

260

ÉCOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT **Mines & Métallurgie**

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

S U J E T

**Etude des caracteristiques mécani-
-ques et stéréologiques des phases
de la fonte G.S.C alliée au :**
Mn, Ti, Al

Proposé par :

E . Salhi

A . Maïstrouk

Etudié par :

R . Omar

M . Riad

Dirigé par :

E . Salhi

PROMOTION : **Janvier 1988**

ÉCOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT Mines & Metallurgie

المكتبة - المكتبة
BIBLIOTHEQUE - المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

S U J E T

Etude des caracteristiques
mecaniques et stereologique
des phases de la fonte G.S.C
alliee aux Ti - Al - Mn.

Proposé par :
S.Salhi

Maystrouk

Etudié par :
O.Rachid

R.Mouloud

Dirigé par :
S.Salhi

PROMOTION : janvier 88



***** REMERCIEMENTS *****

NOUS TENONS A REMERCIER EN PREMIER LIEU NOTRE PROMOTEUR Mr S.SALHI POUR SON AIDE PRECIEUSE , AINSI QUE TOUS LES ENSEIGNANTS QUI ONT CONTRIBUES A NOTRE FORMATION , PARTICULIEREMENT CEUX DU DEPARTEMENT MINES ET METALLURGIE .

TOUS LES GENS QUI NOUS ONT CONSTEMMENT AIDES DE PRES OU DE LOINS TROUVERONS EGALEMENT NOS REMERCIEMENTS.

OMAR RAchid & RIAD Mouloud

	Page
Introduction	1
<u>chapitre I</u>	
1. Historique	3
2. Influence de la composition chimique	4
2-1 Le carbone	4
2-2 Le silicium	5
2-3 le soufre	5
2-4 Le phosphore	5
2-5 Autres éléments.....	5
3. Cristallisation , Germination , Croissance	6
3-1 Mécanisme de cristallisation du graphite spheroidale	6
3-1-1 Germination	7
3-1-2 Croissance	7
4. Traitements thermiques des fontes G.S	9
4-1 Ferritisation	9
4-2 Normalisation	9
4-3 Trempe et revenu	10
5. Les éléments d'addition et leurs influences	10
5-1 Influence des éléments d'addition sur le diagramme d'équilibre	11
5-2 Les éléments gammagènes	11
5-3 Les éléments alphasgènes	12
5-4 Affinités des éléments d'alliages pour le carbone	12
5-4-1 Eléments non carburigènes	12
5-4-2 Eléments carburigènes	12
6. Les éléments d'additions "Ti , Al , Mn " .	
6-1 Le Titane	13
6-2 L'Aluminium	14
6-3 Le Manganèse	15

CHAPITRE II

METALLOGRAPHIE QUANTITATIVE

1.	Dénombrement des phases	19
2.	Automatisation de la technique de comptage	20
3.	Détermination de la taille des grains	21
	3-1 Méthodes de comptage	21
	3-1-1 Technique de JEFFRIES	21
	3-1-2 Technique de HEYN	21
	3-2 Méthode de comparaison	23
	3-2-1 Conseils donnés au sujet de l'application pratique	23

CHAPITRE III

	TECHNIQUES EXPERIMENTALES	24
1.	Echantillonnage	25
2.	Choix du grossissement	26
3.	Identification de la structure	26
	3-1 Essais de microdureté	26
	3-2 Analyse au microsonde	27
4.	Determination des taux phases	28
5.	Détermination de la taille et de la distribution des grains de graphite	29

CHAPITRE IV

	Résultats	30
	Interprétation des résultats	45
	Conclusion	50

Le but de notre étude rentre dans le cadre de l'intégration économique de certains alliages , pouvant éventuellement donner des propriétés mécaniques élevées pour une utilisation dans des conditions de frottement et d'abrasion. Pour cela l'introduction du manganèse de 8% à 15% peut donner des variations aussi bien de structure que des propriétés mécaniques.

Cet élément étant de nature gammagène et carburigène , et en fonction du taux on obtient des phases différentes. A des teneurs comprises entre 0.5% et 6% de manganèse dans les aciers ou dans une matrice d'une fonte G.S , on observe beaucoup de carbures.

Une trempe nous donnerait une structure martensitique très fragile . Pour une teneur supérieure à 6% jusqu'à 12% , une trempe nous donnerait une structure carburigène avec une matrice austénitique instable. Les différentes températures de revenus peuvent nous transformer facilement cette austénite instable.

Une teneur supérieure à 12% nous permettrait de stabiliser l'austénite , tout en ayant la présence des carbures , d'où les températures de revenus n'auraient pas une grande influence sur une austénite qui est déjà stable.

Vu les propriétés mécaniques de l'austénite qui sont faibles , une teneur de Ti,Al augmenterait les propriétés mécaniques par l'apparition d'une phase intermétallique , dont ses propriétés sont très élevées. Ainsi nous aurons des composés $Fe_x Ti_y Al_z$ dans une matrice plastique.

Ainsi un alliage de ce genre doit présenter théoriquement des propriétés d'usure très élevées.

Afin de réaliser cette approche théorique, nous avons pensé à un alliage de base national élaboré à la S.N.V.I. Le choix de cet alliage de base qui est la G.S.C est dû à sa faible teneur en impuretés (S et P).

Dans notre étude , nous avons pu obtenir cet alliage élaboré à différents teneurs en (Mn,Ti,Al) sur la base de la G.S.C. Nous avons concentré notre recherche sur l'étude de l'évolution des duretés HRC de tous les alliages en fonction des états de traitements thermiques suivants:

l'état brut , trempé , puis différents revenus de 300 à 800°C. Nous nous sommes intéressés aussi à la variation des propriétés mécaniques des phases ,à la variation des taux des phases en fonction des traitements thermiques , et enfin à l'étude statistique des dimensions moyennes du graphite.

Les valeurs des propriétés mécaniques des phases et les résultats des taux des phases ainsi que la variation des dimensions du graphite ne sont que des résultats complémentaires pour donner un aperçu scientifique sur l'évolution de ces alliages .

L'introduction de l'étude statistique des phases et des dimensions du graphite a une importance capitale sur l'interprétation de l'effet physique du matériau, ceci nous permet d'étudier la dispersion des dimensions du graphite et la variation de la fréquence des tailles du graphite.

L'étude statistique des phases nous permettrait de faire une analogie avec les propriétés mécaniques des phases.

1/ HISTORIQUE

La fonte grise présente l'inconvénient d'être fragile et de ne pas supporter de déformation plastique sans se rompre; les lamelles de graphite constituent pratiquement des solutions de continuité dans la masse, parceque le graphite n'a aucune résistance à la traction, et l'on conçoit que les cassures progressent facilement de lamelle en lamelle.

La F.G.S est apparue la première fois en 1948 ,son obtention consisté alors à ajouter du Cerium à la fonte hypereutectique liquide.

De nos jours , seul le Magnésium est utilisé à grande échelle, vue que son prix de revient est favorable.

La fonte.G.S présente une structure comparable à celle des aciers ; le graphite sphéroïdal est réparti uniformément (compact et inséré) dans la matrice métallique .

la facilité de moulage et la bonne coulabilité est due en grande partie , à la haute teneur en carbone équivalent.

Tout en gardant les propriétés spécifiques des fontes (abaissement du point de fusion, grande fluidité, facilité de moulage, facilité d'usinage) la fonte G.S possède des propriétés mécaniques équivalentes à celles de l'acier (dureté, plasticité).

Les principales applications de la F.G.S sont: tuyaux pour

conduite d'eau , de gaz ,de pétrole ,obtenu par coulée centrifuge cylindres de laminoires , engrenages , vilbrequins./1/

La structure que l'on veut attribuer à la fonte G.S s'obtient par : le choix de la composition chimique,le mode de moulage ,ou bien par le traitement thermique .

Notre travail nous a permis d'aborder ces différents paramètres.

2- INFLUENCE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE

2-1-LE CARBONE:

C'est un élément graphitisant.Dans la plupart des fontes sa teneur varie de 3% à 4% ,cette teneur est proportionnelle au nombre de sphéroïdes apparus.

L'influence du carbone sur les caractéristiques mécaniques des F.G.S est beaucoup plus faible que dans les F.lamellaires;c'est pourquoi pour les pièces épaisses on choisit un carbone équivalent inférieur à 5.3% , afin d'améliorer la coulabilité,et éviter les défauts de trempe et de retassure.

A part son rôle graphitisant,il accroît sensiblement le domaine de l'austénite,done c'est un élément gammagène puissant. Dans le diagramme d'équilibre Fe-C sa solubilité limite dans l'austénite est de 2.14% fig(1).

L'aspect du domaine ferritique (au-dessous de A1) et également sous la dépendance de la teneur en carbone.

2-2-LE SILICIUM:

C'est un graphitisant énergique, sa teneur varie de 1.8% à 2.8%, il accroît la vitesse de diffusion du carbone dans l'austénite lors de la formation des sphéroïdes.

Pendant la transformation eutectoïde, le "Si" augmente la quantité de ferrite, il durcit celle-ci, en augmentant ainsi sa résistance et celle de la fonte.

Comme inconvénient, il diminue la résilience. Pour cette raison, on a limité sa teneur.

2-3-LE SOUFRE:

Il consomme beaucoup de "Mg", car ce dernier est un désulfurant actif. Pour cela il faut ajouter une quantité de "Mg" suffisante pour avoir à la fin de la désulfuration la quantité nécessaire pour donner au graphite sa forme sphéroïdale. Pour cette raison et d'autres, le "S" est toujours maintenu à de faibles teneurs (S% inférieur ou égal à : 0.01%) .

2-4-LE PHOSPHORE:

Le phosphore abaisse la résilience, et influe négativement sur la ductilité.

L'influence nocive du "P" est renforcée par le fait qu'il est très susceptible de ségrégation, il en résulte que les parties centrales du lingot s'enrichissent fortement en "P" qui réduit brusquement leurs ductilité, c'est pourquoi il est nécessaire que sa teneur ne dépasse pas 0.05% ./2/

2-5-AUTRES ELEMENTS:

Il existe d'autres éléments dans la F.G.S, comme le: Ni, Mn, Cu; qui sont utilisés pour l'amélioration des propriétés des

fontes, comme; la résistance à la corrosion.

La présence de certains éléments (même à l'état de traces) gênent la sphéroidisation du graphite, comme: Pb, Ti, Al, Sb, Zr, As, ...

3/ CRISTALLISATION , GERMINATION , CROISSANCE

La cristallisation du graphite sous forme de sphères est due à l'action du magnésium; à la fonte liquide, on ajoute un alliage de Fe-Si-Mg à 10% et 45% de Si. Ce procédé est relativement coûteux, car la perte en "Mg" est importante.

Il semble que le Magnésium joue un rôle inhibiteur de courte durée, en retardant la formation initiale de graphite; la fonte normalement grise, se solidifie d'abord avec formation de cémentite, puis l'action du Magnésium cessant, celle-ci se décompose en donnant du graphite qui se développe également dans toutes les directions, ce qui entraîne une forme sensiblement sphérique. /1/

3-1-MECANISME DE CRISTALLISATION DU GRAPHITE SPHEROIDAL:

La solidification des fontes à graphite sphéroidal commence par la croissance de sphères eutectiques, on a alors le sphéroïde de graphite entouré par une coquille d'austénite dans laquelle le graphite n'est plus au contact avec le liquide. (en raison de l'intense surfusion et du retard de cristallisation dû à l'action combinée du "Mg" et du "Si", le graphite s'enrobe immédiatement d'austénite).

L'intervalle de température dans lequel se déroule la réaction eutectique est relativement large.

Le mécanisme de cristallisation du graphite sphéroïdal se déroule en deux opérations: - Germination.

- Croissance.

3-1-1-GERMINATION:

C'est un déplacement simultané d'un petit nombre d'atomes qui grâce à l'agitation thermique ,prennent la configuration de la nouvelle phase.L'extrême petitesse des germes,fait qu'aucune technique expérimentale ne permet l'observation directe de leur formation./1/

Pour le graphite on peut citer la théorie du centre technique des industries de la fonte (C.T.I.F), qui dit que :
le graphite se forme après l'inoculation du Ferro-Silicium des cristaux transitoires (CSi) dans des zones riches en "Si" de la fonte liquide.

3-1-2-CROISSANCE:

Selon la théorie du C.T.I.F ,le développement sphéroïdal et lamellaire dépend de deux facteurs:

- La vitesse de cristallisation du graphite : V_c
- La vitesse d'apport des atomes de carbone par diffusion à travers la gaine d'austénite : V_a

Si " V_a " est grande ,la forme du graphite est déterminée par le facteur " V_c " qui dépend des éléments du système du réseau.

La forme en lamelle résulte d'une vitesse " V_c " plus grande dans le plan hexagonal.

Si " V_a " $<$ " V_c " ,l'apport d'atomes devient symétrique dans toutes

les directions;c'est à dire indépendant des éléments de système de la maille hexagonale du graphite.

Donc tout élément qui diminue "Va",réduit la diffusion du carbone à travers la gaine d'austénite, donc favorise la formation du graphite sphéroïdal./5/

4- TRAITEMENTS THERMIQUES DES F.G.S

A l'état brut de coulée ,les fontes à graphite sphéroïdal sont:

* soit perlitiques;avec ou sans cémentite proeutectoïde.

* soit ferrito-perlitique,la ferrite se formant le plus souvent par ferritisation directe.

On peut orienter la fonte vers un état purement ferritique par un recuit de ferritisation,ou vers un état purement perlitique par un traitement de normalisation.

4-1-FERRITISATION:

Elle consiste à décomposer la cémentite proeutectoïde et la perlite en : ferrite + graphite .

* Si la fonte contient initialement de la cémentite proeutectoïde, il est nécessaire de chauffer 1 à 2 heures au-dessus de A_{cm} (875-950°C) afin de dissoudre ce carbure dans l'austénite.

Un refroidissement à l'air au-dessous de A_{r1} donne de la perlite; on chauffe alors légèrement au-dessus de A_{c1} pour décomposer cette perlite.

* Si la fonte ne contient pas initialement de la cémentite libre,il s'agit d'un recuit de quelques heures (3h à 10h) légèrement au-dessous de A_{c1} (700 à 750°C) qui peut décomposer toute la cémentite perlitique.

4-2-NORMALISATION:

Pour l'obtention d'une structure perlitique avec des

caractéristiques mécaniques élevées ,on fait un chauffage entre 875 et 950°C , on le fait suivre d'un refroidissement à l'air ambiant ou soufflé.

4-3-TREMPE ET REVENU:

Ce genre de traitement est surtout destiné pour augmenter la dureté. On fait le chauffage à 875°C pendant une durée de 30 à 60 minutes, puis un refroidissement brutal, souvent par une trempe à l'huile .On obtient alors une structure martensitique qui à une très bonne dureté. Généralement une trempe est suivie d'un revenu à différentes températures , afin de diminuer les contraintes dues à la trempe , et de régler la dureté. Le choix de la température de revenu est toujours en fonction de la dureté que l'on désire , ainsi que de la structure voulue.

Avant de se lancer sur l'étude des éléments d'alliages de la F.GSC dont nous faisons l'étude, nous allons voir en bref le comportement des éléments d'alliages en général ,dans les aciers (ou fontes),ce qui nous aidera à mieux comprendre le comportement de notre alliage.

5-LES ELEMENTS D'ADDITION ET LEURS INFLUENCES

L'insuffisance des propriétés des fontes (non alliées) en vue de certaines applications, a conduit à la mise au point de fontes alliées ; ceci dans le but d'obtenir une modification sensible d'une propriété, ou de l'ensemble des propriétés de la fonte:

Exemple

- * Amélioration de la trempabilité.
- * Emplois à hautes températures.
- * emplois en milieux agressifs.
- * Graphitisation ou anti-graphitisation./8/

5-1-INFLUENCES DES ELEMENTS D'ADDITON SUR LE DIAGRAMME D'EQUILIBRE

- Par l'influence des éléments d'addition , les lignes du diagramme d'équilibre sont déplacées.
- Le point eutectoïde est toujours déplacé vers la gauche par le "Ni,Mn...." et à droite par le "V,Ti,Nb...."
- Le titre en carbone d'un acier allié eutectoïde est d'autant plus faible que le titre en éléments alliés est plus grand.
- La transformation eutectoïde n'a pas lieu à température constante,mais dans un intervalle de température.
- Les points A3 et A4 ,qui déterminent le domaine des températures d'existence de la ferrite et de l'austénite,se trouvent aussi modifiés, suivant que l'élément est alphagène ou gammagène.

5-2)LES ELEMENTS GAMMAGENES:

Le Nickel et le Manganèse abaissent le point "A3" et élèvent le point "A4".Si la concentration en éléments d'alliages dépasse une certaine teneur, les alliages ne subissent pas de transformation alpha-gamma quelle que soient la température. Les alliages de ce type sont dits "austénitiques"(fig.1).

5-3-LES ELEMENTS ALPHAGENES:

Le Titane, le Silicium, l'Aluminium, et d'autres ; ces éléments (à l'inverse du Ni et Mn) abaissent le point "A4" et élèvent le point A3 (fig.1). Lorsque la teneur en éléments d'alliages dépasse une certaine valeur, les alliages sont composés d'une solution solide d'éléments d'alliages dans le "fer alpha". Les alliages de ce type sont dits "ferritiques".

5-4) AFFINITES DES ELEMENTS D'ALLIAGES POUR LE CARBONE:

On vient de voir que les éléments d'alliages sont classés selon leur pouvoir alphasgène ou gammagène, mais il y a aussi ceux qui sont classés selon leur affinité pour le carbone.

5-4-1-ELEMENTS NON CARBURIGENES:

En effet, le Si, Ni, Al..., ne se combinent pas au carbone, et sont solubles dans l'austénite à haute température. Le carbone est alors surtout sous forme de cémentite.

5-4-2-ELEMENTS CARBURIGENES:

Les autres: Mn, V, Ti, ..., se combinent au carbone en donnant des carbures qui peuvent se dissoudre complètement dans l'austénite et se séparent à l'état de carbures libres au cours d'un refroidissement suffisamment lent.

* Si la proportion d'éléments alliés reste faible, l'élément se trouve sous forme de cémentite alliée $(Fe, M)_3C$, ou une partie du fer est remplacée par l'élément d'alliage M.

* Si la proportion est suffisante on obtient des carbures alliés $(M_x C_y)$, dont une partie de "M" peut être remplacée par du fer.

A cause de leur tendance à former des carbures, ces éléments sont dits carburigènes.

Selon J. Barralis/8/, les éléments carburigènes suivants sont classés dans l'ordre croissant: Mn, Cr, Mo, W, V, Ti, Nb.

A part le manganèse, les éléments carburigènes sont également alphagènes et inversement. //1/

A. Goulliaev/2/ a démontré que l'activité carburigène est d'autant plus grande que la sous-couche électronique "d" du métal de transition est moins complète. Le "Ni", le "Co" et l'"Al" ne forment pas de carbures vu que leur sous-couche " "est plus complétée par les électrons que le fer.

6-LES ELEMENTS D'ADDITIONS "C (*), Ti, Al, Mn"

Notons aussi, que l'influence des éléments d'alliages ne se limite pas à ce que nous venons de voir seulement, mais sur des domaines plus larges; tel que leur influence sur le revenu que nous allons aborder dans la partie interprétation des résultats, on a aussi la formation de composés intermétalliques et leur influence sur le durcissement.

D'après nos recherches bibliographiques on a constaté qu'il n'y a pas eu d'études sur les fontes grises alliées au "Mn, Ti, Al" avec un taux de manganèse élevé.

6-1-LE TITANE:

Le titane est présent dans les fontes neuves en quantités souvent non négligeable, quelquefois importantes, tel que 3% à 6% de "Ti" dans une fonte grise nous donne des composés carbures: $TiC-Fe_3C$.

(*) nous avons parlés du carbone dans la partie "influence de la composition chimique".

Le titane s'oxyde facilement à l'air, il forme des oxydes (TiO_2), des nitrures (TiN), et des carbures (TiC). Le pouvoir carburigène du titane est le plus élevé, ce qui permet d'accentuer la finesse des grains, la qualité des fontes se trouve améliorée (augmentation de la résistance et de la dureté).

Le titane est un élément alphagène, de faibles teneurs suffisent pour réduire notablement la teneur en carbone de l'austénite, il l'élimine à haute température dans les aciers inoxydables austénitiques et réduit ainsi le risque de corrosion intergranulaire (fig. 2).

A des températures élevées, en présence d'Al, le titane forme une phase intermétallique qui a pour effet d'élever la dureté. Dans les fontes à graphite sphéroïdal, à partir de 0.2% de titane, on assiste à la dégénérescence des sphéroïdes. /4/

6-2) L'ALUMINIUM:

L'aluminium est un excellent désoxydant, il favorise la graphitisation, donc il a un effet germinateur de graphite. Il est généralement présent dans les ferro-silicium et autres ferro-alliages.

0.2% d'Al peut améliorer les propriétés mécaniques, augmente la densité et provoque le concassage des grains. En présence d'azote ou d'oxygène, il forme une dispersion fine qui réduit la croissance du grain d'austénite (fig. 3).

0.2% à 0.8% d'Al dans la fonte grise à 3.5% de carbone et 1% de silicium augmente la résistance à la rupture de 25%. K augmente

de 25% à 50% .A 1% l'Al améliore la réfractérité de la fonte grise./4/

6-3-LE MANGANESE:

Le manganèse est un élément gamma-gènes ,il est plus économique et plus actif que le nickel du point de vue de l'abaissement du point de transformation au refroidissement(fig.4).

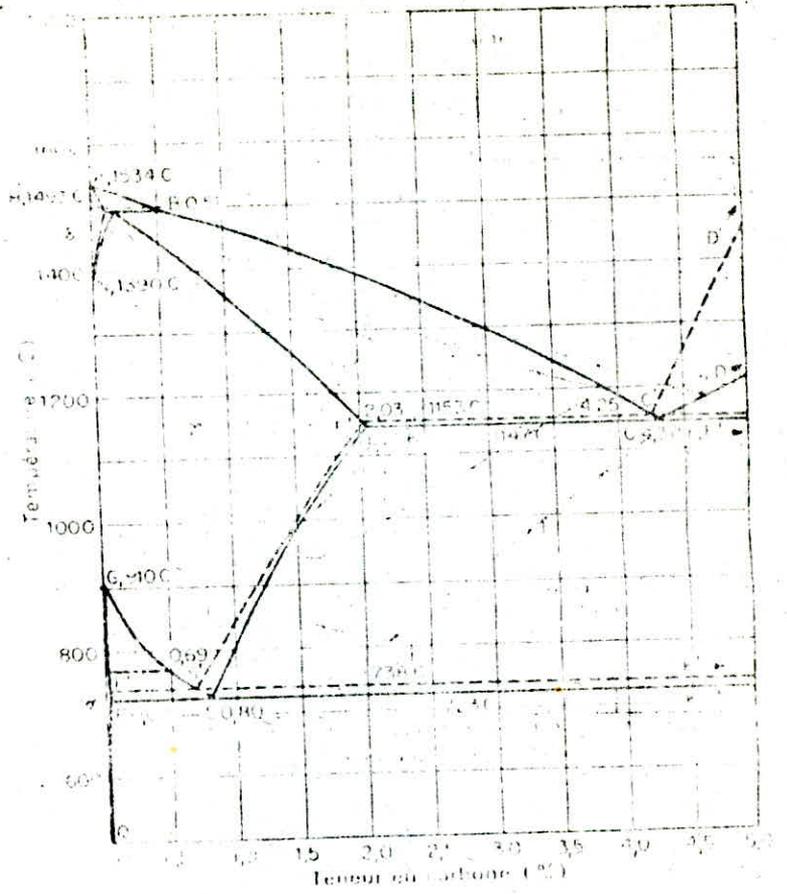
A haute teneur (12% à 14%), on est en présence d'aciers "Hadfield".Le manganèse associé au carbone abaisse la température ordinaire,dont la propriété fondamentale est de présenter une résistance exèptionnelle à l'usure, et cela dans toute la masse.Ces aciers ne s'usinent qu'à la meule.

Dans les fontes le manganèse augmente les carbures combinés,mais diminue le graphite, il a un rôle contraire à celui du silicium.

Le manganèse entre dans les fontes alliées austénitiques, mais son effet carburigène limite dans certains cas, les teneurs admissibles dans les fontes.

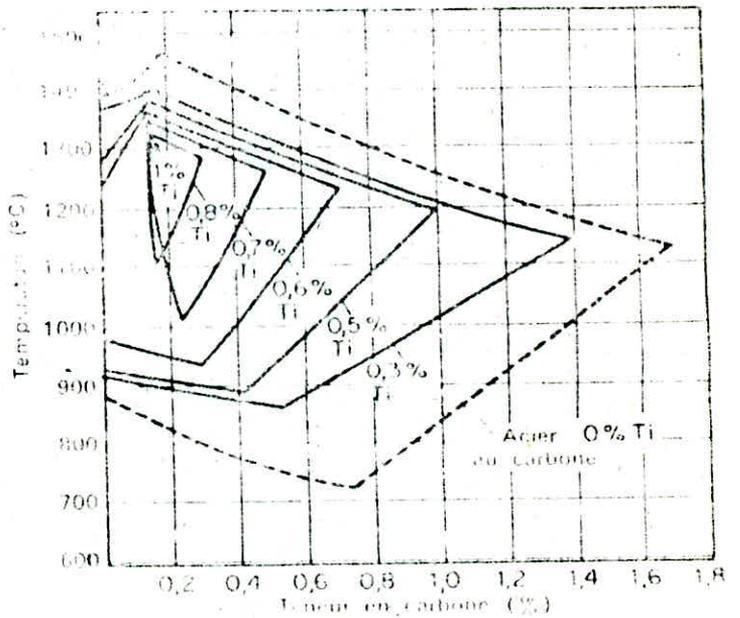
diagramme d'équilibre du système fer-carbone

Fig 1



influence de titane sur les teneurs limites de carbures conduisant à la formation d'austénite à température élevée.

Fig 2-a



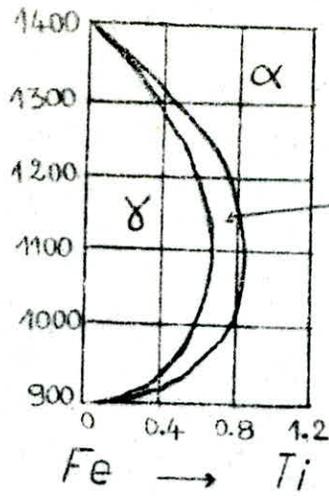


fig 2b

diagramme for titane

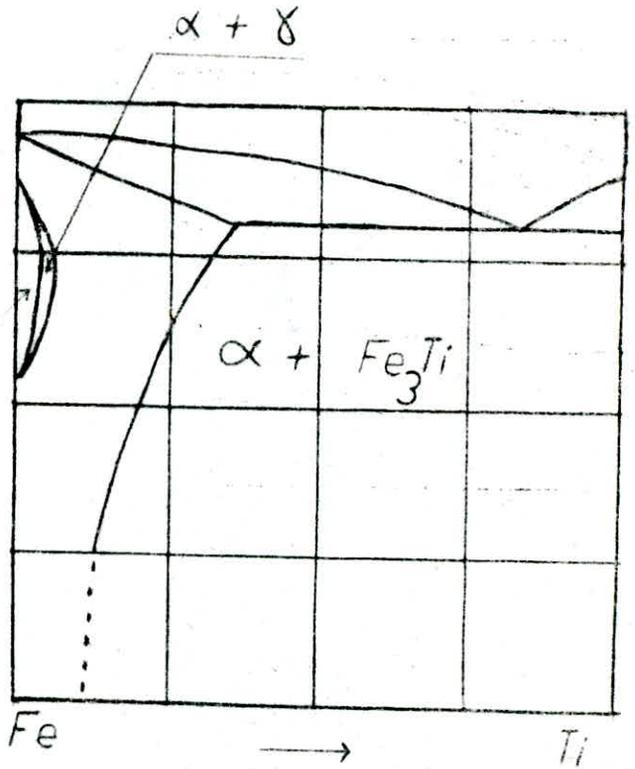


diagramme for aluminium

fig 3

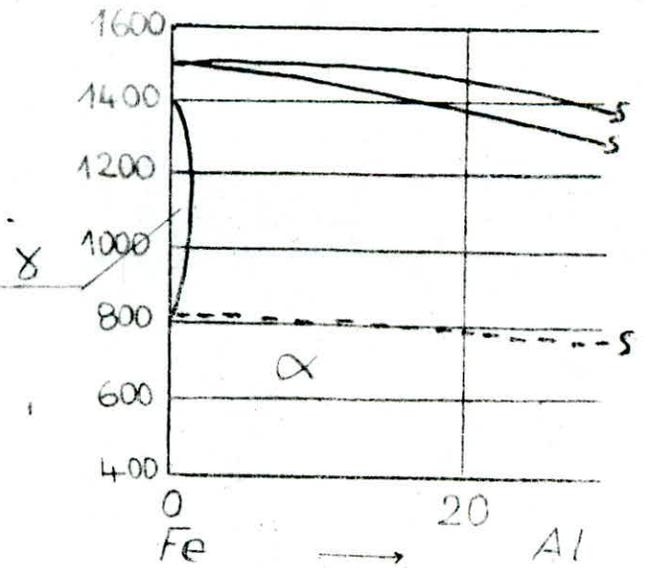
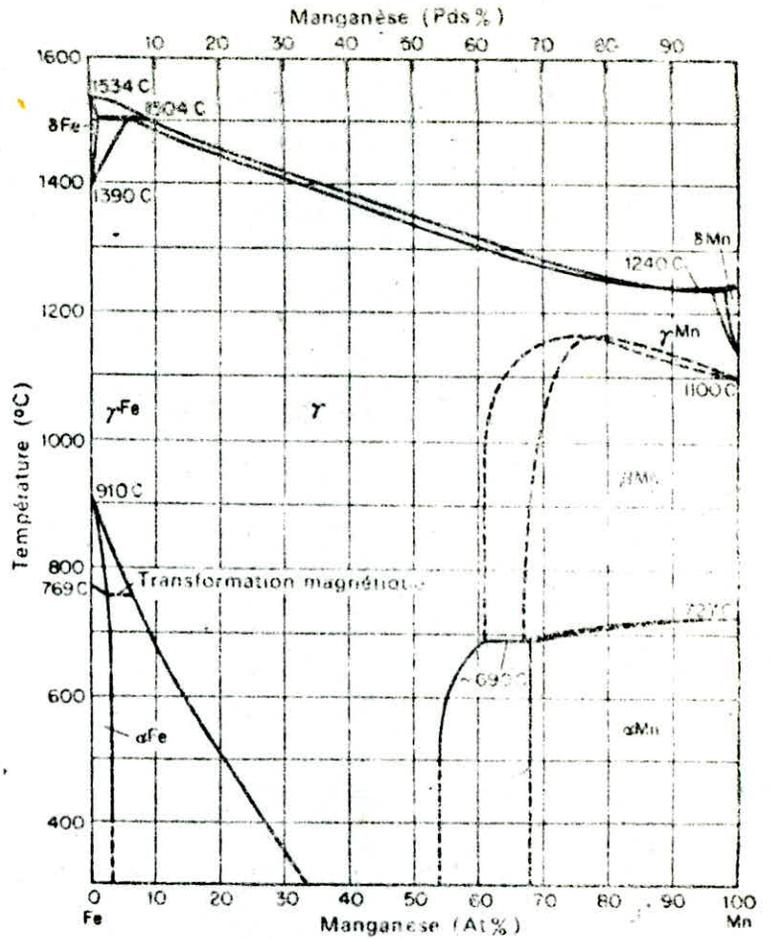


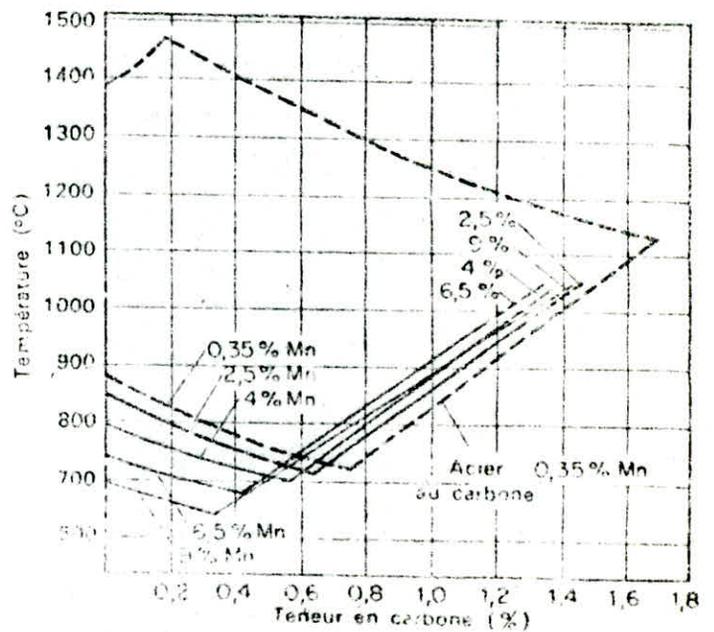
Diagramme d'équilibre des alliages binaires fer-manganèse

fig 4a



influence de di esse teneurs en manganèse sur les limites de "o" conduisant à la formation d'austénite pure à température élevée

fig 4b



1) DENOMBREMENT DES PHASES:

Pour calculer les taux des phases d'une structure polyphasée, on utilise une trame (grille quadrillée), on compte les points d'intersection de la grille qui tombent sur les phases. Si les points se trouvent sur l'interface de deux phases, on compte 1/2 point. (fig.7). //7//, //11//.

Si on désigne par:

* N_p : nombre total de points de la phase .

* N_t : " " " de la trame.

La fraction de volume de la phase sera:

$$V_p = \frac{N_p}{N_t}$$

Si on désigne par "n" le nombre de répétitions de comptage à divers endroits de l'échantillon ; l'erreur statistique moyenne sur N_p est $\frac{1}{\sqrt{N_p}}$ avec:

$$N_p = \frac{4}{\sqrt{(n - 1)}}$$

Avant de faire l'analyse, on doit connaître que l'effort nécessaire (temps de travail) varie en fonction inverse du carré de l'erreur. On fait une estimation grossière de la fraction volumique en appliquant un petit nombre de points à l'échantillon, grâce à cette estimation, on peut calculer le nombre total "P" de points à appliquer pour obtenir une précision souhaitée, on se sert pour cela de l'équation:

$$P = \frac{1}{\sigma} (V_0 (1-V_0))$$

σ : écart type admissible sur l'estimation de la fraction volumique.

V_0 : estimation grossière de la fraction volumique.

2) AUTOMATISATION DE LA METHODE DE COMPTAGE:

Dans un microscope à balayage conventionnel, l'image est obtenue en balayant l'objet et l'écran de visualisation ligne par ligne et en modulant l'intensité du spot par un signal analogique représentant l'intensité du phénomène résultant de l'interaction des électrons avec l'échantillon. Ce procédé se prête bien d'une reproduction photographique, mais ne permet pas d'effectuer de traitement quantitatif de l'image. Pour cela on utilise un système plus cohérent, qui consiste à décomposer chaque ligne en un certain nombre de points, et à affecter à chacun de ces points une valeur numérique représentant l'intensité du signal recueilli en ce point. L'image est ainsi devenue un tableau rectangulaire de valeurs (matrice) stockées dans la mémoire d'un ordinateur et donc susceptible d'être transformée et analysée par des méthodes numériques.

On peut distinguer trois parties dans le traitement informatique des images.

* La saisie et le codage des images: i.e la transformation d'un objet analogique bidimensionnel en un tableau de nombres que peut traiter l'ordinateur.

* Le traitement d'images: i.e la transformation des images en d'autres images mettant en évidence certaines informations.

* L'analyse d'images qui permet d'obtenir des renseignements quantitatifs. /12/

3-DETERMINATION DE LA TAILLE DES GRAINS:

Pour la détermination de la taille des grains, on peut utiliser soit l'image projetée sur le verre dépoli d'un microscope optique, ou une photomicrographie.

Les méthodes utilisées pour la détermination de la taille sont:

- la méthode de comptage et la méthode de comparaison.

3-1 METHODES DE COMPTAGE:

Les méthodes de comptage les plus utilisées :

3-1-1-TECHNIQUE DE JEFFRIES:

Cette technique est la plus usuelle lorsqu'on cherche une simple estimation quantitative de la taille des grains que se soit dans le contrôle de la production ou de la recherche.

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 S des grains. La racine carrée de cette valeur (\sqrt{S}) est appelée "taille du grain".

/7/, /8/, /11/.

3-1-2 TECHNIQUE DE HEYN:

Cette technique repose sur la mesure de \bar{L} (qui est la longueur moyenne d'intersection). On trace une ou plusieurs lignes droites à travers l'image de la structure, on dénombre les intersections entre ces lignes et les joints de grains. La longueur totale des lignes - corrigée en fonction du grossissement - divisée par le nombre d'intersections donne \bar{L} . /7/, /8/, /11/.

$$n_t = 54 + \frac{1}{8}(30) = 69$$

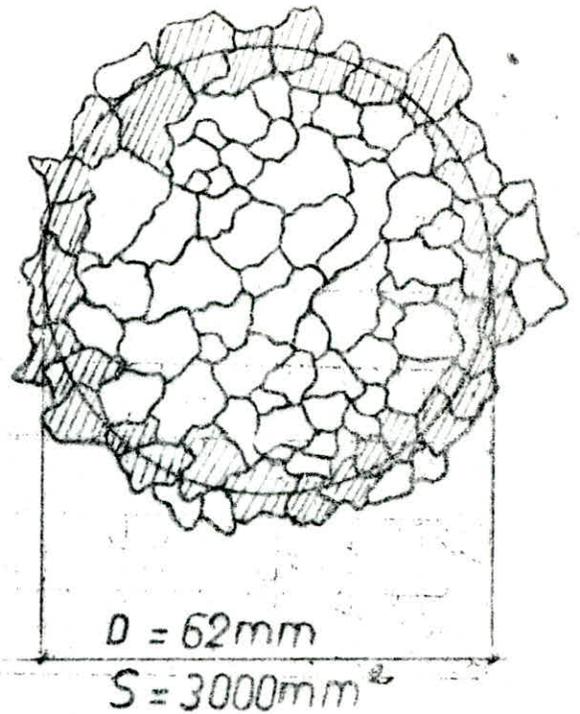
$$S = 3000 \text{ mm}^2$$

$$\bar{S} = \frac{1}{G} \times \frac{S}{n_t}$$

$$= \frac{1}{G} \times \frac{3000}{69} \text{ mm}^2$$

G: grossissement

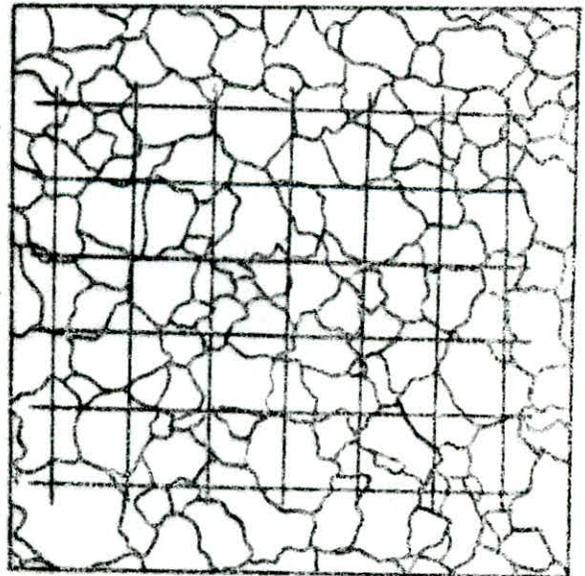
Fig. 5



- n^{bre} d'intersection : 123
- Longueur totale des 13 segments : 715 mm
- Longueur moyenne d'int.
- arsection:

$$\bar{L} = \frac{1}{G} \times \frac{715}{123} \text{ mm}$$

fig 6



La technique de Heyn est jugée la meilleure car :

* la mesure se fait de façon continue le long d'une ligne, il y a donc moins de risques de négliger un grain que dans la méthode de Jeffries.

* l'automatisation de la technique peut se faire facilement sur le principe de l'intersection.

3-2-METHODE DE COMPARAISON:

Le principe de la méthode consiste à comparer l'image donnée par le microscope à des images types dont les grosseurs de grains sont connues.

Il y a lieu de se référer aux planches d'images types contenues dans les normes particulières AFNOR, ASTM, ..et se rapportant au métal considéré. /7/, /8/, /11/.

3-2-1-CONSEILS DONNES AU SUJET DE L'APPLICATION PRATIQUE:

1/ Cette technique dépend de l'estimation automatique par l'oeil de la moyenne des grains de différentes tailles. Il est conseillé de fonder cette estimation sur la première impression; car les questions ultérieures qu'on peut se poser à propos de l'importance des plus petits grains risquent de compromettre la sûreté de l'estimation.

2/ Les micrographies doivent être regardées assez vite, et toutes pendant le même laps de temps, si le temps est trop long, l'estimation de la taille des grains sera par défaut.

3/ Le grossissement doit être choisi de façon que la comparaison se fasse avec des clichés types. /7/

***** TECHNIQUES EXPERIMENTALES *****

Les alliages présentés ci-dessous ont été le sujet de notre étude , nous avons travaillé seulement sur les alliages qui portent un "astérisque" vu qu'ils présentent une légère différence par rapport au reste des alliages.

Nous remarquons bien l'évolution des teneurs en titane et en manganèse qui est de la sorte que ; en premier lieu la teneur en titane est fixée et celle du manganèse varie , puis vis-vers-ça.

éléments désignation	%C	%Ti	%Al	%Mn
T1 *	3.89	0.46	0.25	9.91
T2	3.89	0.11	0.045	8.53
T3 *	3.97	0.39	0.16	9.19
T4 *	3.97	0.18	0.06	8.93
T5 *	3.50	0.18	0.06	15.29
T6	3.50	0.214	0.091	16.09
T7	3.50	traces	0.015	15.64
T8 *	3.62	traces	0.015	15.72
T9	3.62	0.51	0.17	7.61
T10	3.62	0.035	0.017	12.4
T11 *	3.74	0.53	0.25	7.62
T12 *	3.31	0.78	0.316	10.33

Tableau de nomenclature des échantillons d'alliages.

Composition chimique de la fonte de base:

Carbone	:	2.9%	à	3.6%
Silicium	:	2%	à	2.6%
Magnésium	:	↙	à	0.05%
Soufre	:	↘	à	0.01%
Phosphore	:	↘	à	0.05%

Chaque alliage avait subi les traitements thermiques suivants:

- chauffage à 1100°C , une heure de maintien , plus une trempe à l'eau.
- revenu à 300°C avec un maintien de deux heures.
- revenu à 400°C avec un maintien de deux heures.
- revenu à 500°C avec un maintien de deux heures.
- revenu à 600°C avec un maintien de deux heures.
- revenu à 700°C avec un maintien de deux heures.
- revenu à 800°C avec un maintien de deux heures.

1-ECHANTILLONAGE:

Comme les mesures de la métallographie quantitative sont pour la plus part de nature statistique, donc quelle que soit la méthode métallographique employée ,il faut se préoccuper d'abord du système d'échantillonnage:

1°_ On suppose que le matériau étudié présente un large domaine dans lequel la structure est effectivement répétitive, sous cette seule réserve ,on peut caractériser la structure d'un sujet grâce aux observations faites sur un échantillon limité.

2°_ On commence toute analyse structurale quantitative par la

preuve de l'homogénéité ou par la détection de tout écart par rapport à cette homogénéité.

2-CHOIX DU GROSSISSEMENT:

L'étude métallographique des surfaces attaquées doit être réalisée à un grossissement adapté à la taille des grains; le grossissement est d'autre part limité par la nécessité d'avoir dans l'image un nombre suffisant de grains.

3-IDENTIFICATION DE LA STRUCTURE:

Une telle structure peut être prévue en définissant:

- * La composition chimique de base de l'alliage.
- * Les quantités d'éléments d'additions.
- * Le mode de coulée.
- * Le cycle thermique suivi.

En plus de l'analyse des photomicrographies on a utilisé les mesures de microdureté.

3-1-ESSAIS DE MICRODURETE:

La microdureté permet d'étudier individuellement les divers constituants d'une structure polyphasée.

La machine d'essai est constituée d'un dispositif pour l'enfoncement d'une pyramide en diamant sous une faible charge (50 à 500 grammes) et d'un microscope métallographique.

La valeur de la microdureté Vickers est déterminée à partir de tableaux spéciaux de conversion en fonction de la grandeur mesurée " \bar{d} " qui est la moyenne arithmétique des deux diagonales de l'empreinte.

Vu la dispersion des valeurs de microdureté , on a pris la moyenne arithmétique " \overline{HV} " de dix mesures pour chaque phase:

$$\overline{HV} = \frac{\sum HV_i}{10}$$

On note qu'il y a deux problèmes qui ne permettent pas la prise de mesure de microdureté:

1°_ si l'empreinte n'est pas claire (sur les phases très sombre).

2°_ si l'empreinte dépasse la taille du grain.

3-2-ANALYSE A LA MICROSONDE:

La microsonde est utilisée pour:

- * l'analyse des diffusions au joints de grains.
- * l'analyse des précipités.
- * l'analyse des inclusions.

La microsonde électronique peut être considérée comme un tube à rayons X à foyer fin , dont on aurait remplacé l'anticathode en métal pur par un échantillon à étudier.

L'échantillon émet des rayons X dont les longueurs d'onde sont caractéristiques des éléments présents au point d'impact de la sonde. Des spectromètres de rayons X permettent de déterminer les longueurs d'ondes de ces rayons , donc la nature des éléments présents (analyse qualitative).

La mesure des intensités des rayonnements comparée aux intensités obtenues sur des étalons, permet d'en déduire les teneurs (analyse quantitative).

La préparation des échantillons pour la microsonde nécessite une préparation particulière.

1°_ les dimensions des échantillons doivent correspondre au porte échantillon de l'appareil .

Dans notre cas l'épaisseur doit être inférieure à 1 millimetre, et les côtés inférieurs à 3 millimetres.

4-DETERMINATION DES TAUX DES PHASES:

Pour ce travail on a utilisé une trame en plastique transparent sous forme de pochette, dans laquelle on a placé les photomicrographies (fig.7).

Les intersections tombant sur la phase " φ " comptent pour un point, celles qui se trouvent à la limite du grain comptent pour 1/2 point.

Si on désigne par "n " le nombre de points de la phase et " n_{tot} " le nombre total de points de la trame, le taux de phases

sera égal à :
$$\frac{n}{n_{tot}} \times 100$$

Dans le but d'arriver à des taux de phases avec une faible incertitude on a utilisé cinq photos pour chaque échantillon.

5-DETERMINATION DE LA TAILLE ET DE LA DISTRIBUTION DES GRAINS
DE GRAPHITE

La détermination de la taille des grains de graphite nécessite la mesure du diamètre de chaque grain individuel. Pour faciliter le travail on a utilisé la même trame que celle de la figure(7).

La mesure des grains a été faite en longueur et en largeur de cinq photos pour chaque échantillon. Les valeurs des tailles des grains mesurées sont groupées dans les classes : 0-1;1-2;.....;11-12. La distribution graphique des fréquences de chaque classe nous donne la distribution de la taille des grains.

La taille moyenne des grains et l'écart-type se calculent par les formules suivantes:

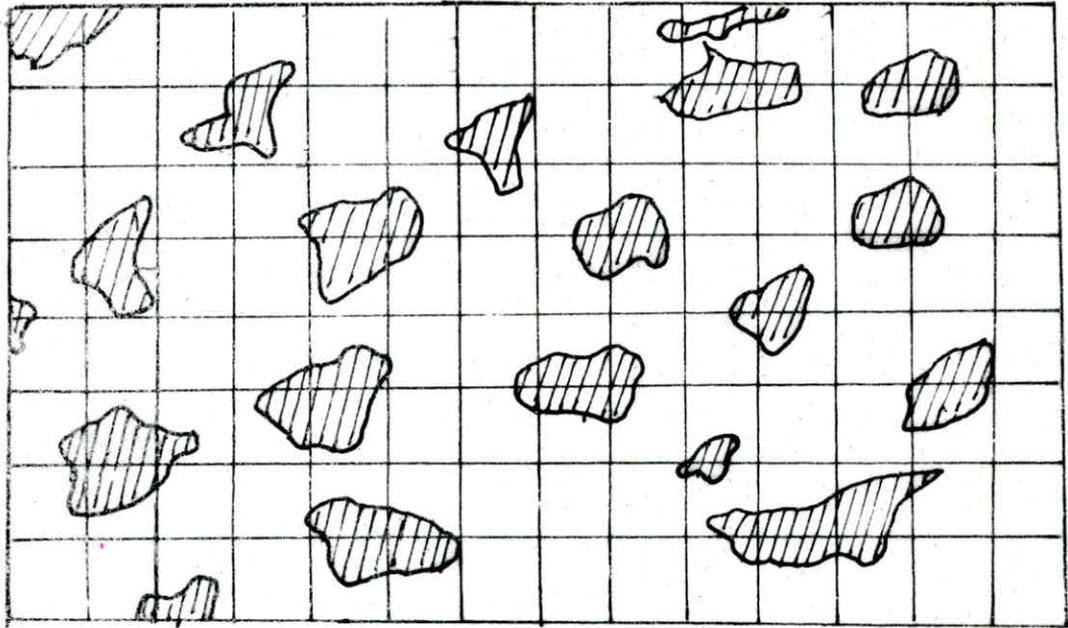
$$\bar{l} = \frac{\sum ni \times li}{\sum ni}$$

$$\sigma = \sqrt{\frac{1}{\sum ni} \left(\sum ni (li - \bar{l})^2 \right)}$$

li : moyenne arithmétique des classe "i".

ni : fréquence de la classe "i".

Exemple de calcul des
taux de phases.



- nombre total d'intersection de la trame : $n_{tot} = 135$
- nombre d'intersection appartenant à la phase 4 (hachuré) : $n_4 = 21 + 4 \times (\frac{1}{2}) = 23$
- Le taux de la phase 4 est : $\% 4 = \frac{n_4}{n_{tot}} \times 100$
- $\% 4 = \frac{23}{135} \times 100 \approx 17 \%$
- $\%$ de la matrice : $100 - 17 = 83 \%$

Dureté (HRC) et microdureté de l'alliage T_2

%C	%Ti	%Al	%Mn
3,89	0,46	0,25	9,91

Etat de l'alliage	phases	\overline{HV}	σ_{HV}	HRC	σ_{HRC}
Brut	cementite + ledeburite	774	105	51,3	1,47
	Matrice	630	17		
Trempe	Austenite	490	54	35,25	2,18
	-cem + led	760	118		
R 300	Austenite	407	26	32,80	1,54
	cementite	753	134		
R 400	cem + led	756	113	37,6	1,13
	Austenite	380	60		
R 500	Matrice (γ)	385	22	48,83	1,00
	ledéburite	686	54		
R 600	ledéburite	668	88	47,18	2,45
	Matrice + Ψ_{IM}	517	52		
R 700	ledéburite	598	33	48,40	1,34
	Matrice + Ψ_{IM}	525	116		
R 800	Matrice	567	39	50,23	0,72
	-	-	-		

Taux des phases et distribution de la taille de grain de graphite
pour l'alliage T.1

Phases	Brut	Trempe	R 300	R 400	R 500	R 600	R 700	R 800
- Graphite	10,3	6,53	6,68	6,85	6,97	7,86	8,7	9,7
sem + led	25,2	35,5	35,8	24,80	20,88	18,9	11,23	13
- Matrice	64,5	57,97	59,52	68,35	72,15	73,24	80,07	77,3

Classes	n_i	$-n_i$						
0 - 1	4	80	-	-	-	19	11	30
1 - 2	24	78	-	-	-	81	62	84
2 - 3	46	66	-	-	-	39	59	57
3 - 4	38	38	-	-	-	35	33	20
4 - 5	19	21	-	-	-	17	15	17
5 - 6	12	4	-	-	-	5	16	7
6 - 7	4	2	-	-	-	4	9	11
7 - 8	1	3	-	-	-	3	3	10
8 - 9	0	0	-	-	-	1	2	4
9 - 10	2	0	-	-	-	1	0	2
10 - 11	1	0	-	-	-	1	0	3
11 - 12	0	0	-	-	-	1	0	2
Σn_i	151	292	-	-	-	206	210	202
l	3,31	2,08	-	-	-	2,63	2,93	3,17
σ	1,65	1,45	-	-	-	1,20	1,67	2,19

Dureté (HRC) et microdureté de l'alliage T3.

%C	%Ti	%Al	%Mn
3,97	0,39	0,16	9,19

état de l'alliage	phases	HV	σ_{HV}	HRC	σ_{HRC}
Brut	Cementite + lédeburite	1009	96	55	1,24
	Matrice	474	113		
Trempe	Austenite	376	12	35,5	1,11
	Cem + léd	968	158		
R300	Austenite	356	15	32,86	1,15
	Cem + léd	825	125		
R400	Austenite	342	15	33,4	0,77
	Cem + léd	759	108		
R500	Matrice (δ)	549	138	52,73	0,84
	lédeburite	933	9		
R600	$\delta + \varphi.I.M$	591	67	48,32	0,68
	δ	440	103		
R700	δ	478	127	47,85	0,67
	$\delta + \varphi.I.M$	585	30		
R800	$\delta + \varphi.I.M$	577	69	50,7	1,33
	—	—	—		

Taux des phases et distribution de la taille de gr.
de graphite pour l'alliage T3

phases %	Brut	Trempé	R 300	R 400	R 500	R 600	R 700	R 800
Graphite	7,59	3,57	4,1	4,80	5,98	6,06	6,76	7,41
Cementite + lod	28,66	33,44	32,66	23,77	12,05	8,18	11,30	11,35
Matrice	63,75	62,46	63,24	71,43	81,97	85,76	81,94	81,24

Classes	n_i							
0 - 1	20	81	-	-	-	82	70	36
1 - 2	39	174	-	-	-	95	99	117
2 - 3	43	45	-	-	-	32	60	32
3 - 4	17	6	-	-	-	24	34	13
4 - 5	10	0	-	-	-	13	12	6
5 - 6	4	0	-	-	-	4	18	4
6 - 7	4	0	-	-	-	0	1	2
7 - 8	5	0	-	-	-	3	0	0
8 - 9	2	0	-	-	-	0	0	0
9 - 10	1	0	-	-	-	1	0	0
10 - 11	0	0	-	-	-	0	1	0
11 - 12	2	0	-	-	-	0	0	0
Σn_i	147	306	-	-	-	254	294	292
\bar{L}	2,83	1,42	-	-	-	1,81	2,13	2,32
σ	2,13	0,70	-	-	-	1,46	1,56	1,27

Dureté (HRC) et microdureté de l'alliage T4

T4

%C	%Ti	%Al	%Mn
3,97	0,18	0,06	8,93

état de l'alliage	phases	H \bar{V}	σ_{HV}	HRC	σ_{HRC}
Brut	-	-	-	56,1	0,70
	-	-	-		
Trempe	Austenite	433	49	35,5	0,74
	Cementite + léd	738	27		
R300	Austenite	390	52	39,42	1,27
	cementite + léd	891	101		
R400	Austenite	445	25	43,8	1,1
	cementite + léd	1057	65		
R500	Austenite + φ .I.M	480	31	58	1,34
	Céme + léd	993	103		
R600	cementite + léd	972	128	50,8	0,87
	Matrice + φ .I.M	497	79		
R700	Matrice + φ .I.M	510	78	50,68	1,05
	Céme + léd	758	83		
R800	Matrice	502	61	47,25	1,87
	Cementite + léd	877	98		

Éaux des phases et distribution de la taille de grain
de graphite pour l'alliage T₄.

phases	Brut	Trempe	R 300	R 400	R 500	R 600	R 700	R 800
graphite	17,51	10,7	10,9	11,03	11,35	13,5	14,7	15,8
Cementite + Led	49,01	31,9	30,8	29	13,34	12,48	-	-
Matrice	33,48	57,4	58,3	59,97	75,31	74,02	-	-

Classes	n _i ^o							
0-1	5	98	-	-	-	32	33	20
1-2	16	52	-	-	-	73	46	34
2-3	28	30	-	-	-	132	36	38
3-4	25	24	-	-	-	12	15	30
4-5	22	12	-	-	-	9	14	20
5-6	8	3	-	-	-	4	9,3	8
6-7	7	1	-	-	-	3	3	4
7-8	1	0	-	-	-	2	2	0
8-9	1	0	-	-	-	2	2	0
9-10	1	0	-	-	-	1	1	2
10-11	1	1	-	-	-	1	0	0
11-12	0	0	-	-	-	0	1	0
Σ-n _i ^o	115	222	-	-	-	170	161	156
l	3,55	1,73	-	-	-	2,18	2,49	2,82
δ	1,82	1,61	-	-	-	1,69	1,97	1,68

Dureté (HRC) et microdureté de l'alliage-T5

%C	%Ti	%Al	%Mn
3,50	0,18	0,06	15,29

État de l'alliage		\overline{HV}	σ_{HV}	HRC	σ_{HRC}
Brut	Cementite + led	911	62	55,05	0,49
	-	-	-		
Trempé	Cementite + led	739	74	48	1,58
	Austenite	430	45		
R 300	Cementite + led	793	115	49,5	0,80
	Austenite	426	8		
R 400	Cementite + led	916	174	46,65	3,52
	Austenite	424	51		
R 500	Cém + led	937	42	52,6	0,97
	Matrice + P.I.M	444	54		
R 600	Cementite + led	796	53	55,1	1,22
	Matrice + P.I.M	522	84		
R 700	Cementite	755	69	55	1,173
	Matrice + P.I.M	576	107		
R 800	Cementite	925	94	52,75	1,52
	Matrice	409	54		

Max des phases et distribution de la taille de grain
de graphite pour l'alliage T5

Phases	Brut	Trempé	R300	R400	R500	R600	R700	R800
Graphite	15,93	14,41	12,88	13,35	13,83	14,66	16,29	17,83
Matrice	67,64	68,81	67,67	67,38	67,91	70,12	68,84	68,07
cémentite+léd	16,43	19,78	19,45	19,27	18,36	15,22	14,87	14,10

classes	n_i							
0 - 1	10	72	-	-	-	60	58	21
1 - 2	26	166	-	-	-	72	81	51
2 - 3	56	66	-	-	-	86	83	90
3 - 4	40	32	-	-	-	27	32	90
4 - 5	29	18	-	-	-	7	14	27
5 - 6	99	12	-	-	-	4	5	11
6 - 7	14	0	-	-	-	1	2	5
7 - 8	4	0	-	-	-	1	3	0
8 - 9	2	2	-	-	-	0	1	1
9 - 10	0	0	-	-	-	0	0	0
10 - 11	0	0	-	-	-	0	0	0
11 - 12	0	0	-	-	-	0	0	0
Σn_i	209	366	-	-	-	258	279	296
\bar{l}	3,59	1,96	-	-	-	2,0	2,16	2,87
σ	1,8	1,30	-	-	-	1,21	1,41	1,31

Dureté (HRC) et microdureté de l'alliage T8

%C	%Ti	%Al	%Mn
3,62	Traces	0,015	15,72

Etats	phases	\overline{HV}	σ_{HV}	\overline{HRC}	σ_{HRC}
Brut	matrice	655	42	54,86	1,03
	Cem + ledeburite	763	78		
trempé	Cem + ledeburite	915	50	50,55	1,87
	Austenite	547	22		
R300	Cem + Led	862	23	51,25	1,36
	Austenite	558	26		
R400	Cem + Led	824	48	49,40	2,51
	Austenite	443	18		
R500	Cem + Led	852	116	54,18	1,42
	Austenite	441	21		
R600	Matrice ($\gamma + \psi IM$)	772	92	58,10	1,71
	Cem + Led	919	73		
R700	Matrice	789	69	56,30	0,78
	Cem + Led	907	63		
R800	Cem + Led	890	85	55,75	2,54
	Matrice	749	59		

Eaux des phases et distribution de la taille de grains de graphite pour l'alliage T8.

Phases %	Brut	Tremp	R 300	R 400	R 500	R 600	R 700	R 800
Graphite	10,99	3,5	3,58	3,67	3,85	4,3	6,4	8
Carbure + led	34,19	44,5	43,86	43,37	42,16	42,04	41,73	39,1
δ	54,92	52	52,56	52,96	53,99	53,66	51,87	52,9

classes	n_i							
0 - 1	15	62	-	-	-	46	50	17
1 - 2	34	28	-	-	-	61	54	33
2 - 3	42	44	-	-	-	30	36	54
3 - 4	35	40	-	-	-	21	29	45
4 - 5	31	20	-	-	-	7	8	34
5 - 6	22	6	-	-	-	1	4	13
6 - 7	8	4	-	-	-	2	2	5
7 - 8	4	2	-	-	-	0	1	1
8 - 9	1	0	-	-	-	0	0	1
9 - 10	1	0	-	-	-	1	0	0
10 - 11	0	0	-	-	-	0	0	0
11 - 12	2	0	-	-	-	0	0	0
Σn_i	3,43	1,78	-	-	-	1,86	2,04	2,78
\bar{l}	1,97	1,67	-	-	-	1,25	1,42	1,52
σ	195	206	-	-	-	168	184	169

Dureté (HRC) et microdureté de l'alliage T_{41}

C%	Ti%	Al%	Mn%
3,74	0,53	0,25	7,62

état de l'alliage	Phases	\overline{HV}	σ_{HV}	HRC	σ_{HRC}
Brut	Cem + led	960	47	42,54	1,30
	Matrice	410	61		
Trempé	Cem + led	814	116	33	0,43
	Austenite	475	73		
R 300	Cem + led	703	68	39	3,11
	Austenite	437	66		
R 400	Cem + led	717	102	32,4	1,83
	Austenite	471	48		
R 500	Cem + led	737	97	47	1,56
	$\delta + \varphi.I.M$	535	63		
R 600	Cem + led	782	96	44,8	1,1
	Austenite + $\varphi.I.M$	508	71		
R 700	Cem	—	—	40	1,28
	Matrice	475	58		
R 800	Cem	—	—	41,46	1,07
	Matrice	482	39		

Phases	Brut	Trempé	R 300	R 400	R 500	R 600	R 700	R 800
Graphite	12	9,14	9,26	9,31	9,71	11,08	11,40	11,67
Cementite	14,35	16,61	17,95	18,98	18,91	15,46	15,12	12,85
Matrice	73,65	72,25	71,79	71,71	71,38	73,46	73,48	75,48

Eaux des phases de l'alliage T11

Phases	Brut	Trempé	R 300	R 400	R 500	R 600	R 700	R 800
Graphite	8,82	6,60	6,63	6,68	6,72	6,76	7,40	8,2
Cementite+léd	20,84	38,35	37,70	36,98	37,60	35,88	21,49	16,56
Matrice	70	55,05	55,67	56,36	55,68	57,36	71,11	75,24

Eaux des phases de l'alliage T12

Dureté (HRC) et microdureté de l'alliage Ti2

%C	%Ti	%Al	%Mn
3,31	0,78	0,316	10,33

etat de l'alliage	phases	H \bar{V}	$\bar{\rho}$ HV	HRC	$\bar{\sigma}$ HRC
Brut	Austenite	390	34	52,35	1,05
	Cem + led	779	70		
Trempe	Austenite	424	24	33,7	1,4
	Cem + led	738	127		
R 300	Austenite	300	18	36	0,83
	Cem + led	703	116		
R 400	Austenite	403	70	35,4	1,85
	led + carbure	735	85		
R 500	Austenite + φ .I.M	378	62	38,5	0,69
	Cem + led	754	106		
R 600	Austenite	413	61	51,6	0,8
	Austenite + φ .I.M	575	93		
R 700	Austenite + φ .I.M	556	97	52,41	1,46
	Cem + led	832	120		
R 800	Matrice	467	42	47,7	1,05
	Cem + led	702	99		

INTERPRETATION DES RESULTATS

1- PROPRIETES MECANIQUE ET ETUDE STATISTIQUE DES PHASES

1-1 Alliage T8:

Pour cet alliage la trempe n'a aucun effet sur la présence d'une austénite instable, car le taux de manganèse qui est un élément gammagène est très élevé, et cela s'explique aussi bien par la faible variation du taux de carbure et d'austénite que par les valeurs de dureté HRC jusqu'à la température de revenu 400°C. La valeur HRC représente la dureté globale de l'alliage avant et après traitements thermiques; les valeurs (\overline{HV}) représentent la microdureté de chaque phase, dont la phase carbure qui possède une composition chimique non variable étant toujours supérieure à 800 HV.

La microdureté de l'austénite varie peu, mais à 400 et 500°C vu la diminution légère de la microdureté on peut dire que la décomposition de cette dernière commence à ces températures.

La phase intermétallique sous forme d'aiguilles est présente à 600°C aux joints des grains de l'austénite en voie de décomposition et à la surface de séparation cémentite - austénite. Les écarts-types importants, reflètent l'hétérogénéité des phases et ceci est constaté particulièrement dans les phases : cémentite + lédéburite, et la matrice (austénite + phases intermétallique). La coaléscence de la phase intermétallique qui commence à 800°C se répercute directement sur la dureté HRC de la matrice, donc la dureté diminue.

1-2 Alliage T5:

L'augmentation de la phase austénitique après trempe diminue la dureté de l'alliage. L'élimination des contraintes internes fait encore diminuer la dureté à 400°C. A partir de 500°C commence la formation de petites aiguilles de la phase intermétallique.

A la température de 700°C, la phase intermétallique est plus compacte, d'où sa microdureté est plus importante et la dureté HRC est maximale.

La variation de la dureté HRC entre T8 et T5 s'explique par le fait qu'il y a une diminution de la dureté après trempe de T5 plus importante que celle de T8, et cela à cause de l'augmentation de la phase austénitique plus importante que celle de T8.

Lors des revenus jusqu'à 400°C on n'observe pas de variation du taux d'austénite vu sa stabilité obtenu par 15.29% de manganèse. Nous constatons aussi que le taux de cémentite diminue en fonction des températures de revenus.

A 800°C le début de la coaléscence de la phase intermétallique tend à abaisser légèrement la dureté HRC de l'alliage.

1-3 Alliage T4:

A l'état brut de coulée on constate la présence des carbures et de la martensite vu la faible teneur en manganèse. Le chauffage à 1100°C permet de décomposer légèrement les taux de carbures après trempe, lors des revenus de 300°C et 400°C on n'observe pas un grand changement, à la température de 500°C

nous avons la cristallisation de la phase intermétallique qui augmente à 600°C et à 700°C où elle devient plus compacte , et se n'est qu'à 800°C que l'on constate le début de la coaléscence des carbures . L'évolution de la phase austénitique peut être mise en évidence par la microdureté (HV) qui augmente progressivement après l'état de trempe.

Par analogie les duretés HRC chutent après trempe ce qui s'explique par la présence d'une austénite instable. Dès la température de revenu de 300°C, la décomposition de l'austénite instable est mise en évidence progressivement avec l'augmentation de la température de revenu ce qui explique l'augmentation de la dureté HRC.

1-4 Alliage T3

Le raisonnement est identique que pour T4 , on a une chute de la dureté HRC qui reste presque constante jusqu'à la température de revenu de 400°C . A 500°C la cristallisation de la phase intermétallique apparaît , et on a la dureté qui augmente à 52.73 HRC. A 700°C on observe le début de la coalescence d'où la dureté diminue légèrement .

Par analogie les valeurs de microduretés de la phase austénitique chutent après trempe puis augmentent progressivement lors de sa décomposition en fonction de l'augmentation de la température de revenu.

1-5 Alliage T1:

Après la trempe une partie de la cémentite se dissout dans l'austénite , au cours du revenu l'austénite instable se décompose progressivement . A 500°C nous avons l'apparition de

petits carbures blancs et dès 600°C la décomposition de l'austénite en phases intermétalliques commence , et à 700°C on a le début de la coalescence.

A 800°C la coalescence est presque totale. L'évolution de la transformation de l'austénite s'explique directement par les valeurs de dureté dont le raisonnement est identique que pour les autres alliages.

2- DISTRIBUTION ET VARIATION DES DIMENSIONS MOYENNES DU GRAPHITE

D'après l'étude statistique , tous les histogrammes de distribution des tailles de grains de graphite pour tous les alliages à l'état brut mettent en évidence l'allure d'une distribution logarithmique normale.

Après trempe , la fonction $N_i=f(l_i)$ se présente selon la loi exponentielle négative , et elle tend à reprendre la loi logarithmique normale , avec l'augmentation de la température de revenu.

On peut constater (d'après les tableaux et les histogrammes) que le $N_i(\text{maximum})$ a une tendance à se déplacer vers les classes les plus grandes en fonction de l'augmentation de la température de revenu ; d'où on peut dire que le taux de graphite a tendance à augmenter. A l'état brut la dimension moyenne du graphite est plus grande et présente des fréquences maximales très petites , ce qui est le contraire après trempe ; la dimension moyenne est plus petite et les fréquences maximales sont très grandes.

Il y a lieu aussi de mettre en évidence que les dimensions moyennes du graphite augmentent progressivement avec les températures de revenus .

Par analogie , la variation de la surface intégrée de Ni=f(li) représentée par ($\sum Ni$) suit la même variation en fonction des traitements thermiques que les fréquences maximales , donc on peut dire que la trempe nous a donné un concassage du graphite . Ce concassage s'explique par la diffusion du carbone dans toute la matrice lors de l'austénitisation à 1100°C , ensuite l'apparition d'un grand nombre de petits amas (ou germes) de graphite répartis dans toute la matrice .

La teneur en graphite de tous les alliages de l'état brut est la plus élevée qu'après trempe et revenus .

Le chauffage à 1100°C pendant une heure suivi d'une trempe ne nous a pas dissout tous les carbures , mais plutôt il a diminué le taux de graphite par obtention de la cémentite dans une matrice austénitique saturée en carbone .

Avec les traitements thermiques de revenus , il nous a été possible d'augmenter progressivement le taux de graphite qui est toujours inférieur de celui de l'état brut , et de nous diminuer le taux de cémentite , mais cette diminution reste toujours faible pour une éventuelle utilisation plus large.

CONCLUSION

Après l'étude en question , il nous est possible de faire ressortir plusieurs propriétés en fonction des éléments d'additions et des traitements thermiques de trempe , plus les revenus de 300°C à 800°C.

Sachant bien que la température de 800°C n'étant pas une température de revenu ; nous avons constaté qu'à ce chauffage nous avons l'apparition d'une nouvelle phase de coagulation légèrement plus douce que la phase intermétallique existante aux températures de 600°C et 700°C. La trempe et les revenus de 300°C,400°C et 500°C nous ont mis en évidence l'existence d'une phase austénitique instable et d'une phase austénitique stable respectivement pour les alliages proches de ~ 10% et ~ 15% de manganèse.

Nous avons constaté dans l'étude statistique des phases, qu'il y a une petite augmentation des taux de carbures de l'état trempé par rapport à l'état brut , puis une décomposition progressive de ces carbures en fonction des températures de revenus.

Pour les alliages à faible teneur en manganèse les carbures et l'austénite instable tendent à disparaître pour former une nouvelle phase intermétallique dès la température de 500°C.

Les microduretés des carbures qu'on a constaté étaient toujours supérieures ou égales à 800 HV , celles de la phase intermétallique sont comprises entre 500 et 750 HV ,les valeurs de l'austénite sont très variables et dépendent de la composition

chimique et de sa transformation lors des chauffages des revenus. La microdureté de la phase coalescée se présente légèrement plus faible que la phase intermétallique.

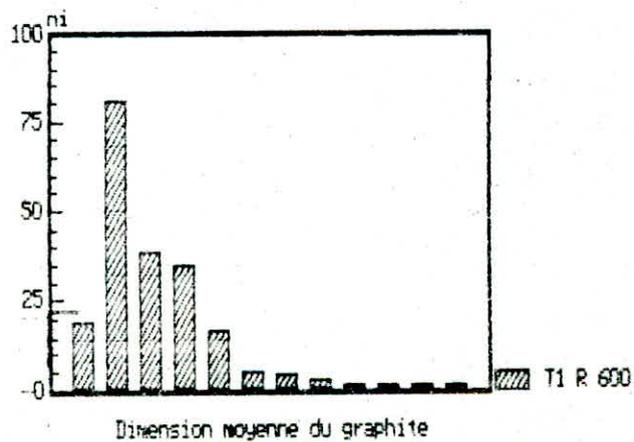
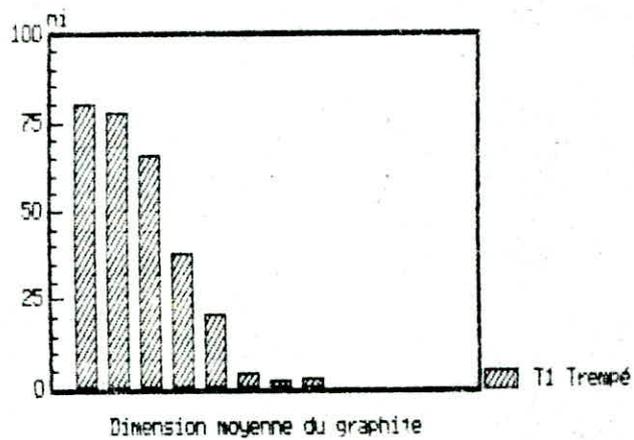
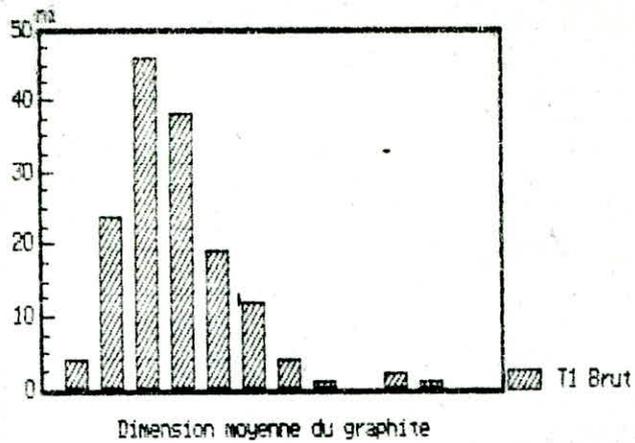
Une constatation de grande importance , peut être mise en valeur relative à la variation des dimensions du graphite et de sa distribution , car les caractéristiques en question ont une grande influence , particulièrement sur la résistance à la fatigue.

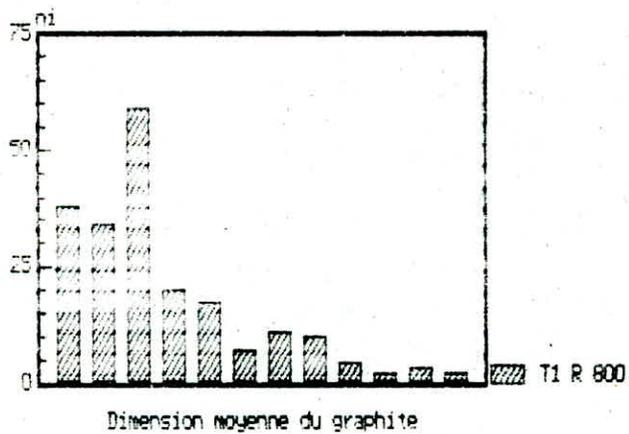
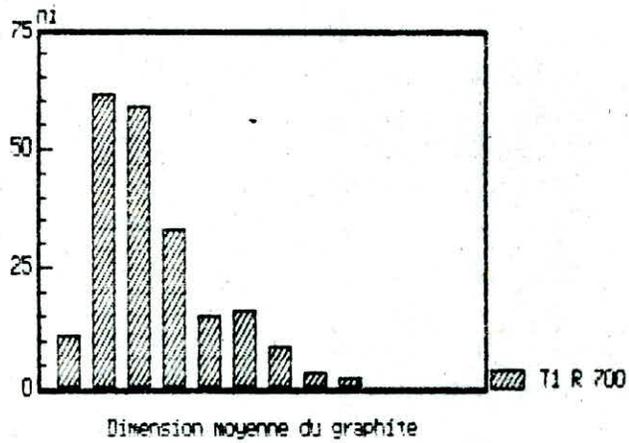
La présence de titane de 0.53% et 0.78% respectivement dans les alliages T11 et T12 déchiquent le graphite pour tous les états de traitements thermiques.

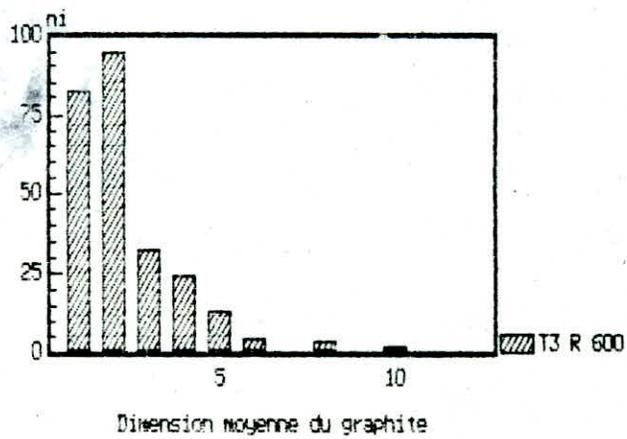
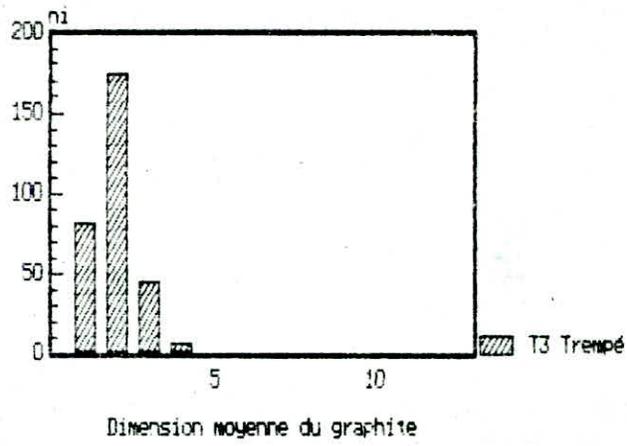
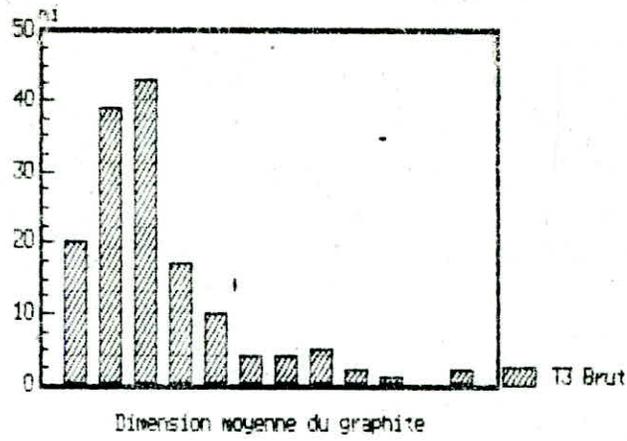
L'alliage T1 contenant une teneur en manganèse rapprochée à 10% et une teneur de 0.46% de titane (rapprochée à celle de T11 qui a une teneur en aluminium identique à celle de T1) , on constate que son graphite est moins déchiqueté.

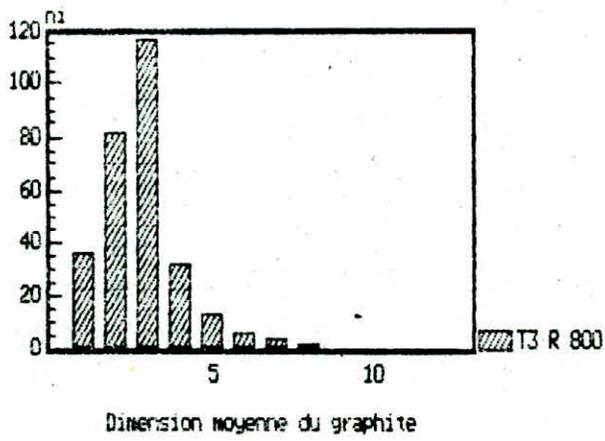
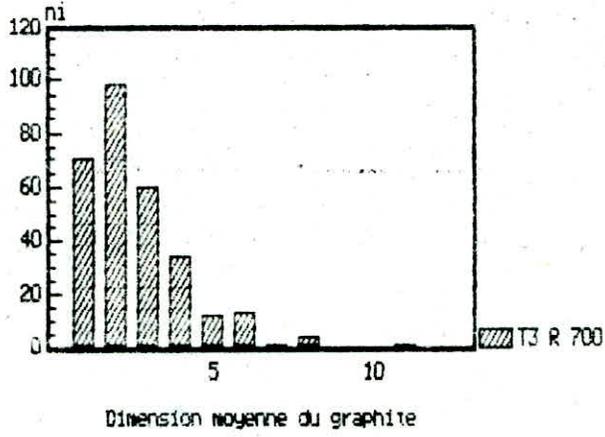
Nous constatons aussi que la morphologie du graphite est différente pour les alliages de ~ 10% de manganèse , et ceci est dû à l'effet carburigène du manganèse à 10% plus important que son effet carburigène à 15% , d'où le graphite des alliages T11,T12,T1 et T4 est plus déchiquetés que dans les alliages T8 et T5.

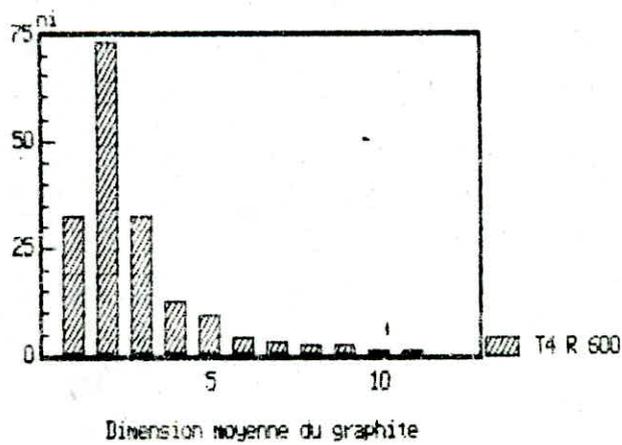
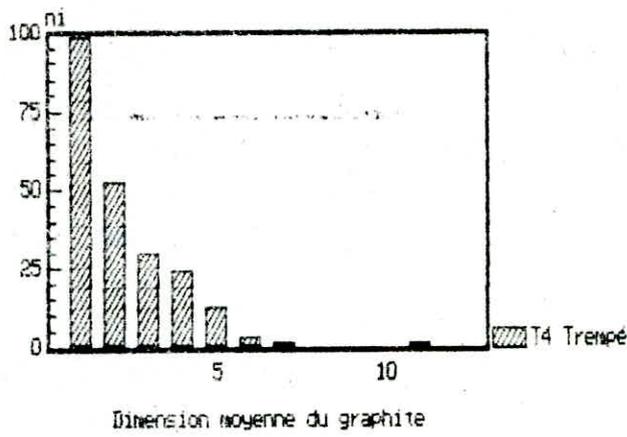
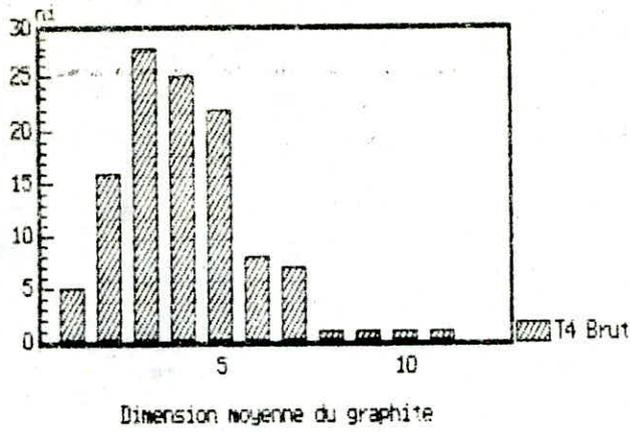
La distribution des dimensions moyennes du graphite chute à l'état trempé par rapport à l'état brut puis augmente progressivement dès la température de revenu de 600°C. Le même cas est constaté pour la dimension moyenne du graphite.

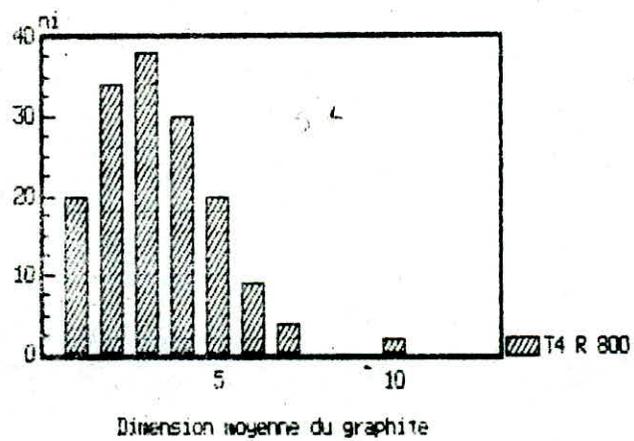
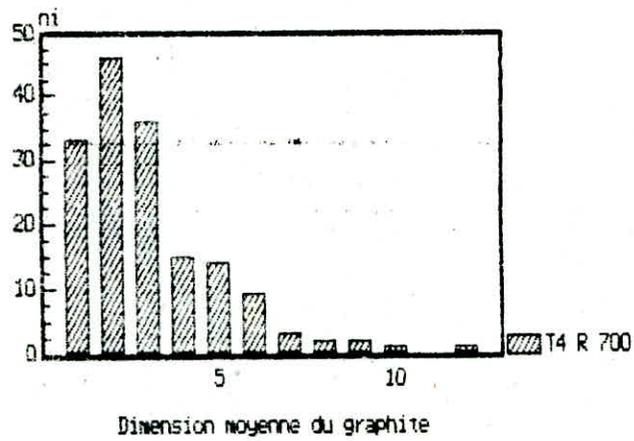


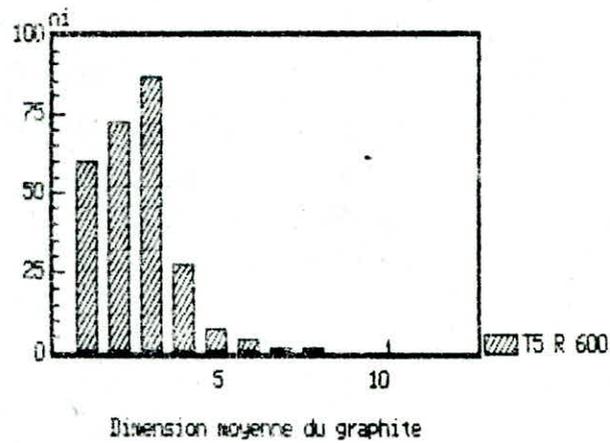
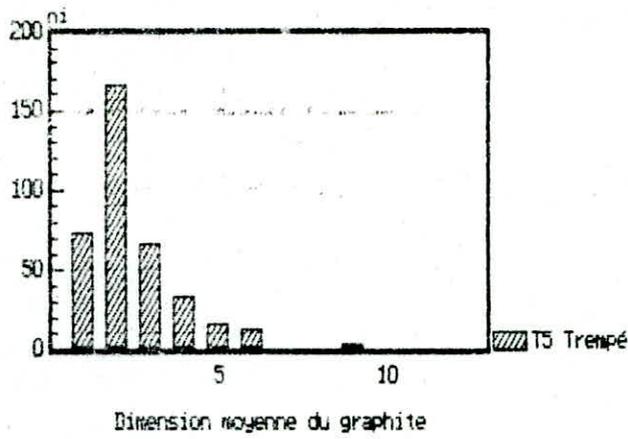
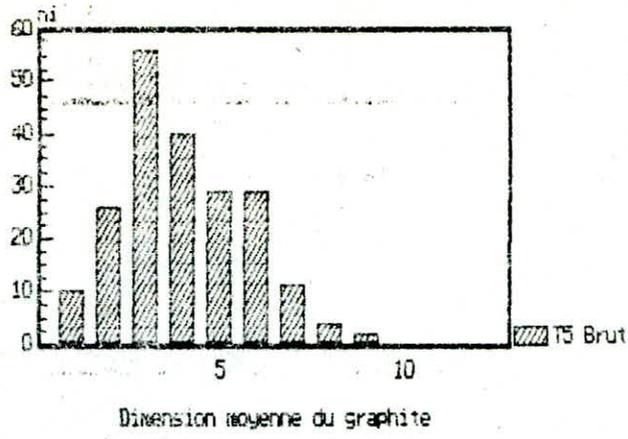


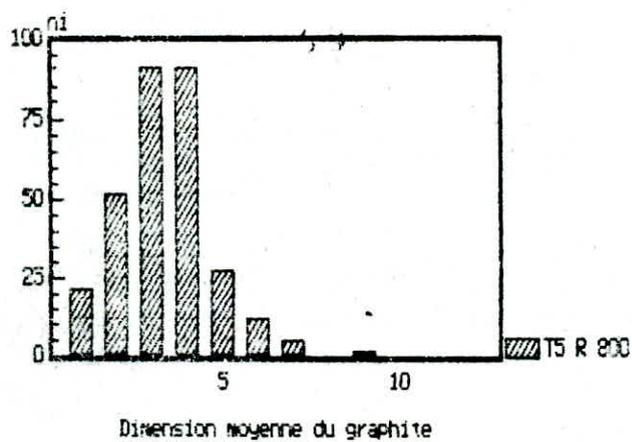
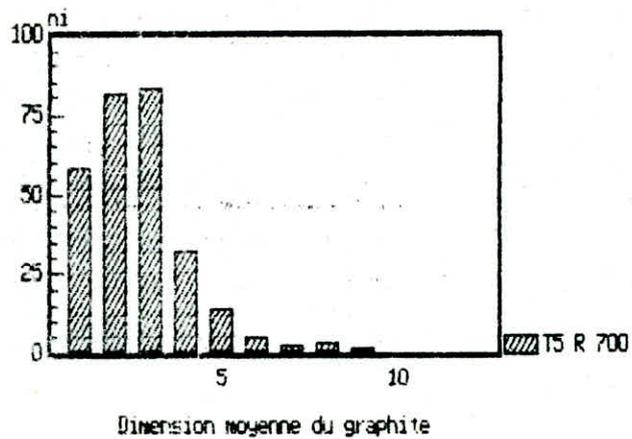


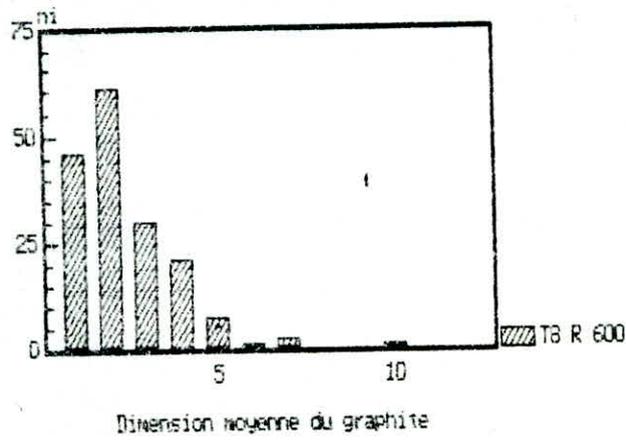
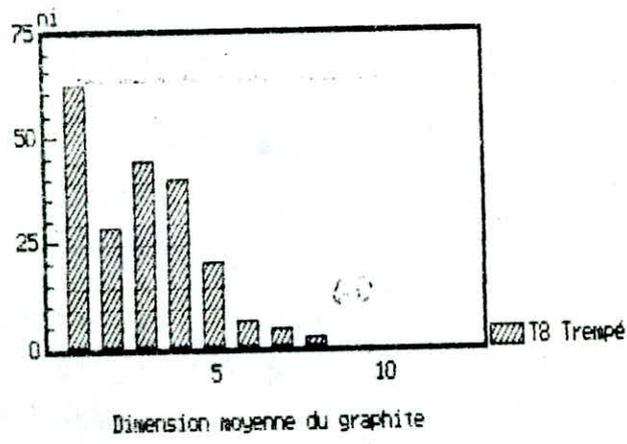
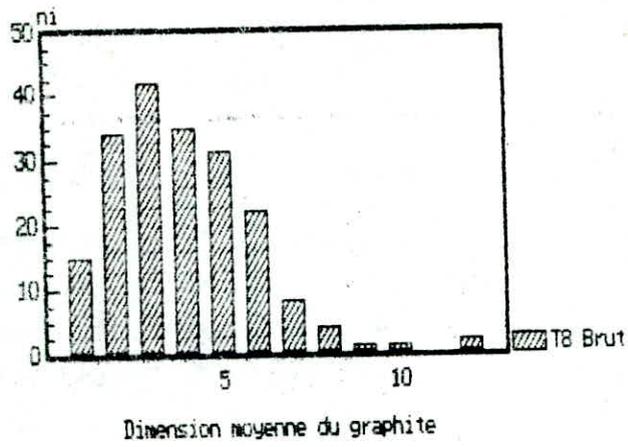


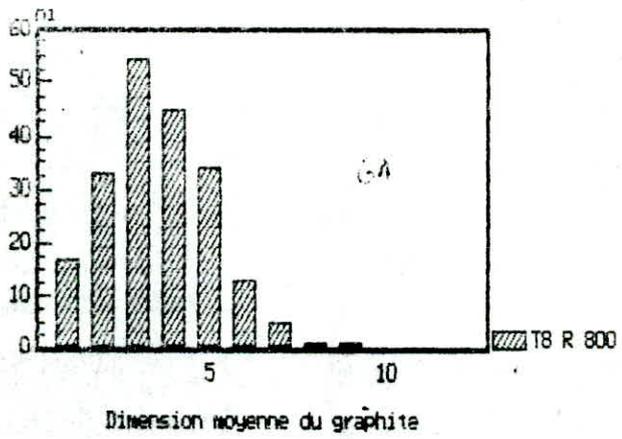
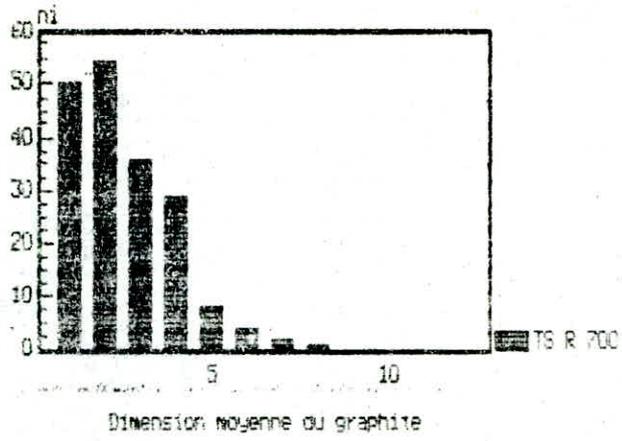




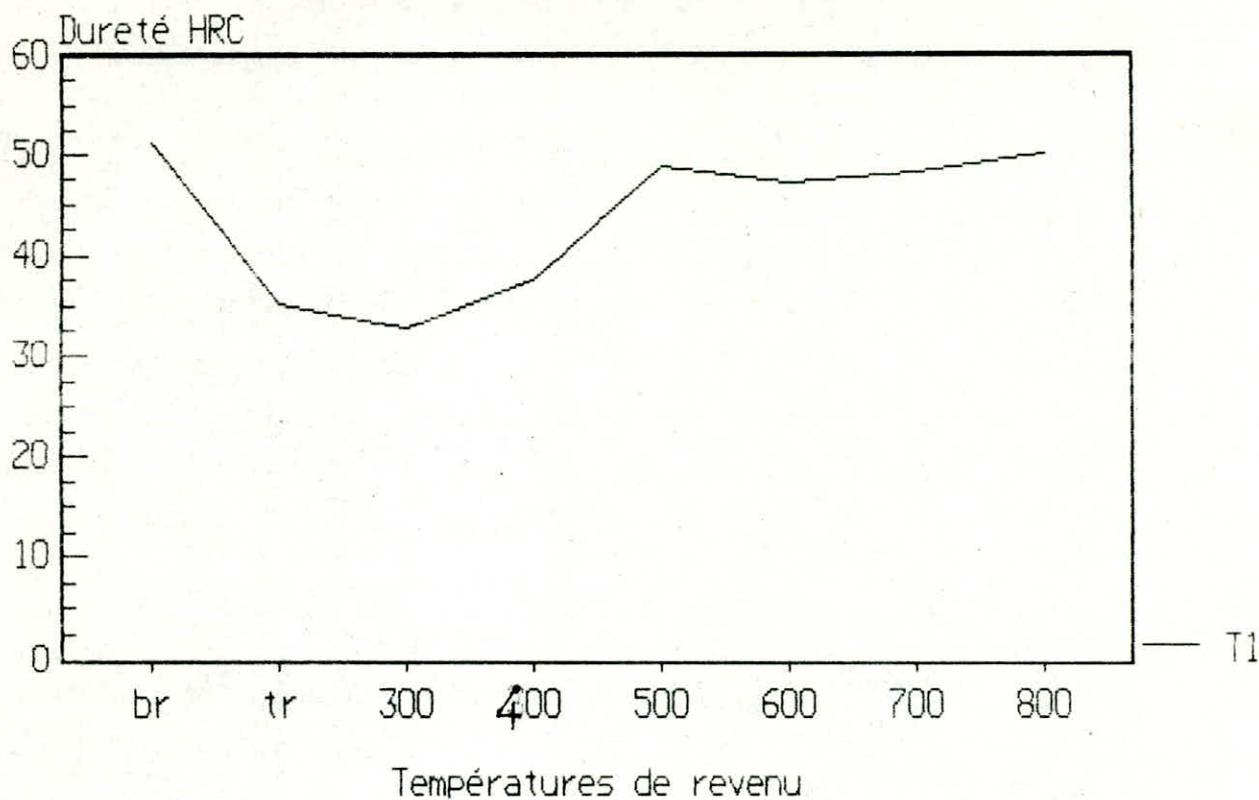




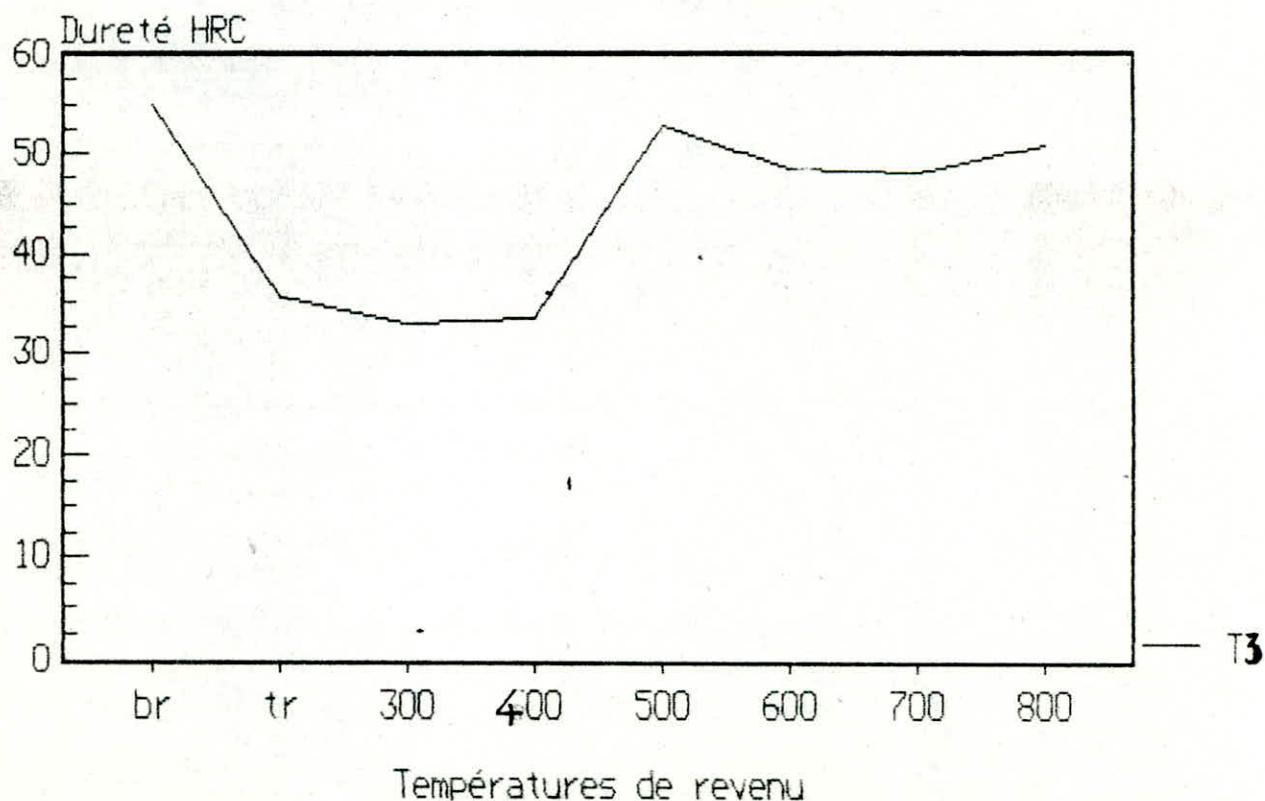




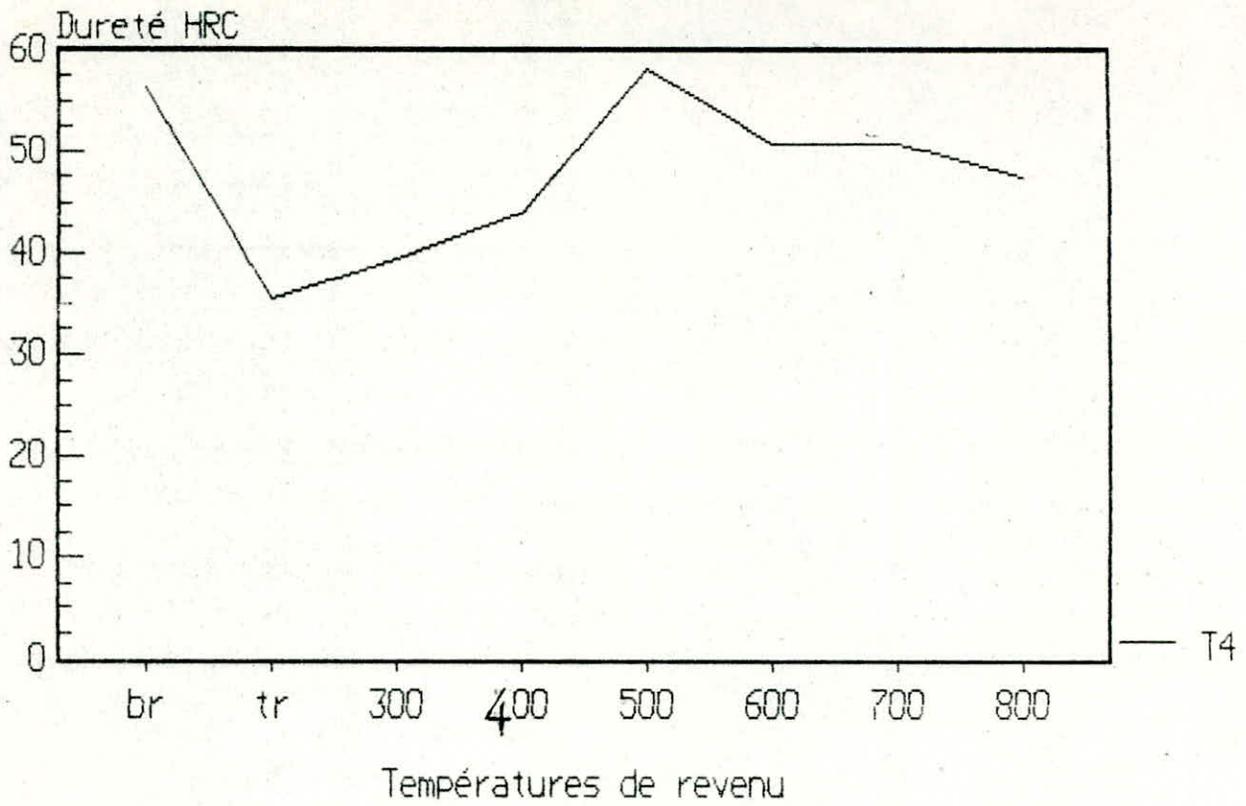
DURETE HRC DE L'ALLIAGE T1 POUR LES
DIFFERENTES TEMPERATURES DE REVENU



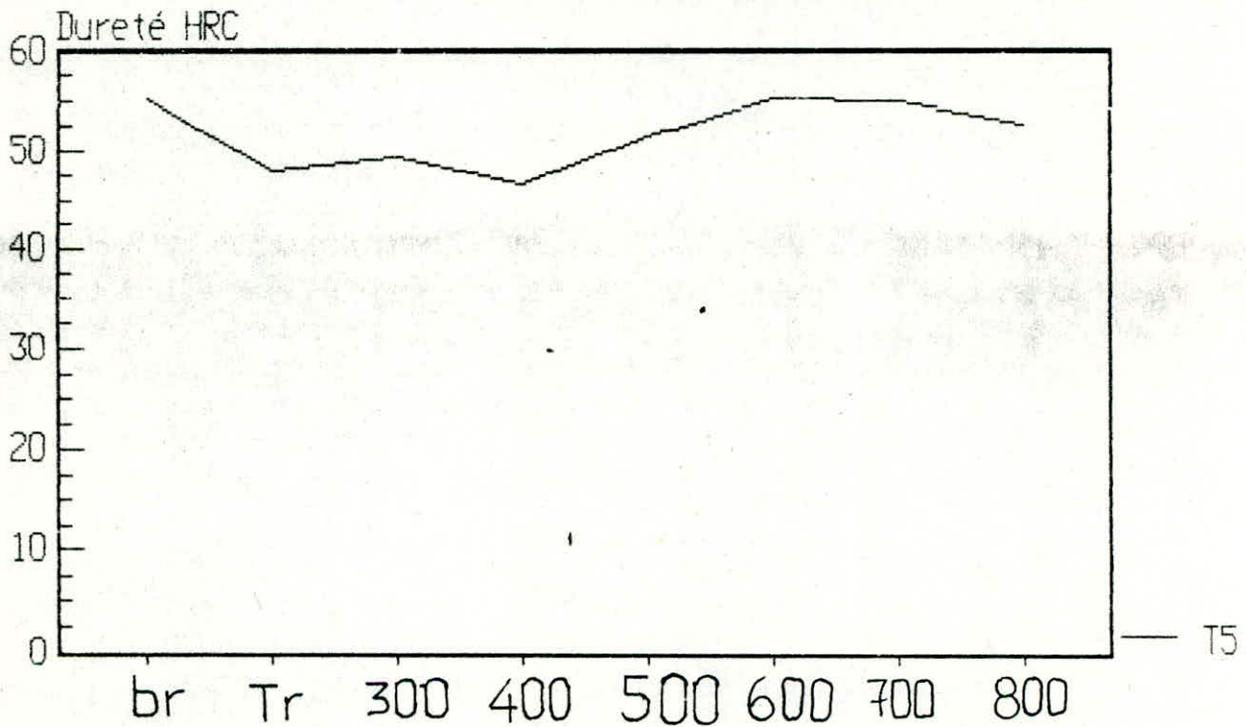
DURETE HRC DE L'ALLIAGE T3 POUR LES
DIFFERENTES TEMPERATURES DE REVENU



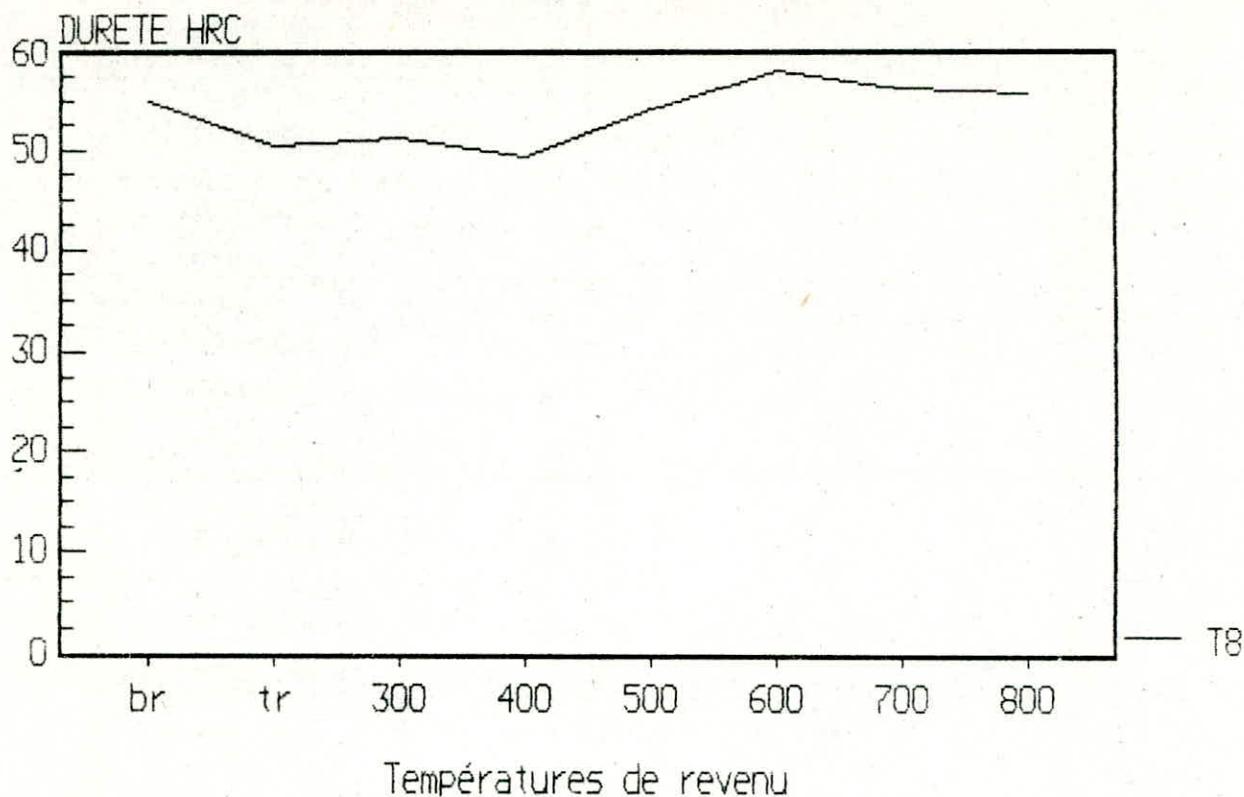
DURETE HRC DE L'ALLIAGE T4 POUR LES
DIFFERENTES TEMPERATURES DE REVENU



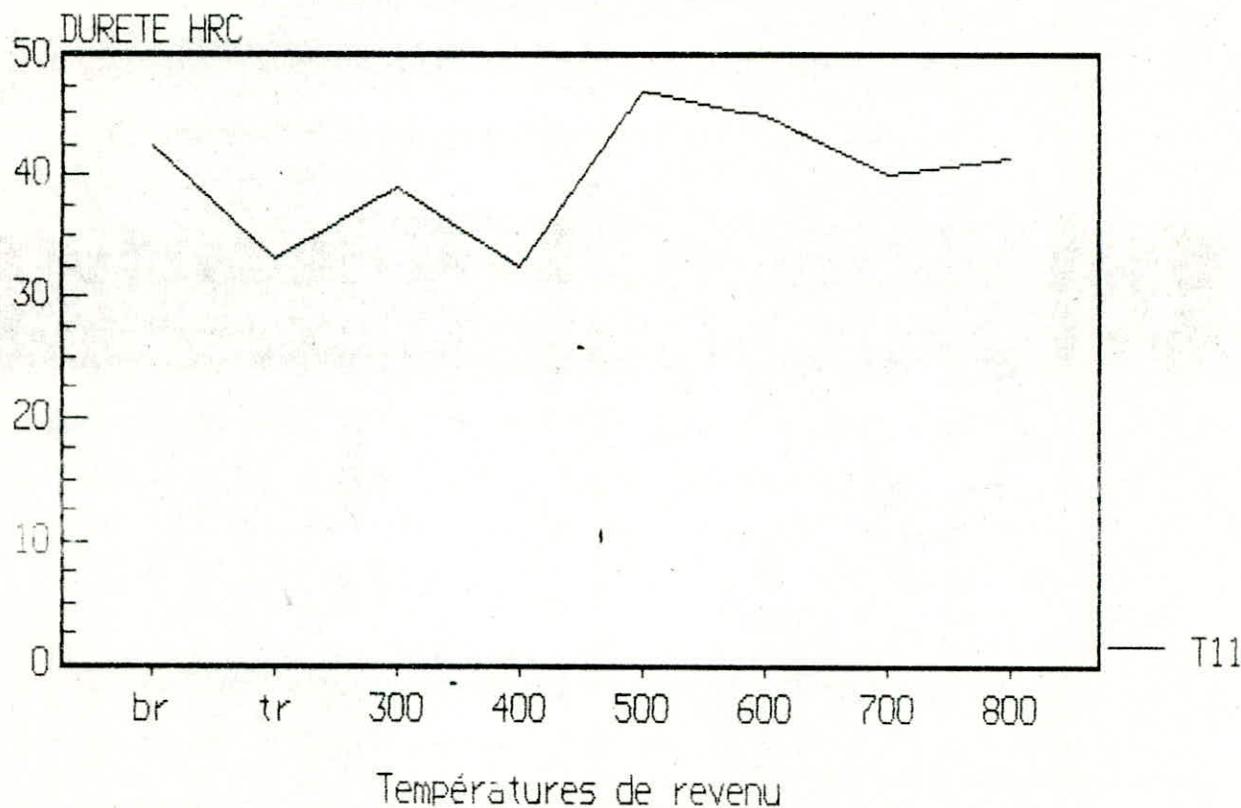
DURETE HRC DE L'ALLIAGE T5 POUR LES
DIFFERENTES TEMPERATURES DE REVENU



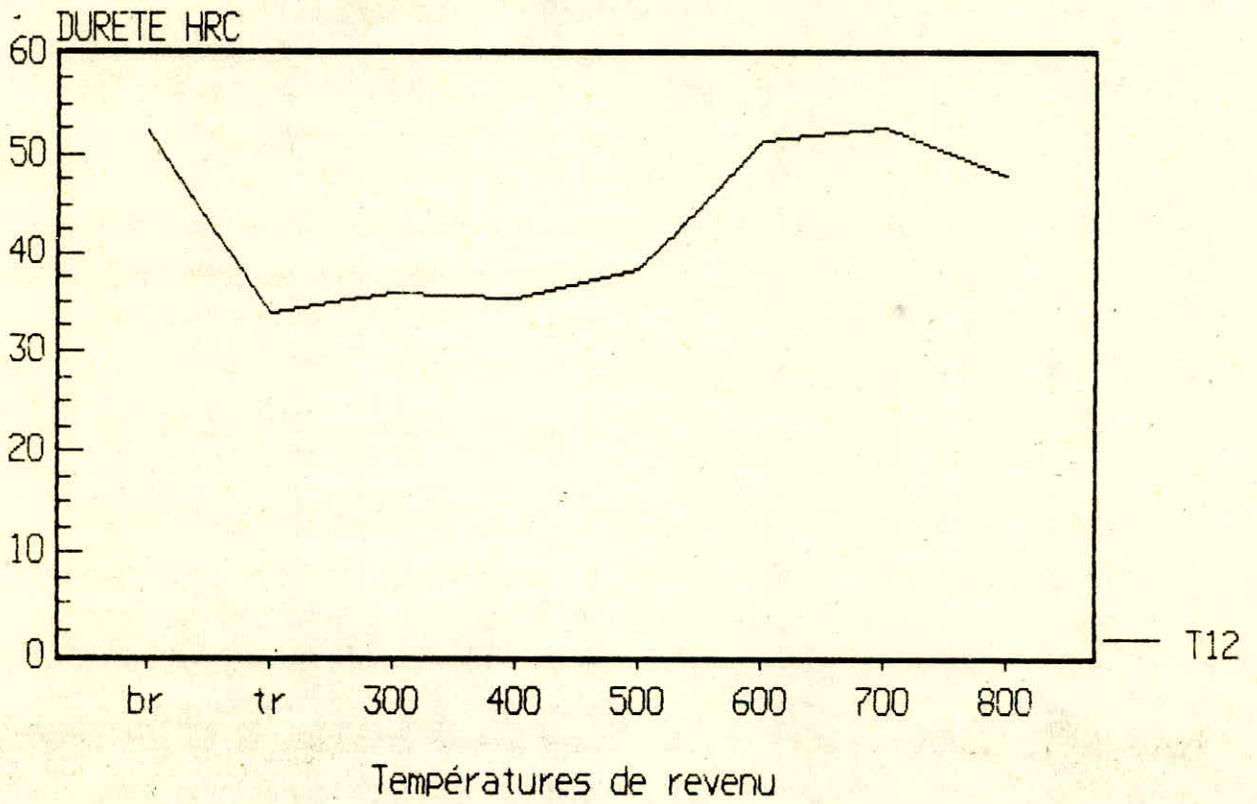
DURETÉ HRC DE L'ALLIAGE T8 POUR LES
DIFFERENTES TEMPERATURES DE REVENU



DURETE HRC DE L'ALLIAGE T11 POUR LES
DIFFERENTES TEMPERATURES DE REVENU



DURETE HRC DE L'ALLIAGE T12 POUR LES
DIFFERENTES TEMPERATURES DE REVENU





T1 brut
Attaque Nitral

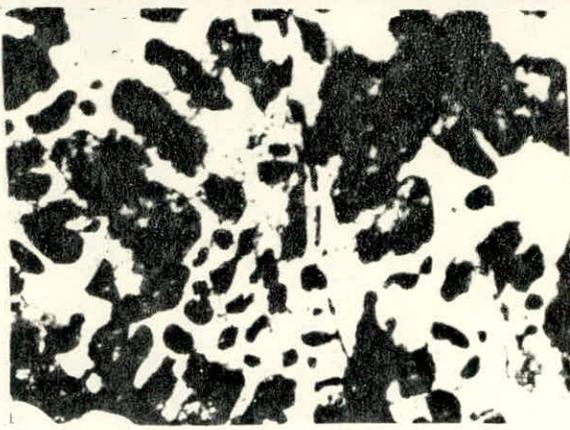
T1 trempé



T1 500

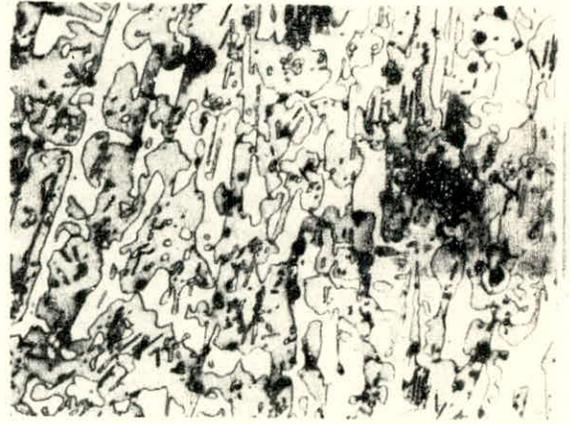
T1 700





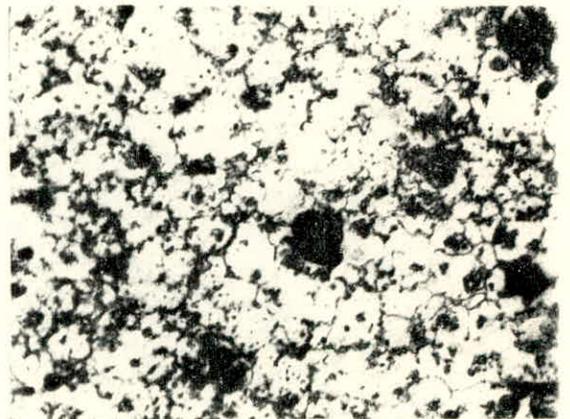
T3 brut

T3 trempé



T3 300

T3 800





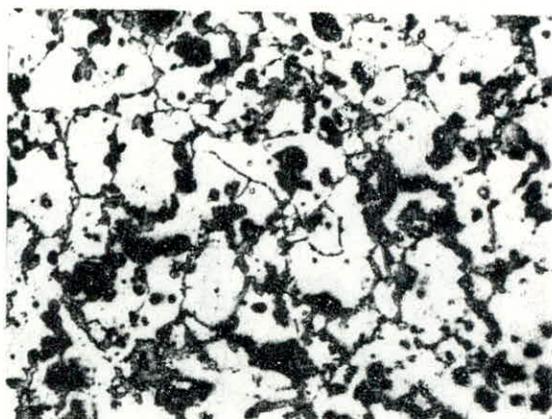
T4 brut

T4 trempé



T4 500

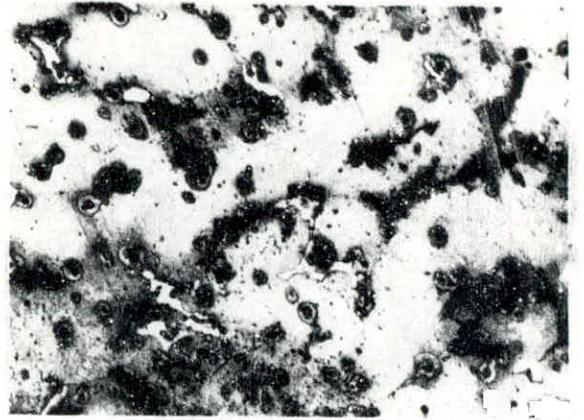
T4 800





T5 brut

T5 Trempé



T5 600

T5 800





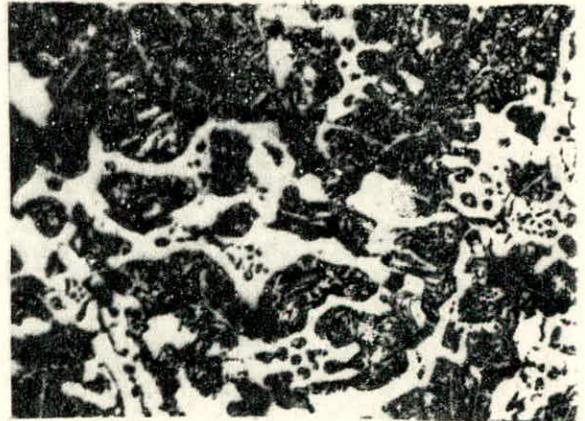
T8 brut

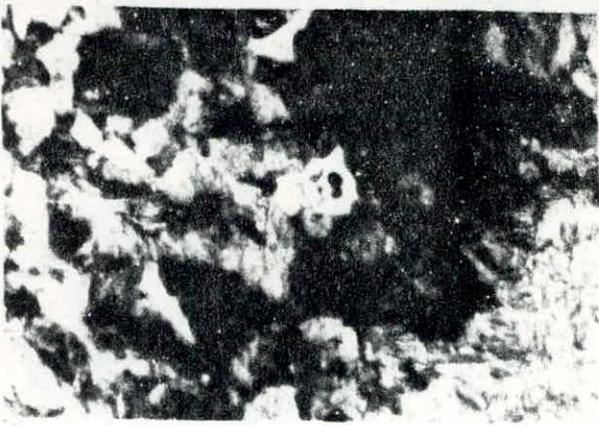
T8 trempé



T8 600

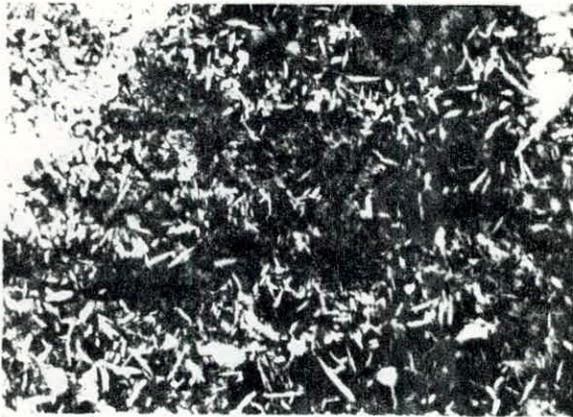
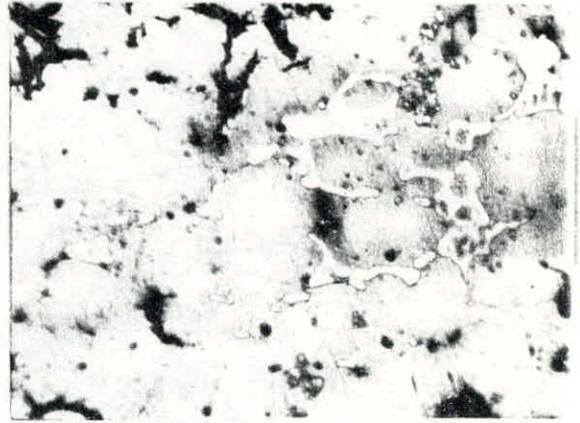
T8 800





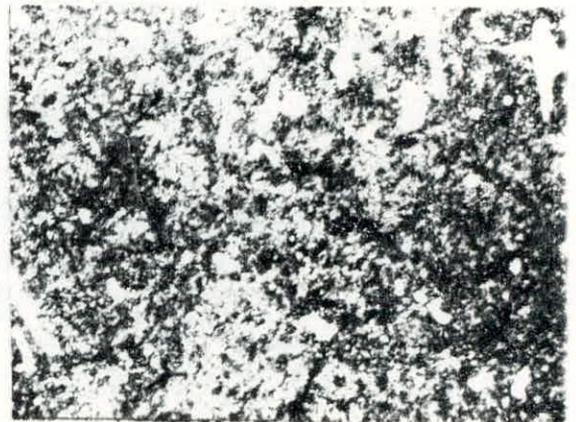
T11 brut

T 11 trempé



T11 600

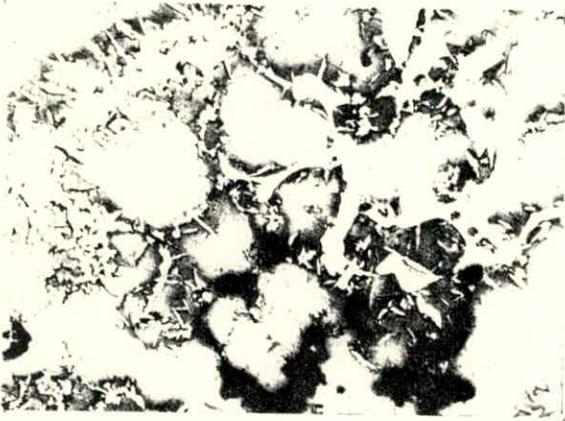
T11 800





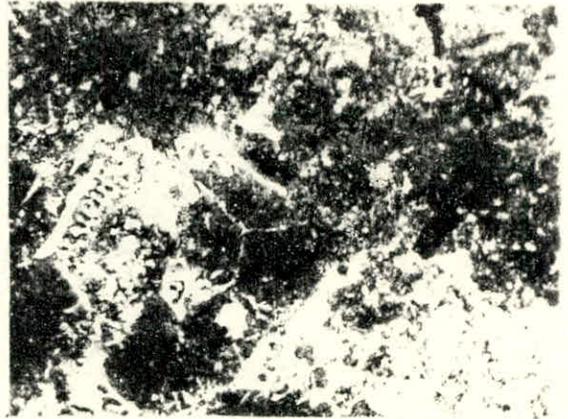
T 12 brut

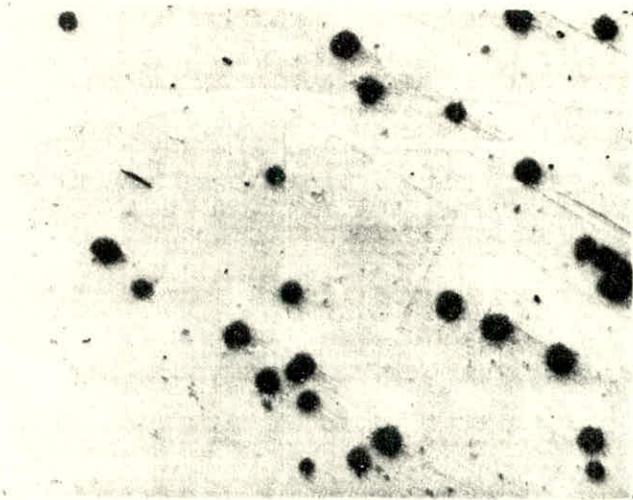
T12 trempé



T 12 500

T12 800

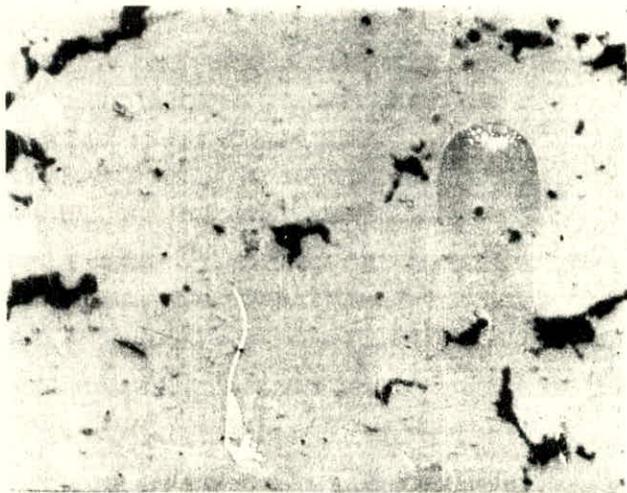




T4 R 500°C
Graphite sphéroïdale



T11 R 700°C
Graphite en crabes, le contour des nodules est déchiqueté.



T11 R 400°C
Pseudo_lamelles de graphite.



T12 R 500°C
Pseudo_lamelles de graphite.

***** BIBLIOGRAPHIE *****

Titres	Auteurs	Editions
1 Métallurgie Tome : 1	C.Chausin	Dunod
2 Metallographie et traitements thermiques des metaux.	I.Lakhtine	Mir
3 Les éléments d'addition dans l'acier.	Bain	Dunod
4 Cours de monsieur Salhi		
5 Thèse de fin d'études	Allaoui	Juin 87
6 Atlas métallographique	E.T.I.F	E.T.I.F
7 Microscopie quantitative	R.T Dehoff	Masson & Cie
8 Précis de métallurgie	J.Barralis	Nathan
9 Précis de métallographie appliquée .	A.Roos	Dunod
10 Mechanical Metallurgie	Dieter	Mc.Graw.Hill
11 Revues :		
* Micrographie quantitative de systèmes à deux phases .		A.Braun
* Une introduction au traitement et à l'analyse d'image .		Jean-Marc Chaix

