

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

1/86

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

2EX

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT MINES ET METALLURGIE

PROJET DE FIN D'ETUDES
INGENIORAT D'ETAT EN MINES ET METALLURGIE

Sujet : Etude métallographique des fontes
grises à graphite sphéroïdal FGS
38-15 et FGS 56-5.

Proposé et Dirigé par :
ABADLI Kamel
DJEGHLAL M^{ed} Elamine

Etudié par :
ABDELLAHOUI Youcef
DJIDJELI Abdelwahab

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

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

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT MINES ET METALLURGIE

PROJET DE FIN D'ETUDES
INGENIORAT D'ETAT EN MINES ET METALLURGIE

Sujet : Etude métallographique des fontes
grises à graphite sphéroïdal FGS
38-15 et FGS 56-5.

Proposé et Dirigé par :

ABADLI Kamel

DJEGHLAL M^{ed} Elamine

Etudié par :

ABDELLAHOUI Youcef

DJIDJELI Abdelwahab

Promotion : Janvier 86

E.N.P. 10, Avenue Hacen Badi – EL-Harrach – ALGER

~ dedicaces ~

A mes très chers parents, pour leurs sacrifices consentis à mon égard, leurs encouragements qui m'ont été toujours utiles, et leur compréhension qui m'a permis de franchir tous les obstacles rencontrés depuis mon jeune âge.

A mes frères, et sœurs en leur souhaitant une vie paisible pleine de bonheur, de prospérité et de réussite.

A toute ma famille.

A mes chers amis et tous ceux qui me sont chers, je dédie ce modeste travail en guise de respect et de reconnaissance

youssef abdallahoui

A mes parents.

A tous ceux qui me sont chers.

je dédie ce modeste travail.

Abdelwahab Djidjeli

*** Remerciements ***

Nous tenons avant tout à exprimer notre profonde reconnaissance à M.M: K. ABADLI et M.E. DJEGHLAL pour leurs précieux aide et la bonne ambiance dans laquelle a été accompli ce travail.

Nous tenons également à remercier :

- le personnel et les enseignants du département Mines et Metallurgie
- les membres du jury qui nous honorent de juger ce modeste travail
- tout le personnel du laboratoire de mécanique, et de la fondation de la SNVI - Rouiba qui n'ont ménagé aucune peine pour nous aider.
- tous ceux qui ont contribué à la réalisation de ce projet, en particulier : Lounes-BENAMROUCHE, mohamed-DJIDJELI, et mohamed-ZEMALI

S O M M A I R E

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

INTRODUCTION.....	1.
chapitre I: ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL.....	
I.1. Elaboration de la fonte de base.....	3.
I.2. Composition chimique.....	4.
I.3. Traitement des fontes à graphite sphéroidal....	10.
I.4. Formation du graphite sphéroidal.....	12.
I.5. Caractéristiques mécaniques.....	15.
chapitre II. MATERIAUX ETUDIÉS ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES.	
II.1. Matériaux étudiés.....	17.
II.2. Méthodes expérimentales.....	20.
II.3. Etude du matériau à l'état brut de coulée.....	24.
chapitre: III. ETUDE METALLOGRAPHIQUE DES STRUCTURES DE TRAITEMENTS THERMIQUES.	
III.1. Structures de traitements thermiques..	34.
III.2. Caractéristiques mécaniques.....	36.
III.3. Interprétation des résultats.....	39.
chapitre: IV. ETUDE DE L'EFFET DU MAGNESIUM SUR LA STRUCTURE ET LES CARACTERISTIQUES MECANQUES DES FONTES G.S.	
IV.1. Techniques expérimentales.....	55.
IV.2. Influence du taux de magnésium sur la structure micrographique.....	57.
IV.3. Influence du taux de magnésium sur les caractéristi- que mécaniques.....	63.
INTERPRETATIONS ET CONCLUSIONS.....	66.

INTRODUCTION :

La découverte des fontes à graphite sphéroïdal est née, en partie des hasards de la dernière guerre mondiale :

L'approvisionnement en chrome, matériau stratégique important (notamment pour les alliages au Nickel-chrome résistant à l'abrasion) étant devenu insuffisant, la société MOND NICKEL entreprit une recherche systématique de tous les éléments carburigènes qui peuvent remplacer ce matériau.

L'étude du magnésium d'abord dans les fontes blanches, puis dans les fontes grises, conduisit à des constatations surprenantes, maintenant banales pour le fondeur de la fonte à graphite sphéroïdal.

Les caractéristiques mécaniques énormes en comparaison de celles des fontes habituelles, liées à l'apparition du graphite en forme de sphères, témoignaient de la naissance d'un matériau nouveau dont l'élaboration fut protégée par des brevets pris aux Etats-Unis en Mai 1948 et dont les premières licences furent distribuées en 1950 pour l'Europe.

Pendant dix (10) ans, les métallurgistes travaillèrent à améliorer le procédé et la qualité des produits ; leur attention fut attirée, en particulier, sur la technique d'introduction du magnésium, sur l'importance de la pureté des matériaux de base, sur la nécessité de la rigidité du moule, plus récemment sur les traitements thermiques appropriés pour obtenir par exemple une structure bainitique capable de réaliser un compromis satisfaisant entre résistance et ductilité.

A partir de 1959, l'expansion de la production devint rapide, le nouveau matériau apportait, en effet, des caractéristiques exceptionnelles réunissant les avantages de la fonte et de l'acier.

I. - ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL :

La fonte à graphite spheroidal est un alliage ferreux coulé. Elle contient toujours du carbone à plus de 1,5 % et habituellement au-dessus de 3 %. Elle contient aussi du silicium habituellement de 1,0 à 4 % et du Manganèse jusqu'à 1 %. Afin d'obtenir les propriétés désirées, le phosphore et le soufre doivent être en basse teneur. Le phosphore est habituellement inférieur à 0,1 %, de préférence en-dessous de 0,05 %. Le Magnésium est toujours présent dans les fontes à graphite spheroidal, sa teneur varie normalement de 0,02 à 0,08 %.

1.1. - Elaboration de la Fonte de Base :

Les considérations précédentes montrent la nécessité, pour élaborer une fonte à graphite spheroidal, de disposer d'une fonte liquide à basse teneur en soufre. La présence de soufre n'a pas seulement pour inconvénient d'augmenter la consommation de Magnésium, mais elle provoque aussi la formation de sulfure de magnésium qui risque de se localiser dans les pièces en inclusions néfastes à leur santé et aux caractéristiques mécaniques. Ce point intervient donc de façon fondamentale dans le choix de l'installation de fusion.

1.1.1. - Les fours électriques :

La fusion électrique permet d'obtenir une fonte liquide conservant la teneur en soufre introduite dans les charges, avec en outre les avantages particuliers de la souplesse (réglage de la température, de l'analyse et du débit de métal) et de la commodité d'emploi.

1.1.1.1. - Fours à arc :

Ils ont une voûte éclipable et un chargement par bennes. Les trois électrodes de graphite coulissent verticalement sous l'action du système automatique (électrique ou hydraulique) de réglage des arcs.

- Production horaire : 06 t.

- Capacité : 10 t.

- Puissance :..... 21 MVA.
- Cuve - \emptyset int. : 3,505 m.
- Hauteur : 2,413 m.
- Epaisseur tôle : 25,4 mm.

1.1.1.2. - Fours à Induction :

Son rôle est :

- maintien.
- montée en température.
- stockage du métal.
- température de maintien 1500 C°.
- capacité : 13 t.
- puissance 3 MVA.
- creuset - diamètre intérieur : 1,232 m.
- hauteur : 2, 100 m.

1. .2. - Composition chimique :

La composition des fontes à graphite sphéroïdal devra être fixée en fonction de la structure et des caractéristiques recherchées, ainsi que de l'épaisseur des moulages. Des différences importantes sont à retenir avec le cas des fontes grises ordinaires.

1. .2.1. - Le carbone :

La teneur en carbone ne semble pas exercer une grande influence sur les caractéristiques mécaniques ; par contre le carbone joue favorablement, à l'intérieur de certaines limites, sur le coulabilité et pour éviter les défauts de trempe et de retassure. C'est pourquoi sa teneur est généralement élevée, en comparaison de celle des fontes lamellaires.

Pour les pièces épaisses, le carbone équivalent est choisi habituellement inférieur à 4,3, jusqu'à 4 ou 3,8 ; pour les pièces minces, sa valeur est supérieure à 4,3.

En fait, l'optimum serait probablement dans ce cas de rechercher la composition entectique, pour réaliser un maximum de coulabilité et un minimum de tendance à la retassure, en tenant compte que par rapport à l'Entectique du diagramme d'équilibre, l'entectique réel est décalé du fait de la solidification de la Fonte dans des conditions hors d'équilibre, qui provoquent une surfusion d'autant plus forte que la vitesse de refroidissement est plus grande. D'où un abaissement de la température entectique réelle et un décalage vers la droite du diagramme, du carbone équivalent qui dans la fonte de pièces minces pourrait ainsi être vers $4,5 - 4,6 - (CE = CT + \frac{1}{3} SI)$.

1.2.2. - Silicium :

Le traitement au ferro-silico-magnésium et l'inoculation ultérieure au ferro-silicium, apportent dans la fonte une teneur en silicium qui n'est habituellement pas inférieure à 1 % et qui peut même aller jusqu'à 1,5 %. Par ailleurs, les retours dont la proportion est généralement forte à cause des précautions de masselottage observées par les fondeurs fournissent aussi une quantité notable de silicium - (0,6 à 1 % et même jusqu'à 1,5 %). On a donc déjà un apport de base assez important. Or, si le silicium durcit la ferrite et augmente la résistance à la traction, il n'en est pas de même pour la résistance au choc qui diminue sensiblement avec les silicium élevés, la température de transition devenant proche de la température ambiante pour un silicium de l'ordre de 3 %. D'où la nécessité, pour éviter un silicium final trop élevé, d'utiliser dans le lit de fusion des matières premières à bas silicium ; la fonte neuve aura généralement une teneur inférieure à 1 %. Dans la fonte moulée, la teneur finale visée pourra varier suivant l'épaisseur des pièces entre 1,8 et 3 %.

1.2.3. - Le Manganèse :

Dans la fonte lamellaire, le manganèse sert à fixer le soufre sous forme de MnS ; cet élément étant déjà éliminé par le magnésium dans la fonte à graphite sphéroïdal, et sa teneur résiduelle étant très faible, le manganèse n'est plus nécessaire et au contraire sa teneur doit être limitée si on veut réaliser la structure ferritique brute de coulée. L'expérience montre cependant qu'il n'est pas nécessaire de rechercher des teneurs très basses et qu'au-dessous de 0,2 %, le manganèse ne gêne pas la structure ferritique, en pratique, on cherchera 0,1 à 0,2 % pour la fonte ferritique et 0,2 à 0,4 % pour la fonte perlito-ferritique ou perlitique ; des teneurs plus élevées peuvent faciliter la réalisation de cette structure dans les épaisseurs importantes.

1.2.4. - Soufre :

Son titre est toujours très faible pour :

- ne pas communiquer au liquide un grand pouvoir mouillant par rapport au graphite et, de ce fait, éviter le graphite lamellaire.
- ne pas consommer trop de magnésium ou d'alliage en Magnésium dont le prix de revient est très élevé. En effet, le Mg est un désulfurant très actif et la part qui sert à la désulfuration ne peut plus servir à la sphéroidisation du graphite.
- éviter la formation de sulfure de magnésium MgS qui donne des inclusions néfastes aux caractéristiques mécaniques des moulages - En pratique on tient $S \leq 0,01$ % si possible.

1.2.5. - Phosphore :

Le phosphore est connu comme un élément fragilisant des fontes à graphite sphéroïdal. Son influence s'ajouterait à celle du Silicium pour relever la température de transition de la résilience qui pourrait passer dans le domaine fragile à la température ambiante avec des teneurs excessives de ces deux éléments. Cependant, il ne semble

pas que le comportement de la fonte soit très différent avec les teneurs en phosphore 0,03 ou 0,08.

Afin de conserver une bonne ductilité dynamique (résistance au choc) à la fonte à graphite sphéroïdal, qui est aussi appelée fonte ductile, on maintient le titre en phosphore aussi bas que possible et dans tous les cas $P \leq 0,08 \%$.

En résumé, la composition finale de la Fonte à graphite sphéroïdal se situe dans les intervalles suivants :

Selon M. DECROP	Analyse Industrielle	Selon de Sy et VIDTS.	Valeurs Limites
C = 3 à 4 %	C = 3,65 - 3,85 %	C = 3,50 %	C = 2,8 - 4 %
SI = 1,8 à 3 %	SI = 2,60 - 3,20 %	SI = 2,50 % - 2,75 %	SI = 1,6 - 3 %
0,1-0,2 % Fer.			
Mn	Mn < 0,40 %	Mn = 0,50 %	Mn = 0,15-0,90 %
0,2-0,4 % Per.			
P \leq 0,08	P < 0,02 %	P = 0,08 %	P = 0,10 % Max.
S = 0,01 si Pos.	S < 0,008 %	S = 0,01 %	S = 0,015 % "
Mg = 0,04 %	Mg = 0,035 %	Mg = 0,05 %	Mg = 0,01-0,10%

Tableau I. - Analyse chimique des Fontes Gs. (3)

2.6. - Magnésium :

C'est un élément à la fois :

- blanchissant de la matrice,
- sphéroidisant du graphite,

La teneur en magnésium nécessaire pour la sphéroidisation est d'autant plus élevée que l'épaisseur des moulages est plus forte. Pour les pièces minces une teneur de 0,03 % peut être suffisante ; il est même nécessaire d'éviter des valeurs plus fortes lorsqu'on recherche la structure ferritique brute de coulée. Pour les pièces moyennes, le magnésium optimum se tiendrait entre 0,045 et 0,065. Pour les pièces épaisses, il faut rechercher des valeurs plus élevées de 0,07 à 0,10 %.

Notons que, après le traitement au magnésium, la teneur en magnésium résiduel diminue, par un phénomène d'évaporation d'autant plus rapide que la température est plus élevée. On compte habituellement une perte de 0,001 % Mg par minute pour une fonte traitée à 1450 C° pour une fonte traitée à 1550° ou 1600°, on peut rencontrer des pertes doubles ou triples de ce chiffre. D'où la nécessité de prévoir une certaine marge par excès, tenant compte du temps de coulée.

Pour une fonte élaborée à partir de matières premières très pures et à bas soufre, le magnésium final pourrait être réduit à une teneur plus basse. Des pièces obtenues dans ces conditions qui sont parfaitement sphéroidales avec des magnésium résiduels de l'ordre de 0,02 % (pièces minces).

Il convient de noter que le magnésium dosé dans une fonte (généralement par spectrographie) est le magnésium total, qui comprend le magnésium lié au soufre dans les sulfures Mgs, et le magnésium dissout, seul actif. En cas de sphéroidisation imparfaite le premier contrôle à faire, avant de rechercher les impuretés éventuelles, est donc une analyse des teneurs en soufre et magnésium.

1.2.7. - Impuretés nocives :

Le problème des poisons du graphite sphéroïdal, en présence desquels les sphéroïdes prennent une forme imparfaite, déchiquetée, passent éventuellement aux pseudo-lamelles ou même aux lamelles les plus nocifs de ces éléments - sont le plomb, le bismuth, l'antimoine, le titane ainsi que d'autres S, Cd, Tl, As.....

1.2.8. - Structure :

Pour réaliser les caractéristiques exigées de la Fonte à graphite sphéroïdal, il faut pouvoir obtenir une structure déterminée :

- allongement - ductilité - résistance aux chocs : structure ferritique,
- résistance à la traction - résistance à l'usure : structure perlitique,
- compromis entre résistance statique élevée et ductilité : structure ferrito-perlitique.

Les impuretés signalées auparavant, ainsi que la plupart des éléments d'alliage, déterminent une hérédité perlitique.

Il faut, du reste, signaler que certaines de ces impuretés peuvent aussi affaiblir les joints de grains et diminuer la résistance aux chocs.

1.2.9. - Charges métalliques :

La dégénérescence du graphite sphéroïdal, et la difficulté de réaliser la structure ferritique, ont de grandes chances d'être rencontrées lorsqu'on utilise dans le lit de fusion de l'acier de récupération dont l'analyse est généralement mal connue, et du reste, hétérogène ; Tous les aciers alliés contiennent un ou plusieurs des éléments carburigènes indiqués plus haut, et, en outre, les teneurs en Azote de l'acier, généralement importantes ajoutent leur effet perlitisant à celui des éléments d'alliage.

1.3. - Traitement des Fontes à graphite sphéroïdal :

1.3.1. - Alliages au Magnésium utilisés pour le traitement :

On utilise divers alliages et procédés d'introduction dans le bain de fonte grise seuls les alliages au Mg sont utilisés industriellement parcequ'ils permettent d'obtenir régulièrement et économiquement le graphite sphéroïdal.

1.3.1.1. - Alliages Fer-Silicium - Magnésium : Fe - Si - Mg.

Ce sont les plus utilisés actuellement parceque :

- ils sont moins onéreux que d'autres,
- ils peuvent être utilisés aussi bien à l'élaboration de la Fonte G.S, ferritique que de la Fonte G.S perlitique,
- à faible pourcentage de Mg, ils donnent des réactions plus calmes.

1.3.1.2. - Alliages Nickel - Magnésium : Ni - Mg.

Ce sont les plus anciens. On les réserve à l'élaboration de la Fonte GS perlitique parceque le Nickel confère à la Fonte une hérité perlitique. Ils sont à prescrire pour la Fonte GS ferritique.

1.3.1.3. - Alliages Nickel - Silicium - Magnésium : Ni - Si - Mg.

On retrouve là, dans le même alliage, les actions combinées sphéroïdalisante du Mg et inoculante du Si. Le rendement est moins bon.

1.3.2. - Méthodes de traitement :

Il s'agit d'introduire du Mg dans une poche de coulée. Le Magnésium métal ne peut être jeté pur, sur la Fonte liquide. Son immersion dans la Fonte à 1420-1520° C, provoquerait son ébullition - vaporisation instantanée avec :

- de grandes pertes en Mg (donc mauvais rendement),
- risques d'accident par projection de Fonte,

En effet, le Mg fond à 650° C et bout à 1110° C. D'autre part, la masse volumique du Mg ($1,75 \text{ kg/cm}^3$) est telle qu'il remonterait immédiatement sur le bain pour s'enflammer.

5.2.1. - Méthode sandwich :

Il s'agit de la méthode la plus récente qui, a cause de sa simplicité et du bon rendement en magnésium, prend actuellement une très large extension.

On utilise une poche de coulée de forme spéciale (Fig. 2) profonde et présentant une réduction de section vers le fond. La hauteur est $h \approx 2 d$. La hauteur de fonte conserve une garde importante $g = \frac{1}{3} h$ pour éviter les projections.

La poche étant protégée convenablement, on introduit dans la section réduite un "sandwich" des additions sphéroidisantes et inoculantes. Ce sandwich est recouvert très souvent de tôles minces (2 à 3 mm) de façon à retarder le contact entre la fonte et les alliages de traitements.

En partant du Fond de la poche, on distingue, par exemple, les trois couches suivantes :

. couche 1 : Ferro-Silicium - Magnésium - Calcium - Cerium.

Si = 47,5 % - Mg = 3 à 6 % - Ca = 3 % - Ce = 0,3 %.

Son rôle est triple.

- Modulisant sphéroidisant pour le Mg.

- Inoculant graphitisant pour le Si.

- Désulfurant pour le Ca et Ce, antipoison pour le Ce.

. couche 2 : Ferro-Silicium - Baryum - Aluminium.

Si = 60-65 % - Ba = 5 - 10 % - Ca = 1 % - Al = 0,5-0,6 %.

Son rôle est :

- Inoculant graphitisant pour le Silicium.

- Désoxydant pour Al et Si.

- Inoculant sphéroidisant et ferritisant pour le Ba.

. couche 3 : Ferro-Silicium - Aluminium : même rôle que la couche 2, avec prédominance de l'effet de désoxydation de la fonte liquide.

Généralement les couches 1 et 2 sont mélangées en une seule.

1.4. - Formation du Graphite Spheroidal :

selon A. Roos et MORROGH - Williams (1) et WITTMOSER et de Sy (2), l'apparition du graphite sous la forme spheroidale et non pas sous la forme lamellaire que nous lui connaissons dans les fontes ordinaires est : tout d'abord, il semble bien admis que les spheroides apparaissent dans le métal liquide, et non dans l'état solide (où ils résulteraient de la décomposition de la Cémentite) ; On en voit la preuve, en particulier, dans les phénomènes très courants de flottation des spheroides (accumulation à la partie supérieure des moulages massifs).

Mais, tandis que la lamelle poursuit sa croissance avec son extrémité plongeant dans le liquide, le sphéroïde finit forcément par s'entourer d'une gaine d'austérite, à travers laquelle le carbone doit diffuser (Fig. 1).

Les spheroides se forment autour de germes "hétérogènes", particules étrangères (Oxydes, Carbures, Sulfures, etc...) dont le système cristallin est tel qu'elles pourraient amorcer la cristallisation du graphite (qui se produit dans le système hexagonal) ; Cette "épitaxie" serait encore possible avec des écarts entre les paramètres cristallins atteignant 10 à 15 %. Cette théorie, déjà rencontrée pour les fontes lamellaires, avec les germes de Silice, pourrait supposer selon certains auteurs des germes spécifiques pour le graphite spheroidal, par exemple des germes de système cubique (Mgo, Mgs, Ceo, Ces, Cao, Cas...) ou d'autres composés plus complexes.

Cependant, il faut dire qu'elle est assez dépourvue de support expérimental ; En général, les "germes" sont déclarés submicroscopiques, ce qui dispense d'en fournir des micrographies.

Une étude minutieuse sur les inclusions dans les spheroides réalisée par le C.T.I.F. (3) conclut qu'on trouve la même densité d'inclusions dans le graphite et dans la matrice, que certains spheroides n'ont aucune inclusion, d'autres, au contraire, en ayant plusieurs et il n'apparaît pas qu'elles jouent le rôle fondamental dans la germination.

Le Magnésium n'est pas le seul élément qui favorise la forme sphéroïdale et on en connaît de nombreux autres : Ce, Li, Ba, Sr, K, Na, La, Y... Tous ont la particularité d'être à la fois très avides de soufre et d'oxygène, éléments qui réduisent très fortement la tension superficielle T_s de la fonte. Ils ont, par ailleurs, une faible solubilité dans le fer contrairement aux graphitisants Si-Al qui sont solubles. L'élimination des éléments soufre et oxygène provoque une remontée très nette de la tension superficielle T_s .

On sait, par ailleurs, qu'il existe des poisons du graphite sphéroïdal : Pb (20 ppm) Sb (100 ppm) Bi (20 ppm) Ti (400 ppm) ; d'autant plus dangereux qu'ils sont plus difficilement solubles dans le fer, et que leur poids atomique est plus grand (par exemple, on peut admettre : $T_i = 20 \text{ Pb}$).

Les teneurs des éléments modulants ou anti-modulants interviennent dans la valeurs de T_s par exemple, avec Mg croissant, T_s commence par augmenter très rapidement, puis elle diminue et effectivement au delà de 0,1 % Mg, le graphite cesserait d'être sphéroïdal.

L'addition dans une fonte traitée au Magnésium de petites quantités des éléments "poisons" ramenait la tension superficielle à sa valeur initiale.

Le Cerium joue un rôle de remède en fixant ces poisons sous forme de composés intermétalliques.

Quoi qu'il en soit, la réalisation d'une tension superficielle élevée serait une condition, ou un indice, pour la sphéroïdisation du graphite. La forme sphéroïdale pourrait s'expliquer par des conditions particulières de croissance du graphite, laquelle dépend :

- de la vitesse d'apport des atomes V_a ,
- de la vitesse de construction de l'édifice cristallin V_c .

Si V_a est grande, la forme du graphite sera déterminée par V_c , qui dépend des éléments de symétrie du réseau ; La forme en lamelle résulte d'une V_c qui dépend des éléments de symétrie du réseau ; La forme en lamelle résulte d'une V_c plus grande dans le plan de base hexagonal.

Si V_a est faible devant V_c , l'apport d'atomes devient symétrique dans toutes les directions et on aboutit à une forme compacte, indépendante du réseau. Ainsi tout élément qui freine la diffusion du carbone favorise la formation des sphéroides. Selon certains auteurs, l'élément soufre jouerait un rôle déterminant par ses possibilités d'absorption sur les faces du graphite en cours de croissance, inégales suivant la direction ce qui limiterait certaines directions privilégiées de croissance d'où la forme lamellaire. Au contraire en l'absence du soufre la croissance deviendrait uniforme (modules) ; Un excès de soufre arrivant à saturer toutes les directions de croissance, redonnerait la forme sphéroïdale.

Les hypothèses proposées ci-dessus ne sont pas contradictoires et peuvent représenter chacune un aspect des phénomènes.

La théorie du C.T.I.F. (3), vérifiée par une recherche sur l'inoculation - addition à la fonte liquide au moment de la coulée, d'un produit riche en Silicium (Ferro-Silicium) apporte également sur ce sujet des éléments expérimentaux assez parlants.

L'examen micrographique d'échantillons trempés dans le cours d'une telle opération a montré qu'il se formait des cristaux de carbure de Silicium C_{Si} dans les zones riches en Silicium (17 à 22 % de Si) de la fonte liquide développés par l'inoculation, qui du reste présentent une consistance pâteuse (température de fusion de la phase Fe_{Si} à 33 % Si : 1410° C).

A mesure que la diffusion fait baisser ces concentrations en Silicium, les cristaux de C_{Si} se décomposent pour régénérer sa teneur ; Le carbone apparaît alors sur place sous forme de graphite à l'intérieur même des cristaux de C_{Si} qui finissent par disparaître complètement en dessous d'une teneur limite en Silicium (17 %), laissant le graphite subsister seul.

1. 2. - Caractéristiques Mécaniques :

Les caractéristiques mécaniques dépendront évidemment de la bonne spheroidisation du graphite, ainsi que de la structure qui joue un rôle déterminant.

Les caractéristiques de résistance et d'allongement sont voisines de celles de l'acier pour une forme bien spheroidale du graphite alors qu'elles sont intermédiaires pour une forme allant des lamelles jusqu'au Pseudo-Lamelles.

Les caractéristiques peuvent varier d'une structure ferritique ayant une résistance à la traction (40 - 55 kg/mm²) et un allongement (24 - 15 %) à une structure perlitique ayant une résistance à la traction (60 - 90 kg/mm²) et un allongement de (8 à 3 %).

En passant bien sûr par des valeurs intermédiaires, pour la structure Ferrito-perlitique.

Tab. n° 2.

FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL NON ALLIEES (NORME : NF A 32.201)					
Propriétés physiques à 20° c - Masse spécifique = 7,0-7,3 g/cm ³					
- Coefficient de dilatation = 11-12-10 par °c.					
Caractéristiques Mécaniques.	F.G.S. 70-2	F.G.S. 60-2	F.G.S. 50-7	F.G.S. 42-12	F.G.S. 38-15
- Résistance à la traction (dan /mm ²)	68,6-80	58,8-75	49-65	41,2-55	37,2-50
- Allongement (%).....	5 - 2	6 - 2	10 - 7	18 - 12	25 - 15
- Limite d'élasticité à 0,2 % (dan/mm ²).....	46,1-60	39,2-55	34,3-52	27,4-45	23,5-38
- Résilience (da _j / Cm ²) (Norme NF A 03-106)..	0,8-0,3	1 -0,4	1,5 -0,5	2,8-1,3	3-1,7
- Dureté Brinell	240-310	230-280	210-260	≤ 220	≤ 200

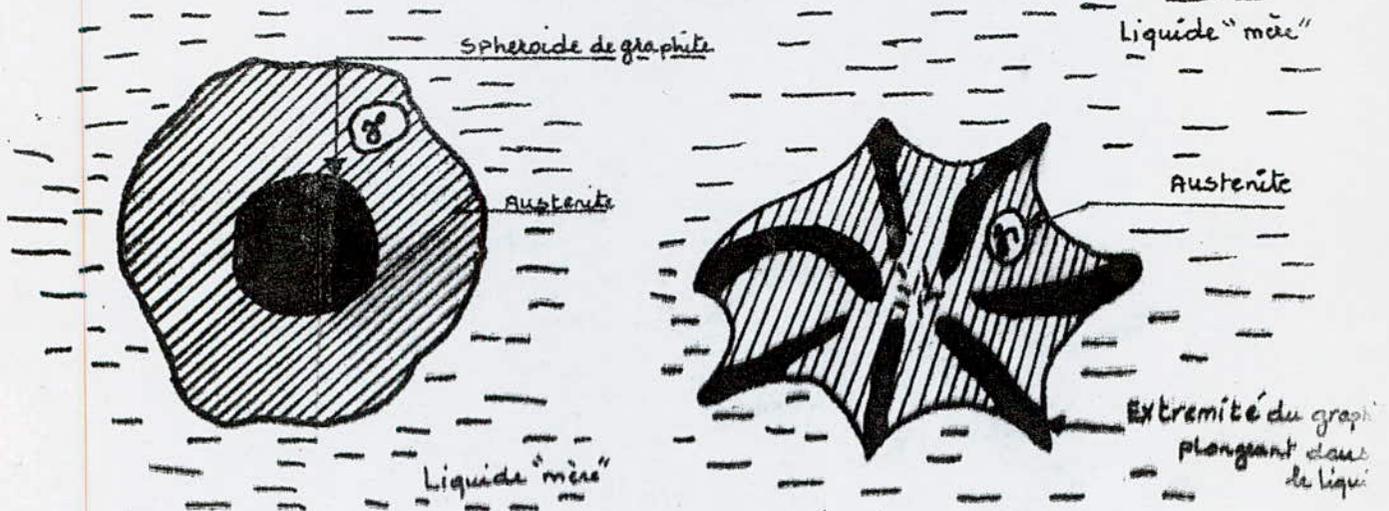
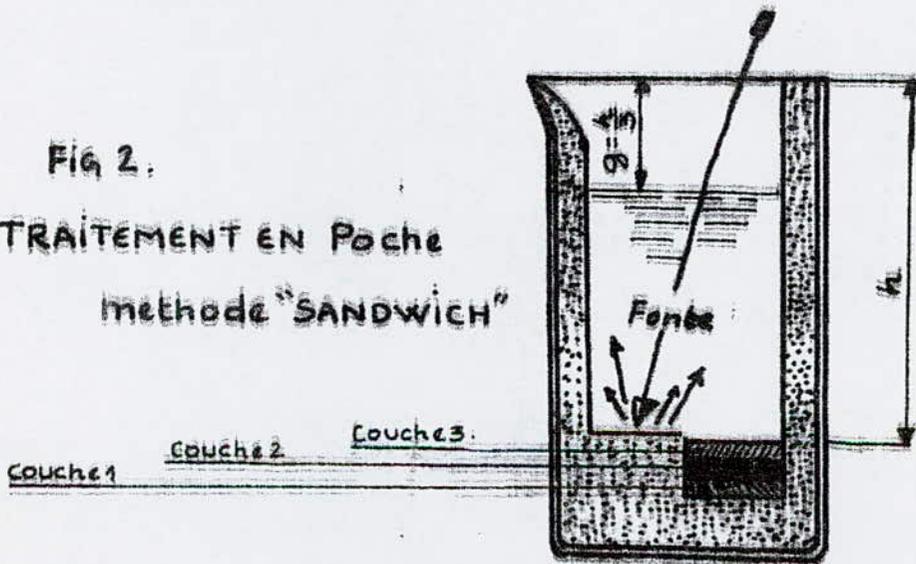


FIG 1.

CROISSANCE DU GRAPHITE EN SPHEROÏDES
ET LAMELLES.

FIG 2.
TRAITEMENT EN Poche
méthode "SANDWICH"



II. - MATERIAUX ETUDIÉS ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES :

1. - Matériaux Etudiés :

2.1.1. - Obtention des Nuances G.S.C. et G.S.A. :

Au parc à ferrailles où sont classés, par types et analyse chimique :

- les retours de Fonderie (F.G.S.C. et F.G.S.A.) constitués par des pièces rebutées, des masselottes, des jets de coulée,
- d'acier,
- de fonte neuve (F1 Sorel).

Au parc des matières d'addition où sont conservées, toutes les additions susceptibles d'être opérées à la fusion ou en poche de coulée :

- les Ferros - alliages,
- le graphite,
- la Silice.

Ces charges sont pesées avec précision de manière à obtenir, par le calcul du lit de fusion, une analyse d'alliage fondu voisine de celle souhaitée.

Les charges sont bennées vers le four de fusion, à arc, dans lequel elles sont versées.

2.1.1.1. - Composition de la charge pour une Fonte G.S. :

- 65 % de retours de Fonderie (5 % F.G.S.A. et 60 % F.G.S.C.),
- 15 % d'acier,
- 20 % de Fonte neuve (F1 Sorel).

Après fusion on verse le bain dans une poche de transfert dans laquelle se fait la désulfuration au carbure de calcium C_2Ca , la méthode consiste à activer la réaction de la fonte liquide et le C_2Ca .

Préalablement déposé en surface, au moyen d'un brassage par barbotage de gaz.

La fonte liquide est transférée ensuite au four à induction, qui sert pour le maintien, l'ajustement et même la correction si c'est nécessaire.

Après ajustement et correction on verse le bain dans une poche de traitement contenant un mélange de Fe - Si - Mg - Ca et Fe - Si et même Fe - Mn (pour l'élaboration de la F.G.S.A.) sous forme de "Sandwich". La poche est alors décrassée superficiellement en y, jetant 0,5 % de Silice.

Enfin, la fonte liquide est versée dans la poche de coulée près des moules placés sur chaîne roulante.

2.1.1.2. - Composition des Ferros - Alliages :

- 1,7 % de Fe - Si - Mg - Ca à 7 % Mg,
- 1 % de Fe - Si à 80 % Si,
- Fe - Mn à 80 % Mn (pour l'élaboration de la F.G.S.A.).

2.1.1.3. - Echantillons et Eprouvettes :

Les échantillons destinés à la préparation des éprouvettes sont extraits de lingots - échantillons. Ces derniers coulés à part, avec du métal provenant de la même poche, dans un moule "Keel - Bloc" confectionné avec les mêmes matériaux, en même temps que les pièces et vers la fin de coulée.

Après que les échantillons sont refroidis normalement dans le moule, la préparation (dissociage) se fait à la main à l'aide d'une masse, et en fin, après déssablage et moulage les échantillons sont prêts à leur confection en éprouvettes de traction et résilience.:

2.1.1.4. - Sable Fonderie :

Le sable est composé de 99 % de Silice, choisi pour ces qualités réfractaire (1700° C), utilisé pour le moulage et noyautage.

- Sable moulage : Silice + Argile + Noir minéral + Amylacés + Eau.
- Sable noyautage : Silice + Silicate de soude.

2.1.2. - Composition chimique des produits G.S.A. et G.S.C.

Tableau n° 3.

NUANCE	C %	Si %	Mn %	S %	P %	Mg %	Ni %	Cr %	Mo %	Cu %	Al %	Pb %
- G.S.C.	3,66	2,56	0,259	0,008	0,035	0,065	0,078	0,046	0,006	0,045	0,026	0,08
- G.S.A.	3,52	2,74	0,778	0,011	0,031	0,069	0,088	0,047	0,016	0,056	0,026	0,075

1.3. - Micrographie :

L'étude des structures a été réalisée par micrographie optique en utilisant un microscope de marque ZEISS (Fig. 7.1.) et ce, au laboratoire mécanique à la S.E.V.I. de Rouiba.

Les échantillons micrographiques ont été préparés de la manière suivante :

- Prélèvement : les échantillons ont été tronçonnés à la meule sous arrosage de lubrifiant, afin d'éviter tout échauffement.
- Enrobage : Les échantillons ont été enrobés à froid, à l'aide de la résine.
- Polissage : Le polissage a été réalisé sous un courant d'eau avec des papiers abrasifs comme suit :
 - + Polissage grossier avec du papier emeri 120, 320, 600.
 - + Polissage fin avec papier emeri 1000.
 - + Finition : en utilisant un feutre, de la pâte diamantée et un lubrifiant approprié.

- Pour l'attaque des fontes à graphite spheroidal, le réactif utilisé est celui du Fer, Nital ayant la composition suivante :

- HNO₃ : 5 cm³

- CH₃ CH₂ OH : 95 cm³

La durée de l'attaque est de 10 - 15 secondes.

2.1.4. - Préparation des éprouvettes :

Les éprouvettes de traction et résilience ont été réalisées à l'aide d'une fraiseuse universelle, et la finition a été faite à la main au moyen des papiers abrasifs 320 et 600.

Leurs dimensions sont données par la norme AFNOR NF 32.201 - Pour l'éprouvette de traction (Fig. 3.1.), et éprouvette "MESNAGER" type CHARPY, mais le fond de l'entaille a la forme cylindrique d'un rayon de 1 mm sur une profondeur de 2 mm (Fig. 3.2.).

2.2. - Méthodes expérimentales :

2.2.1. - Traitements thermiques :

Les fontes, et notamment les fontes à graphite spheroidal, se prêtent particulièrement bien aux traitements thermiques (4), le graphite constituant des réservoirs de carbone qui peuvent recevoir ou fournir cet élément essentiel dans le mécanisme de l'opération.

2.2.1.1. - Ferritisation :

A l'état brut de coulée, les moulages contiennent souvent une certaine proportion de perlite surtout, si on utilise dans le lit de fusion de l'acier, dont la composition est toujours incertaine, si on désire l'éliminer on dispose de deux méthodes.

- Chauffage et maintien au-dessous du point AC₁ (700 - 740° C - pendant 4 - 5 heures) pour graphitiser la perlite, puis refroidissement dans le four, porte fermée (3).

- Chauffage et maintien plus élevé, entre AC_1 et AC_3 ($875^\circ C$ pendant 30 et 60 minutes) puis refroidissement lent (four, porte fermée) (4).

De même pour réaliser une structure intermédiaire, avec une proportion fixée à l'avance de perlite, on chauffe dans le même intervalle qu'on cherche une teneur élevée de carbone en solution, puis un refroidissement à l'air.

2.2.1.2. - Normalisation :

C'est le traitement précédent réglé pour une structure entièrement perlitique, mais le refroidissement se fait à l'air agité.

2.2.1.3. - Trempe et revenu :

On peut augmenter la dureté d'une fonte à graphite sphéroïdal par un traitement de trempe qui consiste en un chauffage à $875^\circ C$ pendant 30-60 minutes suivi d'un refroidissement brutal par trempe à l'huile, (5) On obtient alors une structure grise martensitique avec une dureté pouvant atteindre 350-500 Brinell.

Un revenu à basse température ($400^\circ C$) permet de diminuer les contraintes dues à la trempe et de régler la dureté.

Avec un revenu plus poussé ($500^\circ C$), on réalise une structure intermédiaire entre Martensite et Perlite (SORBITE) plus douce et moins fragile qu'après trempe.

2.2.1.4. - Relaxations des Contraintes :

L'anisothermie dans les pièces, soit à la solidification, soit au cours des traitements thermiques, se traduit par des différences de dilatation, donc des contraintes qui, dans certains cas, peuvent provoquer des ruptures en service, d'où l'utilité de pratiquer un traitement de relaxation qui tend à éliminer les tensions internes.

Le cycle thermique peut alors être le suivant : chauffage jusqu'à $550 - 600^\circ C$, maintien 2-5 heures puis refroidissement lent.

22.2. - Essais Mécaniques :

Les essais mécaniques permettent de déterminer les caractéristiques essentielles des métaux et notamment :

- la plasticité et l'élasticité : essai de traction,
- l'absence de fragilité et la résistance au choc : essai de résilience,
- la résistance aux efforts de pénétration : essai de dureté.

Le principal intérêt de ces essais étant de fournir des données numériques au constructeur mécanicien, leurs résultats doivent être reproductibles et comparables entre eux. On a été donc amené à suivre la norme, c'est-à-dire à les effectuer toujours dans les mêmes conditions.

- Sur des éprouvettes de formes et de dimensions rigoureusement spécifiées,
- Avec des appareils conçus spécialement à cet effet et dont les conditions d'emploi sont elles aussi, bien précisés.

2.2.2.1. - Essai de Traction :

L'essai consiste à soumettre une éprouvette de forme définie (Longueur initiale - L_0 , Section initiale S_0) à un effort de traction croissant, dirigé suivant son axe. Un dispositif mécanique enregistre une courbe qui donne à chaque instant la charge totale C en fonction de l'allongement de l'éprouvette AL .

Nous avons utilisé dans notre étude, une machine universelle de traction du type U 5 D.R. (Fig. 7.2).

Pour étudier les variations des dimensions de l'éprouvette au cours de l'essai, nous considérons les grandeurs suivantes :

$A \% = \frac{L - L_0}{L_0} \times 100$, avec L_0 et L : Longueurs avant et après l'essai.

- La contrainte conventionnelle : $R = \frac{C}{S_0}$

C : étant la charge maximale appliquée,

S_0 : La section initiale.

2.2.2.2. - Essai de résilience :

L'essai de résilience met en évidence la fragilité dynamique du matériau, qui est d'autant plus grande que le travail nécessaire à la rupture de l'éprouvette est faible.

L'essai consiste à rompre d'un seul coup de mouton-pendule dans des conditions déterminées, une éprouvette entaillé en U et reposant sur deux appuis.

Notre essai a été effectué conformément aux dispositions de la norme AFNOR A.03.156 sur une machine de résilience "CHARPY" type n° NC-2701 (Fig. 8.1.).

- Poids du pendule = 25,525 kg.

- Rayon du pendule = 0,671 m.

La résilience (K) est une grandeur qui varie en sens inverse de la fragilité ; elle est exprimée par la relation :

$$K = \frac{W}{S_0} \quad (\text{daJ} / \text{cm}^2)$$

Où, 'K' est le travail dépensé pour rompre l'éprouvette et S₀ désigne l'aire initiale de la section de l'éprouvette au droit de l'entaille.

2.2.3. - Essai de dureté :

La dureté d'un métal, symbolisée par la lettre H, est la résistance qu'il offre aux efforts de pénétration. On admet qu'un métal est d'autant plus dur qu'un poinçon (sphérique, conique ou pyramidal) soumis à une charge constante y pénètre moins profondément. La dureté peut donc être évaluée en fonction de la surface ou de la profondeur de l'empreinte laissée par le poinçon.

* Méthode de Brinell :

L'essai a été effectué suivant disposition de la norme NF.A.03.201 sur une machine S.K.F. type 09 (Fig. 8.2.), le poinçon en acier extra-dur est une bille de diamètre D.

Par définition, la dureté Brinell est égale au quotient de la force P (dan) exercée sur la bille par l'aire S (mm²) de l'empreinte, assimilée à une calotte sphérique.

$$HB = \frac{P \text{ (dan)}}{S \text{ (mm}^2\text{)}}$$

S : peut être calculée par la formule suivante :

$$S = \frac{\pi D}{2} (D - \sqrt{D^2 - d^2}).$$

Où d est le diamètre de la circonférence de l'empreinte et D celui de la bille.

2.3. - Etude du Matériau à l'état brut de coulée :

2.3.1- Aspect micrographique :

La forme du graphite (sphérique, déchiquetée....) s'obtient dès la **solidification de la fonte** par addition d'éléments spéciaux (spheroidisants et inoculants) dans la Fonte liquide.

Les figures 4.2. et 4.1. montrent l'aspect micrographique des deux nuances étudiées G.S.C. et G.S.A.

La structure est Ferrito-perlitique avec prédominance de Ferrite, la ferrite forme une auréole autour des sphères du graphite, car la formation et la croissance du graphite appauvrissent le métal en carbone dans son voisinage immédiat.

Les Figures 4.1. et 5.1. qui correspondent à la G.S.A, montrent un taux de graphite supérieur à 80 % et des spheroides correctes par contre la G.S.C. présente un graphite en pseudo-lamelles et le taux de spheroides est faible Fig. 4.2. et 5.2.

2.3.2. - Caractéristiques mécaniques :

Les figures 6.2. et 6.1. représentent les diagrammes de traction caractéristique des fontes G.S.C. et G.S.A. à l'état brut de coulée. Dans ces diagrammes on peut lire les caractéristiques suivante :

- Fonte G.S.C. :

+ la charge à la rupture,

$$Cr = 6.300 \text{ dan} - \text{pour } So = 154 \text{ mm}^2 \quad Rr = 41,19 \text{ dan/mm}^2$$

+ la charge à la limite élastique,

$$Ce = 4.700 \text{ dan} - \text{pour } So = 154 \text{ mm}^2 \quad Re = 30,52 \text{ dan/mm}^2$$

+ Allongement à la rupture,

$$AL = 6,5 \text{ mm} \quad - \text{pour } Lo = 70 \text{ mm} \quad A = 9,28 \%$$

- Fonte G.S.A. :

+ Charge à la rupture,

$$Cr = 9050 \text{ dan} - \text{pour } So = 154 \text{ mm}^2 \quad Rr = 58,8 \text{ dan/mm}^2$$

+ Charge à la limite élastique,

$$Ce = 6600 \text{ dan} - \text{pour } So = 154 \text{ mm}^2 \quad Re = 42,2 \text{ dan/mm}^2$$

+ Allongement à la rupture,

$$Al = 6,5 \text{ mm} \quad - \text{pour } Lo = 70 \text{ mm} \quad A = 9,28 \%$$

2.3.2.1. - Détermination de la dureté Brinell :

Connaissant la charge P, le diamètre D de la bille et d, celui de l'empreinte, on peut déterminer HB.

Pour $d = 4,1 \text{ mm}$, $D = 10 \text{ mm}$ et $P = 3000 \text{ daN}$

$$- HB = 217.$$

2.3.2.2. - Détermination de la Résilience :

Connaissons l'angle α qui est lu directement sur le cadran du dispositif on peut déterminer la résilience k . Dans notre étude on a utilisé un tableau qui donne directement la valeur de la résilience k à partir de l'angle α .

2.3.2.3. - Résultats :

Chaque valeur lu sur le tableau $N = 4$ correspond à une moyenne de trois essais.

Tableau n° 4

NUANCE	Rr (dan/mm ²)	Re (dan/mm ²)	A %	k (daj/cm ²)	H B
- G.S.A.	59	43	8,93	1,68	212
- G.S.C.	40,08	30,41	8,57	1,99	201

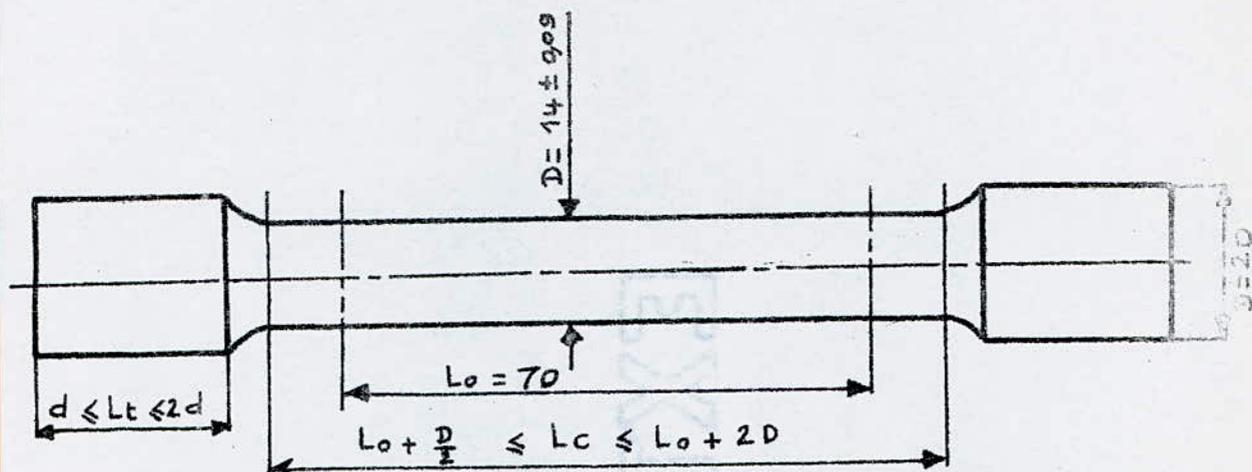


FIG 3.1. EPROUVETTE DE TRACTION

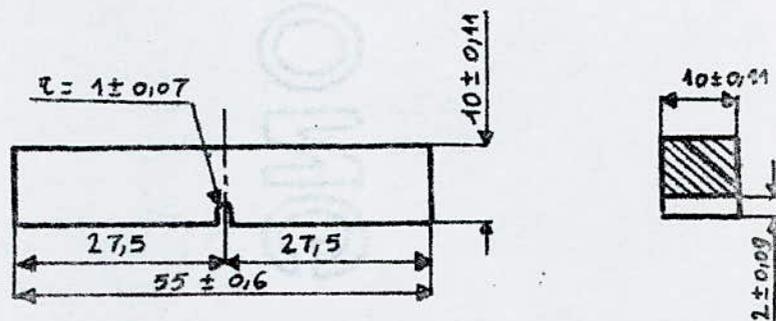


FIG 3.2. EPROUVETTE RESILIENCE CHARPY

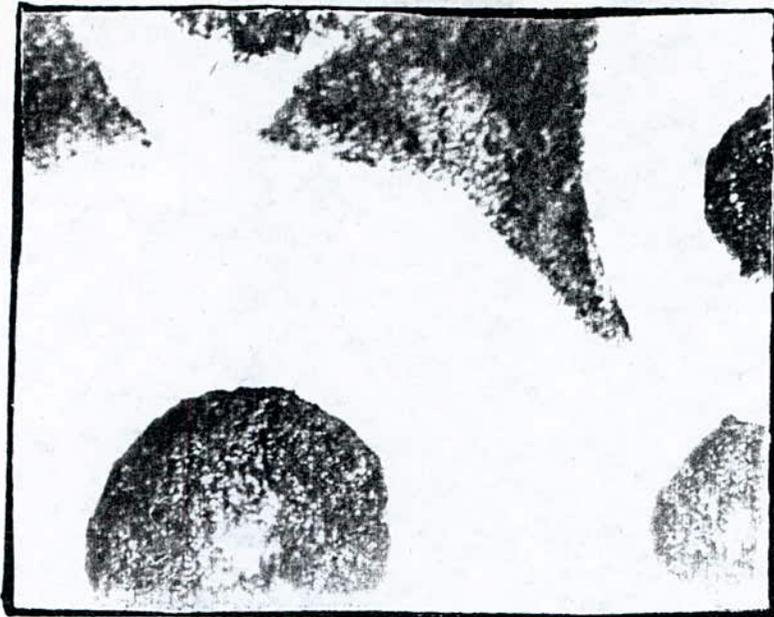


Fig 5.1

Fonte GSA

BRUTE DE

NITAL x 10

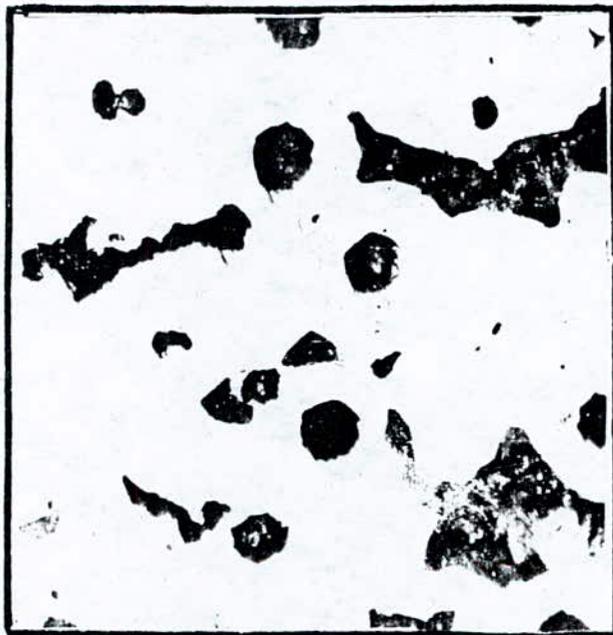


Fig 5.2

Fonte GSC

BRUTE DE CO

NITAL x 250

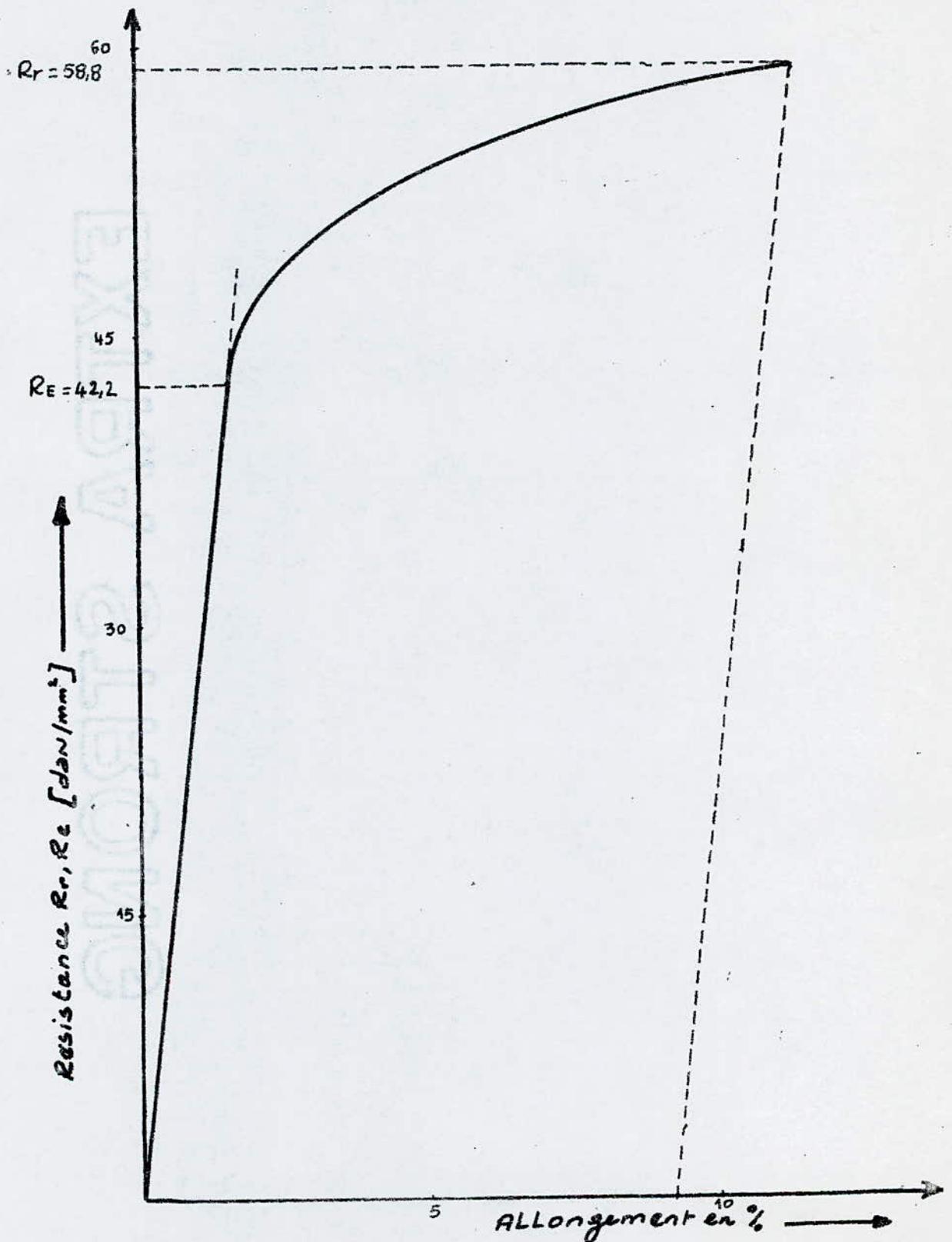


FIG 6-1.

Diagramme caractéristique de traction
Fonte GSA.

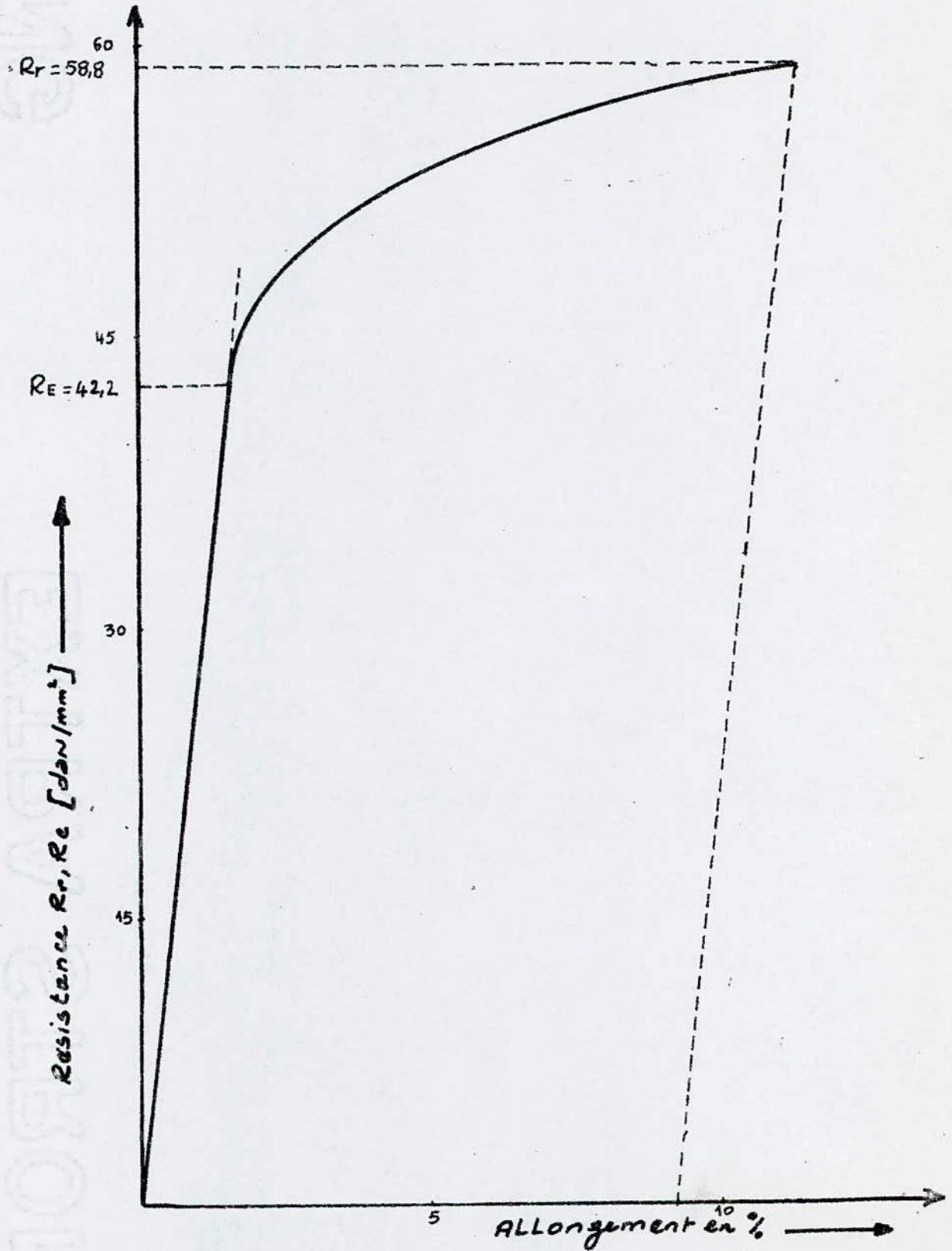


FIG 6-1.

Diagramme caractéristique de traction
Fonte GSA.

EXTRA 21RONG

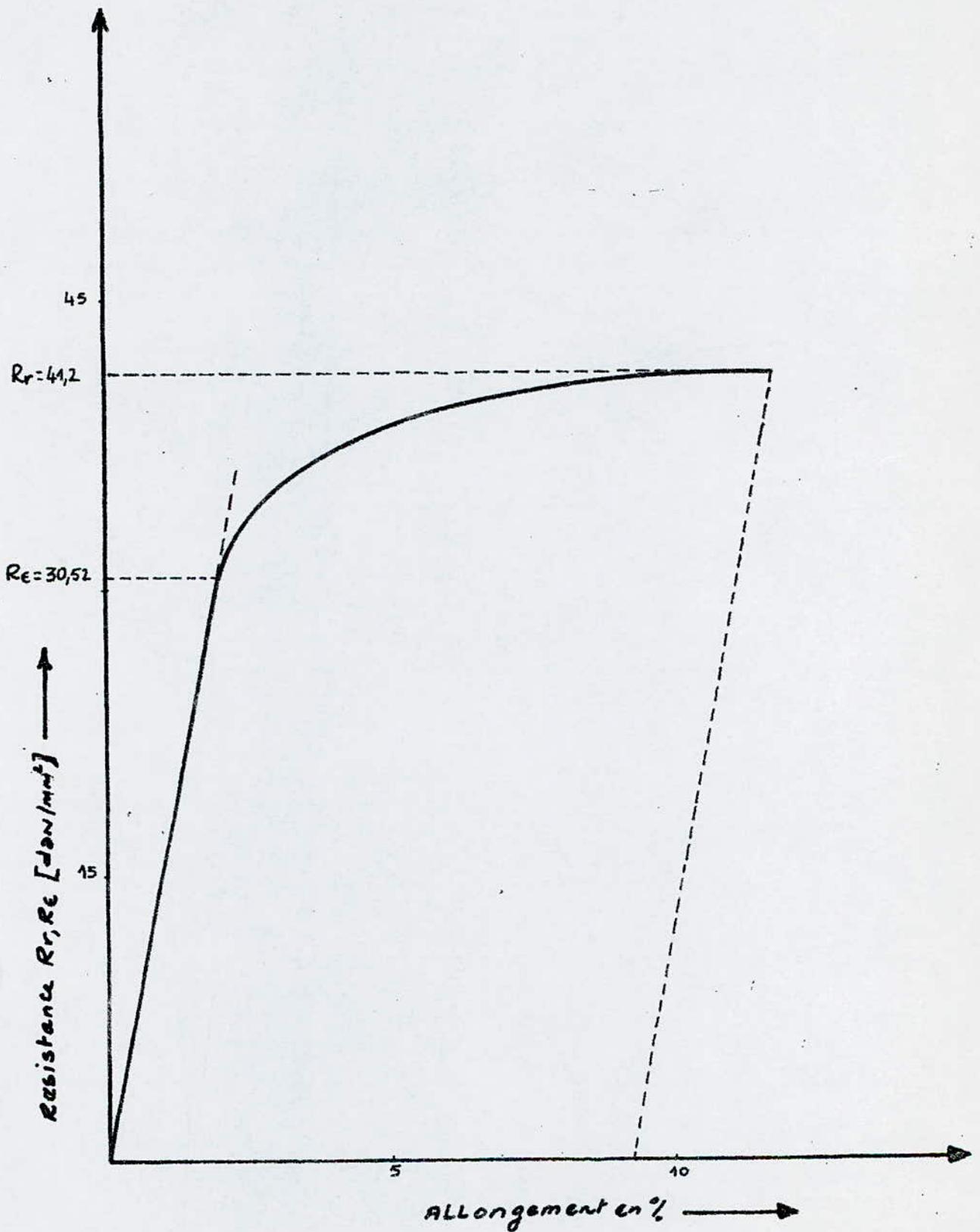


FIG. 6.2.
Diagramme caractéristique de traction
Fonte GSC.

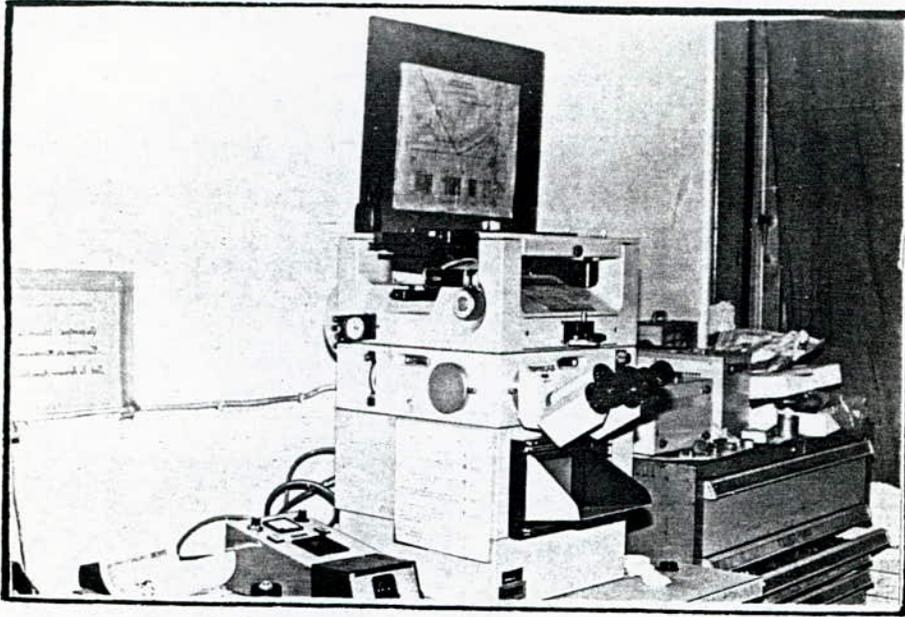


Fig 7.1.
MICROSCOPE OPTIQUE

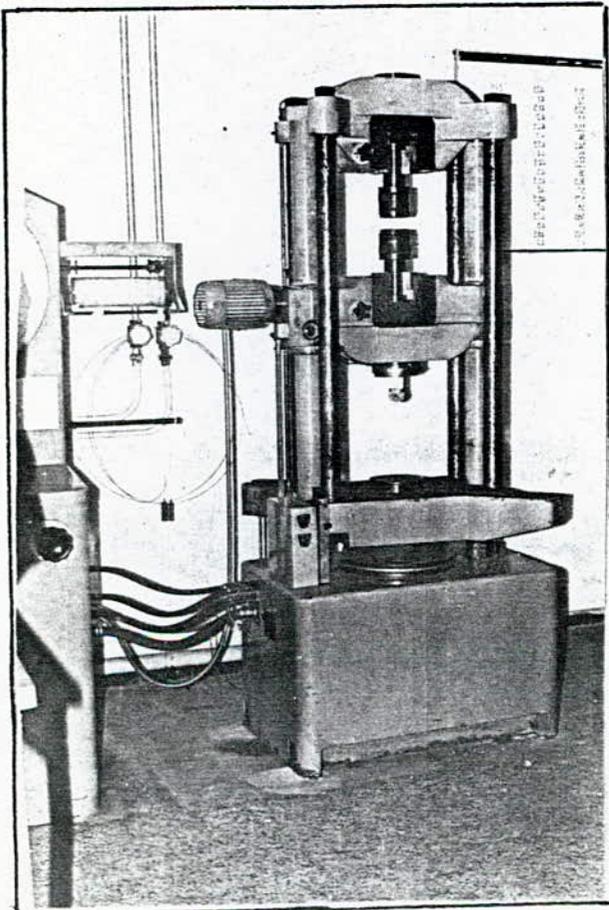


Fig 7.2
MACHINE
DE
TRACTION

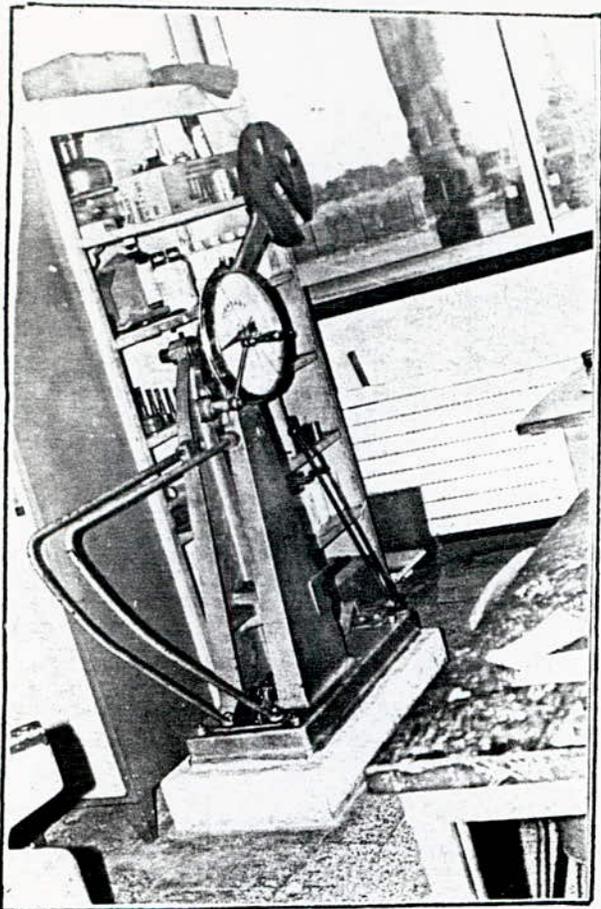


FIG. 8.1

MACHINE POUR
MESURE DE
LA RESILIENCE

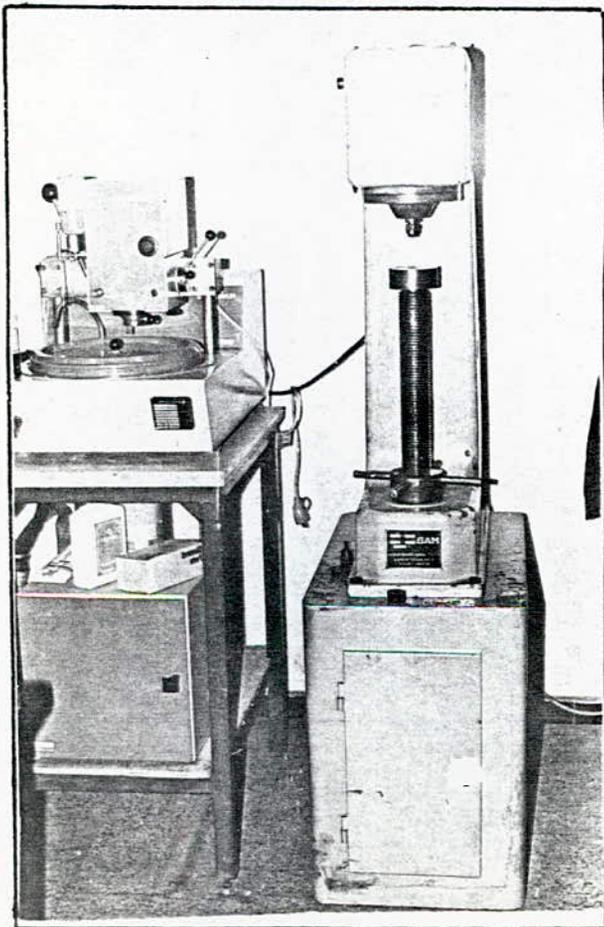


FIG 8.2

MACRODUROMETRE.
MESURE DE LA
DURETÉ BRINELL

III. - ETUDE METALLOGRAPHIQUE DES STRUCTURES DE TRAITEMENTS THERMIQUES :

3.1. - Structures de Traitements Thermiques :

3.1.1. Structure Ferritique :

Un chauffage à 740° C pendant quatre (4) heures permet d'obtenir une structure ferritique avec un pourcentage très faible de perlite, qui s'explique par un temps de maintien assez long pour que la graphitisation puisse se produire totalement et l'élimination de la perlite qui ne pourra pas donc se trouver dans la structure après un refroidissement très lent.

On observe également l'existence de fins globules de graphite (formés à partir de la décomposition de la cémentite perlitique) - ces globules sont sous forme d'amas localisés dans la matrice ferritique (Fig. 9).

La structure ferritique a été obtenue également par des temps de maintien de 30 mn et 1 h, à une température d'austénitisation de 875° C. On distingue l'existence d'une proportion d'environ 8 à 10 % de perlite pour un maintien de 30 mn (Fig. 10) et l'absence totale de la perlite pour un maintien d'une heure (Fig. 11).

La vitesse de refroidissement étant la même, nous expliquons ces observations par :

- la perlite restante après la graphitisation n'a pas eu le temps suffisant pour se transformer à 875° C en austérite.

3.1.2. - Structure Ferrito-Perlitique :

Avec un refroidissement à l'air calme, c'est-à-dire une vitesse de refroidissement plus élevée, l'austénité se décompose d'abord en ferrite proeutectoïde et graphite puis en perlite. La ferrite forme une auréole autour des modules du graphite, car la formation et la croissance du graphite appauvrissent le métal en carbone dans son voisinage immédiat.

La perlite a une structure lamellaire (Fig. 12). Le taux de perlite s'accroît avec une augmentation du temps de maintien (Fig. 13).

3.1.3. - Structure perlitique :

En augmentant la vitesse de refroidissement, c'est-à-dire un refroidissement à l'air agité ; la matrice sera totalement perlitique, la figure 14 montre un Fond gris formé de perlite lamellaire, le graphite apparaît d'une couleur grise.

3.1.4. - Structure trempée :

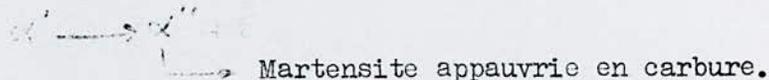
Avec une vitesse de refroidissement supérieure à la vitesse critique de trempe (trempe à l'huile), la structure obtenue est de la Martensite. La figure 15 montre : des aiguilles de Martensite sur un Fond d'austénite résiduelle.

3.1.5. - Structure trempée et revenu :

3.1.5.1. - Revenu à 200° C.

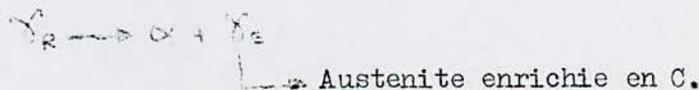
La figure 16 montre la structure martensite revenu, encore plus imprécise que celle non revenu, mais plus sombre et un peu granuleuse.

L'accentuation du relief des aiguilles α' est liée à la précipitation du carbure β qui se produit lors du revenu.



3.1.5.2. - Revenu à 300° C.

Par suite de l'élévation de la température, le carbone est éjecté du réseau cristallin très distordu de Martensite pour former un précipité ultra-fin de carbure sur un Fond qui se transforme peu à peu en ferrite.



La structure de départ, l'austenite puis martensite étant homogène et la précipitation de la cementite se faisant in situ, la structure sorbitique est fine qu'en résulte (Fig. 17).

3.1.5.3. - Revenu à 400° C.

Sorbite un peu moins fine que avant la coalescence de la Cementite a commencé et a permis le retour de l'acier vers le seul état stable a Froid : Cementite sur Fond ferritique (Fig. 18).

3.1.5.4. - Revenu à 500° C.

Sorbite grossière, coalescée, montrant nettement des globules clairs de Cementite sur un Fond clair de Ferrite.

Quelques plages un peu plus sombres contiennent encore des carbures très fin, irrésoluble.

La coalescence a diminuée le nombre de joints entre les deux phases, il en résulte un abaissement de la dureté (Fig. 19).

3.1.5.5. - Revenu à 600° C.

Le carbure se décompose en graphite, cette décomposition doit être encouragée par le Silicium qui se trouve surtout autour des modules de graphite.

Donc, la décomposition de Cementite s'effectue d'abord autour des modules puis dans les régions intermédiaires.

La matrice est entièrement ferritique, les grains de ferrite sont très fins (Fig. 20).

Réf. : (3) - (5) - (13) - (14).

3.2. - Caractéristiques mécaniques :

Les évolutions structurales successives observées au cours de différents types de traitement thermique provoquent des variations importantes des caractéristiques mécaniques.

Pour présenter une étude comparative, une classification des qualités est nécessaire.

- Qualité 1 : Obtenue par une trempe à l'huile (875° C, 30 mn), revenu à 200° C - Fonte à graphite sphéroïdal à très haute résistance - Matrice : Martensite.
- Qualité 2 : Obtenue par un traitement de normalisation réglé pour une matrice perlitique. Fonte à graphite sphéroïdal à haute résistance. Matrice : Perlite ou Sorbite.
- Qualité 3 : Obtenue par un traitement de normalisation réglé pour une matrice perlito-ferritique avec prédominance de perlite.
- Qualité 4 : Matrice Ferrito-perlitique avec prédominance de Ferrite. Obtenue directement par coulée : Brute de coulée.
- Qualité 5 : Obtenue par un traitement de Ferritisation (875° C, 1 h). Matrice : Ferrite.

3.2.1. - Résultats :

3.2.1.1. - F.G.S.C. :

Les résultats obtenus sont illustrés dans le tableau n° 5 et les courbes obtenues sont sur les figures 21-22-23.

Les courbes tracées sont (Rr, Re, A et K) en fonction de la dureté HB. Où Rr : Résistance à la rupture.

- Re : Résistance élastique.
- A : Allongement.
- K : Résilience.

Tableau n° 5 : Caractéristiques mécaniques des qualités obtenues à partir d'une F.G.S.C.

Qualités	Structure	Rr (dan/mm ²)	Re (dan/mm ²)	A %	K (daj/cm ²)	H.B.
1	MARTENSITE	80, 68	64, 12	2,06	0,53	341
2	PERLITE OU SORBITE	59, 03	46, 43	3,33	1,31	260
3	PERLITE + FERRITE AVEC P. DE F.	53, 03	45, 02	4,52	1,30	241
4	PERLITE + FERRITE AVEC PREDOMINANCE DE FERRITE	40,08	30, 41	8,57	1,99	201
5	FERRITE	36, 77	26, 00	11,60	2,64	170

3.2.1.2. - F.G.S.A.

Les résultats obtenus sont illustrés dans le tableau n° 6 et les courbes obtenues sont sur les figures 24 ; 25 ; 26 - les courbes tracées sont (Rr, Re, A et K) en fonction de la dureté H.B.

Tableau n° 6 : Caractéristiques mécaniques des qualités obtenues à par-

Qualités	STRUCTURE	Rr (dan/mm ²)	Re (dan/mm ²)	A %	K (daj/cm ²)	H.B.
1	MARTENSITE	120,00	85,20	0,28	0,63	375
2	PERLITE OU SORBITE	99,90	67,93	1,43	0,87	266
3	PERLITE + FERRITE AVEC P. P.	90,80	67,20	2,14	1,68	259
4	PERLITE + FERRITE AVEC P.F.	59,00	43,00	8,93	1,68	212
5	FERRITE	49,80	35,90	13,56	2,96	192

tir. de la F.G.S.A.

3.2.1.3. - Résultats obtenus par différentes températures de revenu pour une Fonte G.S.C. - Les résultats obtenus sont illustrés dans le tableau n° 7 et les courbes tracées figures 27 ; 28 sont (K et HB) en fonction de la température de revenu θ_R .

Tableau n° 7 : Caractéristiques mécaniques.

Température de revenu O R (°C)	K (daj/cm ²)	H.B.
-	0, 33	469
200° C	0, 63	430
300	0, 63	429
400	0, 80	363
500	0, 80	363
600	1	223

3.3. - Interprétation des résultats :

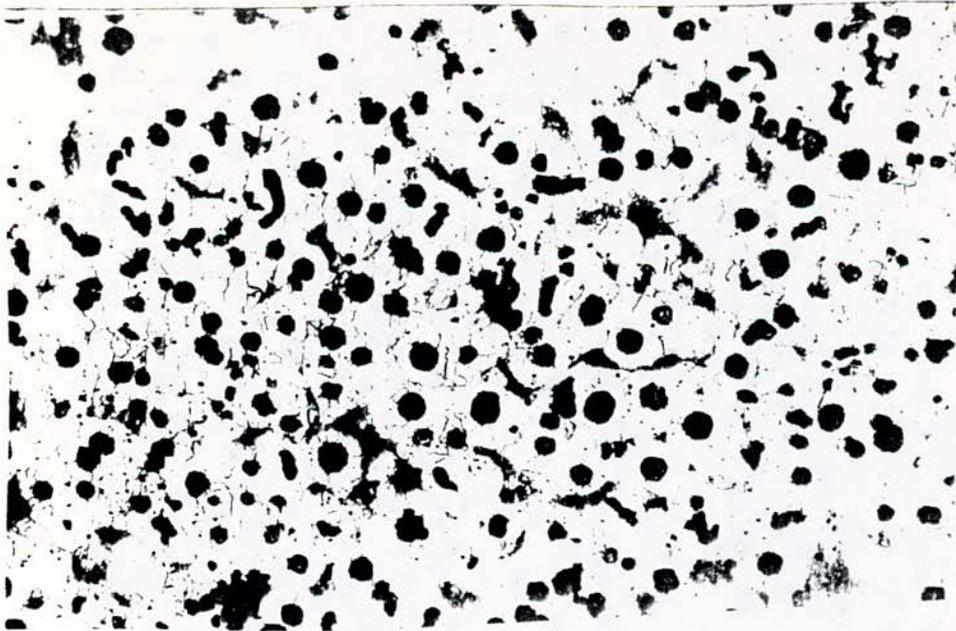
D'après la courbe de variation de R_r et R_e en fonction de la dureté. La fonte à graphite sphéroïdal devient de plus en plus tenace de la structure ferritique à la structure martensitique (en passant successivement par la ferrito-perlitique avec prédominance de perlite, la perlitique) c'est à dire lorsque la vitesse de refroidissement augmente, les variations de la résistance à la rupture et de la limite élastique, conventionnelles sont linéaires et identique sensiblement (elles ont une pente égale). (Fig. 21 ; 24).

La résilience et l'allongement diminuent brusquement avec l'augmentation de la vitesse de refroidissement (Fig. 22,23,25,26). Le comportement de la nuance G.S.A. est moins régulier par rapport à celui de la nuance G.S.C.

Le revenu provoque une nette amélioration de la ductilité et atténue notablement la dureté de la Fonte (Fig. 27 ; 28).

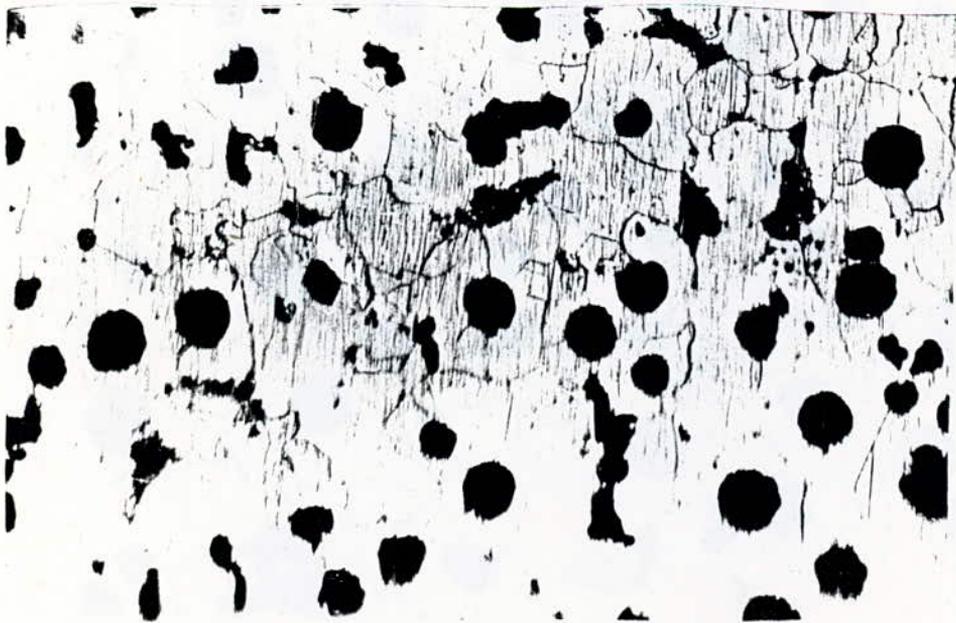
Le revenu provoque une variation de la résilience de 0,33 daj/cm² à l'état trempé à 1 daj/cm² à l'état revenu à 600° C.

La dureté passe de 470 HB à l'état trempé à 230 HB à l'état revenu à 600° C.



9.1

G = 100



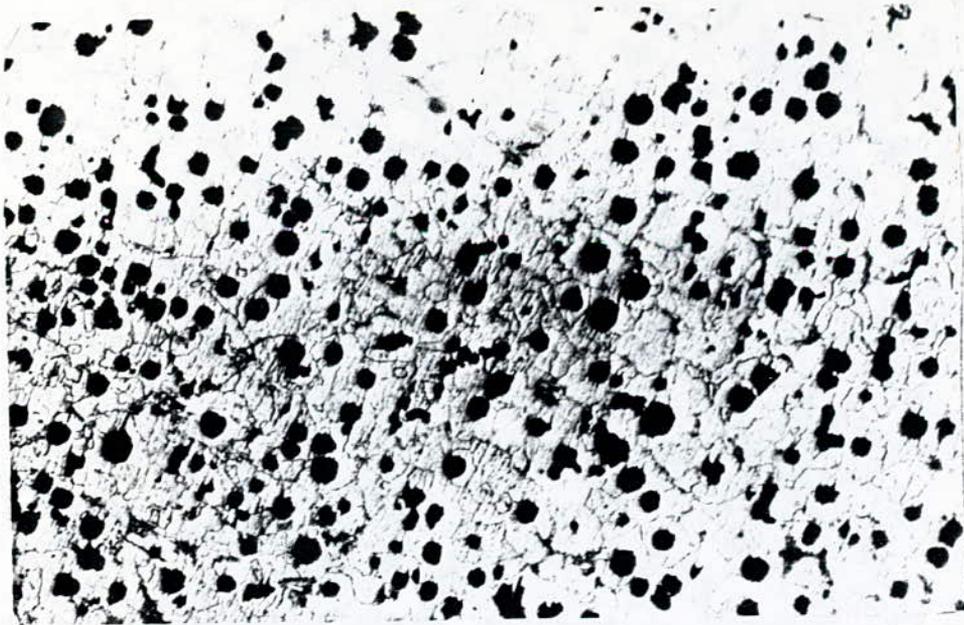
9.2

G : 250

FIG 9. Fonte GS 38-15 structure ferritique.

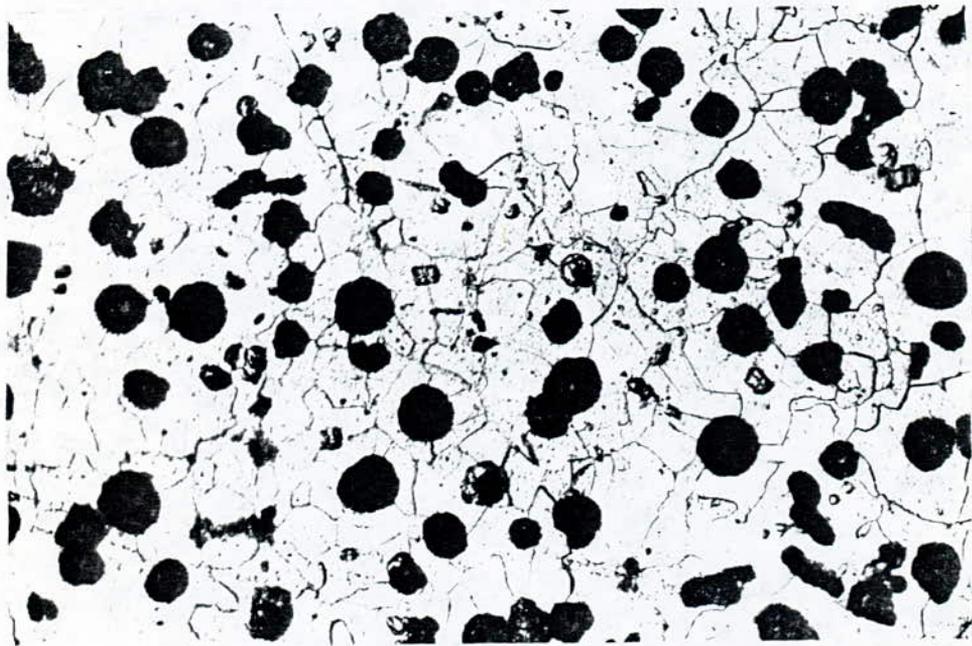
(chauf et maintien 740°C, 4^h. ref. lent).

ATTAQUE : NITAL.



11.1

G:100



11.2

G:250

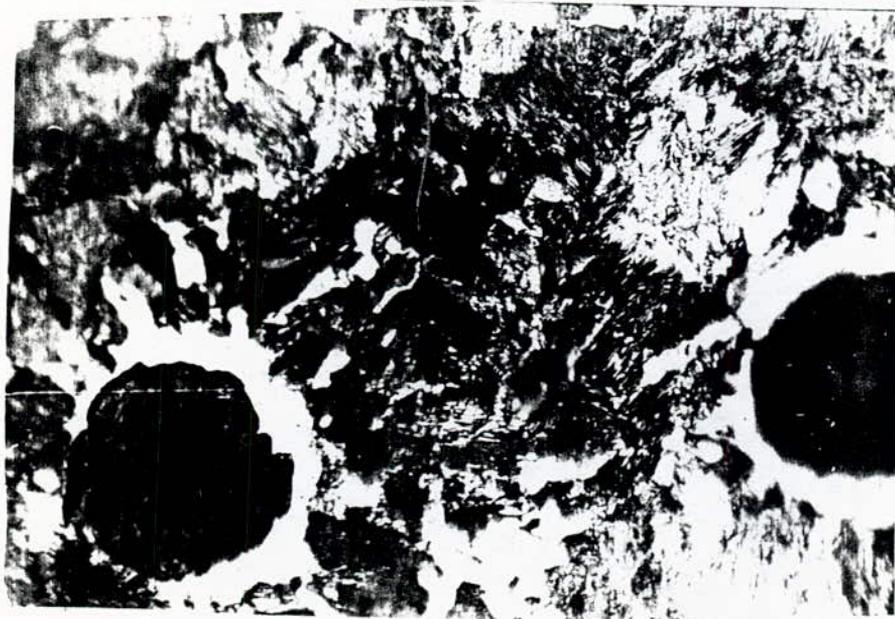
Fig 11. Fonte GSC. Structure Ferritique
(Austinitisation 875°C, 1^h ref. lent).

ATTAQUE : NITAL .



12.1

G: 250

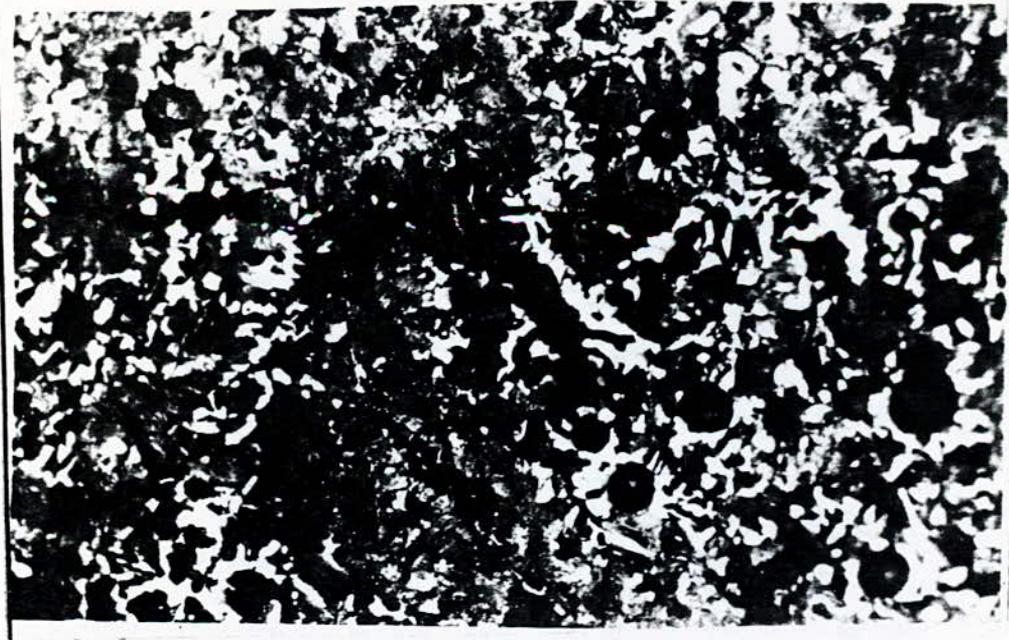


G: 1000

FIG 12. Fonte GSC structure ferrito-pearlitique.

(Austinitisation 875°C, 30 mn ref. à l'air).

ATTAQUE: NITAL.



13.1

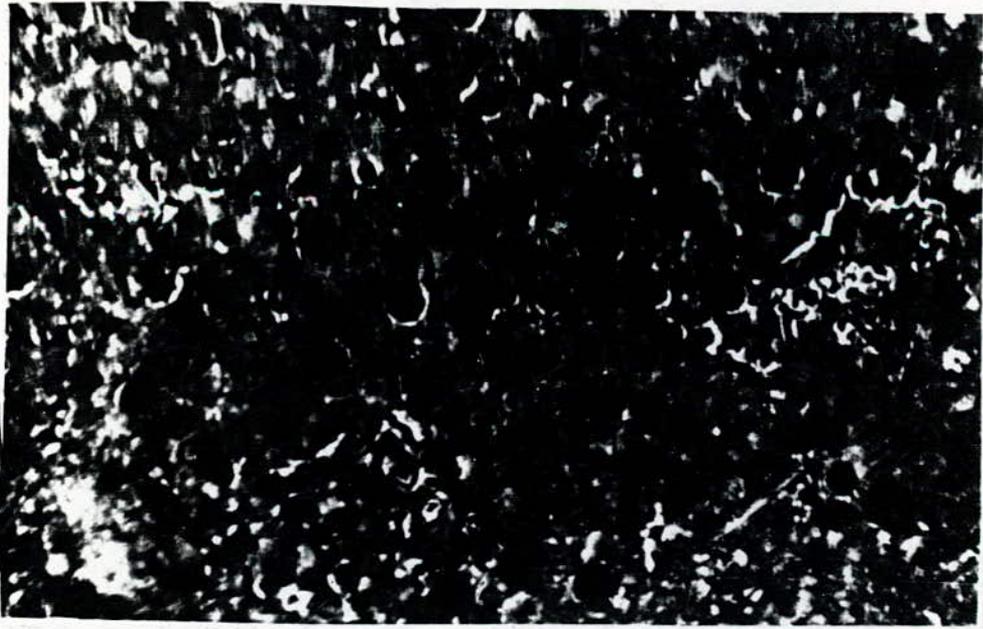
G: 250



13.2

G: 1000 .

FIG 13. Fonte GSC : structure : Perlitique avec traces de Ferrite .
 (Austinitisation 875°C, 1^h ref : air) .
 ATTAQUE : NITAL



14.1

G: 100.



14.2

G: 1000

Fig 14. Fonte E₉SC : Structure : PerLitique .

(Austinitisation 875°C, 30mn. ref: air agite).

ATTAQUE : NITAL

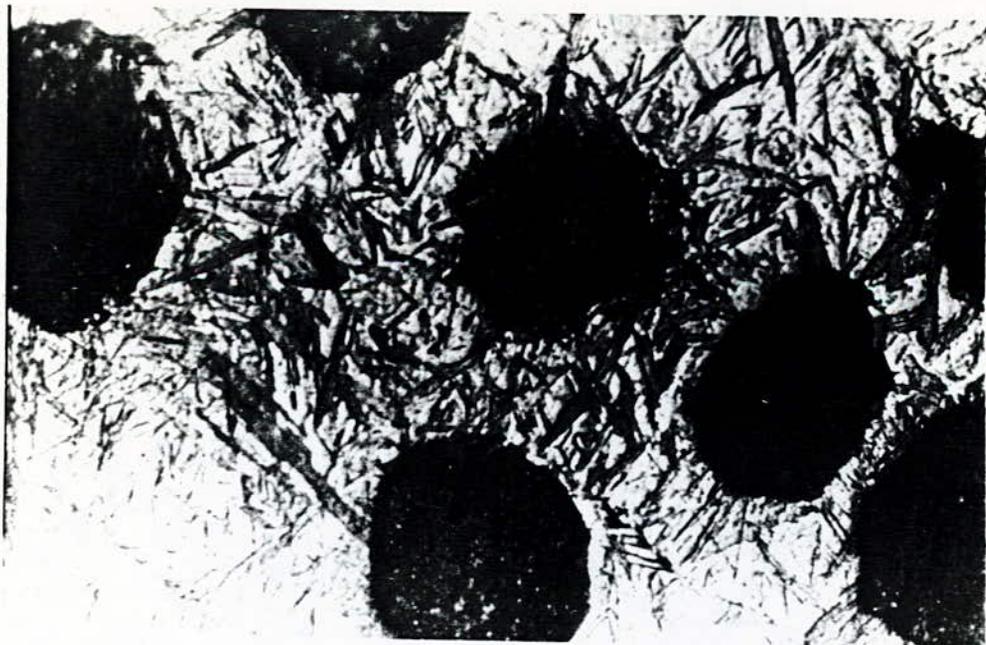


FIG 15. Fonte GSC structure MARTENSITIQUE .

((Après Trempe de θ_8 : 875° huile) (NITAL x 1000)) .



FIG 16. Fonte GSC Martensite Revenu

θ_r : 200°C (NITAL x 1000) .

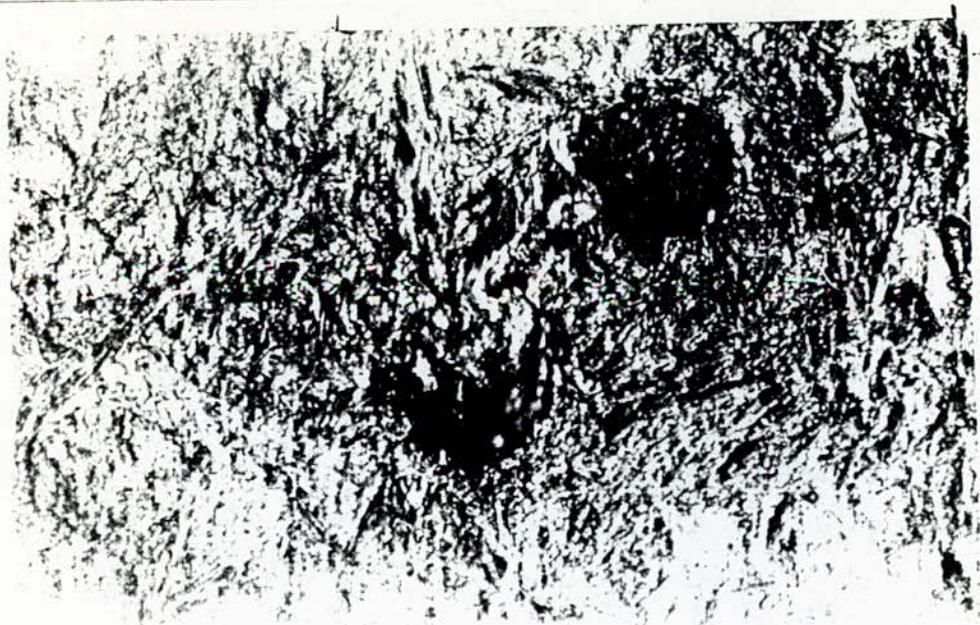


FIG 17. Fonte GSC : sorbite fine.

θ_r : 300°C (NITAL x 1000).

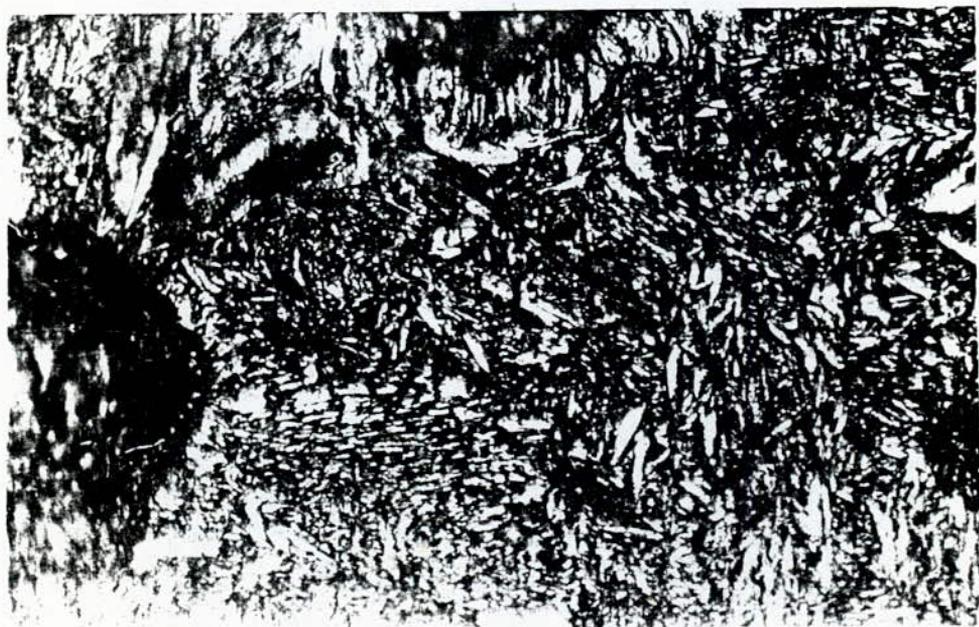
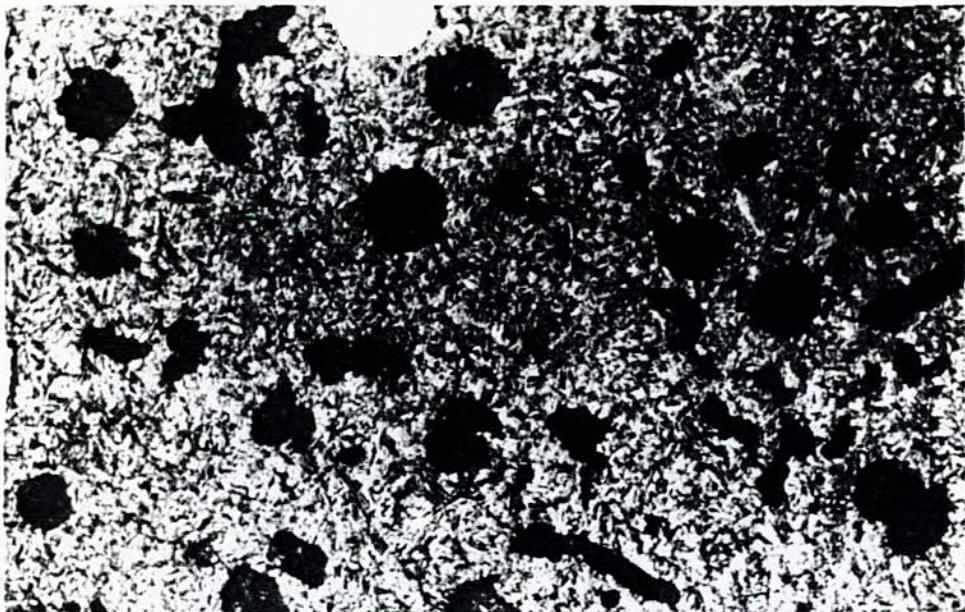


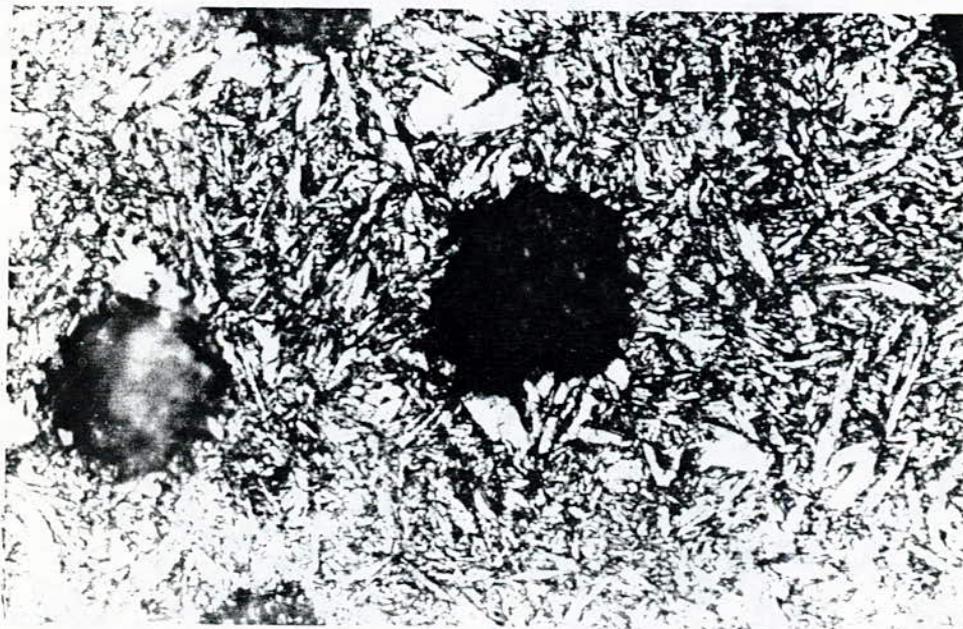
FIG 18. Fonte GSC : sorbite ~~très~~ ~~plus~~ un peu moins fine.

θ_r : 400°C. (NITAL x 1000).



19.1

G: 250.



19.2

G: 1000

FIG 19. Fonte GSC : sorbite grossière .

OR : 500°C - NITAL .

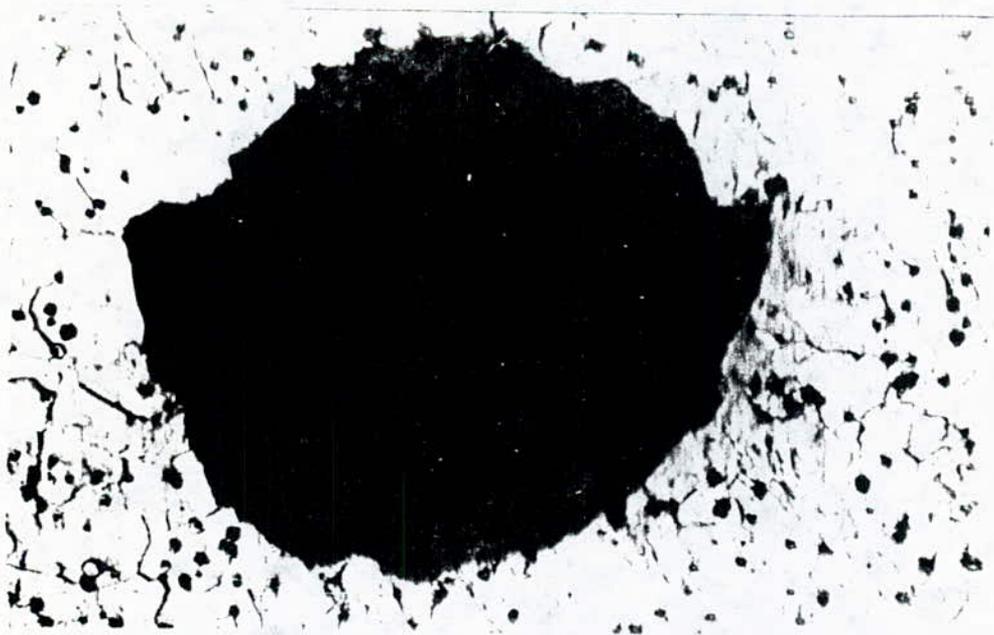


FIG: 20. Fonte GSC.: Ferrite .

OR : 600°C (NITAL x 1000)

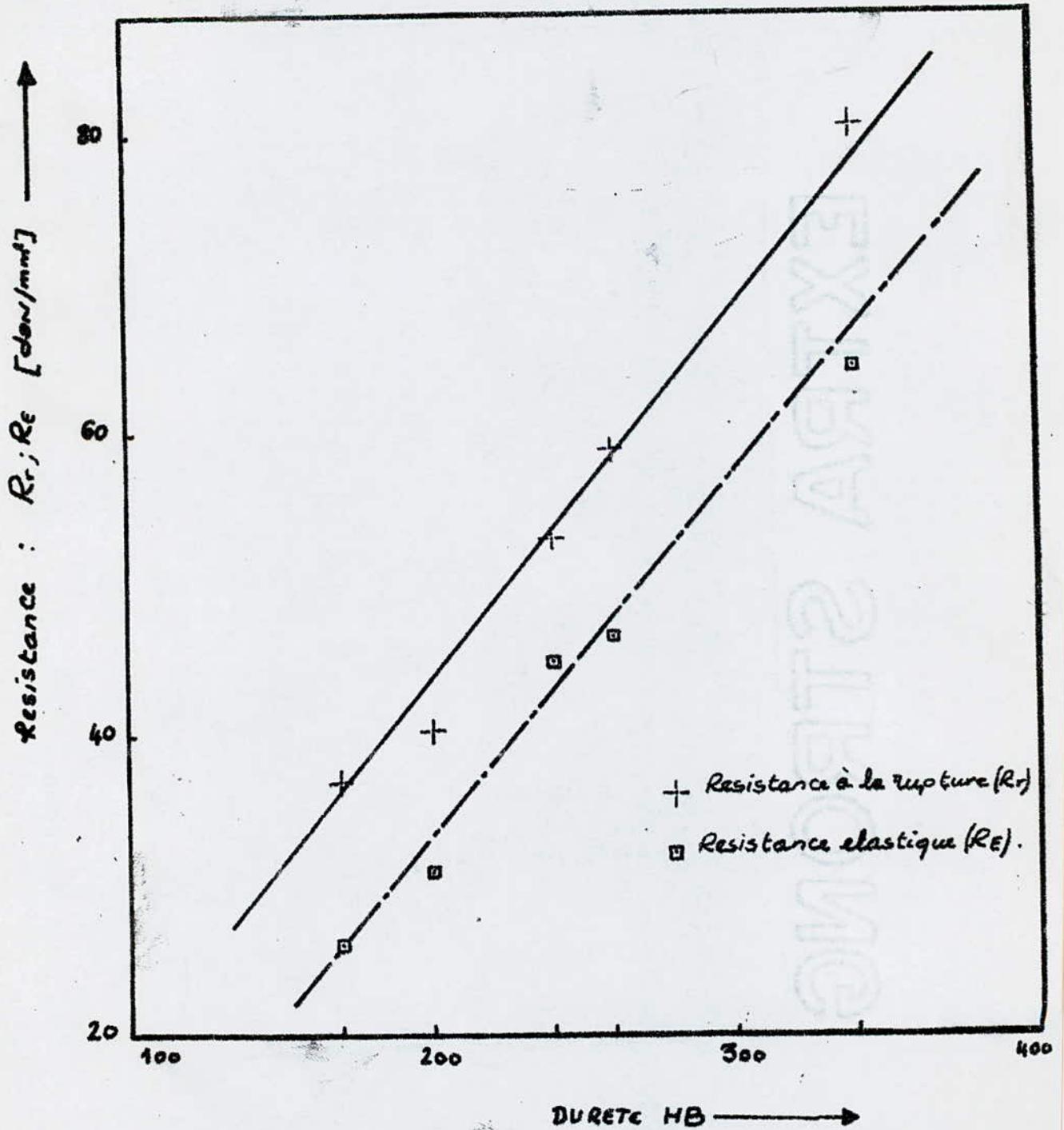


Fig: 21

FONTE GSC: Resistance en fonction de la dureté.

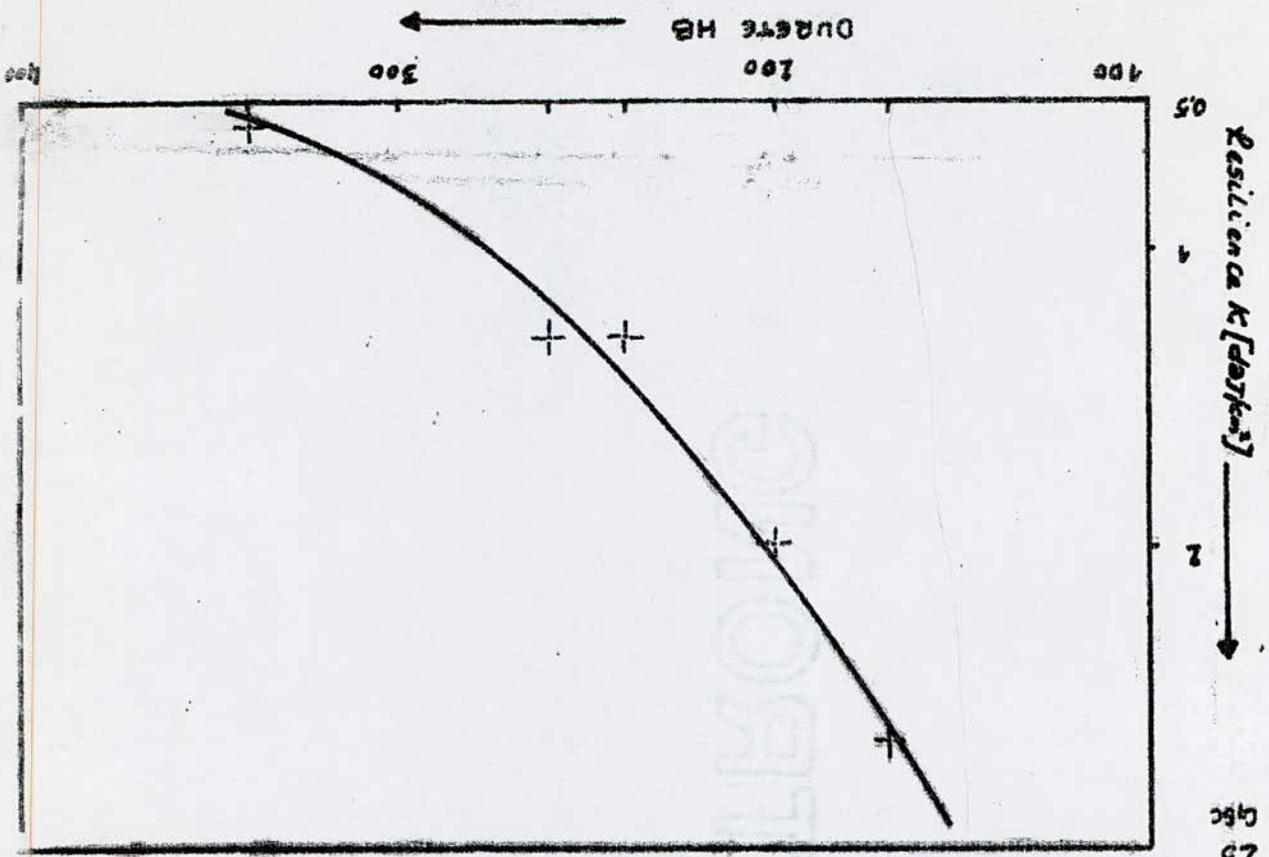


Fig 23 GSC

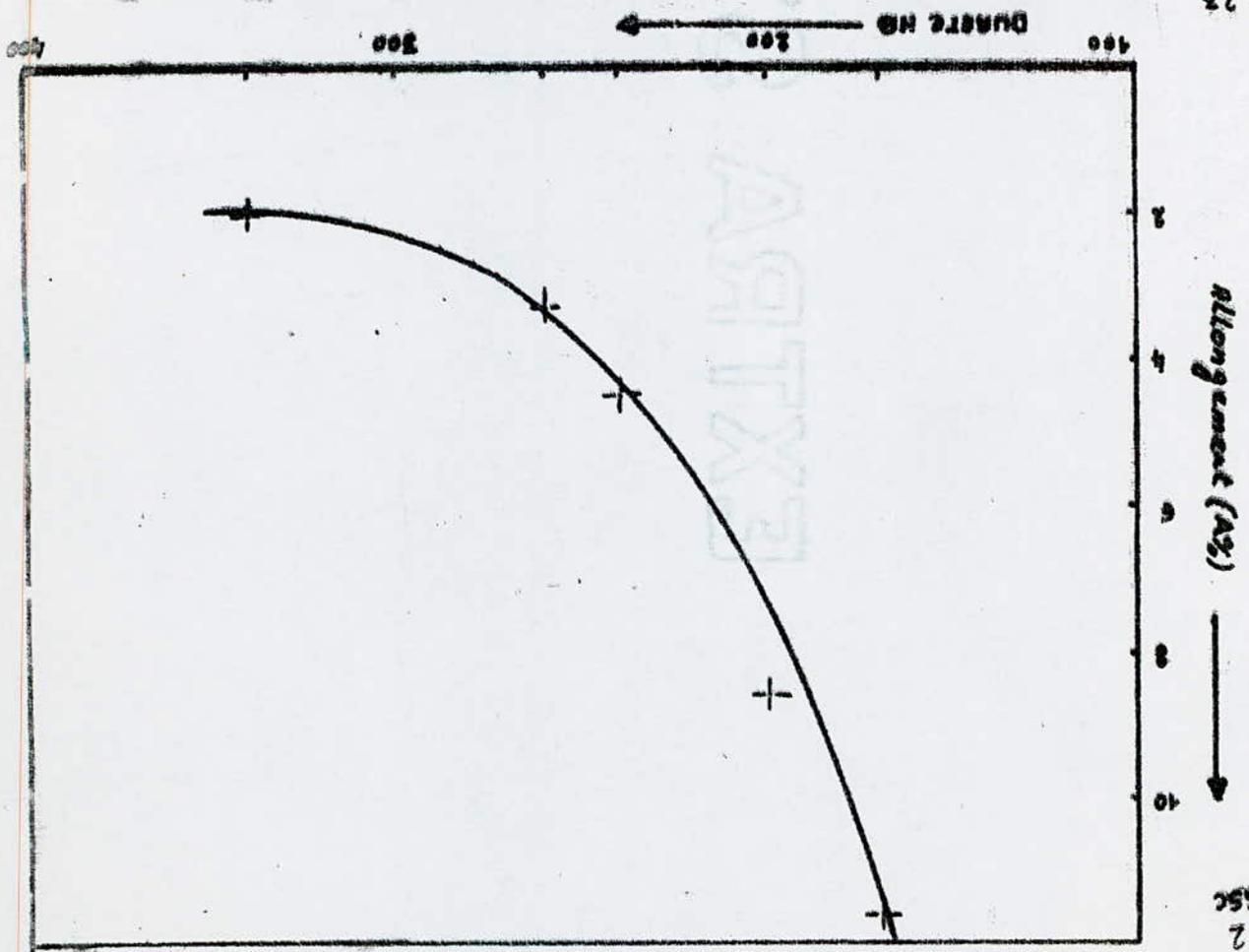


Fig 22 GSC

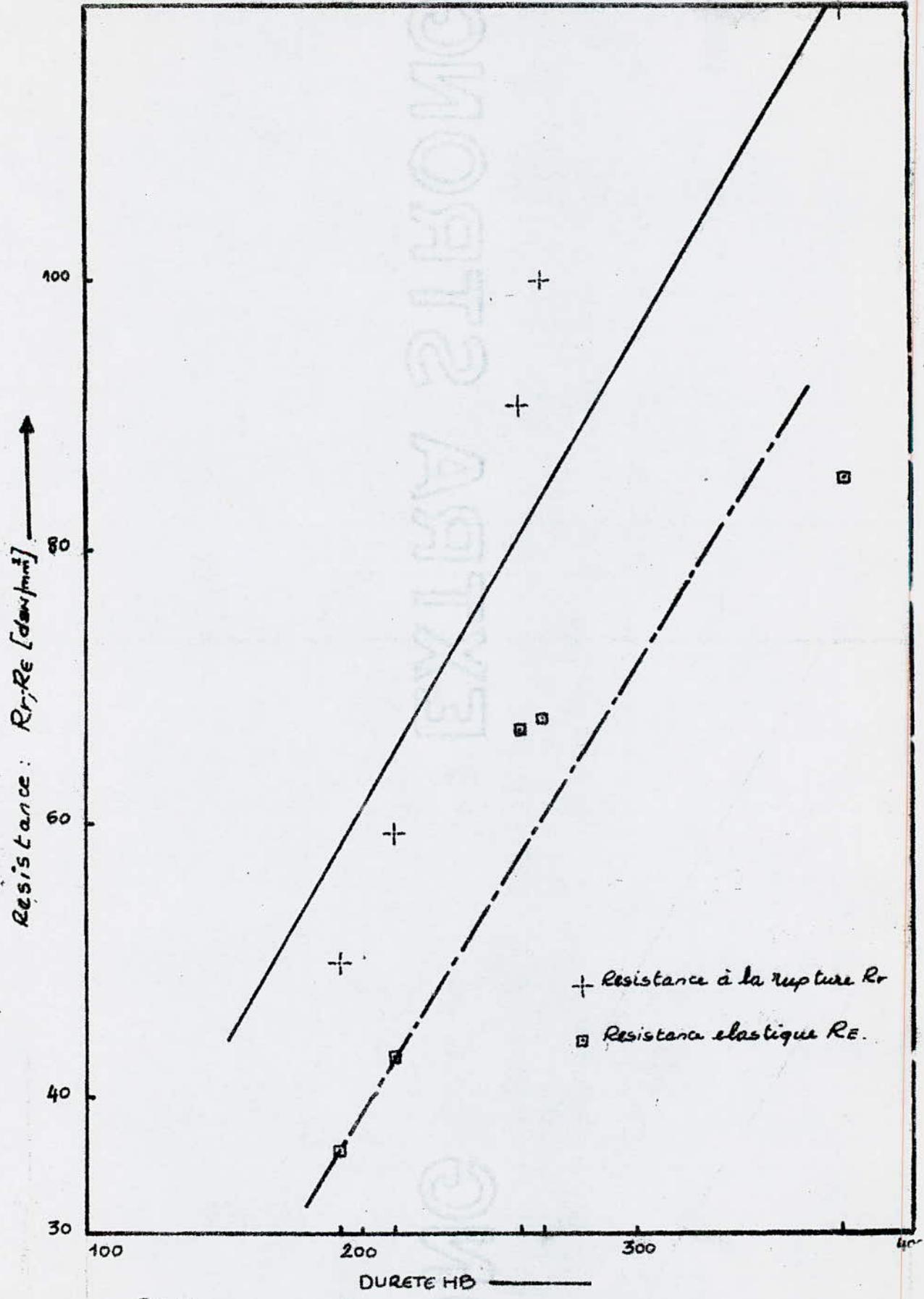


FIG 24

Fonte GSA

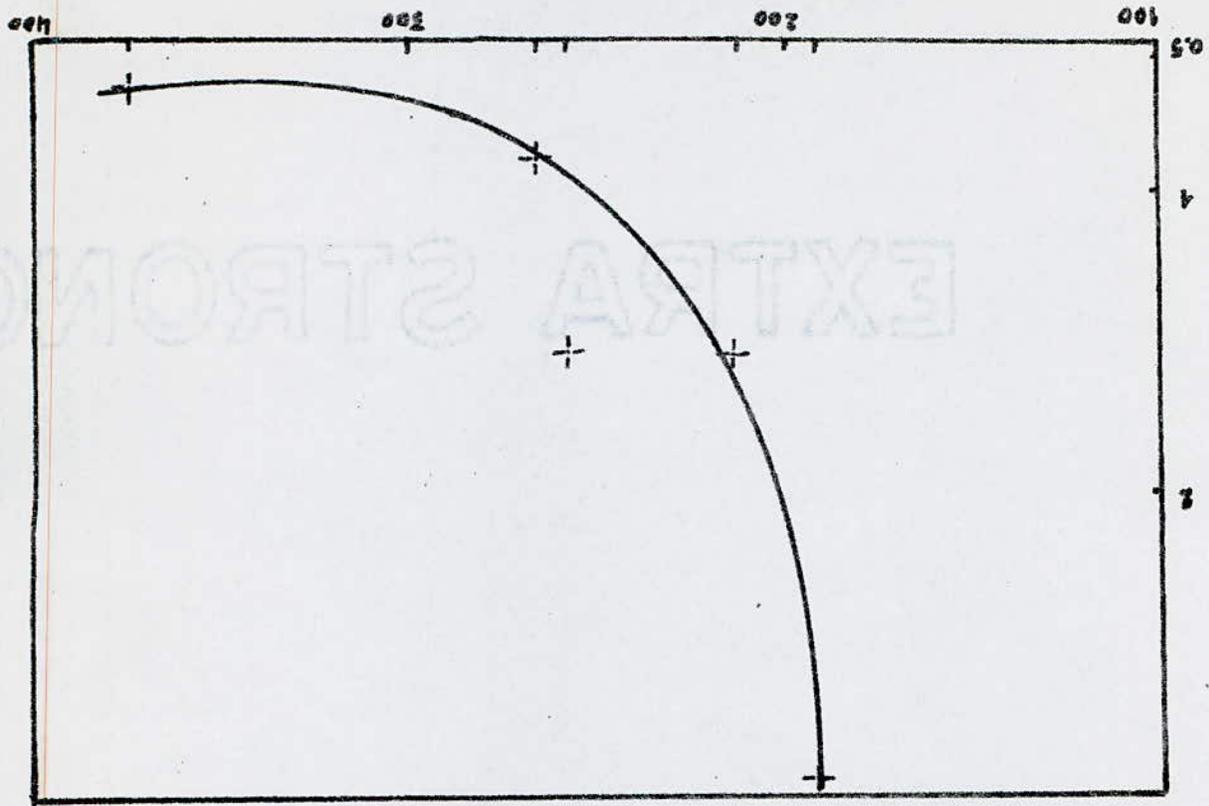


Fig. 26
GSA

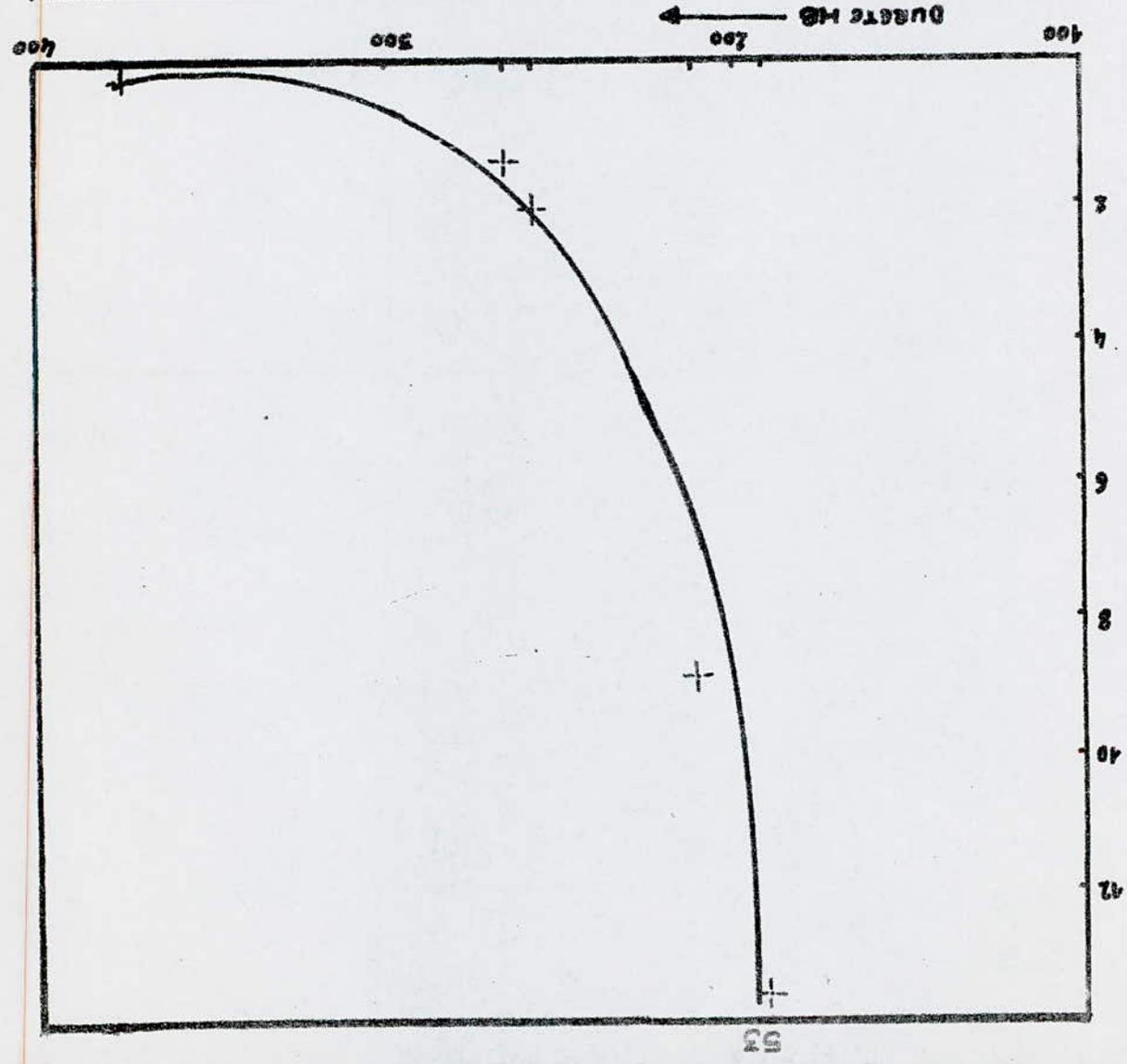


Fig. 25
GSA

FIG:27

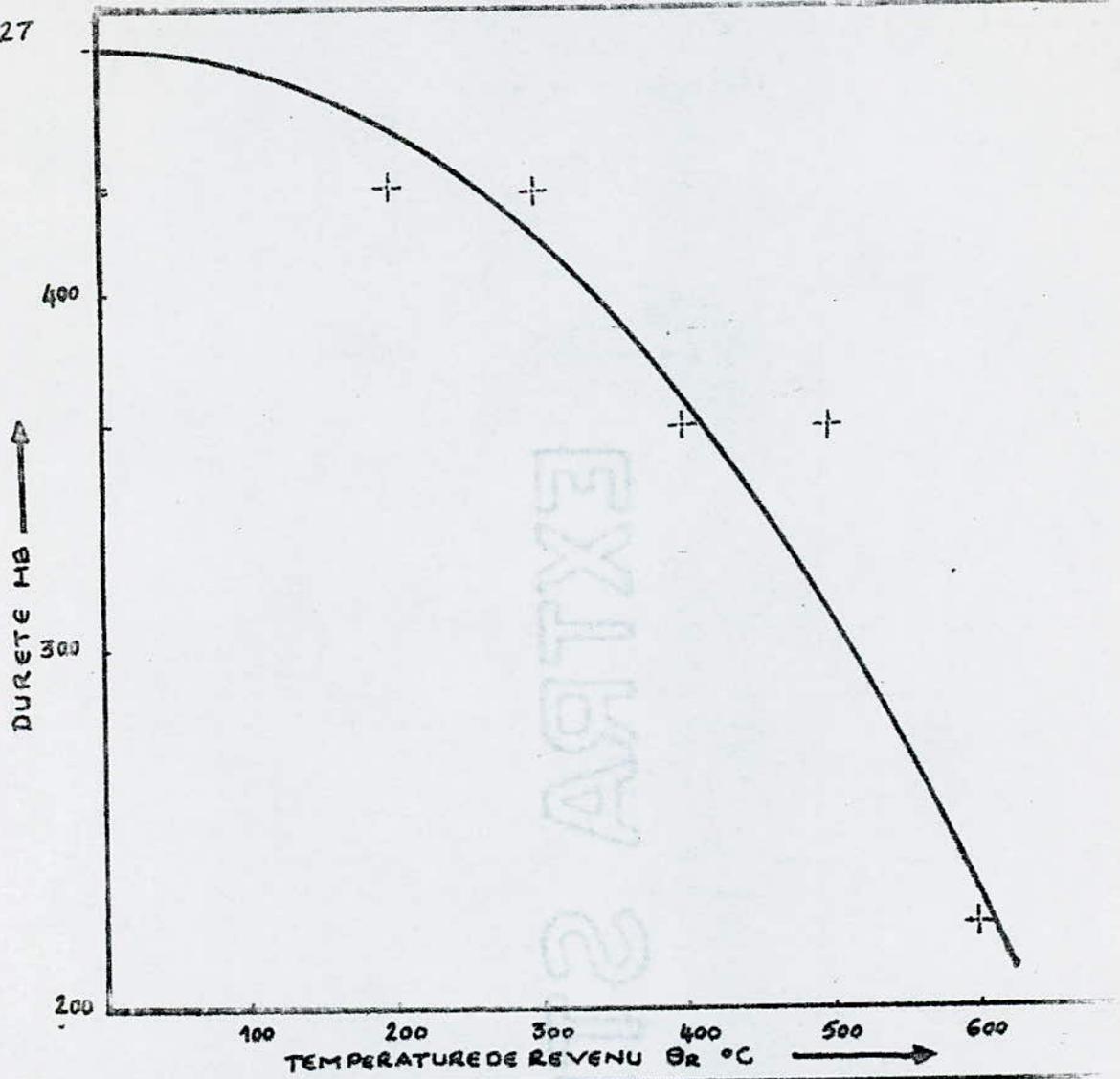
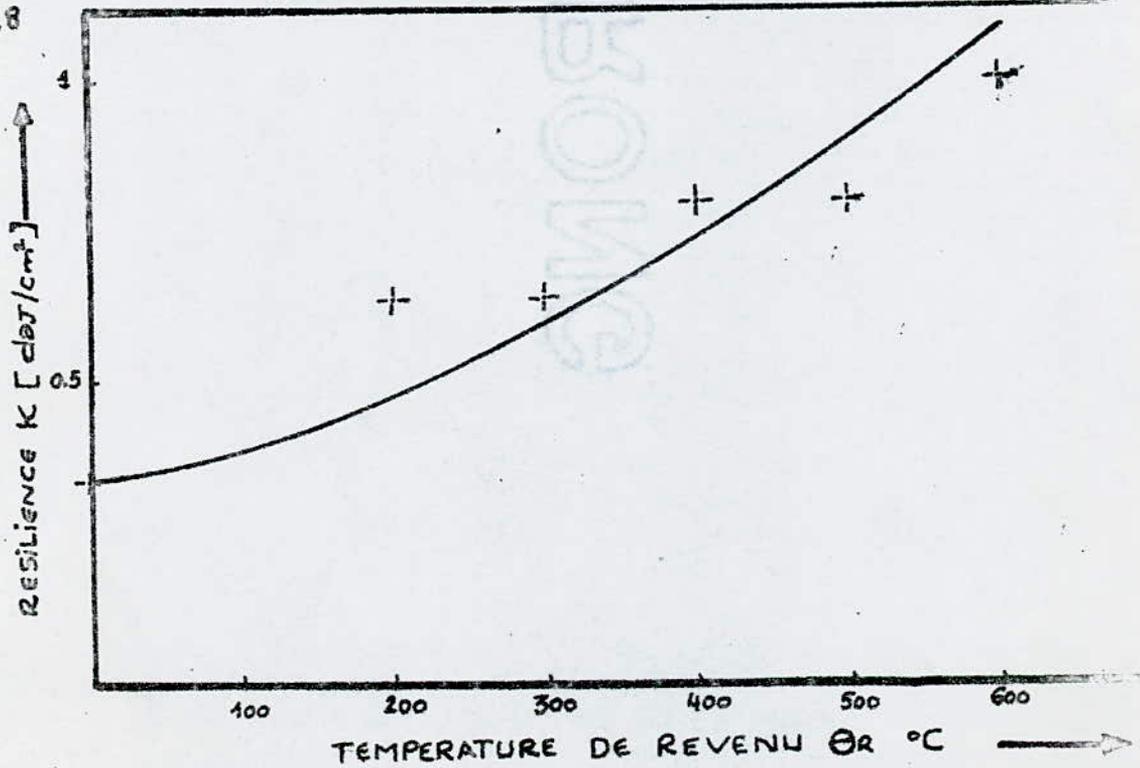


FIG:28



IV. - ETUDE DE L'EFFET DU MAGNESIUM SUR LA STRUCTURE ET LES CARACTERISTIQUES MECANQUES DES FONTES G.S.

L'une des causes qui entraînent la dégénérescence du graphite (sphéroïdes déchiquetés, punctiformes, pseudo-lamelles, amas...) est un taux incorrect de magnésium. Cette dégénérescence a des effets nuisibles sur les caractéristiques mécaniques de la fonte.

La présente étude consiste :

- à observer l'évolution morphologique du graphite pour différents taux de magnésium, et de relever par conséquent, le domaine des taux correspondants à une sphéroidisation optimale,
- à mettre en évidence l'influence de la morphologie du graphite sur les propriétés mécaniques de la fonte à graphite sphéroïdal.

4.1. - Techniques expérimentales :

Le métal de base utilisé a été élaboré dans un four à arc à partir d'un lit de fusion dont la composition est déjà donnée dans le chapitre II. La fonte est à tendance ferritique.

Le traitement au magnésium et l'inoculation sont effectués dans une petite poche de capacité de 160 kg par introduction d'un alliage Fe - Si - Mg à 7 % de Mg (méthode sandwich) et du Fe - Si à 80 % de Si. Le remplissage de la poche se fait jusqu'à un niveau correspondant à 80 kg. Quantité choisie pour chaque essai. Sachant que seul le magnésium dissous dans le liquide est actif pour la sphéroidisation, la quantité d'alliage Fe - Si - Mg relative à une teneur voulue en magnésium a été évaluée en tenant compte des facteurs suivants :

- . P : Quantité du métal de base (en kg),
- . R : Rendement de l'opération estimé à 45 %. Ce facteur dépend du type d'alliage et du procédé utilisé,
- . S : Teneur en magnésium perdue par vaporisation à raison de 0,001 % par minute (environ 10 minute depuis le traitement jusqu'à la coulée)

. Taux de magnésium dans l'alliage Fe - Si - Mg (7 %).

La quantité X de magnésium nécessaire pour un taux de magnésium voulu est déterminée par la relation :

$$X = \frac{\% \text{ Mg} \times P}{(100 - \% \text{ Mg}) \times R} + S$$

P , R, S - étant connus, cette relation devient :

$$X = \frac{\% \text{ Mg} \times 80}{(100 - \% \text{ Mg}) \times 0,45} + 0,01$$

La quantité M de Fe - Si Mg correspondante est :

$$M = \frac{X \times 100}{7}$$

Le tableau ci-dessous indique les valeurs de M pour différents taux de magnésium.

Tableau n° 8.

Fonte	A	B	C	D
% Mg	0,02	0,04	0,06	0,08
Quantité de Fe - Si - Mg (en kg)	0,64	1, 14	1,64	2,14

Remarque :

Les valeurs en taux de magnésium ont été choisies dans un voisinage de 0,05 % et ceci dans le but d'encadrer le taux utilisé par la fonderie de la S.N.V.I.

La fonte une fois traitée est coulée en Keel-bloc (deux Keel-bloc pour chaque traitement) contenant chacun deux barreaux.

Les barreaux détachés, déssablés et meulés sont ensuite préparés pour :

- l'étude micrographique : par la préparation des échantillons,
- Essai mécanique : par usinage d'éprouvettes de traction et de résilience.

4.2. - Influence du taux de magnésium sur la structure micrographique :

4.2.1. Fonte A : Fig. 29.

La morphologie n'est pas régulière : le graphite apparaît sous forme de modules de volumes variables et de formes irrégulières. Le taux de spheroidisation défini comme étant le rapport du nombre de grains de graphite spheroidal au nombre total de grains est estimé à 5%.

4.2.2. Fonte B : Fig. 30.

La morphologie est plus régulière : le graphite est régulièrement réparti dans une matrice ferritique. Le taux de spheroidisation est estimé à 78 %.

4.2.3. Fonte C : Fig. 31.

La structure est parfaitement à graphite spheroidal. Le taux de spheroidisation est évalué à 84 %.

4.2.4. - Fonte D : Fig. 32.

La morphologie n'est pas régulière : Le graphite se présente sous forme de pseudo-lamelles et de spheroides déchiquetés. Le taux de spheroidisation est environ 40 %.

Tableau. n° 9.

% Mg.	0,02	0,04	0,06	0,08
Taux de spheroidisation en %	5	78	84	40

4.2.5. - Conclusion :

Le taux de spheroidisation le plus élevé est obtenu pour des teneurs en magnésium variant entre 0,04 % et 0,06 %. Ce résultat justifie bien le taux choisi par la fonderie de la S.N.V.I. qui est environ 0,05 %.

La courbe de la figure 33 illustre l'influence du taux de magnésium sur le taux de spheroidisation.



a- G: 100x



b- G: 250



c- G: 500

FIG: 29

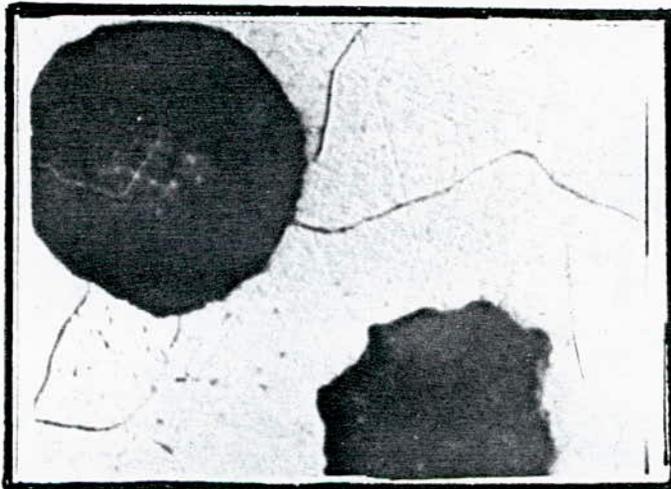
Fonte a graphite spheroidal, traité avec 0,02% de Magnesium.



a - G: 100



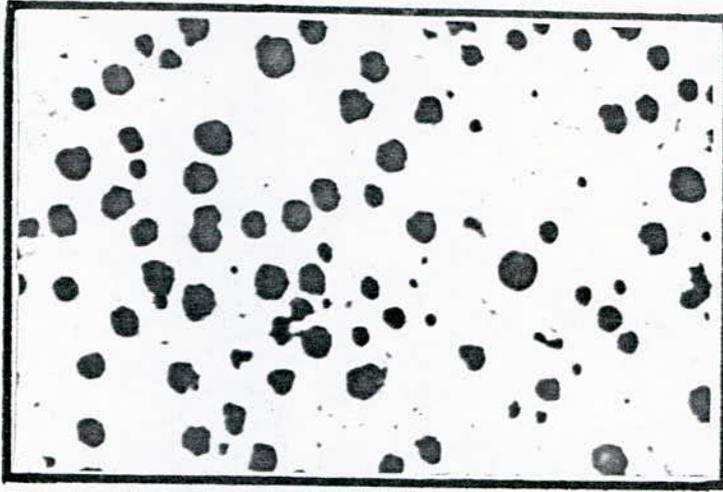
b - G: 500



c - G: 1000

FIG: 30

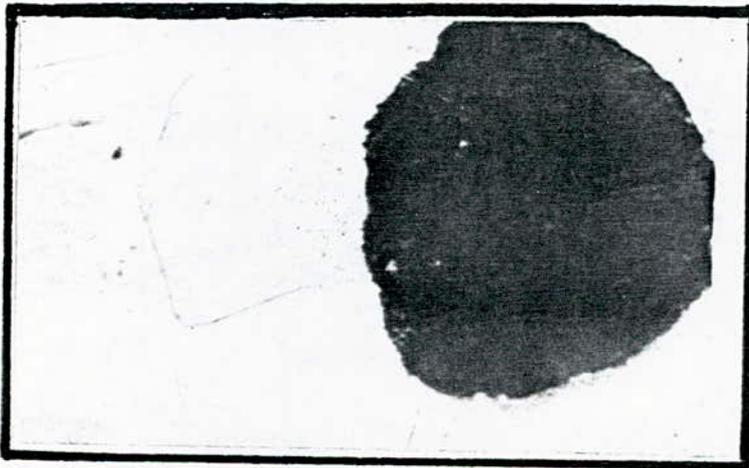
Fonte a graphite spheroidal, traité avec 0,04% de magnésium.



a - G: 100



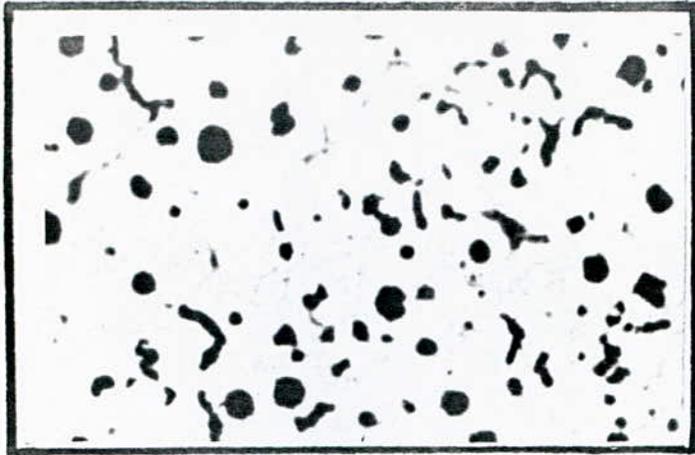
b - G: 250



c - G: 1000

Fig: 31

Fonte à graphite sphéroïdal, traitée avec 0,06% de magnésium.



a - G: 100



b - G: 500



c - G: 1000

FIG: 32

Fonte à graphite sphéroïdal, traité avec 0,08% de magnésium

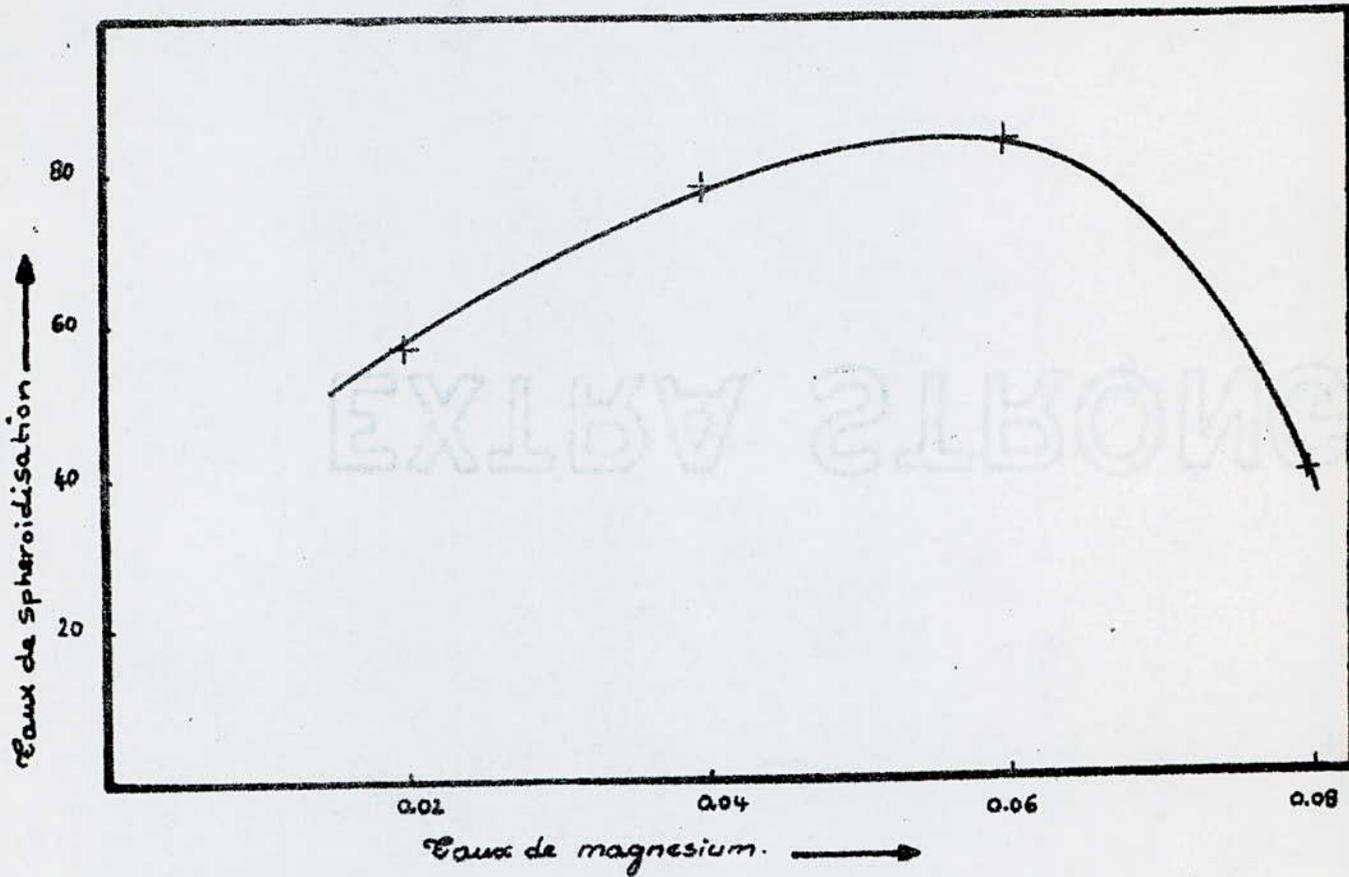


Fig: 33

Effet du taux de magnésium sur le taux de sphéroidisation.

La courbe ci-dessus montre qu'un taux de sphéroidisation maximum (environ 85%) est obtenu pour un taux de magnésium correspondant à 0,06% environ.

4.5. - Influence du taux de magnésium sur les caractéristiques mécaniques :

Le tableau ci-dessous résume les résultats des caractéristiques mécaniques obtenues. Chaque valeur étant la moyenne de deux essais :

Tableau n° 10.

Taux de sphéroidisation	% Mg	Rr (dan/mm ²)	Re (dan/mm ²)	A %	K (daj/Cm ²)	H.B.
57	0,02	48,9	32,96	5,9	1,12	166
78	0,04	48,86	33,11	13,93	2,64	146
84	0,06	47,7	35,40	16,07	2,98	148
40	0,08	47,75	31	6,78	1,05	150

Les courbes 34, 35, 36, 37 montrent que la dureté, la résistance à la rupture Rr et la limite élastique Re ne sont pas sensibles à l'addition du magnésium. Les fluctuations des résultats sont respectivement de 4 % pour la résistance et de 1,3 % pour la dureté. Ces fluctuations dépendent des conditions expérimentales.

Par contre, nous constatons une augmentation de la résilience et de l'allongement en fonction du taux de sphéroides. Cette augmentation est linéaire (Fig. 36 -37). Ce résultat nous permet dans une première approximation d'estimer que la résilience et l'allongement sont influencés par la forme du graphite.

Cette influence est telle que l'addition de 0,02 % de Mg entraîne une augmentation de la résilience et de l'allongement de plus de 100 % de leurs valeurs respectives.

REMARQUE: L'étude de l'influence de la morphologie du graphite sur les caractéristiques mécaniques nous oblige à exclure la fonte A. En effet contrairement aux autres fontes, la fonte A possède une matrice ferrito-perlitique dont l'effet s'ajoute à celui du graphite.

Fig: 34

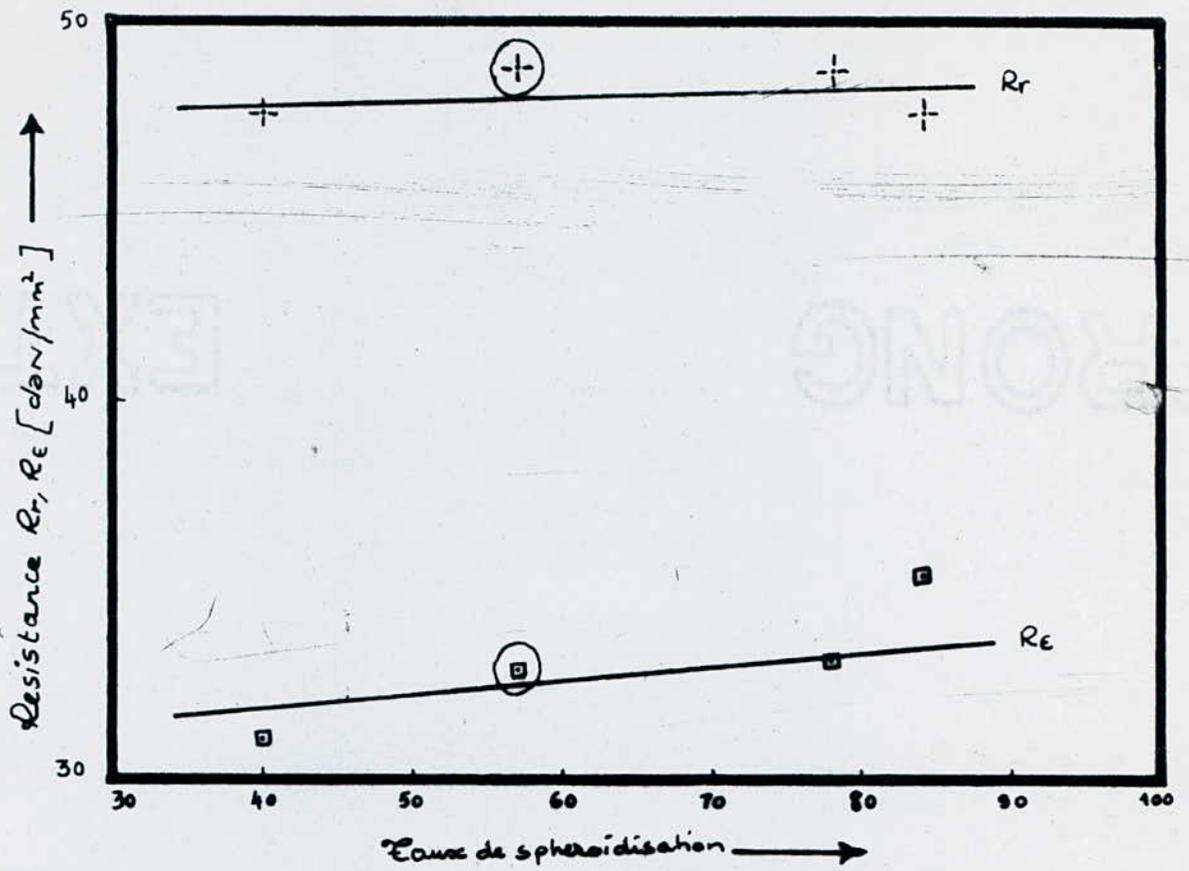


Fig: 35

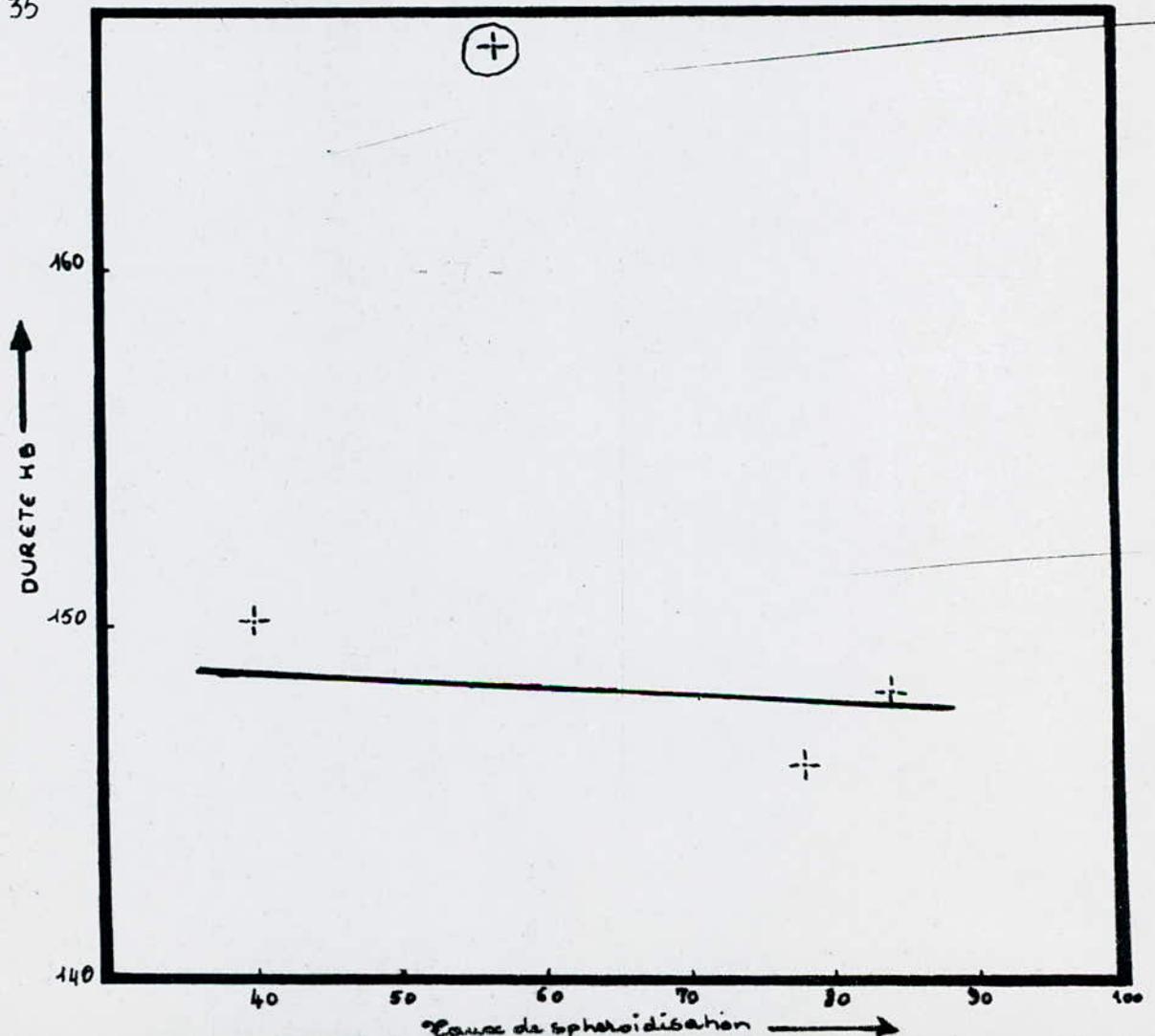


Fig: 36

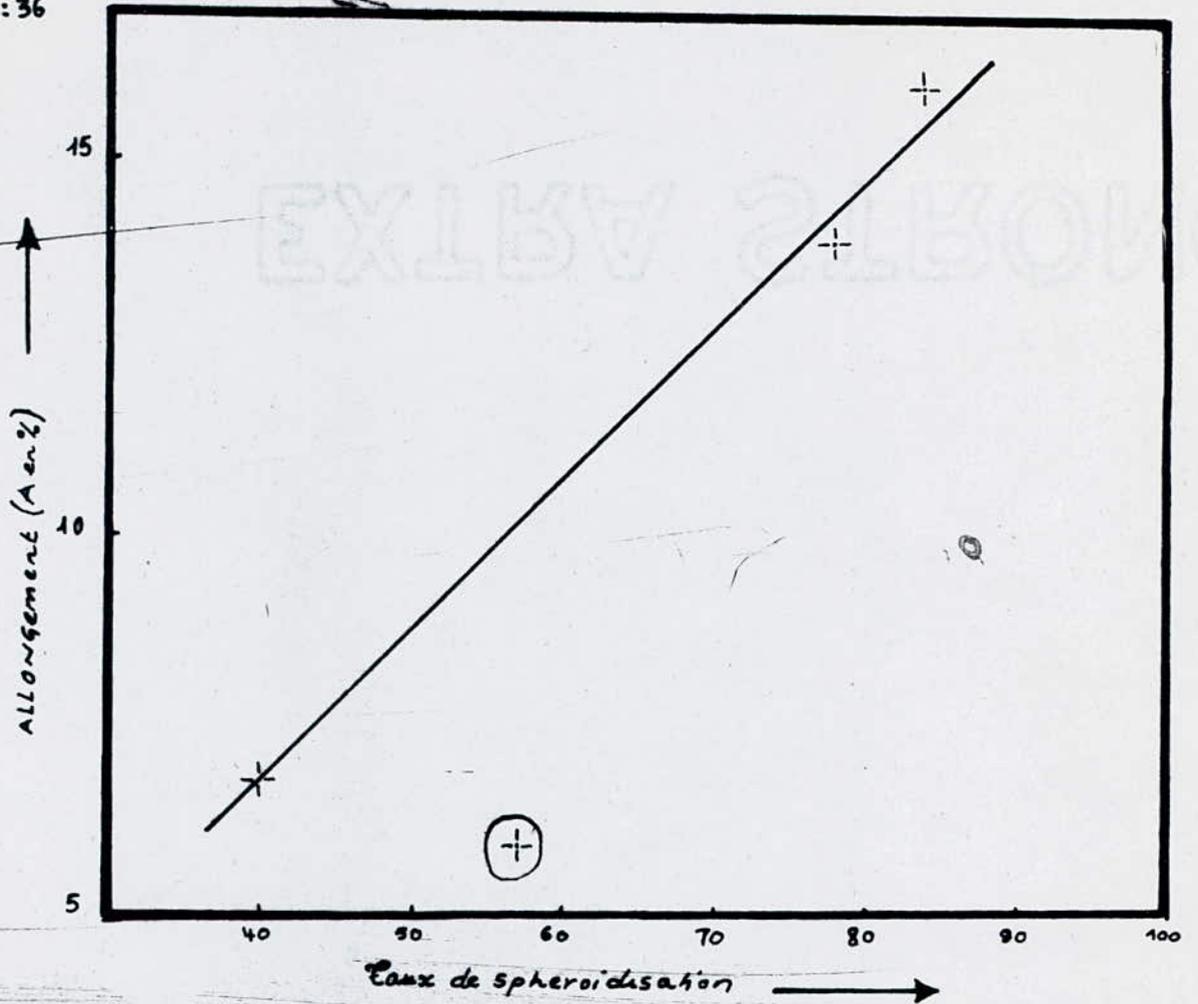
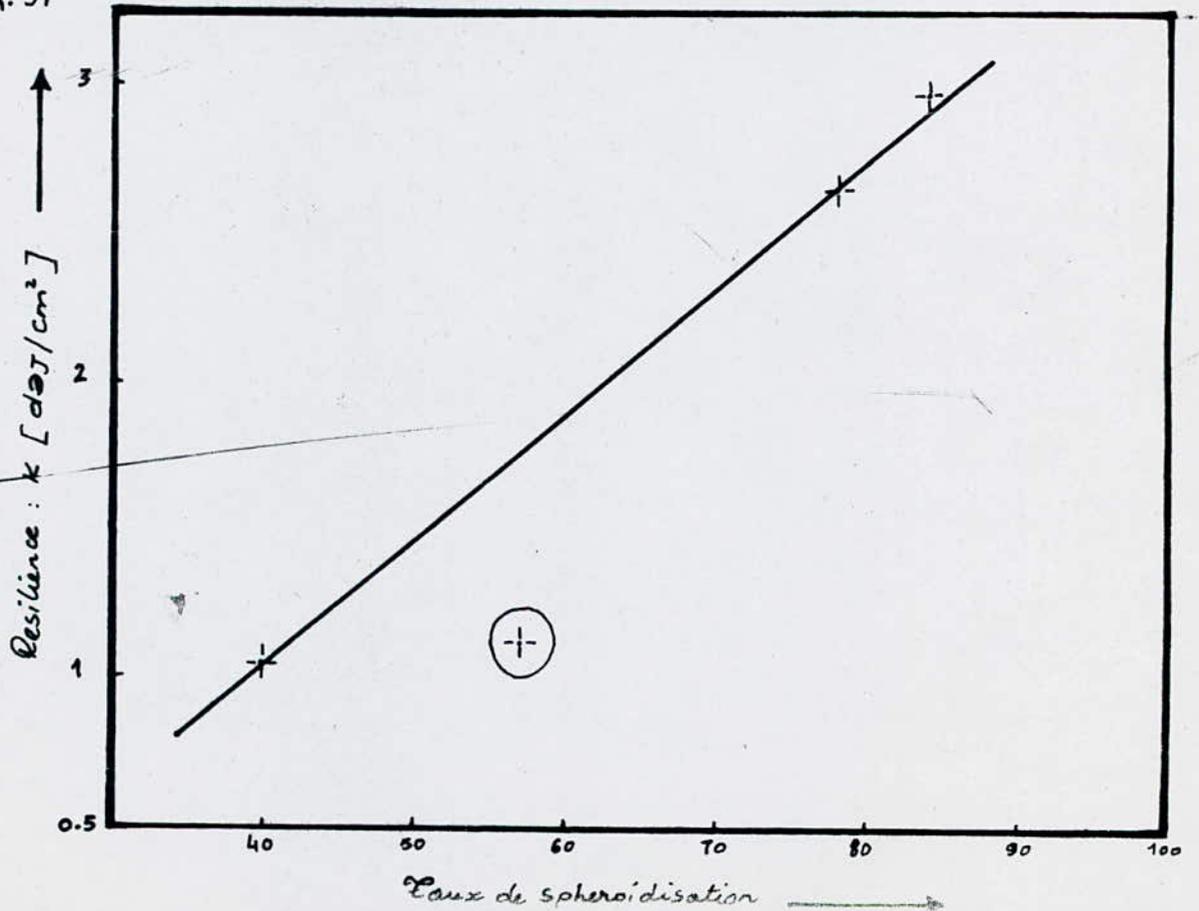


Fig: 37



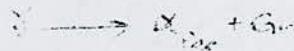
INTERPRETATION ET CONCLUSION

Evolution de la structure au cours du refroidissement continu:

Les traitements thermiques réalisés nous ont permis d'obtenir des structures allant d'une matrice complètement ferritique jusqu'à une matrice martensitique en passant par des matrices ferrito-perlitiques et perlitiques. Dans cet ordre les traitements thermiques qui correspondent à une augmentation de la vitesse de refroidissement. En effet cette vitesse, très faible pour le traitement de ferritisation, augmente lorsque le refroidissement a lieu à l'air (calme et agité) pour devenir très élevée lors de la trempe à l'huile. Si nous suivons l'évolution de la structure micrographique de la fonte du traitement de ferritisation au traitement de trempe c'est à dire lorsque la vitesse de refroidissement augmente, nous obtenons les résultats suivants:

-Traitement de ferritisation:

La structure de la matrice est quasi ferritique (taux de perlite est inférieur à 5%).
Lors du refroidissement l'austinite sursaturée en carbone s'est transformée d'abord en ferrite proeutectoïde et graphite selon la réaction



La décomposition de l'austinite en ferrite et graphite, continue après la traversée du palier eutectoïde. On explique l'existence de cette faible quantité de perlite par la transformation de l'austinite dont une faible quantité peut être conservée aux températures relativement basses ()



Refroidissement à l'air:

La vitesse de refroidissement est plus élevée. L'Austinite commence par se transformer en ferrite et graphite et puis en perlite. La proportion de la perlite augmente en fonction de la vitesse de refroidissement.

A l'air agité, nous obtenons une structure entièrement perlitique.

La ferrite en très faible quantité, se forme autour des sphéroïdes de graphite sous forme d'aureoles.

-Trempe à l'huile:

L'Austinite se transforme en martensite qui conserve la composition de l'austinite à 875°C.

La dureté évoluant dans le même sens que la vitesse de refroidissement, nous constatons d'après la courbe () que la résistance et la limite élastique augmentent régulièrement et de la même manière. De même l'allongement et la résilience diminuent régulièrement. Lorsque la vitesse augmente. Les valeurs de ces caractéristiques mécaniques correspondent à ce de la matrice. Si l'on compare ces résultats avec ceux d'un acier ayant approximativement la même composition que la matrice de la fonte dont la teneur en carbone C_m est estimée à 0,73% en utilisant la relation de la planche ().

$$C_m = 2,03 - 0,15Si + 3 (\sigma_y - 1153 - 5 Si) \left(\frac{1,34 - 0,07Si}{430 - 20 Si} \right)$$

Une augmentation de la proportion en perlite dans la structure à l'état brut de coulée détermine un accroissement de la résistance à la traction de la limite d'élasticité et de la dureté mais aussi une diminution de la résilience et de l'allongement (voir tableau N° 4)

Il apparaît donc que ce facteur (proportion en perlite) influence d'une manière importante les caractéristiques mécaniques. Les résultats des essais mécaniques montrent, dans tous les cas une relation entre structure, d'une part, les caractéristiques mécaniques d'autre part.

Au cours de revenu la structure martensitique disparaît pour laisser la place à une nouvelle structure plus fine: la sorbite.

La matrice devient complètement sorbitique à 500°C. Les caractéristiques mécaniques évoluent au cours du refroidissement de la manière suivante: augmentation de la résilience et de l'allongement et diminution de la ténacité du matériau. L'avantage du revenu se traduit par la possibilité d'obtenir un comportement optimal du matériau: résilience supérieur à $0,8 \text{ daJ/cm}^2$ avec une dureté HB = 350.

Le traitement au Magnésium a permis de localiser le taux qui permet une meilleure sphéroïdisation. C'est à dire entre 0,04 ET 0,06% Mg en dehors de cet interval le graphite apparaît sous forme de sphéroïdes déchiquetés, de volume différent ce qui altère les caractéristiques mécaniques.

CONCLUSION:

Les essais mécaniques des fontes grises en générale et à graphite sphéroïdal en particulier peuvent permettre une appréciation des qualités du métal si l'on veut bien, toute fois les interpréter de façon approfondie.

L'erreur qui consiste à considérer les fontes sous l'aspect simpliste d'un matériau répondant à certaines caractéristiques mécaniques est à éviter il est de plus en plus nécessaire et important de préciser les caractéristiques dues à la structure primaire (graphite) d'une part, et secondaire (matrice) d'autre part.

L'influence de la matrice sur les caractéristiques mécaniques a été l'objet principal de la première partie de notre étude.

Les examens métallographiques des deux fontes à graphite sphéroïdal FGSC et FGSA étudiées à l'état brut de coulée, on met en évidence une structure ferritoperlitique, néanmoins il est apparu que dans le cas de la fonte GSA la proportion en perlite est supérieure à celle de la fonte GSC, et que morphologiquement le graphite de la fonte GSC est moins régulier. FIG(4.1, 4.2, 5.1 et 5.2) la présence du Manganèse ainsi que celle des éléments résiduels (Cu, Ni, Cr) joue un rôle prépondérant.

Ce rôle (benéfique pour la GSA et nocif pour la GSC) présente un double aspect:

-perlitisant (provoquant l'apparition de perlite résiduelle dans la structure brute de coulée).

-carburi-gène (tendent à faire apparaître de petits carbures dans les joints de grains).

-Ce projet aurait été plus complet si parmi les structures étudiées figurait la bainite.

D'après les recherches actuelles, les fontes bainitiques semblent être dotées de bonnes propriétés mécaniques notamment leur bonne capacité d'amortissement des vibrations.

Nous souhaitons que la structure bainitique fera l'objet d'une étude à part dans les prochaines années.

Ce projet nous a permis d'être en contact avec les différentes sections d'une fonderie moderne ce qui a contribué à l'enrichissement de nos connaissances dans le domaine pratique.

Enfin ce travail n'est qu'un premier pas engagé sur une voie longue à parcourir dans, l'acquisition des informations et la maîtrise des

téchniques de ce nouveau matériau .

Afin d'approfondir la connaissance de ces matériaux et de prévoir leur comportements, des techniques expérimentales adéquates doivent être utilisées , Nous pensons particulièrement à l'analyse dilatométrique à la analyse diffractométrique, à la microscopie électronique et à la microsonde.

Enfin , nous souhaitons que des études soient proposées sur des fontes⁶⁵ qui, nous sommes convaincus, ont un grand avenir et trouveront de nouvelles applications.

REFERENCES ET BIBLIOGRAPHIE

=====

- (1): A. ROOS; Précis de métallographie appliquée.
Edition DUNOD-BORDAS-PARIS 1963.
- (2): A. DESY et JULIEN VIDTS.
Edition NICI et DUNOD 1968.
- (3): M. GEIGER.
Edition EYROLLES 1978.
- (4): A. IKHLEF; G. BARREAU; G. CIZERON et G. GUERET: Evolutions structurales des fontes G.S au cours de différents types de traitements thermiques.
HOMMES ET FONDERIES JANVIER 82.
- (5): A. IKHLEF et G. CIZERON ; LES STADES DE REVENUE DE LA FONTE G.S,
Analyse des stades de revenu de la fonte G.S, Influence de la teneur en silicium
Revue de TRAITEMENTS THERMIQUES N°=182. AVRIL 84.
- (6): M. ROCHE et G. MURRY.
Les essais mécaniques et Essais de dureté
Revue Traitement thermique N°=189 J.FEVRIER 85.
- (7): R. ROCHE et G. MURRY : Les essais mécaniques : Essai de dureté .
Revue T. Thermique N° 193 JUILLET 1965 .
- (8): J. CZIKEL ; G. GURBAXANI et K. H. RIEMER :
Réglage des caractéristiques mécaniques de la fonte G.S à l'état brut de coulée .
(5) FONDERIE N° 327 . 1974 (X)
- (9): J. A. DILEWIJNS: Essais de résilience .
Fonderie N° 331 . 1974 (Y)
- (10): G. GORQUET : Fonte G.S ferritiques. (X)
FONDERIE. N° 337 . 1974
- (11): M. DECROP ; J. M. SCHISSLER ; B. VIGNERON et J. GUYOT /:
Résistance au choc .
FONDERIE . N° 381 1978 .
- (12): K. REIFFERSHEID : Caractéristiques mécaniques .
FONDERIE . N° 381 1978 .

(14) ANGELICA SHRADER UND ADOLF ROSE: De ferri metalographia .
VERLAG STAHLISEN m;b.H Düsseldorf 1966 .

(15): A.SAUVEUR : The metallography , and heat treatment
Mc GRAW-HILL Book Company . New-York and London 1943 .

;;

