

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : **Mine & Metallurgie**

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

EFFET DE FAIBLE ADDITION DE NICKEL SUR
LA STRUCTURE ET LES CARACTERISTIQUES
DE LA FONTE GRISE A GRAPHITE SPHEROIDAL

Proposé Par :
SNVI_CVI

Etudié par :
Hamidi . M
Hassoun . A

Dirigé par :
M. Arzamov

PROMOTION : **janvier 87**

DEDICACES

~ À MES PARENTS -

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

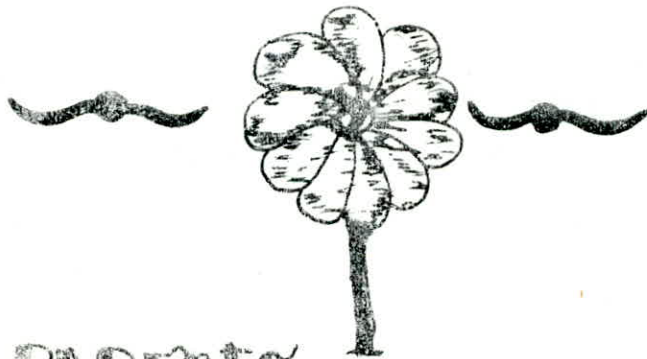
~ À MES FRÈRES ET SOEURS -

~ À LA FAMILLE TITAOUMI et HARMALI -

~ À TOUS QUI ME SONT CHERS

Je dedie ce projet de fin d'études.

~ HAMIDI - MOUSSA ~



~ À MES PARENTS.

~ À MES FRÈRES ET SOEURS EN PARTICULIER
À MON PETIT FRÈRE ABDERRAHMANE.

~ À TOUS CEUX QUI ME SONT CHERS.

Je dedie ce modeste travail -

~ HASSOUN ALI ~

REMERCIEMENTS

- Nous tenons à exprimer notre remerciement à
M^E ADSAMASOV, M^E MAYSTROUK et M^E K. ABADLI
pour leurs aides tout au long de l'élaboration de ce
travail •
- + Nous tenons également à exprimer notre gratitude
aux professeurs qui ont contribué à notre formation et
notre remerciement à tout le personnel du laboratoire
de mécanique et de la fonderie de la S.N.V.I
Drouba pour leurs précieuses aides •
- Enfin sans oublier tous ceux qui ont contribué
à la réalisation de ce projet, en particulier M^{re}
ZEROUKHI MOUSSA, M^{re} ABADA. A. M^E MENDACI. M. et
M^E ZEROUATI. Y., SETTOU. N, et BELBUDIA. F. •

S O M M A I R E.

Introduction.

Chapitre I : Présentation des pièces.

Chapitre II : Classification et propriétés générales des fonte G.S.

II.1. Généralité.

II.2. Elaboration de la fonte G.S.

II.3. Composition chimique.

II.4. Caractéristiques mécaniques.

II.5. Mécanisme de la cristallisation.

II.6. Traitement des fontes G.S.

Chapitre III: Etude expérimentale.

III.1. Matériaux étudiés.

III.2. Sablo de fonderie.

III.3. Etude métallographique.

III.4. NORME AFNOR.

III.5. Essais mécaniques.

III.6. Caractéristiques mécaniques à l'état brut de coulée.

Chapitre IV. Traitement thermique.

IV.1. But du traitement thermique.

IV.2. Transformation de phases.

IV.3. La trempe.

IV.4. Revenu.

IV.5. Caractéristiques mécaniques après revenu.

Chapitre V : Etude de l'influence du taux de Nickel sur la fonte G.S.C.

V.1. Généralité.

V.2. Résistance à l'usure par frottement.

- V.3. Résistance ~~en~~ ^{à la} corrosion.
- V.4. **Etude expérimentale** de l'influence du Nickel sur la fonte G.S.C.
- V.5. Influence du Nickel sur la structure.
- V.6. Influence du Nickel sur les caractéristiques mécaniques.
- V.7. Influence du T.T. sur la fonte G.S. après addition du Nickel
- VI. Interpretation des résultats et conclusion.

INTRODUCTION.

La production des pièces en fonte, exige des matrices premières particulièrement choisies et des équipements de fabrication. Dans le cadre de l'industrie l'automobile s'y intéressé très tôt à l'utilisation de ce type de matériau, les raisons qui ont poussées l'extension de cet alliage sont ses bonnes caractéristiques mécaniques comparables à celle des aciers et la réduction du coût de production.

Le but essentiel de ce projet, est d'améliorer les propriétés mécaniques de fonte G.S.C brut de coulée afin d'intégrer ces pièces dans la fonderie de Rouiba.

Pour cette étude on a divisé notre travail en trois étapes essentielles :

- Etude de la fonte 38 - 15, utilisée à la sonacome de Rouiba (S.N.V.I).
- Etude de l'influence du Nickel sur la fonte brute de coulée (F.G.S.C).
- Etude du traitement thermique dans notre cas, on a choisi l'influence du Nickel parce qu'il donne des bonnes propriétés mécaniques, moins coûteux ~~de traitement~~.

Dans notre étude on a entamé le plan suivant :

- Chapitre I : Présentation des pièces.
- Chapitre II : Etude bibliographique sur la fonte 38 - 15 (G.S.C).
- Chapitre III: Etude expérimentale sur la fonte 38 - 25 (G.S.C).
- Chapitre IV : Etude de l'effet du traitement thermique.
- Chapitre V : Etude de l'influence du taux de Nickel sur la fonte G.S.C.
- Chapitre VI : Interprétation des résultats et conclusion.

I. Présentation des pièces :

I.1. Fabrication :

Le métal de base utilisé pour la fabrication des pièces a été élaboré dans un four à arc, ensuite il est coulé en moule perdue pour fabriquer la G.S 38 - 15.

I.2. Sable de fonderie :

Il existe deux sortes de sable de fonderie :

- le sable de moulage.
- le sable cronig.

Ils sont caractérisés par leurs qualités de refraction ($T = 1700^{\circ}\text{C}$) et leurs porosités pour le CO_2 et ~~sa~~ ^{leurs} plasticité.

I.3. Decochage (Déssablage) :

Après la coulée dans des moules, on laisse les pièces refroidir lentement, puis on les fait passer dans une machine à secousse qui permet d'enlever le sable des pièces.

I.4. Ebarbage :

Cette opération est réalisée après l'opération précédente, elle consiste à enlever les aspérités d'une pièce à l'aide d'une grenailleuse.

I.5. Débarurage :

Après l'ébarbage, les pièces subissent à une opération qui consiste à enlever les masselottes et les jets de coulée à l'aide d'une meule.

I.6. Contrôle :

Cette étape permet de contrôler la forme des pièces (défauts) et les dimensions.

I.7. Traitement thermique :

Les pièces subissent un traitement thermique qui consiste à la relaxation de contrainte, (perlitisation) les pièces en G.S 38 - 15 subissent un traitement de ferritisation.

- un chauffage (700 - 740°C) et un maintien (4 à 5h) pour graphitiser la perlite et suivi d'un refroidissement dans le four à porte fermée.

I.8. Peinture :

Les pièces subissent une dernière étape, c'est la peinture, on les peintes avec une peinture anticorrosif contre les influences atmosphériques et selon leurs utilisations, enfin les pièces sont envoyées vers un parc de stockage.

II. Classification et propriétés générales des fontes G.S :

II. Classification et propriétés générales des fontes G.S :

II.1. Généralité :

Les fontes à G.S sont des alliages Fer - carbone - silicium dans lesquels le carbone graphite se présente directement après coulée et refroidissement dans le moule sous forme de petites sphéroïdes compactes assez régulièrement répartis dans une matrice d'acier.

Elle peut avoir une composition chimique variable mais généralement plus de 3 % de carbone, 1,5 à 4 % de silicium, phosphore 0,08%, Mn = 0,18 à 0,8 S = \leq 0,02 % certains éléments dits poisons tels que Pb, Bi, Te, Ti,etc à très faibles teneurs, provoquent une dégénérescence du graphite sphéroïdal.

II.2. Elaboration de la fonte :

L'élaboration consiste principalement en un traitement en magnésium, suivi d'une inoculation au ferro-si d'un bain de fonte à température élevée, de composition chimique et pureté bien définie, il est nécessaire notamment de desulfurer préalablement le bain si la teneur en soufre est trop élevée (\geq 0,04 %) et de le carburer si le carbone est trop bas (\leq 3,4 %) pour carburer, on introduit des grains de graphite avec des ferros - silicium.

APPAREILS DE FUSION :

Les fontes G.S peuvent être élaborées dans divers appareils de fusion, les plus couramment utilisés sont les fours électriques qui dépendent des conditions suivantes :

- La facilité, la sécurité, et le coût des opérations nécessaires.

II.2.1. Four à arc :

Un four à arc comporte une cuve en acier garnie de réfractaires des électrodes verticales, un dispositif mécanique de basculement, une voûte et un système d'alimentation électrique pour le réglage, il est caractérisé par :

- Capacité de 10t.
- Puissance de 21 MVA.
- Diamètre intérieure cuve 3,505m.
- Epaisseur de fôle 25,4 mm.
- Hauteur de 2,413 m.

II.2.2. Four à induction :

Son principe est de transformer l'énergie électrique en énergie électromagnétique, qui est transmise sous cette forme à la charge métallique, où les courants induits se transforment en chaleur par effet joule. Il a pour rôle le maintien, le stockage du métal à une température d'environ 1520°C).

Le four à induction est caractérisé par :

- Capacité 13t.
- Puissance 3 MVA.
- Creuset diamètre intérieur... $\phi = 1,232$ m.
- Hauteur 2,100 m.

II.3. Composition chimique :

Les fontes G.S sont des fontes potentiellement grises c'est à dire des alliages qui, sans traitement particulier à la sortie du four de fusion, donneraient à la solidification dans un moule en sable une fonte grise.

La composition chimique devra être fixée en fonction de la structure désirée et d'autre part de la vitesse de refroidissement (l'épaisseur des moulages).

II.3.1. Le carbone :

C'est l'élément graphitisant, comme dans les fontes grises ordinaires la matrice de la fonte G.S est hypo ou hyper - eutectique suivant l'indice de saturation en carbone : $Sc = \frac{C\%}{\Delta\%} = C_{ep}$ (carbone équivalent) pour les pièces épaisses le carbone équivalent est choisi entre 3,8 et 4 pour les pièces minces sa valeur est supérieur à 4,3.

L'eutectique réel est décalé par rapport au diagramme d'équilibre parce que la solidification de la fonte se fait avec une surfusion d'autant plus élevée que la vitesse de refroidissement est plus grande, c'est à dire que la pièce est plus mince, le décalage de l'eutectique à lieu :

- Vers la droite pour le titre en carbone.
- Vers une plus basse température pour la réaction eutectique.

On comprend ainsi, en jouant sur la quantité d'eutectique, pourquoi le carbone influe sur la coulabilité.

II.3.2. Le Silicium :

Est un élément graphitisant, qui doit être toujours suffisamment abondant pour éviter la formation d'une fonte truitée c'est à dire des plages blanches, le tiers du (Si) est ajouté en fin de fusion et a un rôle d'inoculation du graphite, le (Si) total est légèrement, de ce fait, supérieur à celui d'une fonte grise.

Le silicium accroît la vitesse de diffusion du carbone dans l'austénite lors de la formation des sphéroïdes de graphite, il durcit la ferrite et augmente la résistance de la ferrite et de la fonte. Malheureusement il diminue la résilience, pour cela il faut le limiter de 1,8 à 3 % (Fig 1, 2, 3).

II.3.3. Le manganèse :

Est un élément carburigène, blanchissant, il faut donc peu de Mn, pour éviter, dans les parties minces de moulages, la formation de fonte truitée.

Étant la faible teneur en S de la fonte G.S le rôle du Mn n'est pas de desulfurer, comme dans les fontes grises lamellaires, mais de dénitrurer, car les nitrures de fer, dus à l'azote dissous, perturbent la graphitisation, les nitrures sont en effet des stabilisateurs des carbures. La desulfuration se fait au sulfure de calcium (Ca S) pour la fonte G.S ferritique, on maintient Mn < 0,2 %, pour la fonte G.S perlitique on maintient Mn > 0,4 % (Fig 1, 2, 3).

II.3.4. Le soufre.

Il est toujours en faible quantité, en pratique, on tient de 0,004 à 0,015 % de soufre à cause de sa nocivité importante il accroît le retrait augmente la fragilité, diminue la fluidité et accroît la ségrégation à la coulée. A présent on comprend la supériorité de l'élaboration de la fonte G.S au four électrique à induction par rapport à l'élaboration au cubilot à revêtement basique cependant la desulfuration au carbure de calcium à la sortie du cubilot permet d'atteindre, dans les meilleurs conditions : 0,01 % de S.

II.3.5. Le phosphore :

Son influence s'ajouterait à celle du (Si) pour fragiliser la fonte G.S; il agit en fragilisant les joints de grains et en provoquant une rupture intergranulaire, alors que le (Si) affaiblit au contraire la matrice ferritique en donnant lieu à une rupture transgranulaire. Le phosphore, en ségrégeant aux joints des grains, peut former des phosphore qui abaissent la résilience et influe négativement sur la ductilité dynamique (résistance au choc) pour cela, il est nécessaire de limiter la teneur en P le plus bas possible et dans tous les cas $P \leq 0,08 \%$.

II.3.6. Le magnésium :

C'est un élément à la fois à blanchissant de la matrice et sphéroïdisant du graphite. Le titre en Mg résiduel nécessaire pour la sphéroïdisation doit être d'autant plus élevé que les moulages sont plus épais, pour les pièces minces le taux de Mg est de 0,03 doit suffire, tandis que pour les pièces de moyenne épaisseur il faut une teneur qui varie entre 0,045 à 0,065 % de Mg, pour les pièces ^{épaisses} le pourcentage de Mg est égale à (0,070 à 0,1 %).

Le Mg seul dissout dans le liquide est actif, pour la sphéroïdisation, donc on doit tenir compte des pertes éventuelles par évaporation qui est de 0,001 à 0,003 de Mg par minute du temps passé entre le début du traitement en poche et celui de coulée et par formation sous une petite quantité de sulfure MgS (inclusions néfastes aux caractéristiques mécaniques des moulages), d'où la nécessité de prévoir un certain excès de Mg, tenant compte de ces pertes, pour le calcul du lit de fusion et des additions en poche.

II.3.7. Nickel :

Ce corps peut intervenir en proportion quelconque. Il n'agit d'ailleurs pas dans le phénomène d'agglomération (sphéroïdisation) en grain du graphite libre de la fonte. On le retrouve en entier dans la matrice, où il produit ses effets habituels (agrandissement de stabilité de l'austenite à la température ordinaire).

Il est ajouté parfois pour obtenir des fontes à graphite sphéroïdal alliées au nickel à hautes caractéristiques mécaniques, il communique une hérédité perlitique à la matrice, il sera donc à éviter dans l'élaboration de la fonte à graphite sphéroïdal ferritique. Fig 1,2,3.

II.3.8. Molybdène :

Est un élément carburigène qui favorise la formation de la cementite (Fe_3C) et retarde la graphitisation, il est très efficace pour améliorer la trempabilité même à faible teneur, il augmente la résistance à la déformation et la dureté sans effectuer l'allongement.

Le Molybdène aide à stabiliser la structure et à maintenir les propriétés élevées de la perlite malléable (fonte perlitique malléables).

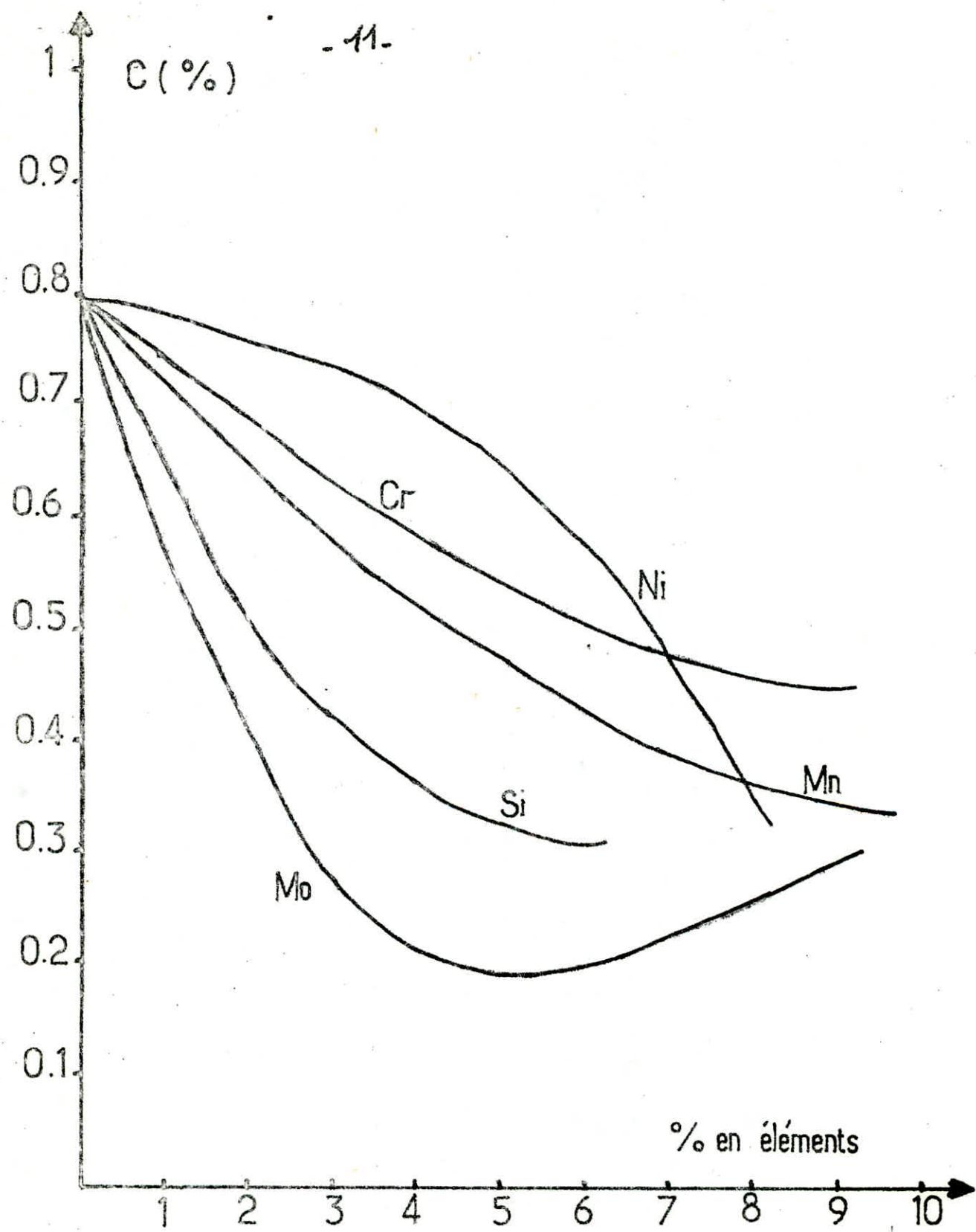
Si le Molybdène et le cuivre sont ajoutés à la fonte dans des proportions propres, l'influence de la stabilisation de la cémentite du molybdène est compensée par l'effet graphitisant du cuivre (Fig 1,2,3).

II.3.9. Chrome :

Est un élément carburigène qui stabilise les carbures 'cémentite, et l'austenite, donc est un élément antiférritisant, il réduit le gonflement de la fonte aux températures élevées il affine la structure ~~de la~~ perlitique on l'utilise dans ce but jusqu'à 1 % environ. Sa présence en trop grandes quantités peut donc avoir pour effet de blanchir les parties minces des moulages, d'où les irrégularités d'usinage et de la fragilité, il favorise aussi la formation de bainite supérieure au lieu de bainite inférieure ce qui est une cause de fragilité dans le domaine des microstructures intermédiaires. On peut compenser cet effet défavorable par un accroissement de la teneur en silicium et nickel (corps graphitisants). (Fig 1,2,3).

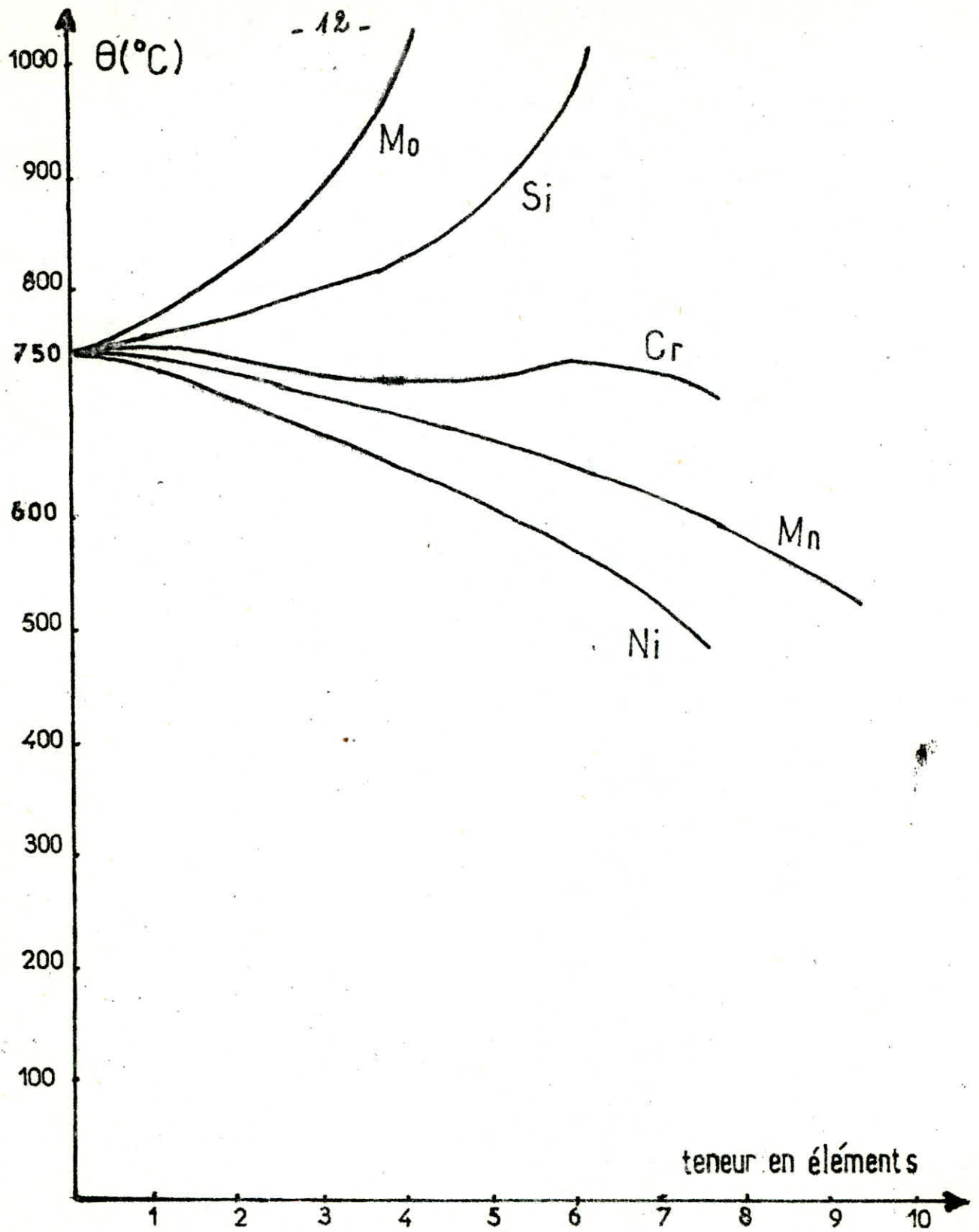
II.3.10. Les impuretés nocives :

La présence des impuretés nocives, telles que le plomb, le bismuth, l'antimoine, le soufre, Cd, Ti, As, Aletc., influe négativement sur la formation du graphite sphéroïdal, et le graphite apparaît sous une forme imparfaite de nodules déchiquetées qui passent éventuellement aux pseudo - lamelles ou même aux lamelles.

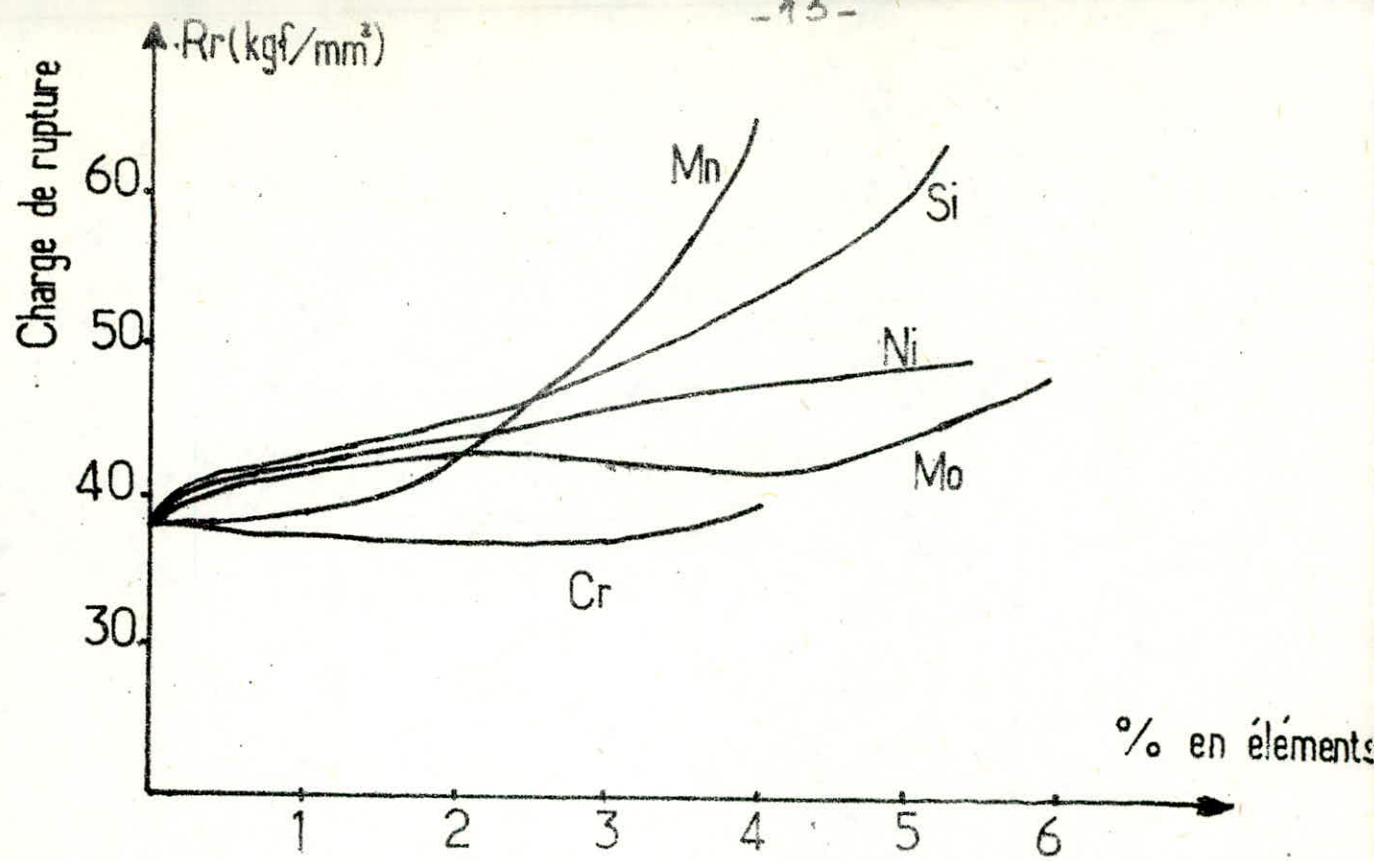


(fig 1)

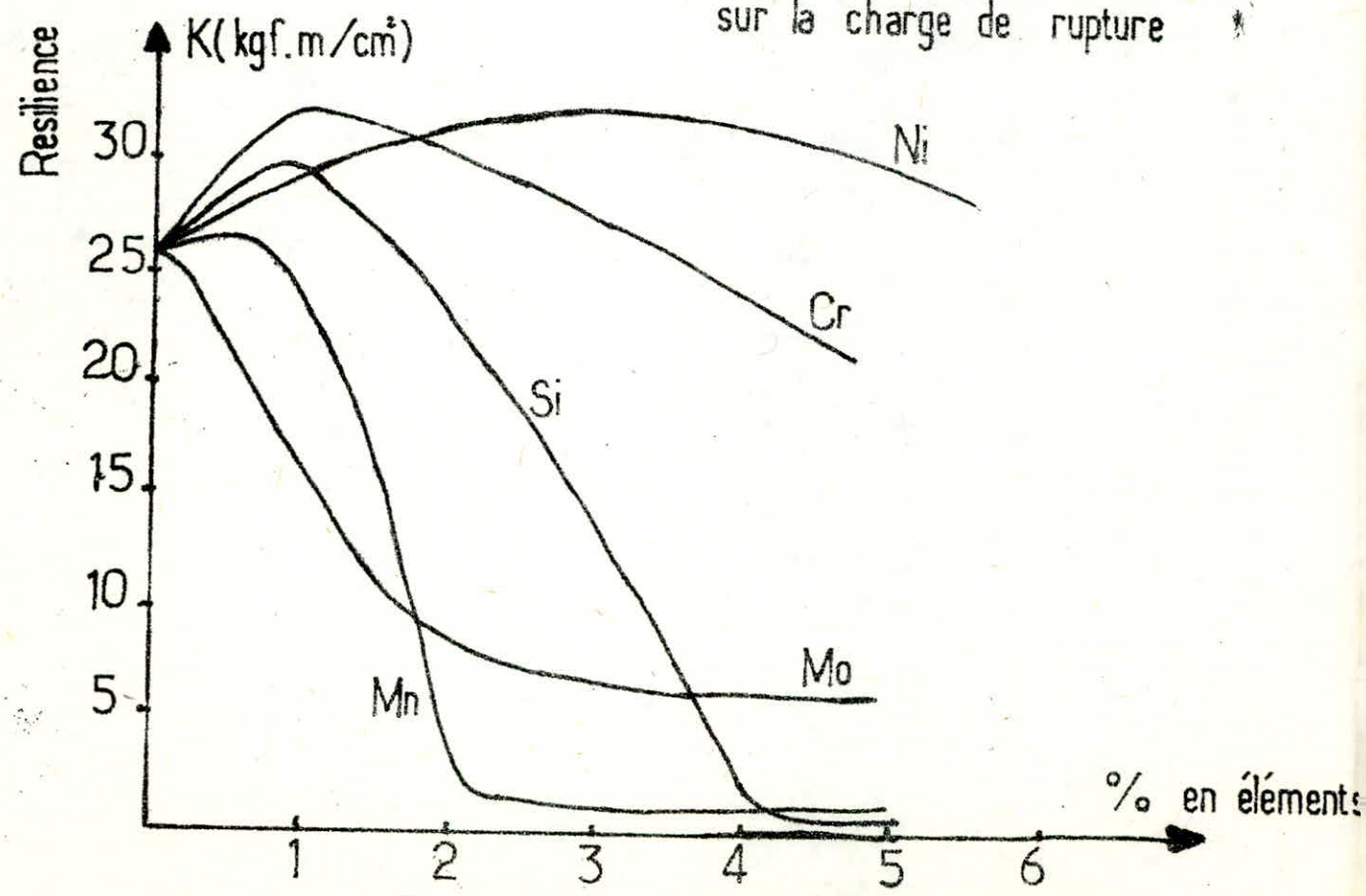
Influence des éléments d'addition sur la composition



(fig 2) Influence des éléments d'addition sur la température eutectoïde



(fig 3-1) Influence des éléments d'alliages sur la charge de rupture *



(fig 3-2) Influence des éléments d'alliages sur la resilience

Le module d'élasticité à l'origine est cependant le même.

Il en résulte en déplacement de la fibre neutre vers la Section comprimée quand les pièces sont soumises à la flexion, donc une résistance plus grande que celles indiquées par le calcul classique. Des résistances ~~pe~~ par ailleurs il y a toujours à la première mise en charge, une légère déformation permanente en raison de la présence de graphite.

Ces fontes présentent le phénomène d'accumulation celui-ci est cependant nettement moins marqué que pour les fontes à graphite lamellaire. Les allongements contrairement ~~ou~~ autres caractéristiques mécaniques, décroissent quand la teneur du silicium, phosphore, carbone, croissent. Ils passent par exemple de (6 à 4 %) quand la teneur du nickel passe de 1 à 3 %, en revanche la résistance à la traction s'élève quand le taux de carbone décroît elle passe de 50 à 55 dan/cm^2 pour le carbone et de 2,8 à 3 ~~4~~ quand $P > 0,1 \%$; la risilence décroissent rapidement.

II.4.1. Tableau :

- Caractéristique déterminant la qualité de la fonte à graphite sphéroïdal non alliée (D'après la norme NF 32 - 201) propriétés physiques à 20°C :

- Masse spécifique = 7,0 - 7,3 g/cm^3 .

- Coefficient de dilatation = 11 - 12. 10^{-6} par °C.

Nuance	F G S	F G S	F G S	F G S	F G S	F G S
Caractéristiques mécaniques	80-2	70-2	60-3	50-7	40-12	88-15
- Résistance à la traction (da N/mm ²)	80	70	60	50	40	38
- Allongement %	2	2	3	7	12	15
- Limite d'élas- ticite à 0,2 % (daN/)	48	42	37	32	25	23
- Constitution prédominante de la structure	P3	P	P	F + P	F	F
- Dureté brinelle	248 à 352	229 à 302	192 à 262	170 à 241	201	179
- Résilience (daJ/cm ²)	0,6	0.8-0.3	1-0.4	1.5-0.5	2.8-1.3	3-1.7

II.5. Mécanisme de la cristallisation du graphite sphéroïdale :

L'essence même du mécanisme de formation directe des sphéroïdes, est encore mal connue, de nombreux spécialistes se sont penchés depuis plus de vingt ans sur ce problème sans aucune théorie qui fasse l'unanimité ait peu être dégagé de leur travaux cependant dans l'état actuel des choses, on admet volontier que les sphéroïdes se forment à la fois dans le milieu liquide et par précipité du carbone dans l'Austénite (de la cémentite pouvait, en fin de solidification se décomposer en engendrant aussi des sphéroïdes de graphite) les principaux facteurs qui favorisent l'obtention de cette forme des graphites sont les suivantes :

- Importante surfusion (50 à 80°C), entraîne une grande vitesse de solidification.
- Grande tension superficielle de la fonte (1500 dAn/cm).
- Faible vitesse relative d'apport des atomes de carbone sur le cristal, vitesse qui dépend de l'obtention éventuelle sur certaines faces d'éléments comme soufre (S), Ti Pb...etc. C'est ainsi que l'on admet qu'à teneur faible en soufre ($< 0,02\%$) aucune face du cristal n'est perturbée, tandis que si le pourcentage est élevé ($> 0,4\%$) toutes les faces le sont. Dans les deux cas, la croissance de la particule de graphite se fait à partir d'un germe, à la même vitesse dans toutes les directions et la particule prend donc une forme ronde. Bien entendu les divers facteurs ont des réactions les uns sur les autres, c'est ainsi que la valeur élevée de la tension superficielle rend difficilement la germination du graphite. (qu'elle même dépend de la valeur en soufre.) et favorise la surfusion.

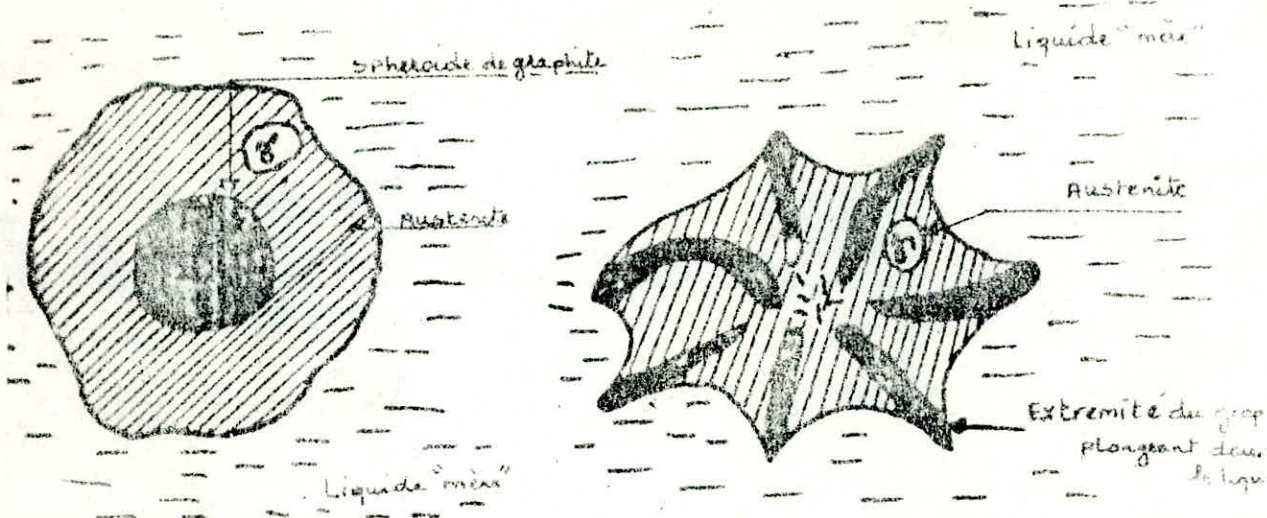
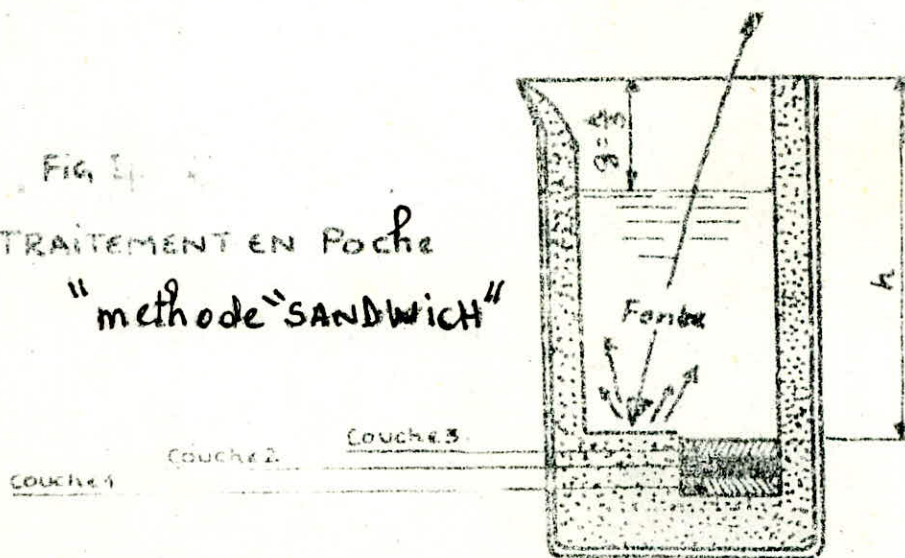


FIG. 2

CROISSANCE DU GRAPHITE EN SPHEROÏDES

ET LAMELLES.

FIG. 3
 TRAITEMENT EN POCHES
 "methode SANDWICH"



II.6. Traitement des fontes à graphite sphéroïdal :

On utilise divers alliages et procédés d'introduction dans le bain de fonte grise seuls les alliages au magnésium (Mg) sont utilisés industriellement parce qu'ils permettent d'obtenir régulièrement et économiquement les graphites sphéroïdals.

II.6.1. Alliages Nickel - Magnesium : Ni - Mg

Quoique chers, il est assez employé parce qu'ils sont les plus anciens, il présente :

- Une forte densité (entre 5 à 7).
- Souple d'emploi et apporte peu ou pas de silicium.

Il est notamment utilisé pour fabriquer des fontes contenant du nickel où quand les charges contenant beaucoup de retours.

L'introduction du nickel en faible quantité ne gêne pratiquement pas beaucoup la structure, on les réserve à l'élaboration de la fonte à graphite sphéroïdal perlitique (le nickel donne à la fonte une heridité perlitique).

II.6.2. Alliage Magnésium - Silicium • Nickel (Mg - Si - Ni) :

Cet alliage introduit un peu de silicium et moins de nickel dans la fonte, il présente un rendement en magnésium inférieur que celui de l'alliage précédent.

II.6.3. Alliage Fer - Silicium - Magnésium :

- Cet alliage assez léger accroît la teneur en silicium de la fonte il présente :
- Une faible densité (2,6 à 4).
- Un rendement élevé.

L'introduction de cet alliage en faible quantité en Mg donne des réactions plus calmes.

II.6.4. Méthode de traitement :

L'addition de magnésium métallique pur dans le fer en fusion est une opération dangereuse, si aucune précaution n'est prise, son immersion dans la fonte liquide ($\sim 1420 - 1520^{\circ}\text{C}$), donne lieu à la vaporisation instantanée du métal ($T_g = 650^{\circ}\text{C}$, $T_E = 1100^{\circ}\text{C}$, $d = 1,75 \text{ Kg/dm}^3$) et par suite projection, de fonte liquide. Plusieurs méthodes ont été utilisées, actuellement la méthode la plus simple et qui assure une grande sécurité est la méthode de "SANDIWCH". Elle évite :

- De grande perte en magnésium (mauvais rendement).
- Risque d'accident par projection de fonte.

II.6.5. Méthode de Sandiwch :

Il s'agit de la méthode la plus récente qui prend de plus en plus d'extension, parce qu'elle :

- Est simple.

- Exige un équipement peu coûteux.
- N'entraîne pas une chute importante de la température.
- Assure un bon rendement en magnésium.

Le traitement s'effectue dans une poche qui a une forme spéciale (voir fig), profonde et présentant une grande hauteur par rapport à son diamètre D ($H > 2D$). La hauteur de fonte conserve une garde importante ($G = 1/3 h$) pour éviter la projection. L'alliage au magnésium est déposé dans une cavité conçue à cet effet dans le garnissage du font de la poche, puis recouvert de chutes d'acier. La poche est ensuite remplie de métal à traiter qui commence à faire fondre l'acier avant d'amorcer la réaction, celle-ci ayant lieu dans un métal localement assez froid.

En partant du font de la poche on distingue les trois couches suivantes :

- Couche 1 : ferro-silicium - magnésium - calcium - cérium :

* Composition chimique :

Si 47,5 %	Ca	3 %
Mg 3 à 6 %	Ce	0,3 %.

* Rôle des éléments :

- Le silicium : joue un rôle comme inoculant graphitisant.
- Le magnésium: joue un rôle comme nodulisant sphéroïdisant.
- Le calcium : joue un rôle comme désulfurant.
- Le cerium : joue un rôle comme désulfurant et anti-poison.

- Couche 2 : Ferro - silicium - baryum - Aluminium :

* Composition chimique :

Si	60 - 65 %	Ca	1 %
Ba	9 - 10 %	Al	0,5-0,6%.

* Rôle des éléments :

- Le silicium : Inoculant graphitisant et desoxydant.
- L'aluminium : Désoxydant.
- Le Baryum : Inoculant, sphéroïdisation et ferritisation.
- Couche 3 : Alliage ferro - Silicium - Aluminium :

Les éléments qui constituent cet alliage ont un rôle analogue ~~de~~ celui de la couche 2 avec prédominance de l'effet desoxydant de la fonte liquide.

III. Etudes Experimentales :

III.1. Materiaux Etudiés :

Obtention des nuances G.S.C :

La charge destinée à la fusion dans un four à arc est constituée de :

- Les retours de fonderie constitués par des pièces rebu-tées, des masselottes, des jets de coulée.
- D'acier sous forme de tôles.

- De fonte neuve (F₁ Sorel).

Après fusion, on verse le bain dans une poche de coulée, dans laquelle se trouve les éléments d'addition suivantes :

- Les ferros - alliages.
- Le graphite.
- La silice.

III.1.2. Composition de la charge pour une fonte G.S :

- 65 % de retours de fonderie (5 % G.S.A - 60 % G.S.C).
- 15 % d'acier.
- 20 % de fonte neuve (F₁ Sorel).

Compositions chimique des ferros - alliages :

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

III.2. Sable de fonderie :

La composition d'un sable en silicate depend essentiellement des caracteristiques que l'on demande en moulage et moyautage, d'une façon générale on recherche à obtenir des noyaux ou des moules solides, faisant prise rapidement par passage de gaz carbonique susceptibles d'être stockés, debourants bien après la coulée et prix de revient minimum. On utilise deux sortes de sable :

- Sable de moulage.
- Sable^{de} moyautage (eroning).

III.2.1. Sable de moulage est :

Composé de :

- Silice 80 - 82 %.
- Argile bentonite 11 à 12 %.
- Noir mineral 3,5 à 4 %.
- Humidité 4 % (eau).

III.2.2. Le sable eroning est :

Composé de :

- Silice 95 %.
- Résine 5 %.
- Hexaméthylène 10 % de la quantité de résine.

III.2.3. Dessablage :

Cette opération est réalisée à l'aide d'une machine spéciale après la coulée et le refroidissement lent des barreaux dans le moule.

- Ebarbage et débarurage :

C'est une opération qui précède l'opération de ^dessablage, elle consiste à nettoyer les pièces à l'aide d'une grenailleuse et à les débavurer à l'aide d'une meule (enlever les masselottes et le jets de coulée).

- Composition chimique de la G.S.C :

Tableau :

C %	Si %	Mn %	S %	P %	Mg %	Ni %	Cr	Mo%	Cu %
3,500	2,430	0,254	0,002	0,019	0,803	0,059	0,038	0,001	0,002
Al %	Pb %								
0,012	0,062								

III.3. Micrographie :

La métallographie microscopique (micrographie) est l'étude des produits métallurgiques par examen au microscope des surfaces polies et attaquées ou non. Contrairement à la macrographie, qui exige un degré de polissage très poussée de façon à obtenir un miroir exempt de toute rayure, le réactif d'attaques propre à chaque matériau, permet de caractériser les différents constituants de la structure. Dans notre cas l'étude des structures a été réalisée par l'utilisation d'un microscope de marque ZEISS (Fig 1.4) et ce au laboratoire mécanique à la S.N.V.I. de Rouiba.

III.3.1. Préparation des surfaces à étudier :

Les échantillons micrographiques, ont été préparés de la manière suivante :

Prélèvement :

L'échantillon à prélever doit être représentatif de la structure moyenne du produit ou d'une particularité locale. Le prélèvement s'effectue soit à la meule tronçonneuse ou à l'aide d'une scie sous lubrifiant afin d'éviter échauffement du métal, la faille de l'échantillon est limitée de 2 à 3 cm pour pouvoir effectuer le polissage de façon gouvernable.

III.3.2. Polissage :

Le polissage comporte deux étapes :

a/ Abrasion :

La surface de l'échantillon subit sous une lubrification des passes au moyen d'abrasifs de grosseurs de grains décroissantes, chaque passe effaçant les rayures laissées par la précédente, on emploie comme abrasifs des papiers emeri comme suit :

- Polissage grossier avec du papier emeri 120, 320, 400, 600.
- Polissage fin avec papier emeri 1000.
- Chaque numéro exprime la densité superficielle des grains d'abrasifs (carbone de silicium). Les papiers sont sous forme de disque de diamètres $\phi = 200$ mm, 250 mm ou 300mm, en passant d'un papier à l'autre, on fait tourner l'échantillon de 90° pour croiser les traits.

b/ Polissage de finition :

La surface subit des polissages de plus en plus fins par des abrasifs sous forme de disque recouvert de drap ou de velours fin sur lequel on rend une suspension de poudre de diamètre de finesse croissante.

Le polissage s'effectue sous lubrification d'une solution appropriée et à une vitesse de rotation modérée qui évite des arrachements et la formation de piquures de corrosion.

III.3.3. Attaque :

L'attaque par un réactif appropriée est rendue nécessaire afin de mettre en évidence les différents constituants du métal pour l'attaque des fontes A.G.S, le réactif utilisé, est celui de fer nital ayant la composition chimique suivante :

- HNO_3 : 5 cm^3 - $\text{CH}_3 \text{ CH}_2\text{OH}$: $0,5 \text{ cm}^3$. La durée de l'attaque est de 10 - 15 secondes.

Après l'attaque les échantillons sont soumis à un lavage à l'eau et à un séchage à l'air comprimé.

III.4. La norme AFNOR :

La norme française NFA 32 - 201 définit les principales caractéristiques minimales des fontes à graphite sphéroïdal, chaque qualité de fonte est désignée par le symbole F.G.S suivi de deux nombres dont le premier indique la résistance à la traction minimale et le second l'allongement en pour-cent après rupture. La norme NFA 32 - 201 précise que les éprouvettes utilisées pour les essais mécaniques sont usinées dans des blocs d'échantillons coulés à part et qu'exceptionnellement, après accord entre les parties, ces blocs peuvent être attachés aux pièces dans ce cas, les caractéristiques mécaniques sont généralement différentes de celles obtenues avec les blocs échantillons coulés à part.

III.5. Essais mécaniques :

Les essais mécaniques ont pour but de déterminer les propriétés et le comportement d'un échantillon donné au cours des opérations de fabrication. Ces caractéristiques dépendent de la géométrie des éprouvettes et de l'appareil destiné à ces effets avec des conditions d'emploi très précises. Les résultats obtenus par ces essais doivent donner le comportement réel lors de l'utilisation.

Parmi les caractéristiques à déterminer citons :

- Essai de traction (ou de compression) : La plasticité et l'élasticité (déformation).

- Essai de dureté : Résistance aux efforts de pénétration.

Essai de résilience : Résistance au choc.

III.5.1. Essai de traction :

On exerce sur une éprouvette de métal de forme normalisée (Cylindre de longueur L_0 et de section S_0). Un effort de traction croissant, α orienté selon l'axe de l'éprouvette. A l'aide d'un dispositif mécanique la déformation est enregistrée en fonction de la charge totale (cm) appliquée. Pour cet essai, on a utilisé une machine universelle de traction du type U5 DR (Fig 7.2). Pour déterminer l'allongement à la rupture qui est une caractéristique mécanique importante, on fait à l'aide d'un poinçon de repère distant d'une longueur L_0 (selon norme AFNOR) après rupture, on réajuste les 2 bords de la cassure et l'on mesure la nouvelle distance L qui sépare les deux repères.

On définit l'allongement à la rupture comme suit :

$$A \% = \frac{L - L_0}{L_0} \times 100 \text{ avec}$$

- L_0 : longueur initiale (entre repères avant essai).

- L : longueur finale (entre repères après essai).

- La contrainte conventionnelle R :

$$R = \frac{C}{S_0} \text{ avec : } C : \text{ la charge maximale supportée par l'éprouvette.}$$

- S_0 Section initiale de l'éprouvette.

III.5.2. Essai de Resilience :

L'essai de resilience consiste à rompre, une éprouvette reposant sur deux appuis rigides, est placée au point d'équilibre stable d'une pendule constituée par un disque oscille autour, d'un axe, le disque est creusé de telle manière que le couteau placé à sa face antérieure, vienne frapper l'éprouvette à l'opposé de l'entaille (en U). (voir fig 5.8) par conséquent on détermine l'énergie absorbée, (W) par unite de surface. La resilience

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

W : énergie absorbée pour rompre l'éprouvette.

S₀ : Section initiale au droit de l'entaille.

L'essai a été effectué selon la norme AFNOR - A - 03 - 156 sur une machine de resilience "CHARPY" type n° Nc - 2701 (Fig 8.1).

- Poids de pendule : = 23,525 Kg.

- Rayon du pendule : = 0,671 m.

III.5.3. Essai de dureté :

Essai de dureté est un essai de pénétration, on exerce sur une bille de forme (sphérique, conique, pyramidale) reposant sur le métal. Un effort constant pendant un temps donné.

On mesure les dimensions de l'empreinte, le métal est autant plus dur que l'empreinte est plus petite, la surface de l'échantillon à essayer doit être plane est polie. Trois types différents d'essais de dureté sont utilisés, ils different soit par la forme de pénétration soit par grandeur que l'on prend pour définir les dimensions de l'empreinte.

III.5.3.1. Essai brinell :

Le pénétrateur est une bille sphérique en acier très dur l'empreinte affecte la forme d'une calotte sphérique. On mesure le diamètre de son intersection avec la surface libre du métal, Si D est le diamètre de la bille exprimé en millimètres, P la charge appliquée sur la bille en Kg - Force; d le diamètre de l'empreinte. Alors la dureté brinell est exprimée par :

$$HB = \frac{P}{S}$$

P : La charge appliquée.

S : Surface de la calotte sphérique.

$$S = \frac{\pi \cdot D}{2} \cdot D - \sqrt{D^2 - d^2}$$

L'essai a été effectué suivant ^{la} disposition de la norme AFNOR A - 03 - 201. Sur une machine S - K - F type C) (Fig 8.2).

III.5.3.2. Essai de microdureté :

Ce sont des essais de dureté vickers effectués sous très faibles charges. La charge la plus élevée est de 100 grammes, la plus faible de 5 grammes, les empreintes ont de dimensions de l'ordre de quelques microns. La diagonale du carré de base vaut de quelques microns. Les mesures de la microdureté permettant une exploration, locale ; elles portent parfois sur un seul cristal l'empreinte vickers est une pyramide Si S est Sa surface laterale, on définit la dureté vickers par la relation : $Hv = \frac{P}{S}$.

P : designant la charge appliquée, ^{ou} _{à la} pénétration.

S : la surface laterale.

La dureté vickers secrit :

$$Hv = \frac{P}{S} = \frac{2 P \sin 68^\circ}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d^2}$$

La dureté vickers secrit :

$$Hv = \frac{P}{S} = \frac{2 P \sin 68^\circ}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d^2} .$$

III.6. Caracteristiques mécaniques :

La figure (6) représente le diagramme de traction caracteristique des fontes G.S.C à l'état brut de coulée. D'après ce diagramme, on détermine les caracteristiques suivantes :

* La charge à la rupture :

$$Cp = 6200 \text{ daN pour } So = 153 \text{ mm}^2.W$$

$$Rp = 40,52 \text{ d'AN/mm}^2.$$

* La charge à la limite élastique :

$$Ce = 4500 \text{ d'AN pour } So = 153 \text{ mm}^2.$$

$$Re = 29,41 \text{ d'AN/mm}^2.$$

* Allongement à la rupture :

$$L = 10 \text{ pour } Lo = 70 \text{ mm} \quad A \% = 14 \%$$

Détermination de la dureté Brinell :

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

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

$$HB = 195.$$

Détermination de la resilience :

$$W = 13j, So = 0,8 \text{ cm}^2 \quad K = 1,62 \text{ d'Aj/cm}^2.$$

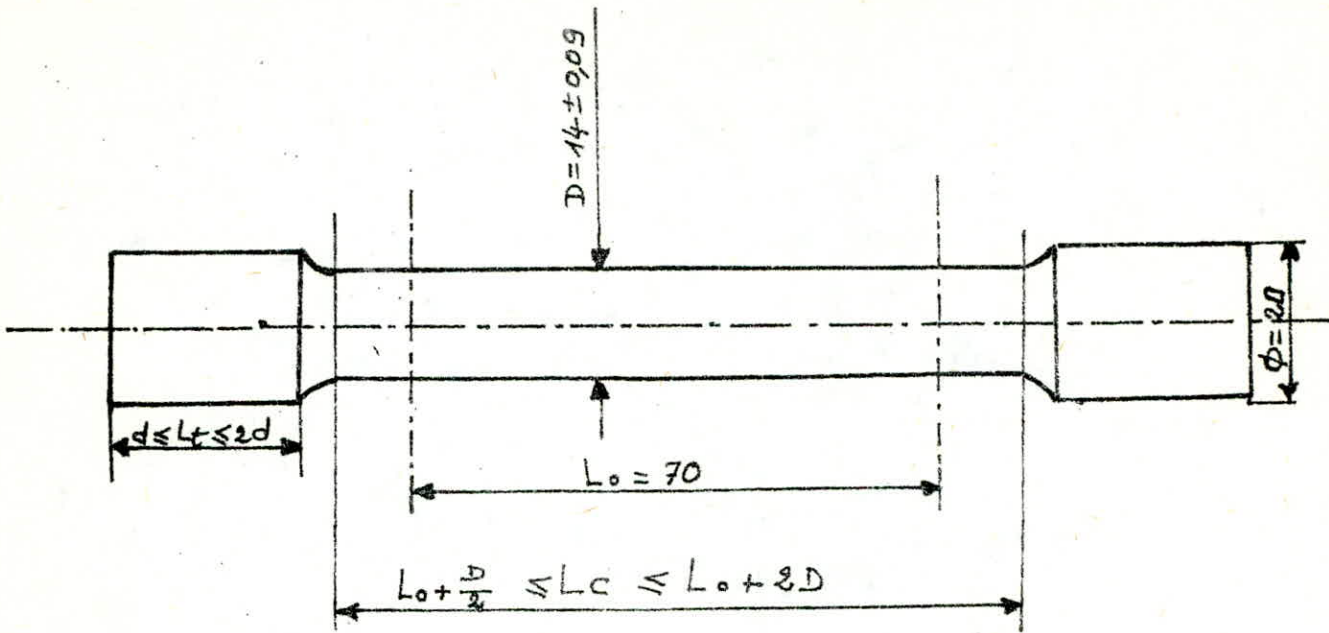


fig (5-1)

EPROUVETTE DE TRACTION

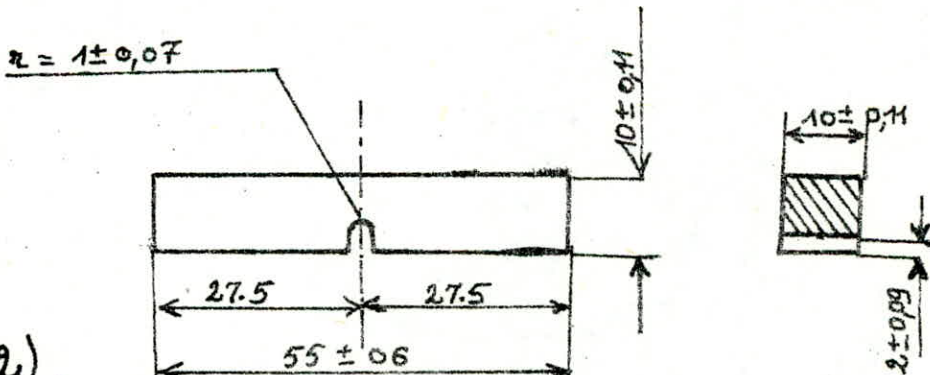
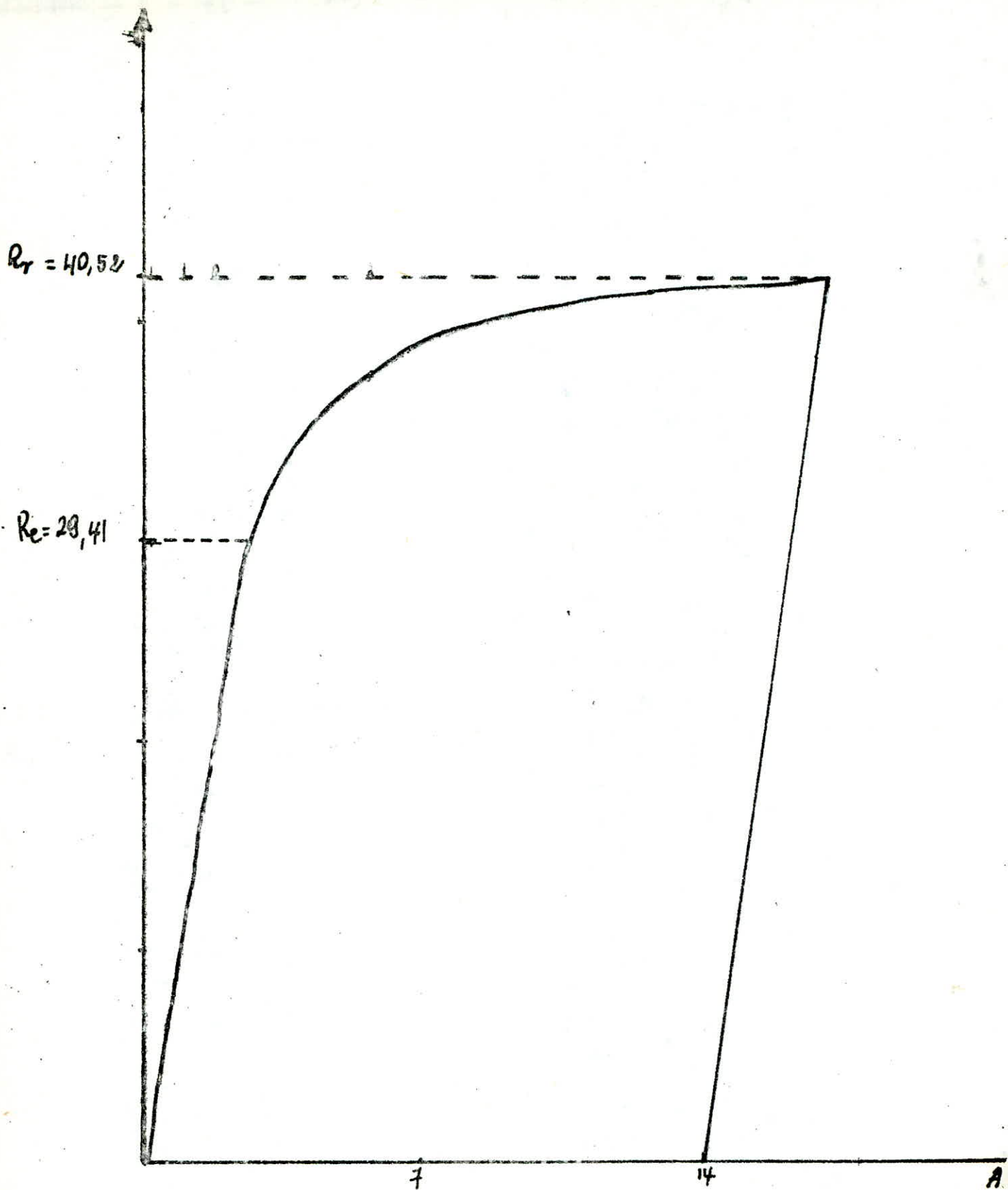


fig (5-2)

EPROUVETTE RESILIENCE CHARPY "U"



fig(6) Diagramme caractéristique de traction
Fonte G.S.C.

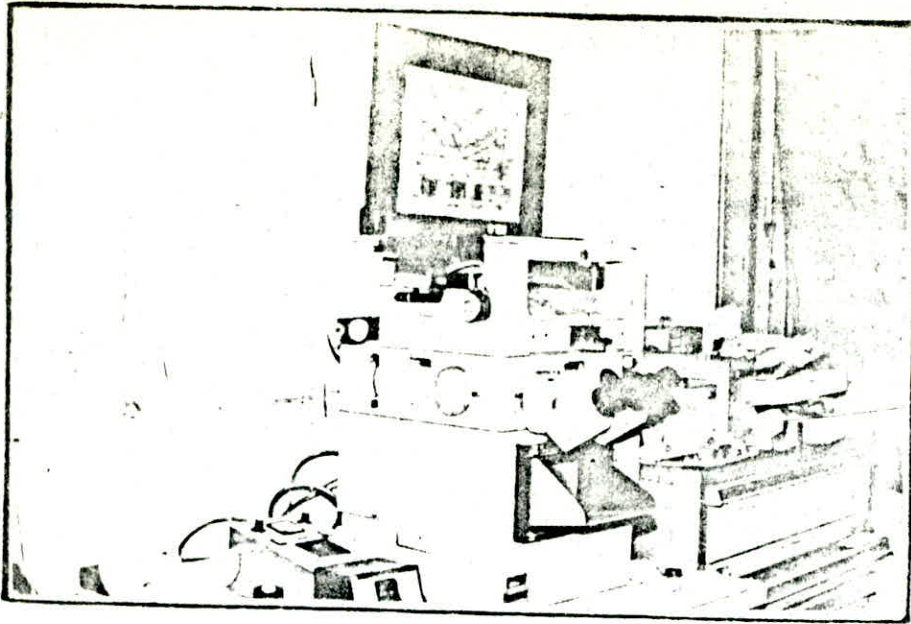


FIG 7.1.
MICROSCOPE OPTIQUE

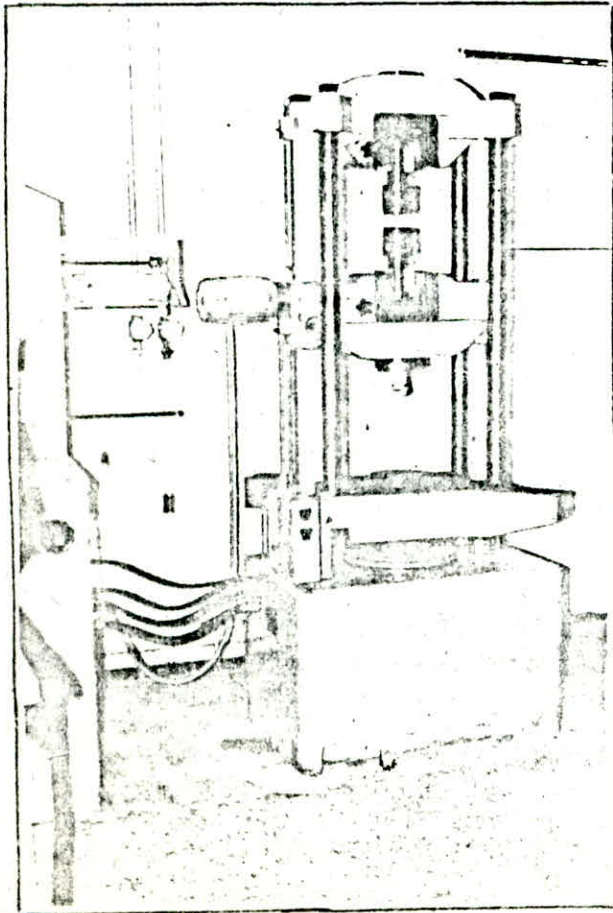


FIG 7.2

MACHINE
DE
TRACTION

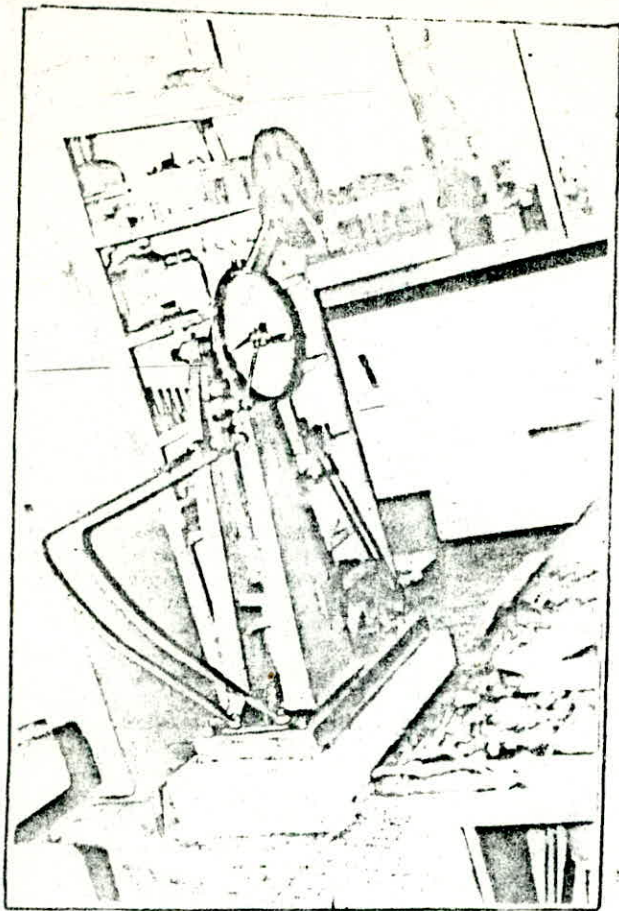


FIG. 8.1

MACHINE POUR
MESURE DE
LA RESILIENCE

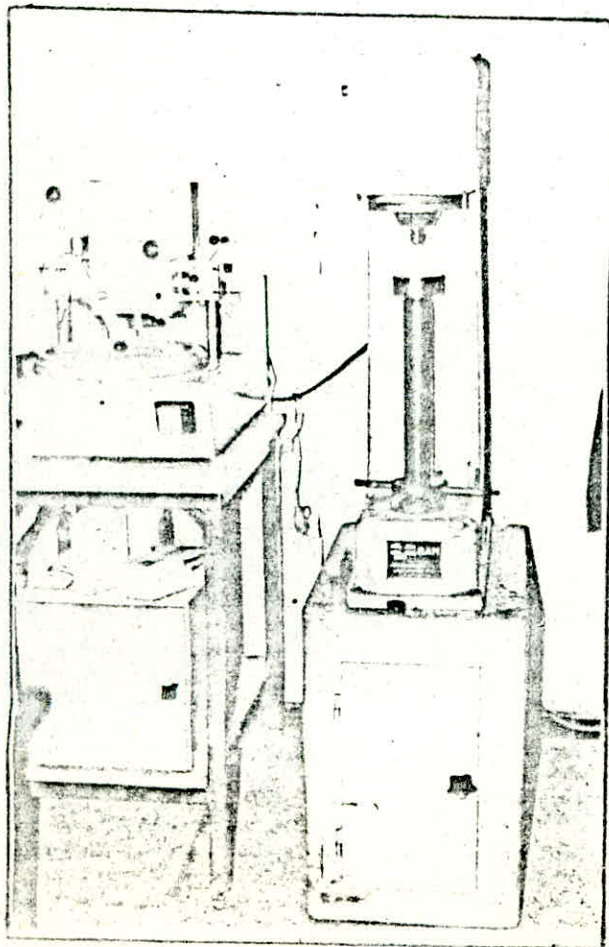


Fig 8.2

MACRODUROMETRE .
MESURE DE LA
DURETE BRINELL



fig (8-1) Fonte G.S.C brute de
couléé NITAL x 500

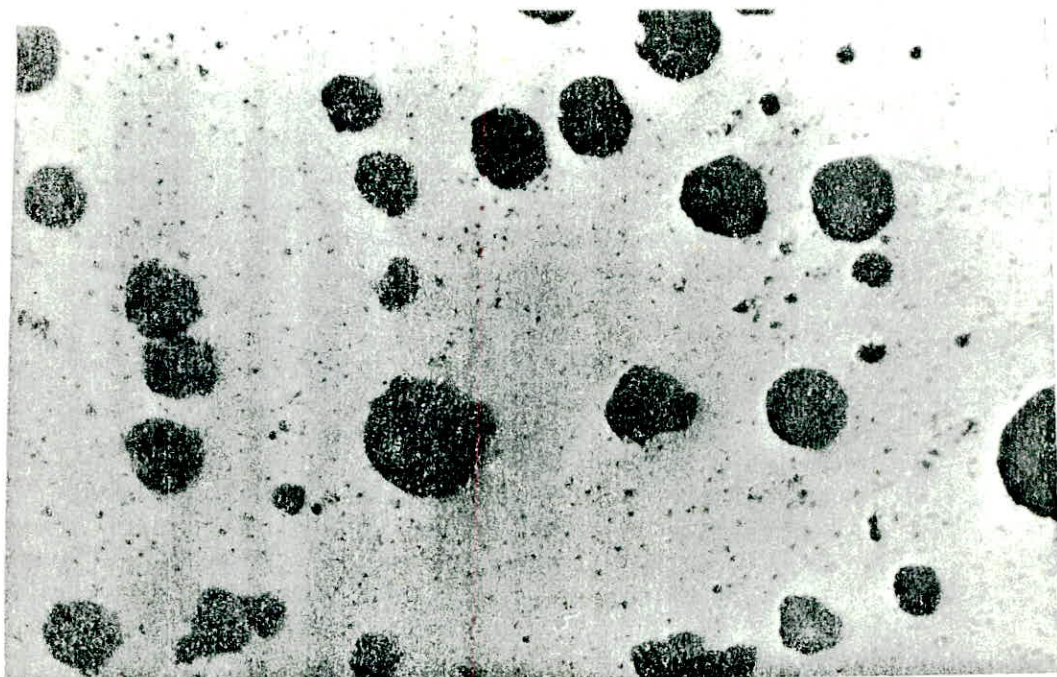


fig 8-2) Fonte G.S.C SANS ATTAQUE

IV. Traitement thermique :

IV.1. But de traitement thermiques :

Il a les considerations du désir d'un grain de puissance par la diminution de poids, la recherche d'une limite élastique et d'une résistance à la traction, aussi élevée que possible, en rapport avec une résilience suffisante, et d'autre part, la consideration de l'économie de matière, commandent d'utiliser toutes les fontes au maximum de leurs qualités de communiquer à la fonte les meilleurs propriétés possibles en vu de son emploi :

- Elimination des contraintes internes pour une meilleure stabilité dimensionnelle.
- Reglage plus précis de la structure.
- Amélioration de la résistance mécanique et de la résistance à l'usure par trempe à l'air par trempe à l'huile et revenu, par trempe isotherme et par trempe superficielle.

Un traitement thermique bien appliqué peut parfoi exercer sur les propriétés finales de la fonte, une influence plus grande que certaine variation de la composition chimique.

VI.2. Transformation des phases :

IV.2.1. Transformation perlitique :

Les deux phases formées par la décomposition entectoïdes de l'austénite sont la ferrite et la cementite, la première est faible en carbone (contient 0,025 % à la température d'équilibre), la cementite (Fe_3C) contient 6,67 % de carbone.

La formation des deux phases, se fait par une diffusion localisée du carbone. La croissance simultanée de lamelles des deux phases rend possible cette diffusion à petite distance depuis les régions où il est rejeté par les lamelles de ferrite en cours de croissance, jusqu'aux régions où il contribue à la formation de la cémentite. La diffusion du carbone s'effectue tout près de l'interface et parallèlement à celui-ci, la perlite se forme en amas. Dans chaque amas, toutes les lamelles de ferrite et de cémentite ont la même orientation, chaque amas provient d'un seul germe à la formation d'un amas débute par la germination d'un cristal de cémentite, la ferrite peut éventuellement germer en cohérence à la surface de la cémentite, les deux phases croissent, alors simultanément.

La cémentite absorbe l'excès de carbone de la ferrite dans les régions où les surfaces de ces deux phases sont très voisines. La cémentite s'étend où la surface de la ferrite et vice-versa; il se forme alors dans des couches alternées de cémentite et de ferrite.

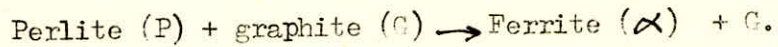
Les propriétés de la perlite, dépendent beaucoup de l'épaisseur des lamelles, celle-ci dépend de la vitesse de refroidissement, l'épaisseur des lamelles est en effet limitée à la distance que le carbone peut parcourir par diffusion pendant la durée de transformation.

Une déformation à froid modifie beaucoup les propriétés qui contiennent de la ferrite et de la perlite, l'écrouissage consolide la ferrite.

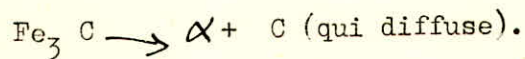
VI.2.2. Structure ferritique :

Les fontes à graphite sphéroïdal sont chauffées entre 700°C et 750°C pendant 4 heures à 5h. Puis refroidies très lentement dans le four à porte fermée pour obtenir une structure ferritique qui peut être expliquée par le phénomène suivant :

La cementite de la perlite est métastable et se décompose très facilement en ferrite et graphite selon la réaction suivant :



En effet il existe toujours un gradient du titre en carbone dans la matrice ferritique. Le titre en carbone de la ferrite en contact avec le graphite est inférieur au titre en carbone en contact avec la cementite, ce gradient est le moteur de la diffusion du carbone de la perlite ou la cementite avec les nodules de graphite déjà existants, la cementite rentre en solution dans la ferrite selon la réaction :



Ainsi le carbone dissout diffuse vers les particules de graphite nodulaire et y précipite ; qui explique un temps de maintien assez long.

IV.2.3. Transformation Martensitique :

La martensité est une solution solide, métastable d'insertion du carbone dans le Fer α , à structure quadratique elle s'obtient à la suite d'un refroidissement rapide produit la surfusion de l'austénite jusqu'à de basse températures qui rendent impossible la diffusion; le processus marche donc sans diffusion c'est à dire il ne s'accompagne pas de redistribution de diffusion des atomes de carbone dans le réseau de l'austénite, cette transformation se réalise par glissement et ne modifié pas la composition de solution solide; le mécanisme de ce glissement consiste en un déplacement coopératif orienté des atomes au cours de la reconstitution du réseau.

Des atomes isolés se déplacent les uns par rapport aux autres à des distances ne dépassant pas les distances interatomiques, au cours de cette transformation, les cristaux de la martensite se conjuguent à l'austénite suivant des plus cristallographiques définis et il ne se forme pas d'interface entre les phases.

Les cristaux de la martensité naissent probablement dans les secteurs ~~defectueux~~ qui comportent des noeuds de dislocation, tant qu'à l'interface de la martensite et de l'austénite les réseaux sont conjugués.

Propriétés de la martensite :

La martensite est caractérisée par une dureté et une résistance élevées, la dureté de la martensite est surtout fonction du pourcentage de carbone, la charge de rupture d'une martensite à bas carbone (0,015 %) est environ ($\sqrt{100}$ Kg f/mm²) et a une plasticité faible et sa rupture est fragile.

IV.2.4. Transformation bainitique :

Lorsque la transformation s'effectue à une température très éloignée de la température d'équilibre la germination de la ferrite devient plus rapide et la transformation bainitique peut remplacer la transformation perlitique.

La transformation bainitique produit des cristaux de ferrite sursaturés et des cristaux de cémentite. Comme les cristaux de ferrite rejettent du carbone, leur croissance gouvernée par la diffusion du carbone vers les germes de cémentite qui se forment aux endroits où la concentration du carbone atteint une valeur suffisante.

La transformation bainitique est plus lente que la transformation perlitique parcequ'elle nécessite un plus grand nombre de germes de ferrite et de cementite. Elle est cependant plus rapides à basse température parcequ'elle exige la diffusion d'une quantité de carbone plus faible. On ^{peut} avoir cette transformation soit par traitement thermique avec ou sans éléments trempants, soit brute de coulée par addition de Nickel, et de Molybdène **le tungstun peut remplacer le Molybdène** bien que son efficacité soit deux fois moindes. Certaines bainites produites par refroidissement continu présentent des combinaisons intéressantes de propriétés mécaniques, la charge de rupture et la limite d'élasticité peuvent dépasser notamment celle des agregats ferrite perlite ; bien que la résilience ne soit toujours aussi bonne que celle des agrégats ferrite - perlite.

Leurs propriétés de fondrie sont comparables à celles de la perlite, elle représente de bonne caracteristiques mécaniques notamment sous des efforts cycliques, a une bonne capacité d'amortissement de vibration.

IV.3. La trempe :

La trempe est un traitement thermique qui consiste à donner au métal une dureté élevée, le principe consiste à chauffer la pièce pour obtenir une structure austénitique, puis de la refroidie suffisamment vite pour que l'austénité donne un constituant dur appelle "martensite".

IV.3.1. Effet sur les propriétés mécaniques :

Les propriétés mécaniques sont directement liées à la structure du métal, lors d'une trempe, en recherche un principe, une structure martensitique.

* La trempe augmente :

- La dureté.
- La résistance à la traction.
- La limite élastique.

* La trempe diminue :

- L'allongement.
- La résilience.

IV.3.2. Cycle thermiques :

Se compose ~~de~~ trois étapes :

a/ Le chauffage : dont le but est ^{de} donner à la pièce une structure austénitique, la température de chauffage sera de 875 °C.

b/ Le maintien :

Il a pour but la mise en solution dans le fer du carbone et des éléments d'alliages, ainsi que l'homogénéisation de la température dans la pièce entre la surface et le cœur, la durée du maintien peut varier en fonction :

- La masse de la pièce.
- Son milieu du chauffage.
- La vitesse de montée en température (four froid au chaud).
- De la structure de départ (globulisée, en bandes).

D'une façon générale, par 25mm d'épaisseur on prendra 45 mm dans un four sous atmosphère.

Nota : Le chauffage et le maintien s'appellent couramment "austénisation".

c/ Refroidissement :

Il a pour but de permettre la transformation de l'austénité en martensité.

La vitesse de refroidissement pour trempe est réglée, par le fluide de trempe.

IV.3.3. Trempe à l'huile :

La trempe à l'huile devient de plus en plus courante, parce que d'abord, elle assure une grande sécurité, il est beaucoup plus facile de tremper à l'huile qu'à l'eau.

IV.3.4. Structure obtenue après la trempe :

Le traitement thermique utilisé pour l'observation de différents types de structures, qui donne des variations très importantes des caractéristiques, pour cela on a utilisé plusieurs études comparatives :

* Structure ferrite - perlitique *

- Cette structure représente une matrice après dominante par la ferrite, obtenue directement par brut de coulée.

* 2. Structure ferritique :

- Elle a été obtenue par un chauffage et avec un maintien (875 °C, 30mn), puis refroidie lentement dans le four à porte fermée.

* 3. Structure perlitique :

- Elle a été obtenue par un traitement de chauffage et de maintien (875 °C, 30 mn), puis refroidie avec un soufflage d'air.

* 4. Structure martensitique.

- Elle a été obtenue par un traitement de chauffage et de maintien (875 °C, 30 m,) puis refroidie dans l'huile.

IV.4. Revenu :

Une pièce trempée à très souvent un manque de ductilité et, elle est toujours siège de tensions internes, il est donc difficile de l'utiliser à cet état.

Pour atténuer les tensions et lui donner les propriétés mécaniques souhaitables, il faut toujours lui faire subir un revenu.

IV.4.1. Définition :

Le revenu est un traitement thermique qui s'applique aux pièces trempées, ses buts essentiels sont :

- d'atténuer les tensions.

De conférer à la matière les propriétés mécaniques désirées.

Il consiste en une chauffe dans un domaine de température inférieur à AC_1 et d'un refroidissement à l'air calme.

IV.4.2. Cycle thermique :

a/ La chauffe :

La température sera choisie dans un domaine inférieur à AC_1 en pratique entre $150^\circ C$ et $680^\circ C$, en fonction des propriétés mécaniques à obtenir.

b/ Le maintien :

Le maintien aura lieu deux buts :

- Mise en température de la pièce, ce qui dépend essentiellement de la masse et de la température à atteindre.

- Transformation de la martensite, qui est d'abord rapide pour ralentir ensuite progressivement avant de se stabiliser au bout d'une heure environ.

c/ Refroidissement

Il sera souhaitable de refroidir lentement pour éviter les tensions, mais pour des raisons métallurgiques et aussi économiques : gain de temps l'arrêt du revenu se fait à l'huile.

IV4.3. Mécanisme du revenu :

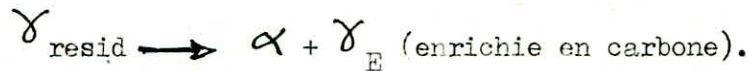
1er Stade : revenu à 200 °C :

La martensite initiale (α') se décompose en carbures de transition ($\text{Fe}_{2,4}\text{C}$) et en martensite (α'') plus pauvre en carbone, suite à la diffusion du carbone qui se produit, lors du revenu.



2ème Stade : revenu à 300 °C :

Il s'agit de la transformation de l'austénite résiduelle s'il y en a, en une sorte de bainite (ferrite + Fe_3C). *c'est la troostite*



3ème Stade : revenu à 400 °C :

La martensite (α'') rejette progressivement du carbone qui conduit à la formation de ferrite (α) et de cémentite avec la disparition des carbures.



4ème Stade : revenu à 500 °C :

Les plaquettes de cémentite seront plus au moins volumineuses, elles se coalesceront et deviendront globulaires (sorbite).

5ème Stade : revenu à 600 °C :

La coalescence de la cémentite se poursuit si la pièce possède des éléments carburigènes Cr, Mo, Va, W, en solution, ceux-ci produisent la dissolution d'une certaine quantité de cémentite pour produire des carbures fins et durs (La sorbite obtenue est stable que celle revenu à 500 °C).

IV.5. Résultats des fontes G.S.C :

Les résultats obtenus, sont illustrés dans le tableau (n°)
et les courbes sont sur les figures ().

Les courbes tracées sont (Rr, Re, A %, K) en fonction de ^{La} dureté
HB.

Le tableau ci-dessous nous donne les différentes caractéristiques
mécaniques des structures obtenues d'une fonte G.S.C :

Structure	Rr (daN/mm ²)	Re (daN/mm ²)	A %	K(daj/cm ²)	HB
Ferrite	37,81	27,3	18	2,62	168
Perlite + Ferrite avec prédomin - F	40,52	29,41	14	1,61	195
Perlite	62,74	44,02	7	1,31	232
Mardensite	86,9	65,35	0,7	0,54	498

IV.5.1. Interprétation des résultats :

D'après les courbes de la variation de la R_r et R_e en fonction de la dureté de Brinell, on peut dire que les fontes à graphite sphéroïdales deviennent de plus en plus résistantes et dures (tenaces) de la structure ferritique à la structure martensitique (en passant par ferrito-perlitique avec prédominance de ferrite, perlite). Puisque toutes les pièces ont même épaisseur donc ceci peut être expliqué par l'augmentation de la vitesse du refroidissement, donc l'augmentation du taux de perlite, les variations de la résistance à la rupture et la résistance élastique sont donc proportionnelles à la dureté et de pente égale (même direction).

Les variations de la résilience et l'allongement en fonction de la dureté diminuent rapidement lorsque la vitesse de refroidissement augmente.

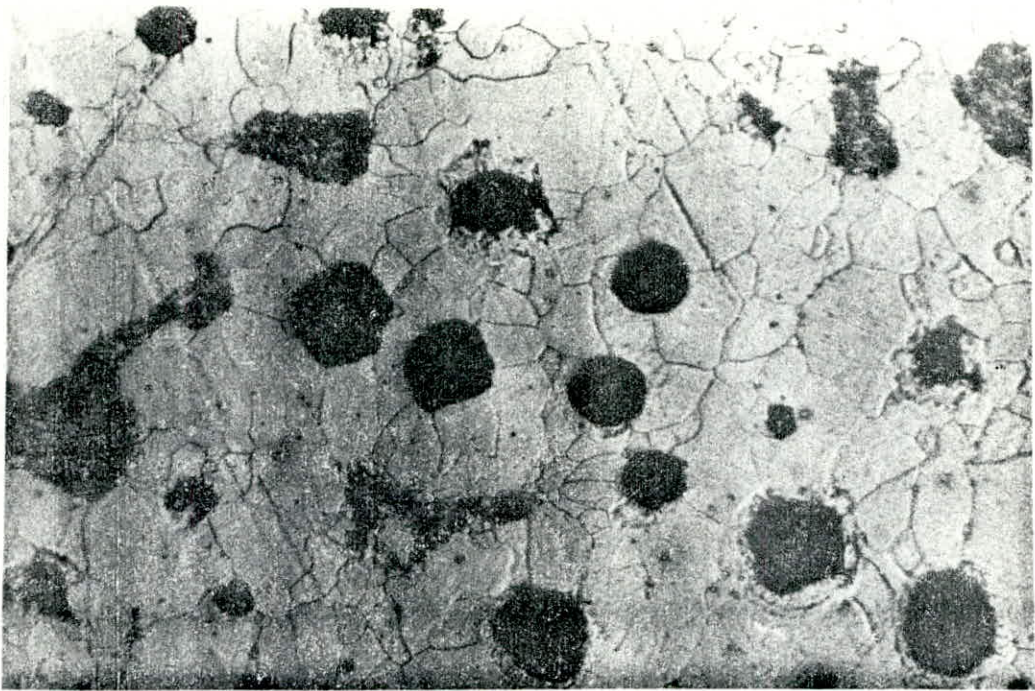
IV.5.2. Caractéristiques mécaniques après Revenu :

Le changement de matrice observé au cours des différentes températures de revenu, conduit à des variations de caractéristiques mécaniques ces variations ~~de~~ sont regroupées dans le tableau suivant :

O (°C)	Matrice Observé	Dureté HB	Rr (dan/mm ²)	R da _j /cm ²
-	Martensite + γ_E	498	86,90	0,54
200°C	Martensite Revenu + γ_E	439	81,60	0,60
300°C	Sorbite fine <i>troostite</i>	420	69,28	0,60
400°C	Sorbite moyen	370	66,45	0,750
500°C	Sorbite grossière	360	60,28	0,875
600°C	Sorbite de revenu	220	39,30	1

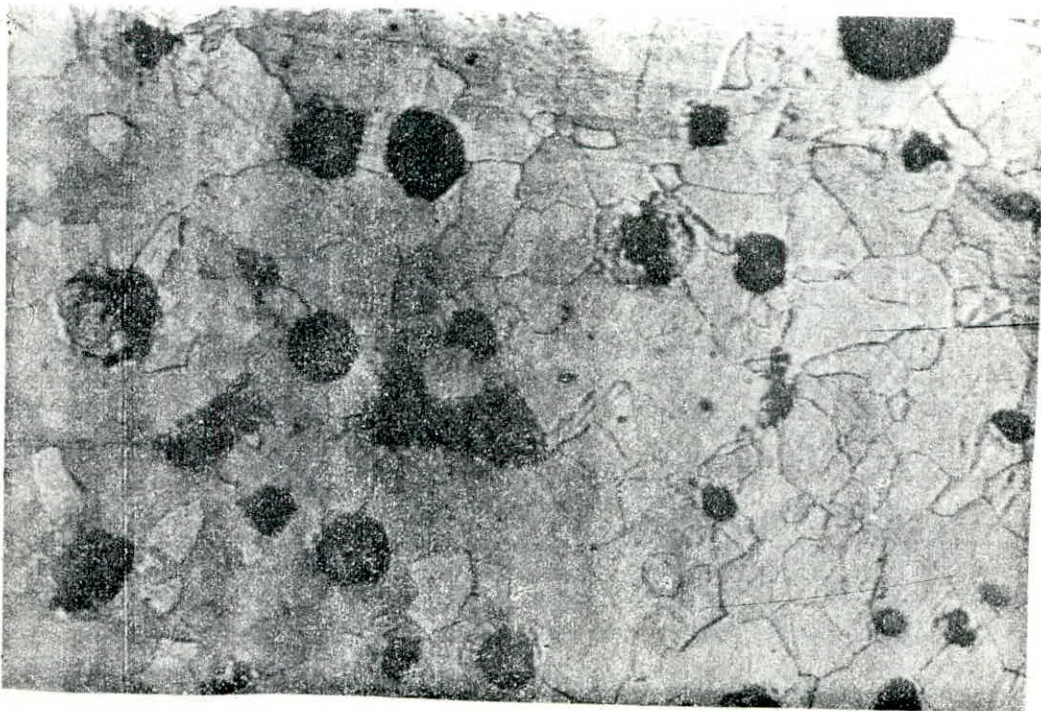
Interprétation :

D'après les courbes tracées (page 57, 58) la résilience de la fonte G.S.C augmente avec l'augmentation de la température de revenu, par contre la dureté Brinell et la résistance à la rupture (Rr) sont diminués, ceci est expliqué par le fait que le revenu provoque une nette amélioration de la ductibilité et atténue notablement la dureté de la fonte.



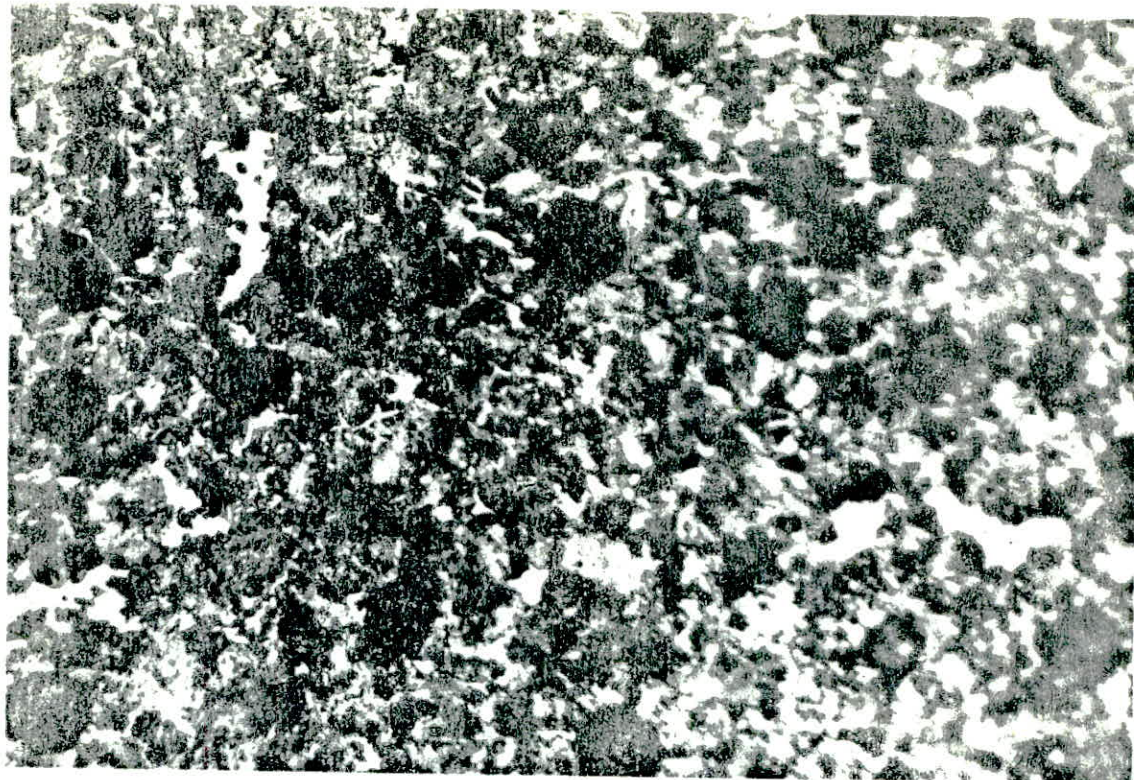
G=500

Fonte G.S.C : Structure ferritique
Attaque : Nital



G=250

fig(9) structure ferritique
Attaque: Nital



fonte G-S : perlite (ch. 875; 30mn; ref-air agité)

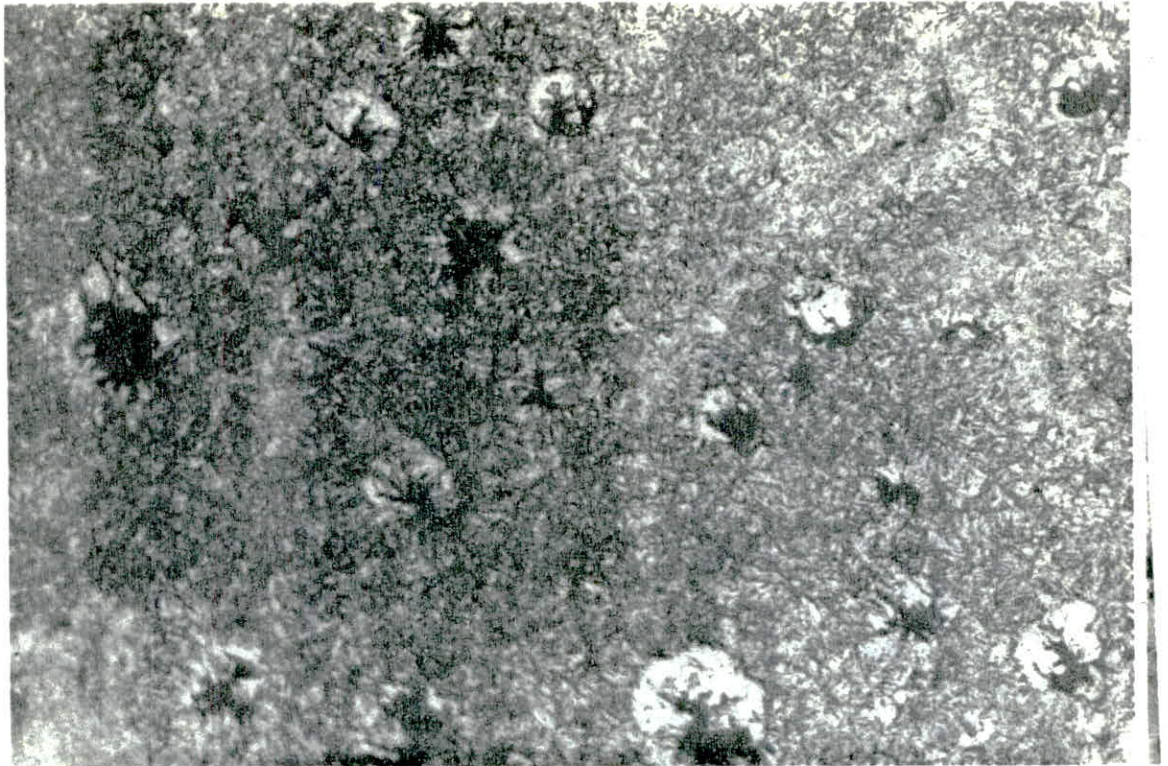
G = 250

fig: (10)



fonte G-S : perlite (ch. 875; 30mn; ref-air agité)

G = 1000



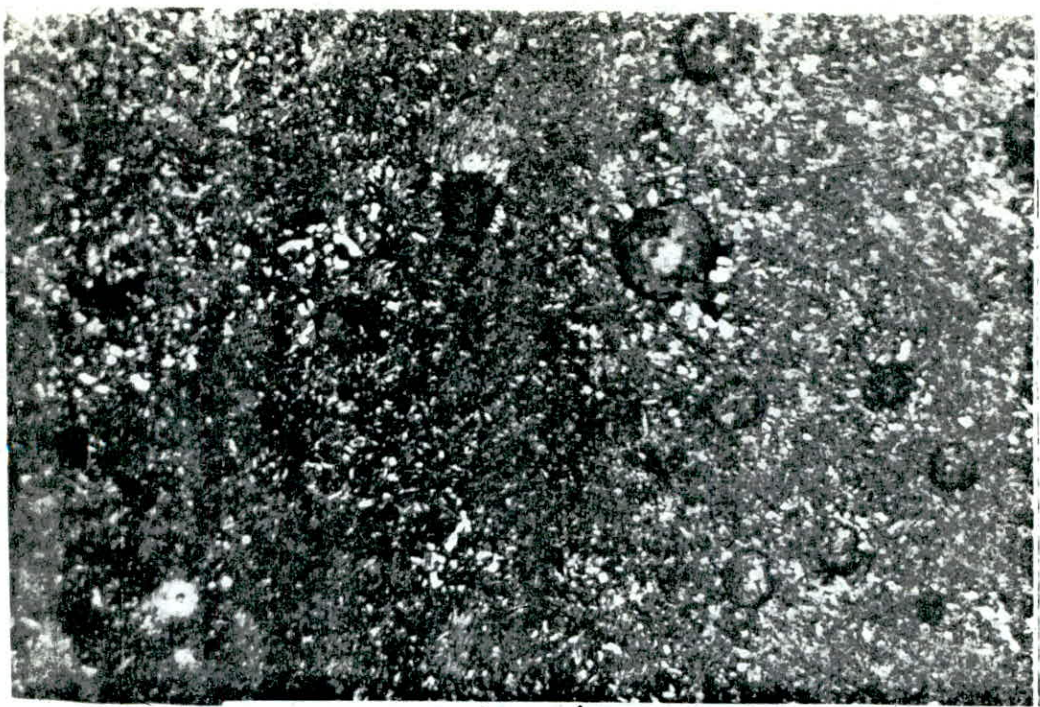
fonte G.S : martensite(ref-huile)

G= 250



G=2000

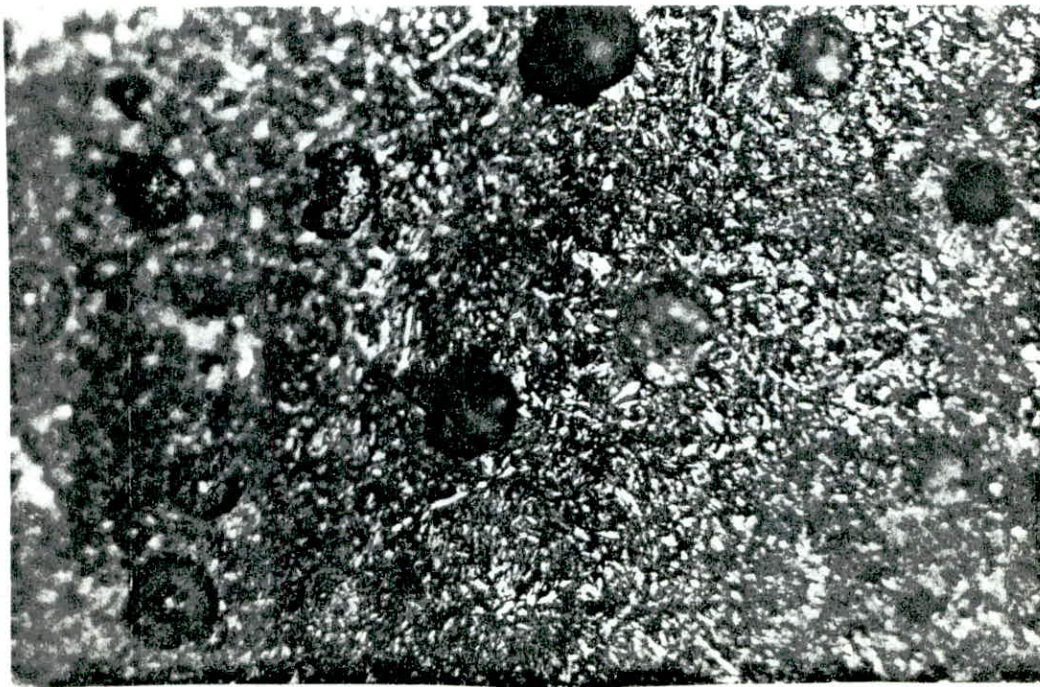
fig:(11)



G=250

troostite

fig(12-1) Sorbite fine; $\theta_r = 300^\circ\text{C}$
Attaque: NITAL



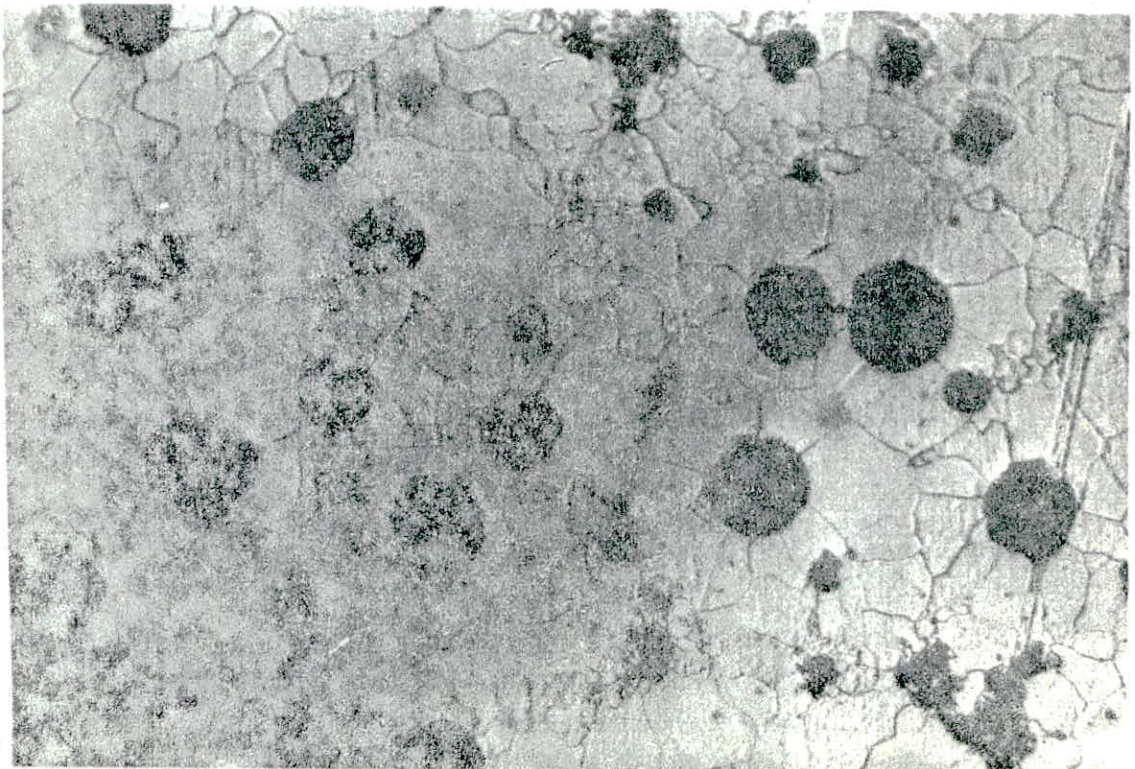
G=250

fig(12-2) Fonte GSC : sorbite un peu moins fine.
 $\theta_r = 400^\circ\text{C}$; Attaque: NITAL



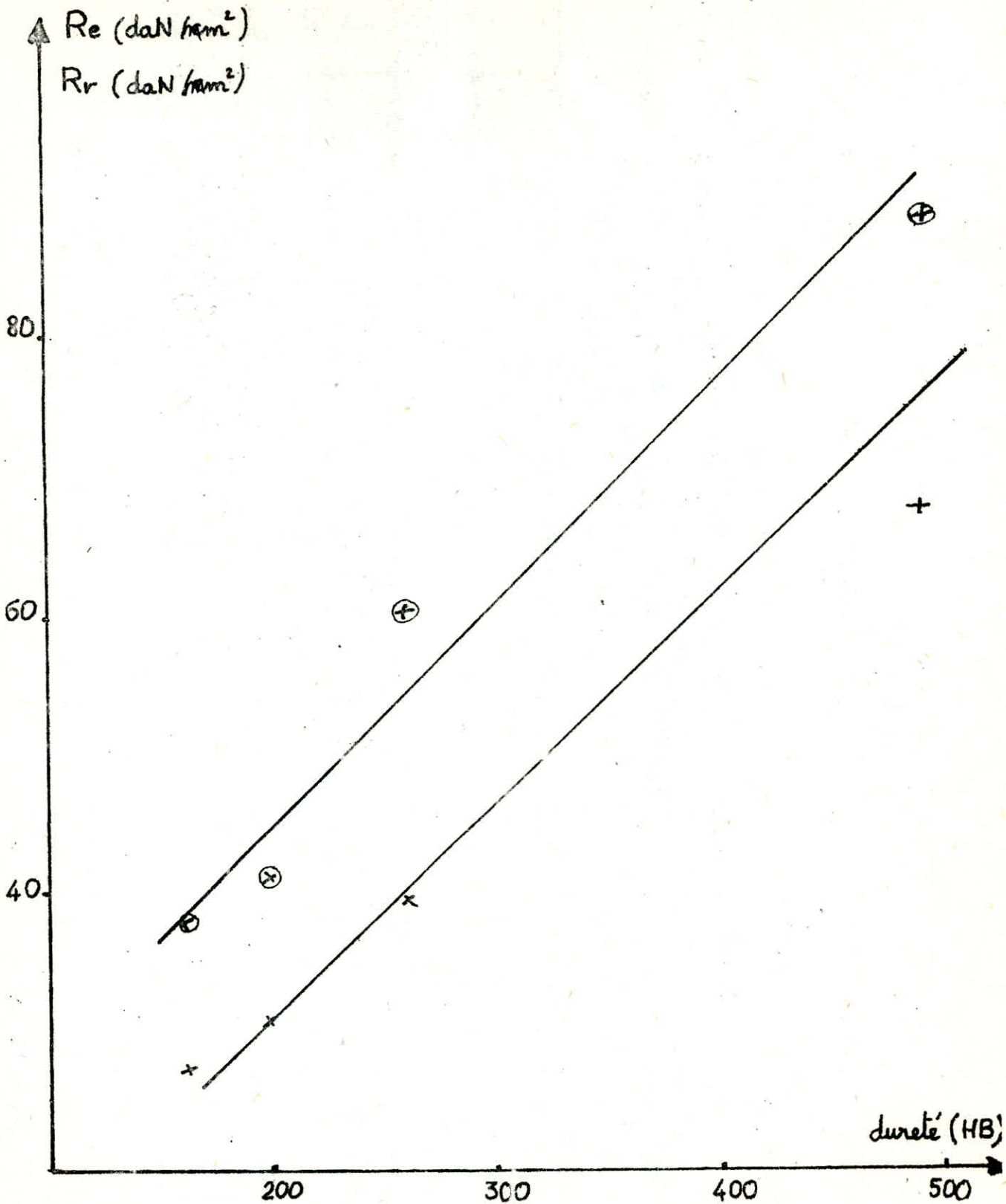
sorbite grossière
fig: 13-1

R=500°C
G=250

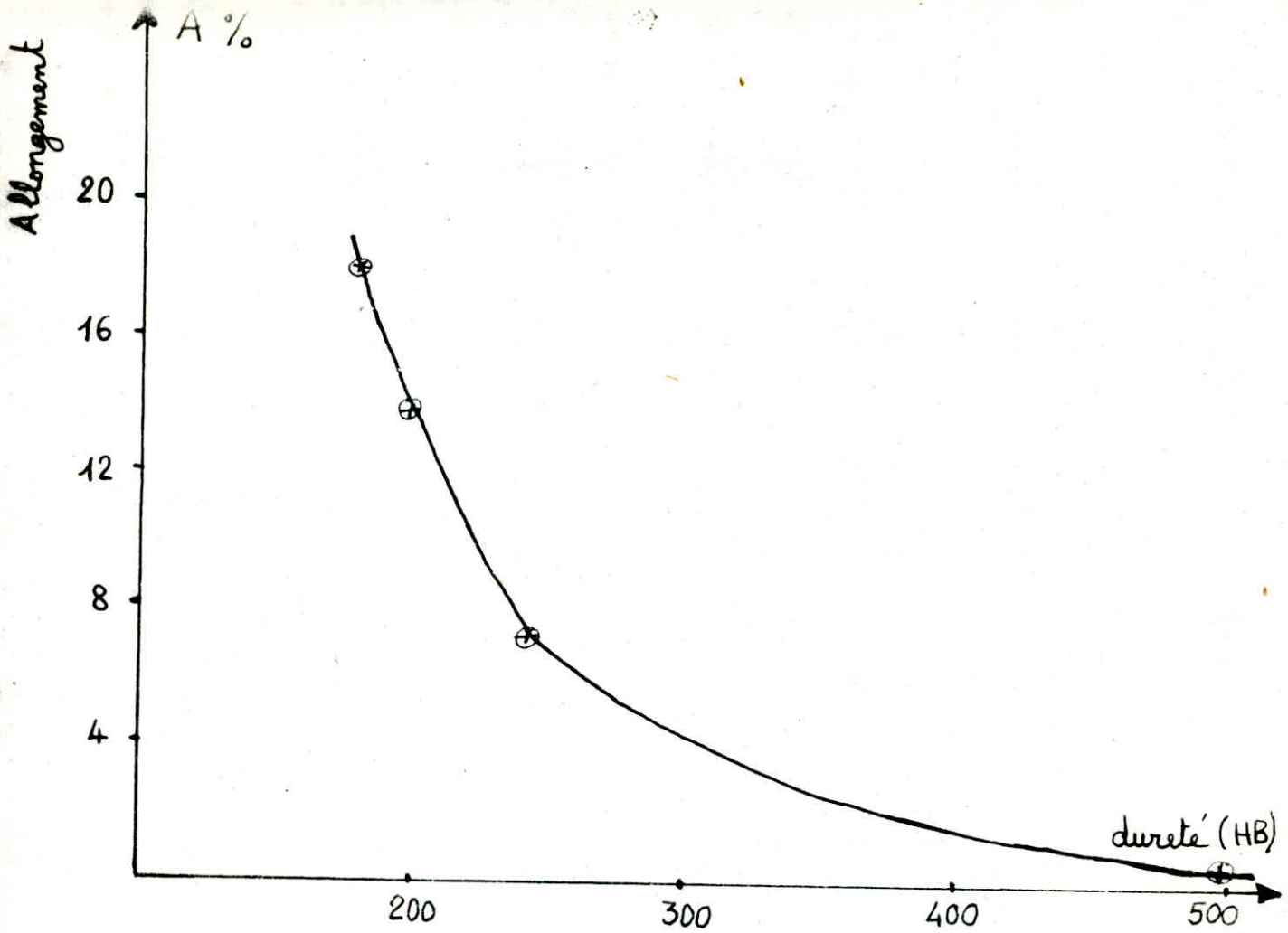


G=250

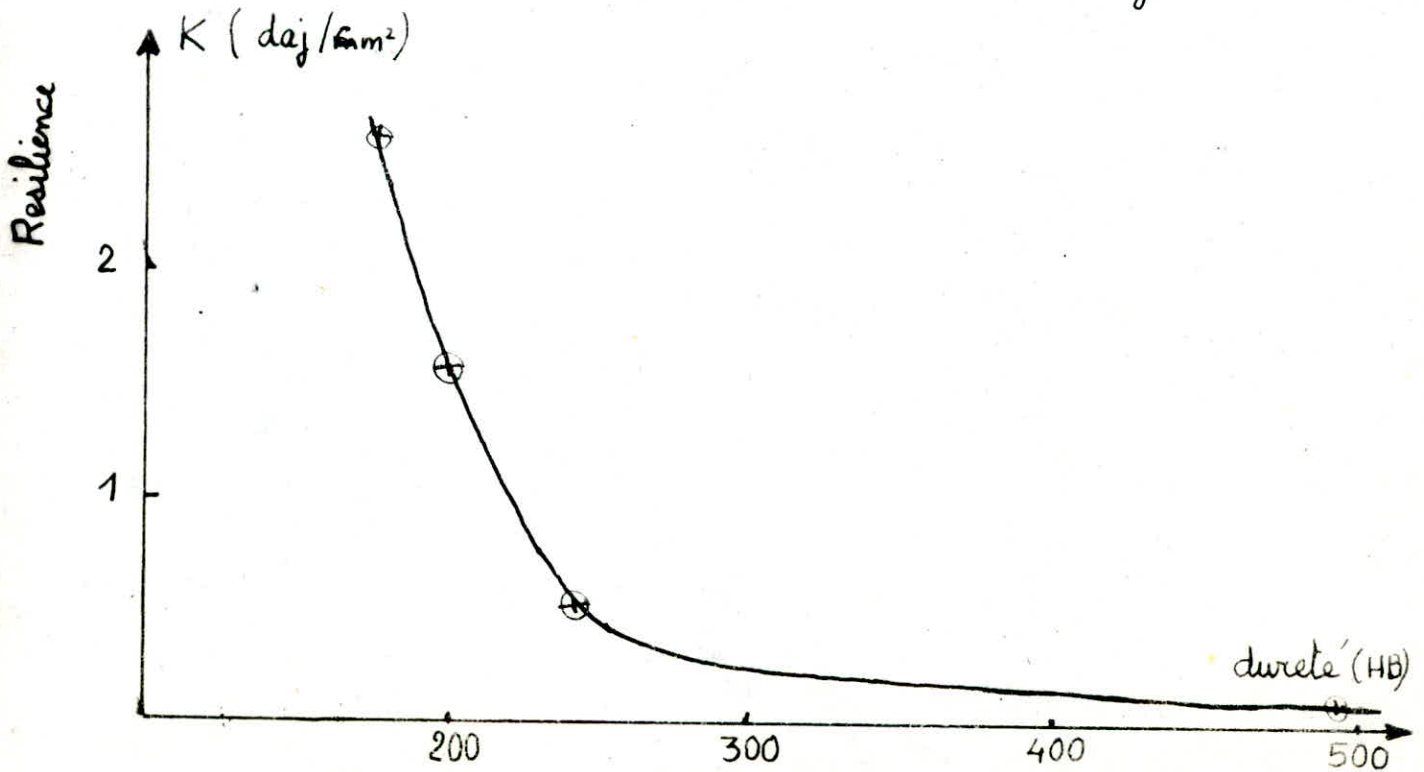
fig(13-2) Structure Ferritique R=600°C



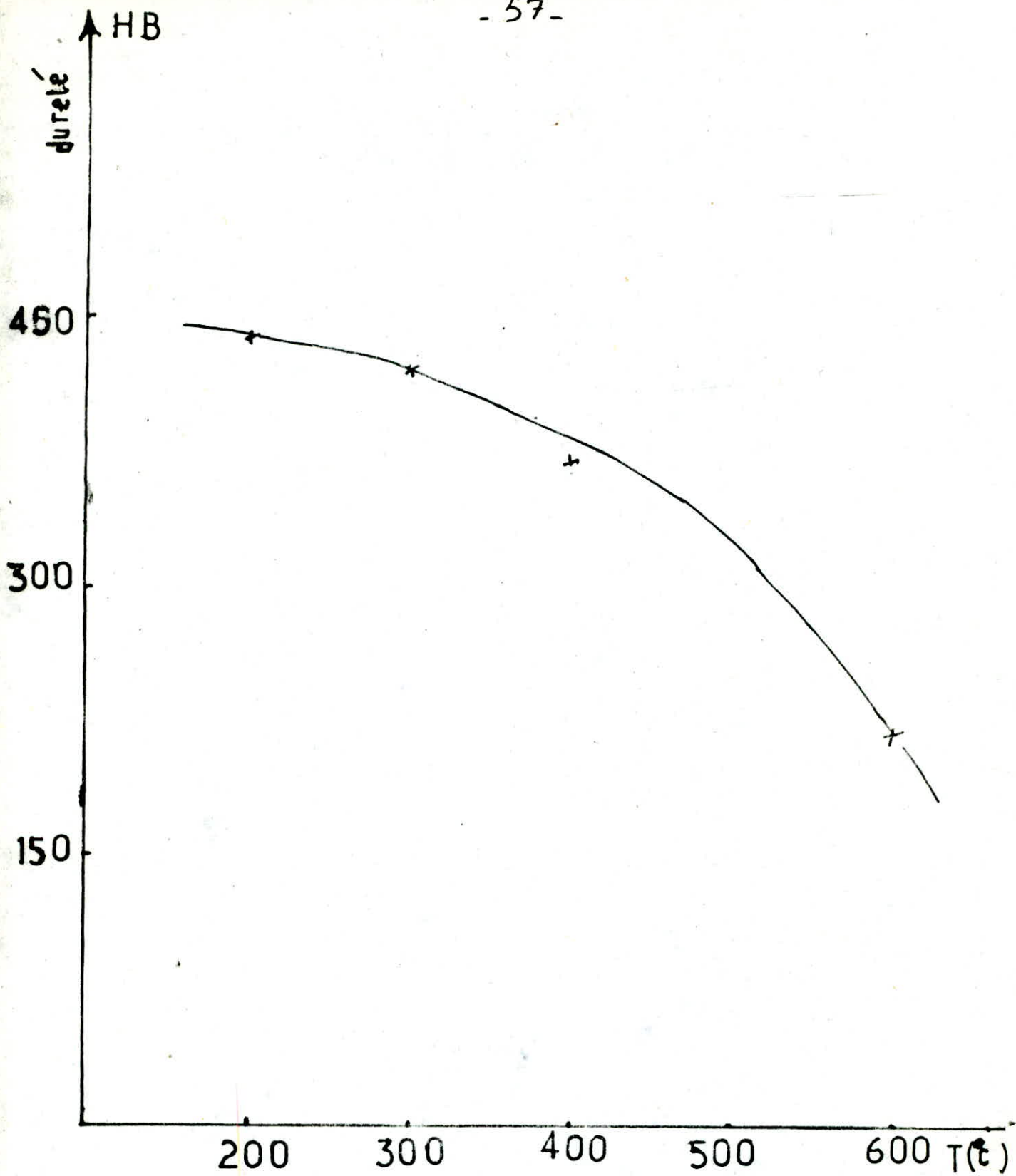
fig(14) Influence de la structure sur la Rr et Re



Influence de la structure sur l'allongement



fig/15) Influence de la structure sur la resilience



Fig(16) influence du revenu sur la dureté
F.G.SC

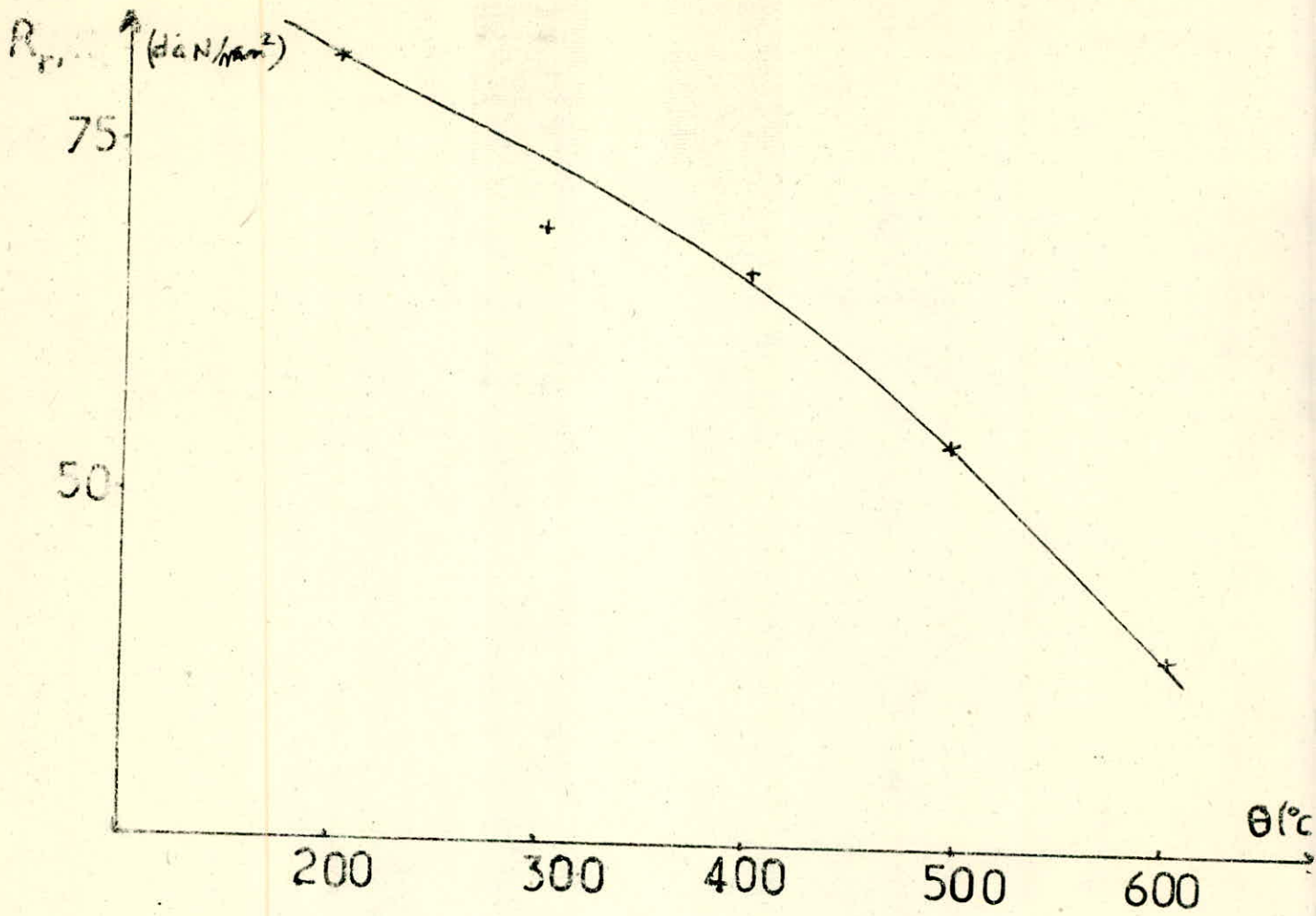


fig (17) Influence du Revenu sur
La Resistance R_r et R_e

V. Influence du taux de nickel sur la fonte G.B.C :

V.1. Généralité :

L'addition du nickel dans les fontes en particulier pour les sections uniformes et d'épaisseurs relativement importantes, joue un rôle important pour l'amélioration de la qualité de ces fontes cependant dans une fonte entièrement ferritique l'augmentation de la teneur en nickel durcit la ferrite et accroît sensiblement la résistance mécanique, on constate que à des teneurs en Nickel environ 2 % déplacent le point eutectique stable et metastable du diagramme Fe - C vers de teneurs en carbone plus faible, le point eutectoïde (perlitique) est également déplacé par des teneurs en carbone plus faible sous l'action du Nickel, ainsi on peut dire que le Nickel tend à donner aux fontes une structure perlitique à grains fins très tenaces, qui résistent bien sans fragilité, excessive à l'usure par frottement, les fontes à graphite sphéroïdal ferritique sont généralement les plus tenaces. Les oréales de ferrite qui entourent les sphéroïdes permettent un écoulement (chute) plastique supprimant les concentrations locales de contraintes.

Les tenacités de ces nuances sont donc intermédiaires entre celles des nuances ferritiques et celles des nuances perlitiques.

La taille ou la répartition des sphéroïdes de graphite ne joue pas de rôle essentiel dans la rupture.

V.2. Résistance à l'usure par frottement :

- L'appétitude au frottement d'un matériau dépend de ses caractéristiques mécaniques et de sa composition chimique, c'est le graphite qui donne aux fontes leurs avantages.

Dans le cas de frottement sans lubrifiant, ou en cas d'interruption du film d'huile, le graphite, qui est autolubrifiant fait diminuer les risques de jonctions intermétalliques (gripage) par formation d'un manteau protecteur, la nature de la matrice métallique joue un rôle important dans l'aptitude au frottement des fontes à graphite sphéroïdale la structure perlitique fine est la plus favorable. Des éléments d'alliages comme le Nickel, qui affinent la structure et évitent la présence de ferrite autour des sphères de graphite sont utilisés en particulier dans les pièces épaisses.

V.3. Résistance à la corrosion :

- La résistance à la corrosion ne constitue pas une caractéristique intrinsèque d'un matériau au milieu corrosif et des performances exigées. La corrosion des fontes contenant du graphite sous forme de sphéroïdes ne participe pas au maintien du film protecteur, film qui empêche la poursuite de l'attaque. Mais en revanche, l'absence du réseau contenu du graphite évite une pénétration de la corrosion.

De plus dans des conditions oxydantes, en raison de la teneur élevée en silicium de ces fontes. L'addition de Nickel (3 à 5 %) améliore la résistance à la fissuration par corrosion sous tension dans les solutions fortement alcalines.

V.4. Etude expérimentale de l'influence du Nickel sur la fonte G.S.C :

- La structure micrographique d'une fonte dépend non seulement de sa composition chimique, mais également des conditions de son élaboration et sa vitesse de refroidissement dans le moule à partir de l'état liquide.

V.4.1. Technique expérimentale :

* Alliage utilisé :

- Alliage Nickel - Magnésium : On a utilisé un alliage (Ni - Mg), dont la composition est de 15 % de Mg et 85 % de Ni, avec une densité variée entre 5 à 7).

Le traitement au Nickel a été effectué dans une petite poche de coulée de capacité d'environ (300Kg), dans laquelle on a introduit l'alliage Nickel - Magnésium, et on choisi un niveau de 100 Kg, d'environ, pour le remplissage de la poche. La quantité choisie pour chaque essai dépend de certains criteres, sachant que le Nickel a une température de fusion ($T_f = 1450^\circ\text{C}$), et le traitement s'effectue à une température environ 1500°C .

La quantité de l'alliage Nickel - Magnésium a été choisie sur la base de certains facteurs :

P : Quantité du métal de base (en Kg).

R : Rendement de l'operation estimé 95 %.

S : Teneur en Nickel perdue par vaporisation dans notre cas est à peu près nulle.

X : Quantité de Nickel pour le taux voulu.

La relation qui relie ces facteurs est :

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

R et P étant connu, on a la relation suivante :

$$X = \frac{\% \text{ Ni } \times 100}{(100 - \% \text{ Ni}) \times 0,95}$$

La quantité de l'alliage Nickel - Magnésium est donnée par la relation suivante :

$$M = \frac{X \times 100}{85}$$

V.4.2. Le tableau ci-dessous regroupe les différentes valeurs de la quantité M pour chaque essai (pour les différents taux en Nickel) :

Fonte	1	2	3	4
% Ni	0,5	1	1,5	2
Quantité de Ni -Mg (Kg)	0,620	1,200	1,880	2,250

Après le traitement, la fonte a été versée dans des ("Keel-bloc") en sable, chaque un deux contenant 2 barreaux, après le refroidissement les barreaux ont été détachés et déssablés, ensuite sont prêts pour l'usinage, dans le cas de la fabrication des éprouvettes de fraction de traction et de résilience et à la préparation des échantillons pour l'étude micrographique.

V.5. Le tableau suivant résume, les résultats d'analyse des compositions chimiques qui ont été effectués à Rouiba (SNVI, Fonderie) :

C %	Si %	Mn %	Ni %	S %	P %	Mg %	Cr %	Mo %	Cu
3,47	2,43	0,254	0,059	0,062	0,019	0,040	0,038	0,001	0,02
3,50	2,28	0,208	0,610	0,006	0,023	0,060	0,039	0,00	0,017
3,70	2,47	0,216	1,070	0,003	0,025	0,046	0,045	0,00	0,023
3,55	2,50	0,217	1,570	0,004	0,025	0,023	0,017	0,001	0,021
3,50	2,40	0,185	1,98	0,005	0,026	0,135	0,046	0,001	0,021

- Fonte à 0,59 % de Nickel (Fig 18).

Structure ferrite-perlitique à 60 % de perlite :

On distingue une structure de matrice ferrite-perlitique à 60 % de perlite, la morphologie du graphite est parfaitement régulière avec des oreales de ferrite autour du graphite.

- Fonte à 1 % de Nickel : (Fig 19.10).

Cette fonte est totalement perlitique avec des grains de perlite fins, le taux de la perlite est estimé à 95 % et le reste de la ferrite entoure le graphite.

- Fonte à 1,5 % de Nickel : (Fig 21).

La structure est perlitique avec des lamelles de cementite fines.

- Fonte à 2 % de Nickel : (Fig 22).

La structure obtenue n'est pas régulière, on remarque la présence de grandes plages de cementite et de perlite.

V.6. Influence du taux de Nickel sur les caractéristiques mécaniques :

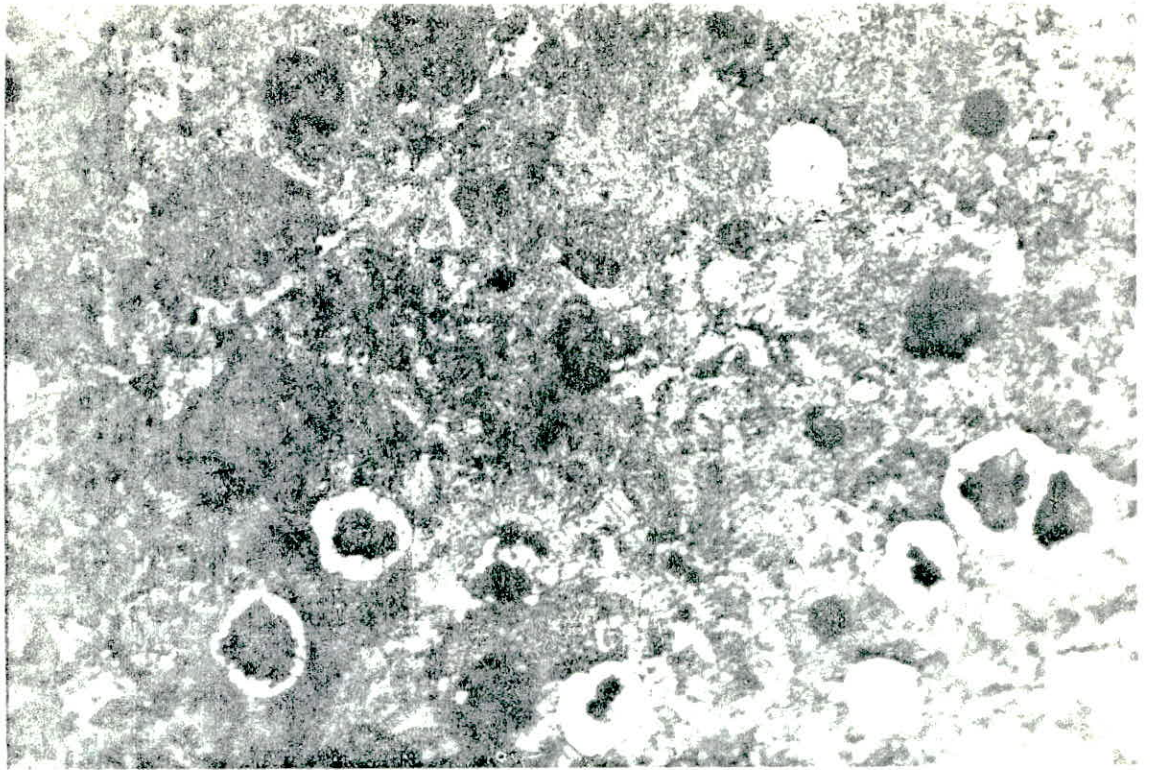
Les essais des caractéristiques mécaniques dans le tableau ci-dessous ont été effectués à la SNVI de Rouiba chaque valeur étant la moyenne de deux essais :

Structure	Rr (dan/mm ²)	Re (dan/mm ²)	A %	K (daJ/cm ²)	EB
à 0,5 % Ni	45,5	22,5	8	1	225
à 1 % Ni	65,30	30,5	5	1,2	285
à 1,5 % Ni	63,92	26,14	2,8	0,6	302
à 2 % Ni	48	23	1,4	0,4	330

D'après les courbes (Fig 23) de la résistance à la rupture de la résistance élastique, et de la dureté en fonction du taux d'addition de Nickel, on constate que Rr et Re sont augmentées jusqu'à une teneur de 1 % puis il y a un abaissement léger, par contre la dureté (EB) a augmentée en fonction du taux de Nickel.

Cette variation du taux de Nickel influe aussi sur les caractéristiques plastiques, on remarque un abaissement de l'allongement, mais la résilience a augmenté jusqu'à la valeur de 1 % puis il ya un abaissement.

Remarque : l'étude de l'effet de la variation du taux de Nickel sur les caractéristiques mécaniques et les résultats obtenus, dépendent des conditions expérimentales.



fonte G.S.C à 0,5 % Ni (60% perlite).
G = 100 Attaque : NITAL

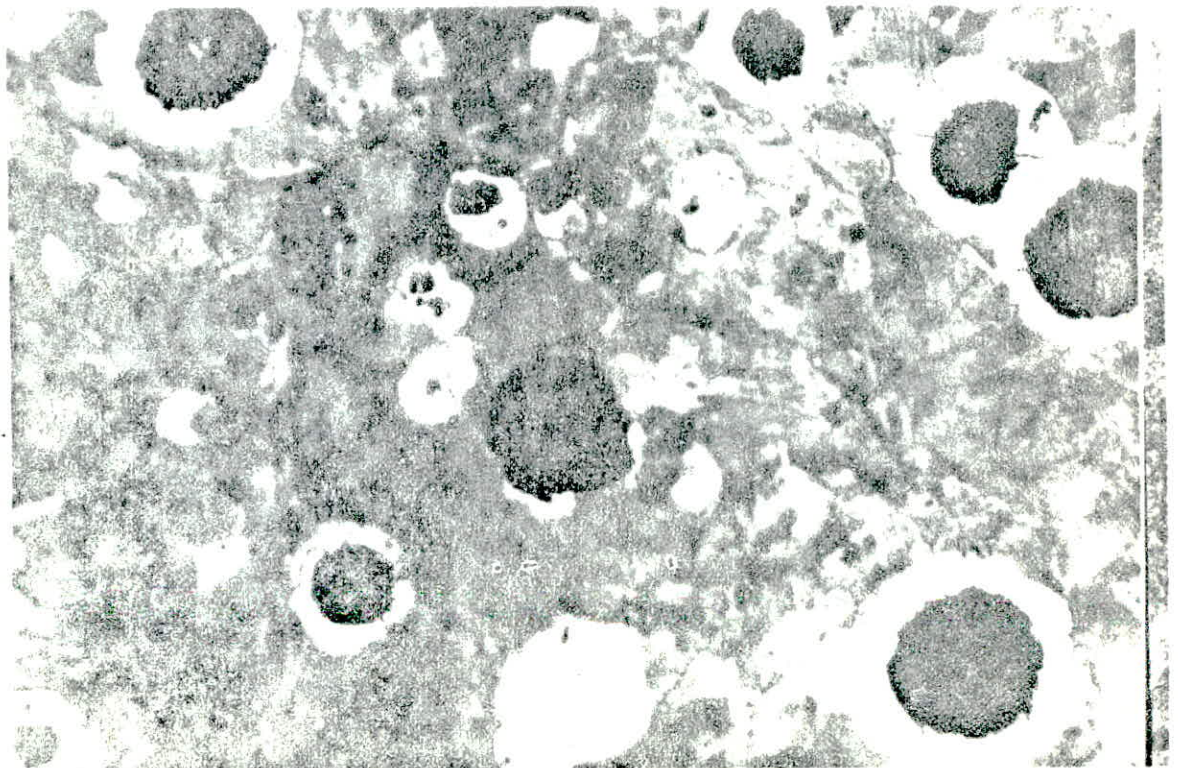
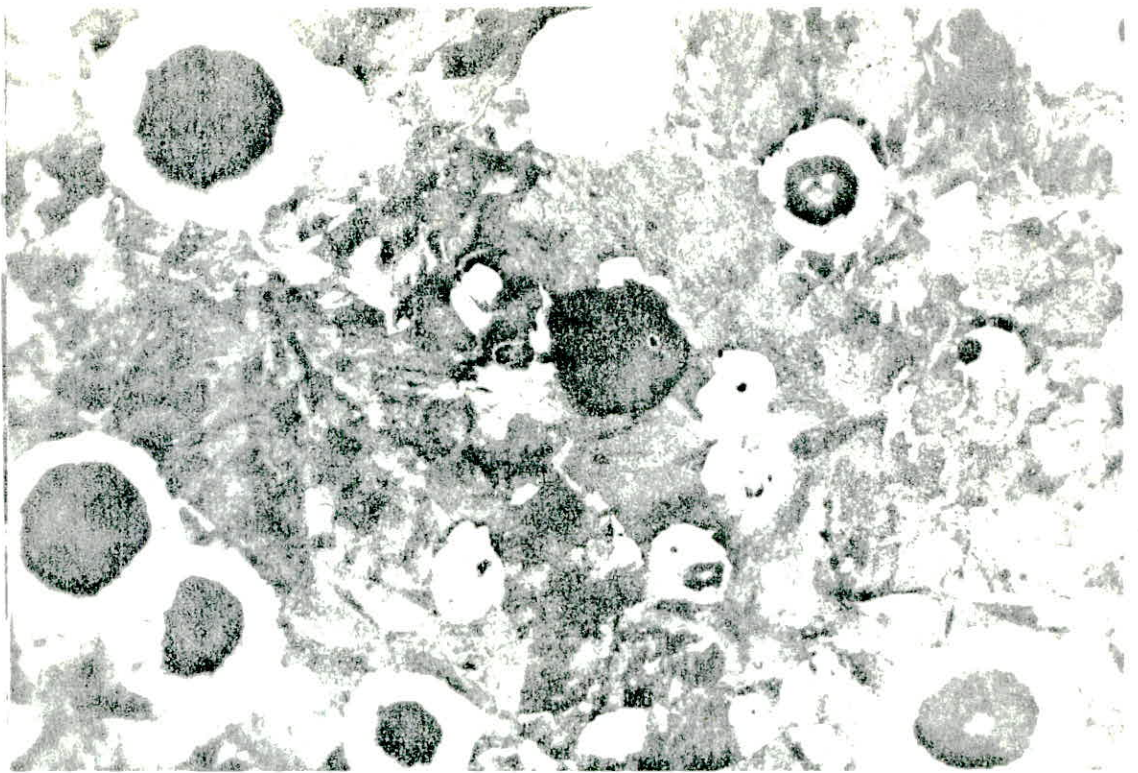
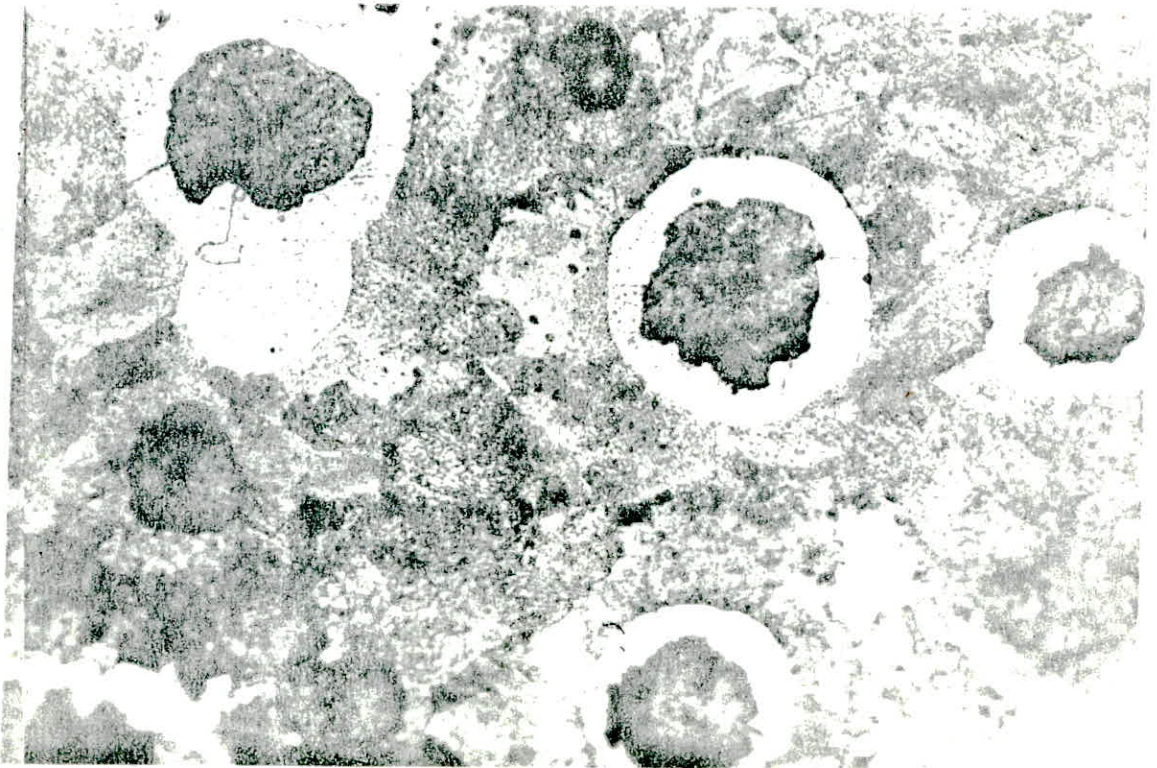


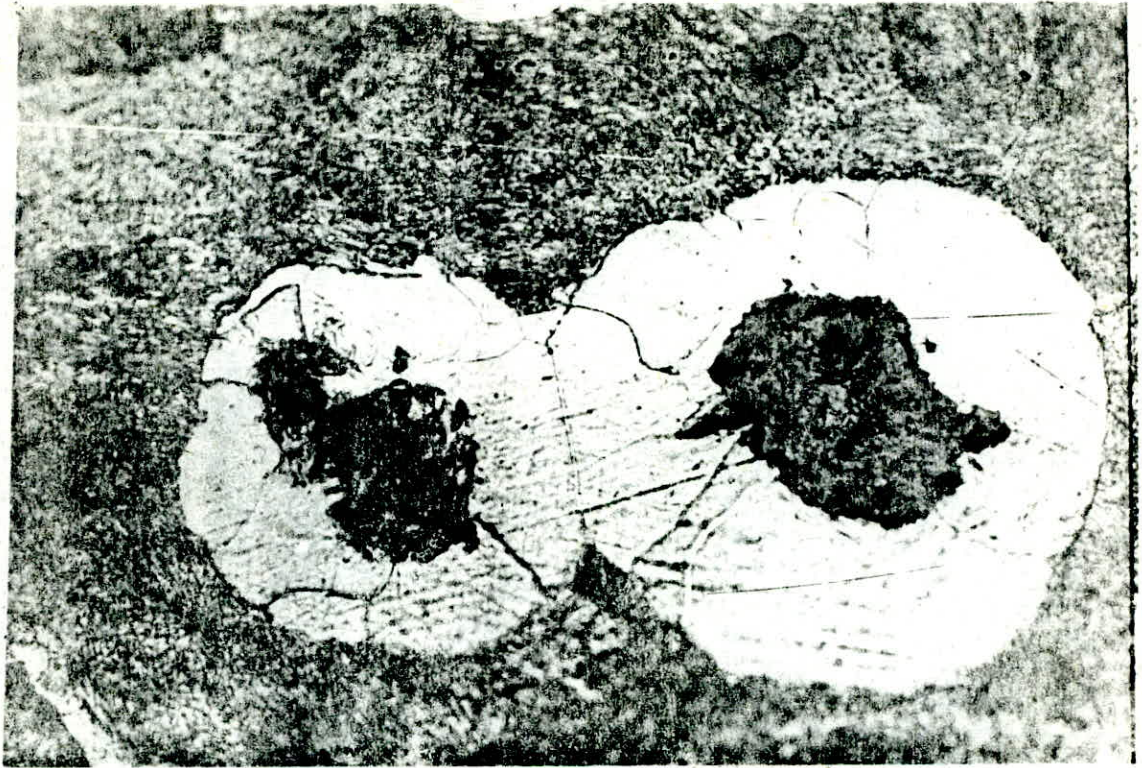
fig: (18) fonte G.S.C à 0,5% Ni (60% perlite)
G = 200 Attaque : NITAL



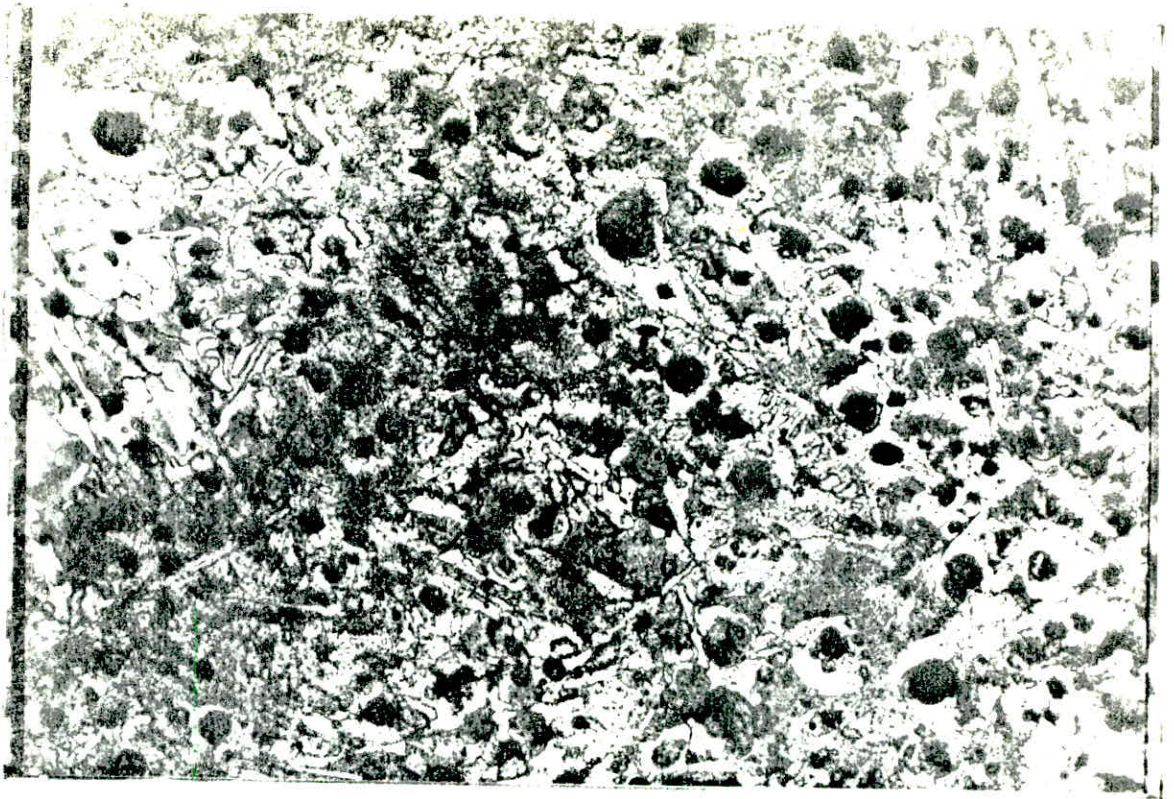
fonte G.S.C à 1% Ni (95% Perlitique)
G = 200 ; Attaque : Nital



fig(19) fonte G.S.C à 1% Ni (95% Perlitique).
G = 500 , Attaque : Nital



fig(20) fonte G.S.C à 1% Ni
(95% Perlite) , Attaque: Nital
 $G = 1000$



fonte G.S.C à 1,5% Ni

G = 100

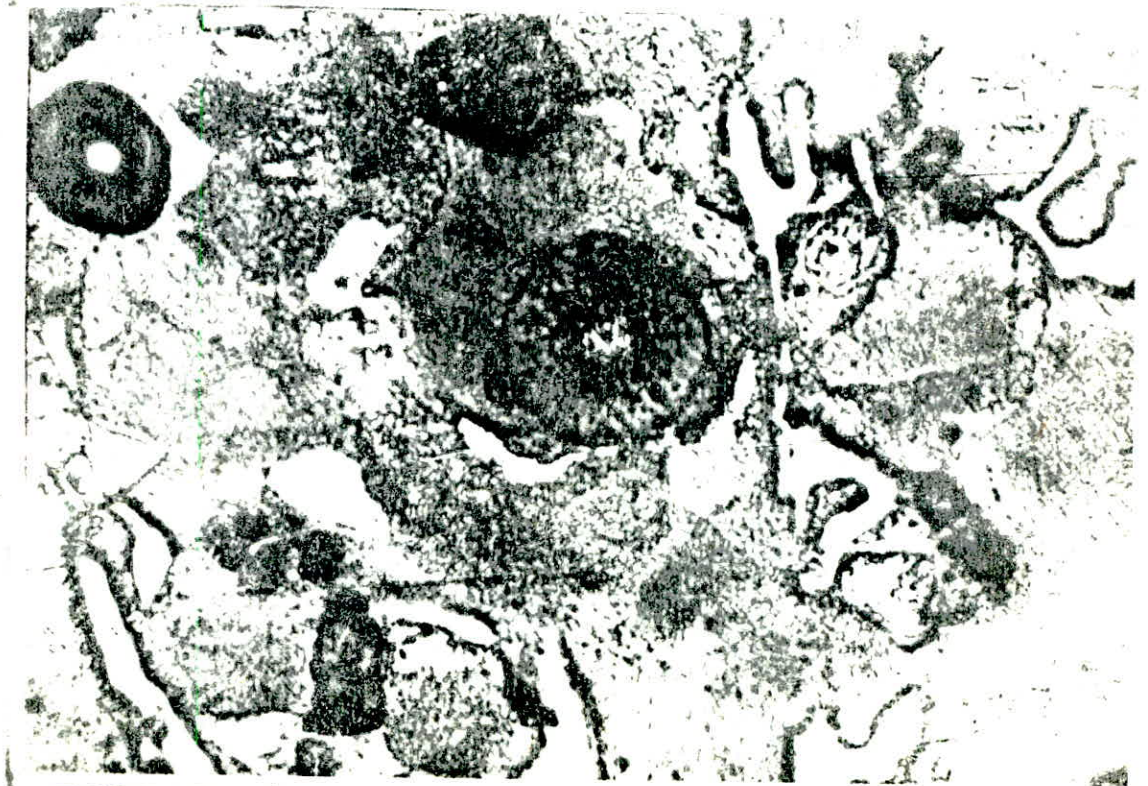
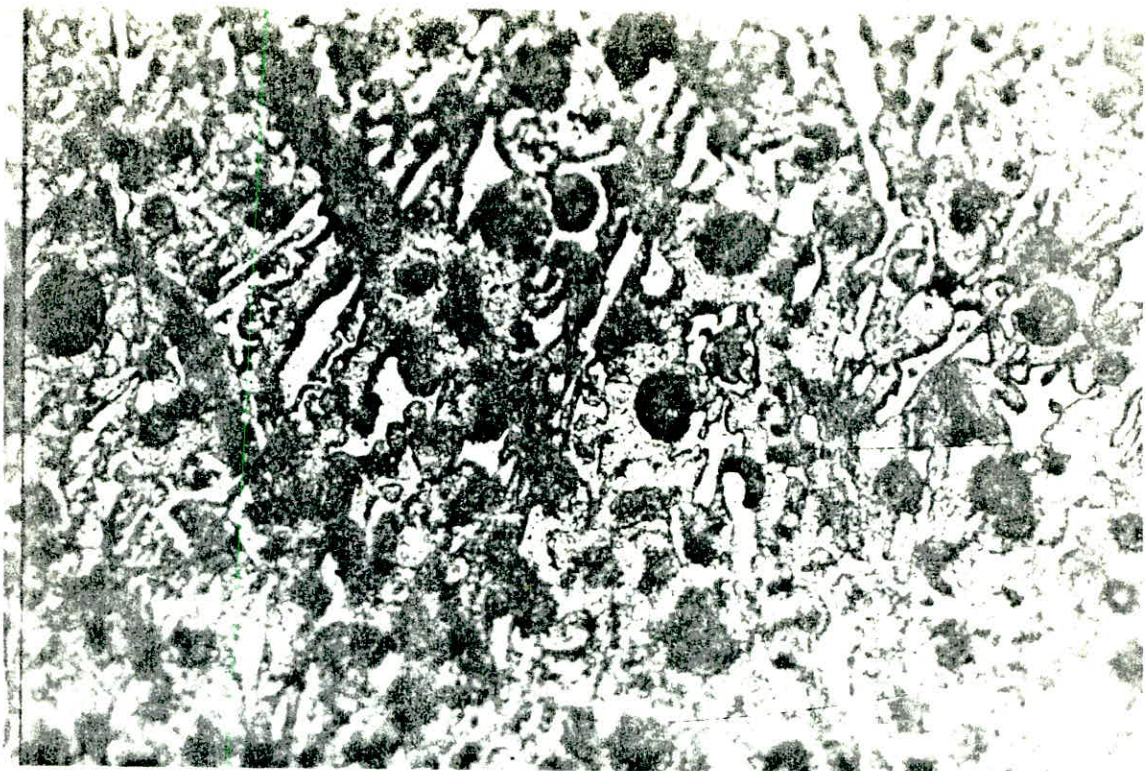


fig (21)

fonte G.S.C à 1,5% Ni

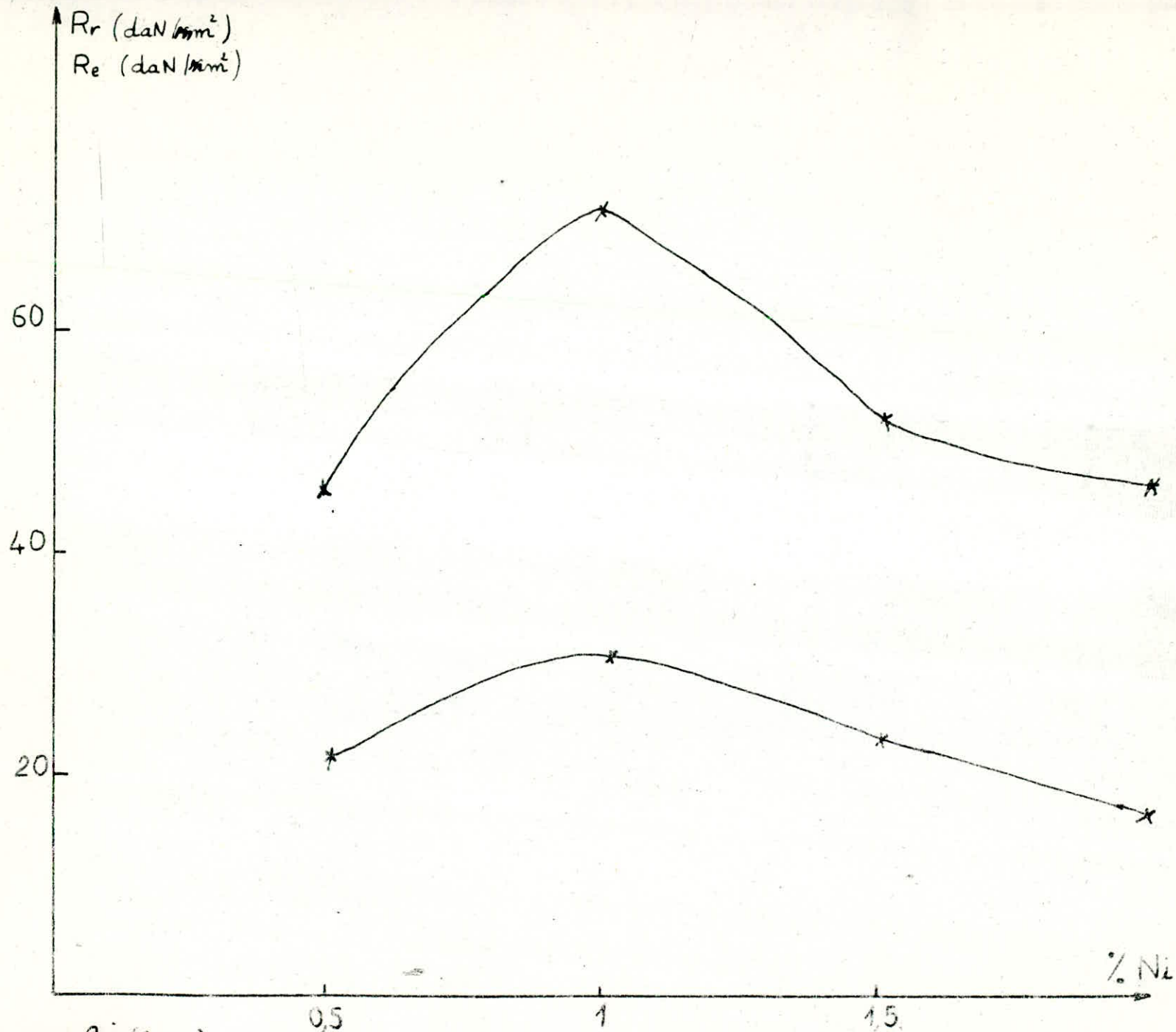
Attaque: Nital



fonte G.S.C à 2% Ni
G = 100 Ataque: Nital



fig (22) fonte G.S.C à 2% Ni
G = 200 Ataque: Nital



fig(23) Influence du teneur de Ni sur la resistance

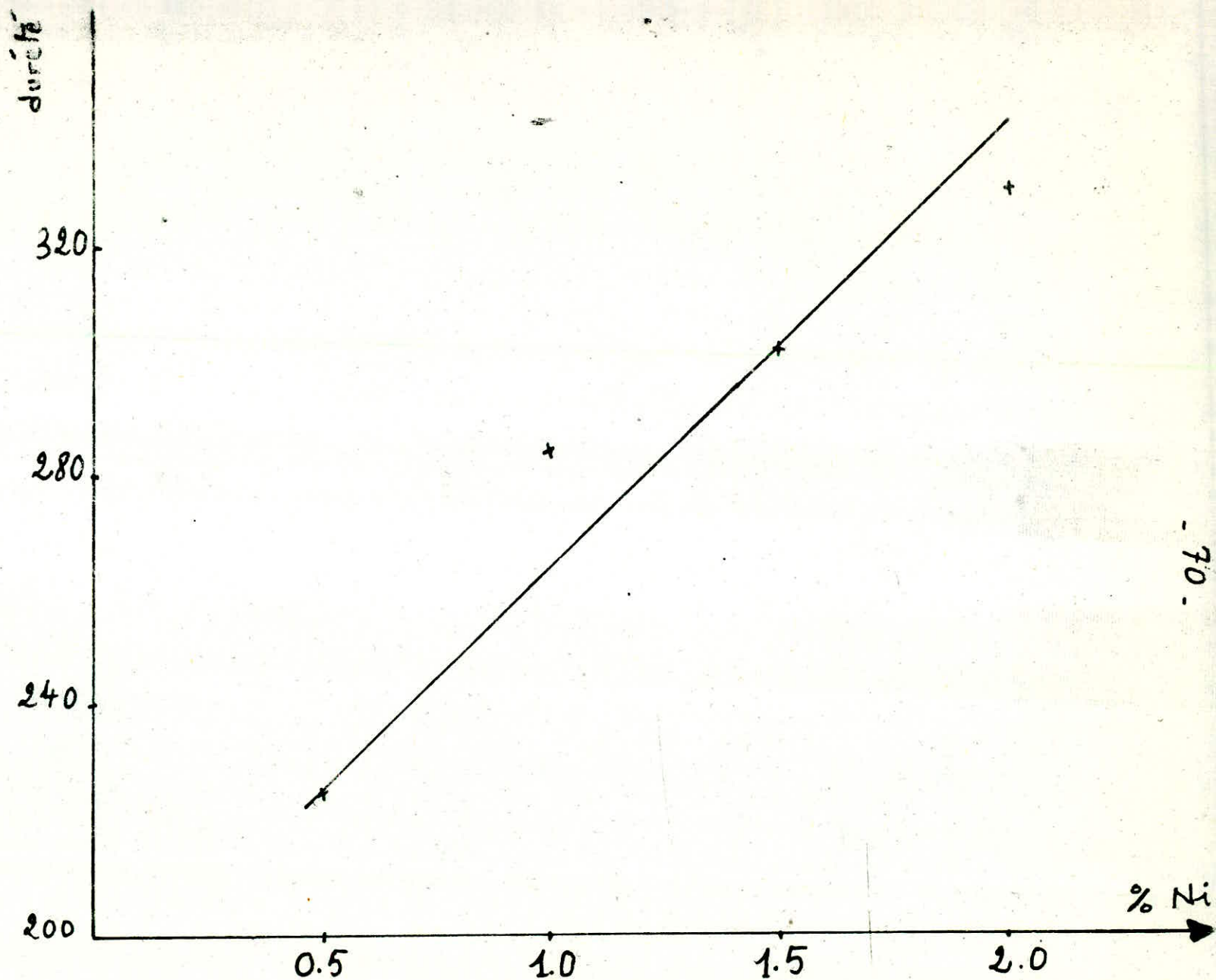
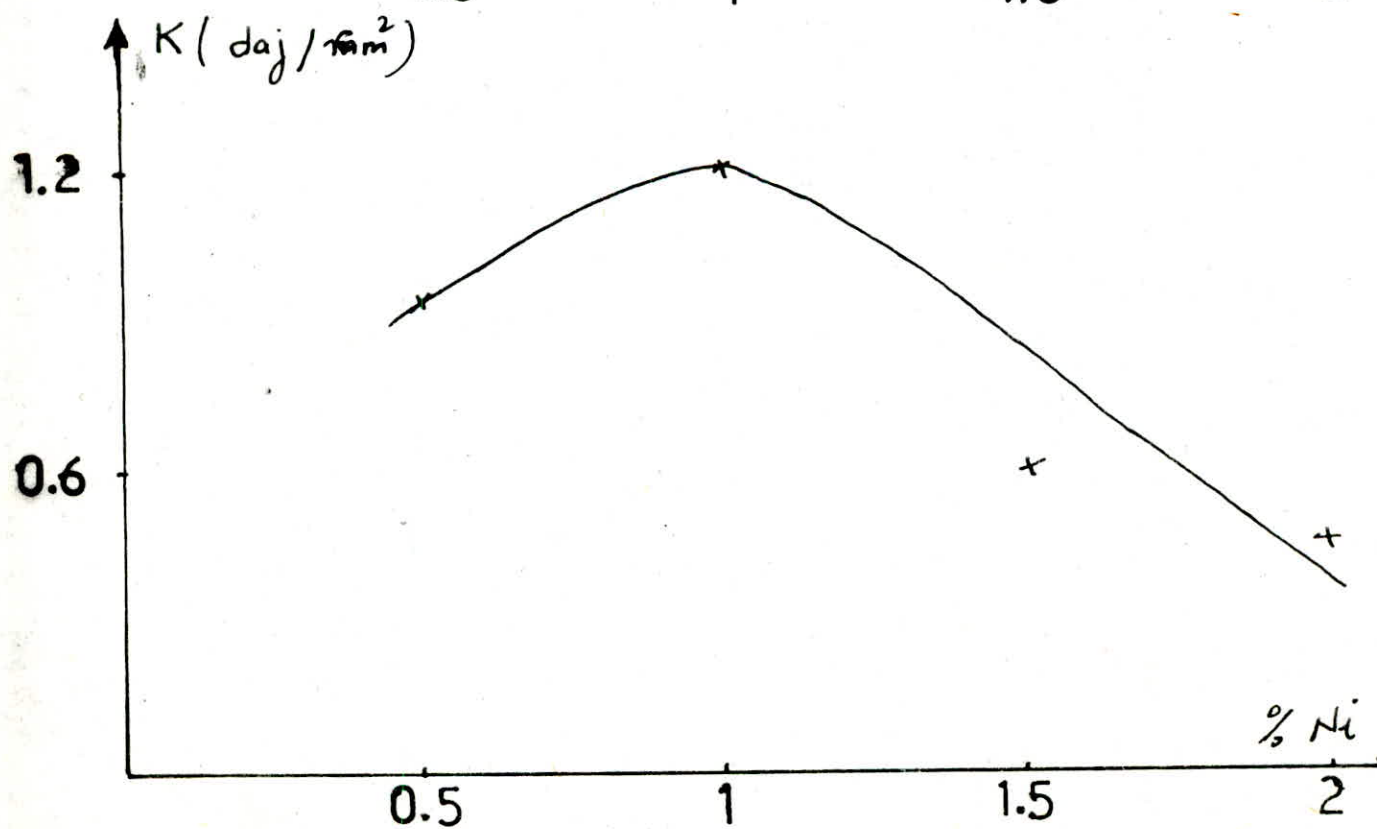
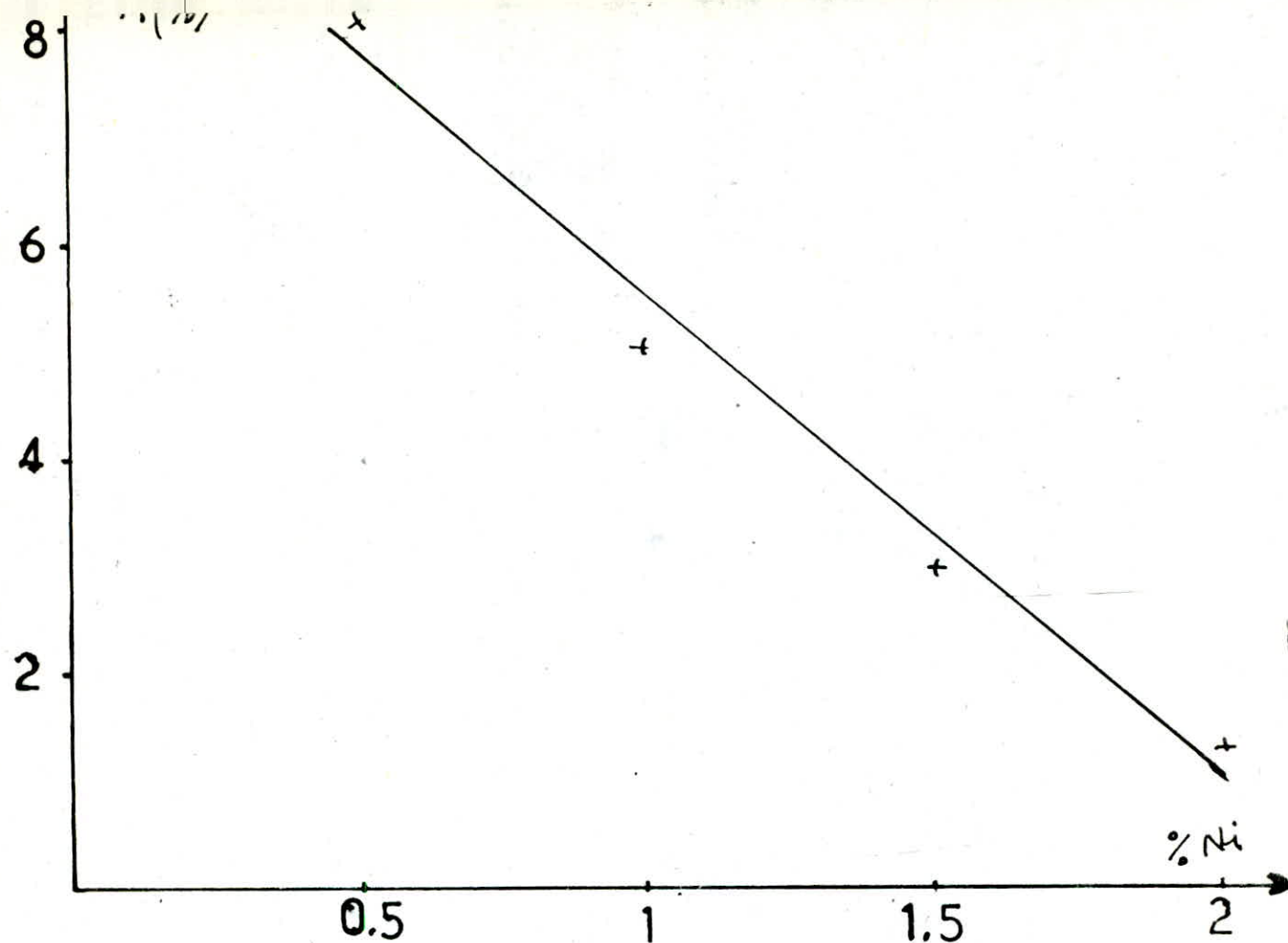


fig (24) Influence du taux de Nickel sur la dureté



fig(25) influence du taux de Nickel sur l'allongement et la résilience.

V.7. Influence du traitement thermique sur la fonte G.S.à :

V.7.1. Influence du revenu sur la structure :

V.7.1.1. Revenu pour la fonte G.S à 0,5 % Ni :

Revenu 200°C : La structure observée est extrêmement fine, se présente sous forme d'aiguilles donc, c'est une structure martensitique.

Revenu 300°C : La microphotographie met en évidence la présence de nodulés de graphite qui sont entourés d'une auréole de ferrite le reste de la matrice étant de sorbite fine.

Revenu 400°C : On observe sur la microphotographie des sphères de graphite sur une matrice composée de sorbite moyenne et quelques plages de ferrite.

Revenu 500°C : La structure obtenue, est analogue à celle obtenue, pour le revenu 400°C, ce qu'il diffère c'est le grossissement de la surface de l'auréole (plages ferritiques).

Revenu 600°C : La structure obtenue, est la ferrite, elle possède une dureté et une résistance un peu élevée par rapport à celles obtenues avant l'addition du Nickel.

V.7.1.2. Revenu pour la fonte G.S à 2 % Ni :

Revenu 200°C : La matrice est composée de martensite, on distingue simultanément sur celle-ci des plages de cémentites et du graphite.

Revenu 300°C : Dans ce ^{cas} on observe une structure composée, par des plages de sorbités fines, de nodules de graphites entourés par des auréoles et des petites lamelles de cémentite.

Revenu 400°C : La structure obtenue, est caractérisée par des plages très sombres qui sont la sorbite moyenne et par des plages blanches qui sont la cémentite.

Revenu 500°C : La structure observée, est extrêmement fine et d'aspect granulaire, donc c'est une structure qui tend à une structure sorbitique, on note aussi la présence, entre les grains, de plages de cémentite.

Revenu 600°C : On distingue ^{une} structure composée, de ferrite, des nodules de graphite et des traces de cémentite.

V.7.2. Influence du revenu sur les caractéristiques mécaniques :

V.7.2.1. Caractéristiques obtenues pour la fonte traitée à 0,5 % de

Nickel :

Les résultats obtenus sont résumés dans le tableau ci-dessous.

Tableau n°

T (°C)	Dureté HB	R _e (daN/mm ²)	R _m (daN/mm ²)
200°C	465	88,76	65,50
300°C	429	75,26	52,43
400°C	388	69,85	40,60
500°C	365	61,20	33,50
600°C	302	40,50	20,65

V.7.2.2. Caracteristiques obtenus pour la fonte traitée à 2 % de Nickel.

Le tableau suivant regroupe les résultats obtenus.

Tableau n°

T (°C)	Dureté GE	Rr (daN/mm^2)	Re (daN/mm^2)	K (daN/mm^2)
200°C	520	96,50	74,50	0,375
300°C	492	83,50	63,55	0,45
400°C	415	74,00	48,35	0,500
500°C	375	65,36	36,65	0,500
600°C	352	43,50	27,50	0,725

V.7.3. Interprétation des résultats :

Les résultats obtenus après traitement thermique, sur la fonte G.S après l'addition du Ni, nous montrent un changement, sur les caractéristiques mécaniques, on constate une augmentation de la résilience et une diminution de la dureté et de la résistance, en fonction de la température de revenu.

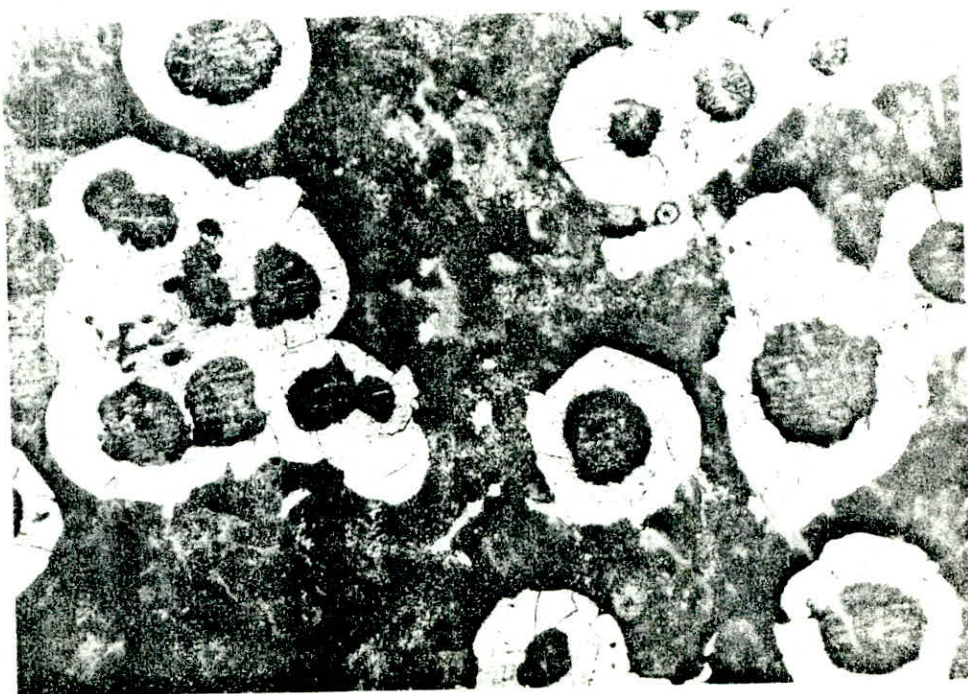
Ce que nous pouvons conclure, de ces résultats que le traitement thermique adopte aux résultats suivants :

- Les propriétés d'une fonte obtenues après un revenu dépendent surtout de la température du revenu.

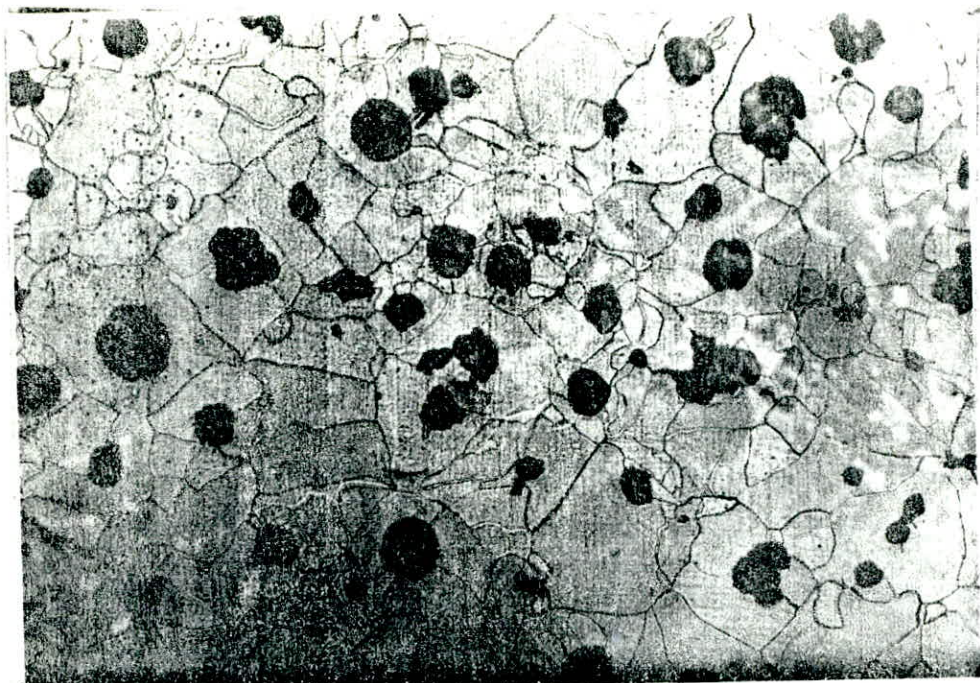
- L'effet du revenu croit en rapidité avec l'augmentation de la température du revenu.



fonte à 0.5 Ni ; R=400
G=200 ; ATTAQUE: NITAL.



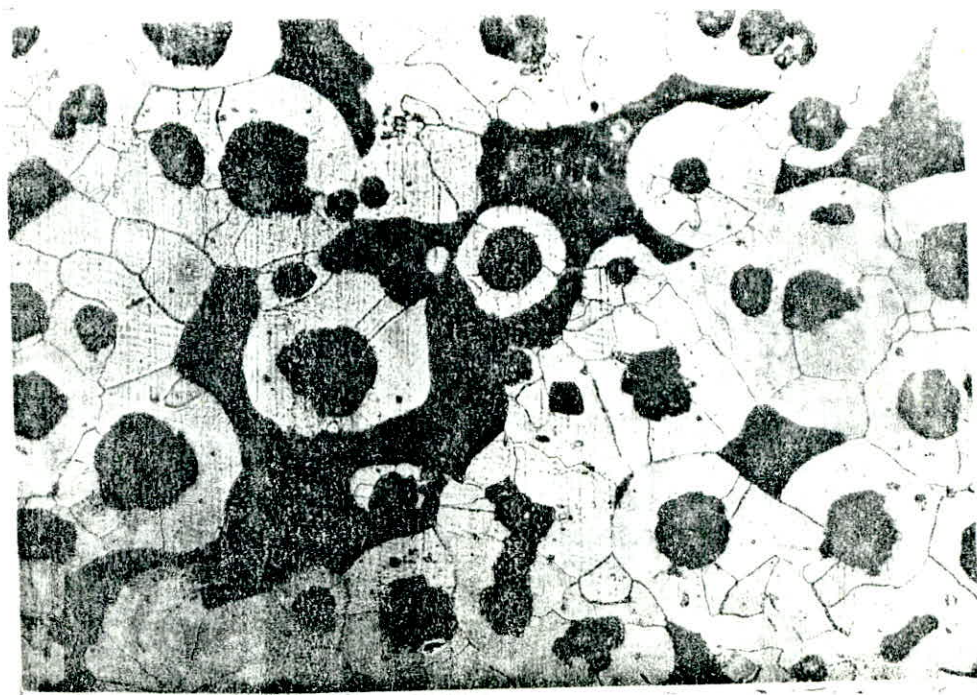
fig(23) fonte 0.5% Ni ; R=500 ; G=200
Attaque : NITAL (4%)



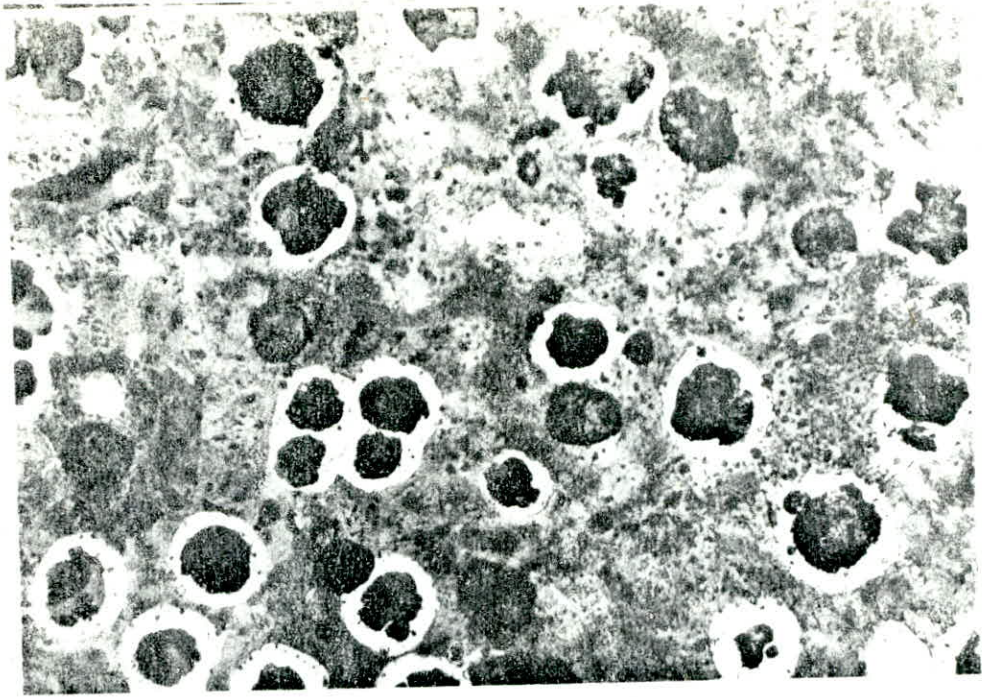
fonte à 0.5% Ni R = 600

G = 100

ATTACHE: NITAL



fig(24) fonte à 0.5% Ni R = 600
G = 200 ; ATTACHE: NITAL.



fonte à 0,5% Ni R=300

G₁ = 200
Attaque: NITAL



fig (25) fonte à 2% Ni R=600

G₁ = 100; ATTAQUE: NITAL



fonte à 2% Ni R = 500

G = 200 ; ATTAQUE : NITAL

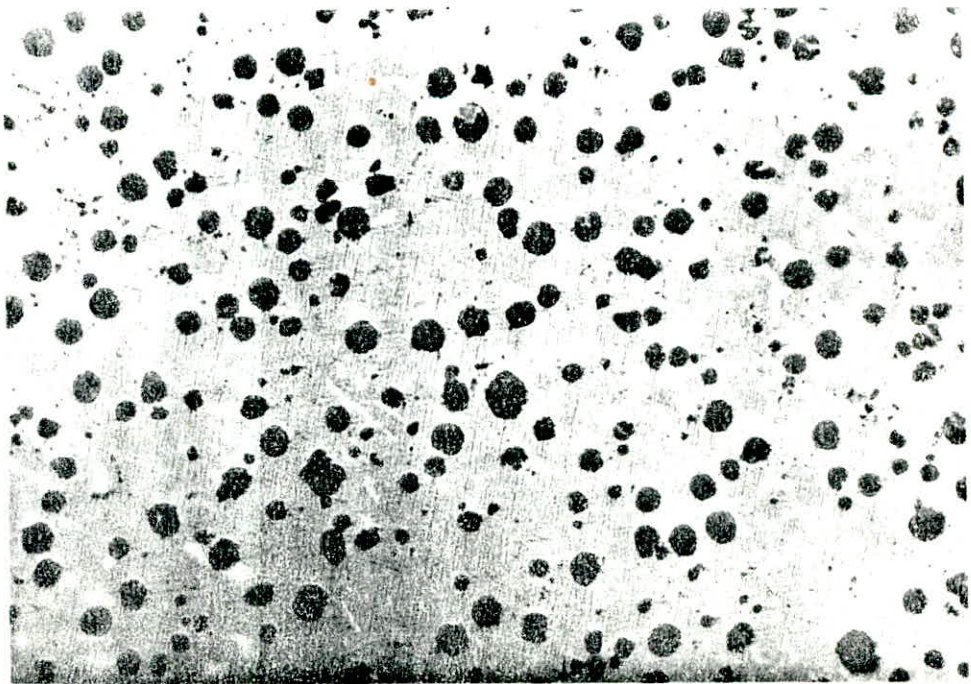
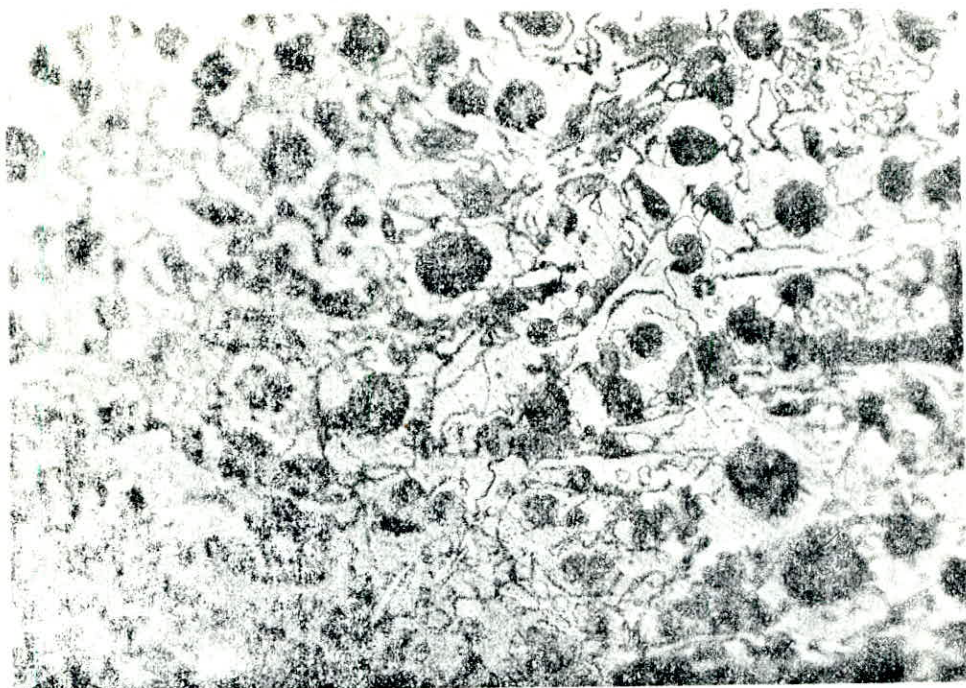


fig (26) fonte à 2% Ni R = 400

G = 100 ; ATTAQUE : NITAL



fonte à 2% Ni R = 200

G = 100
ATTaque: Nital

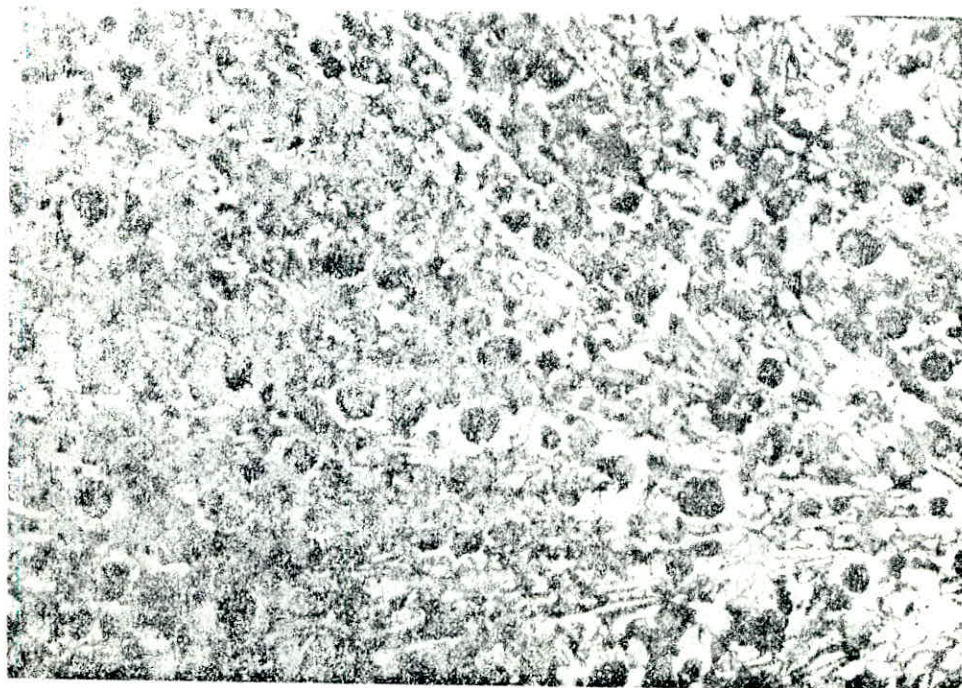


fig (27) fonte à 2% Ni R = 200

G = 200; ATTaque: Nital

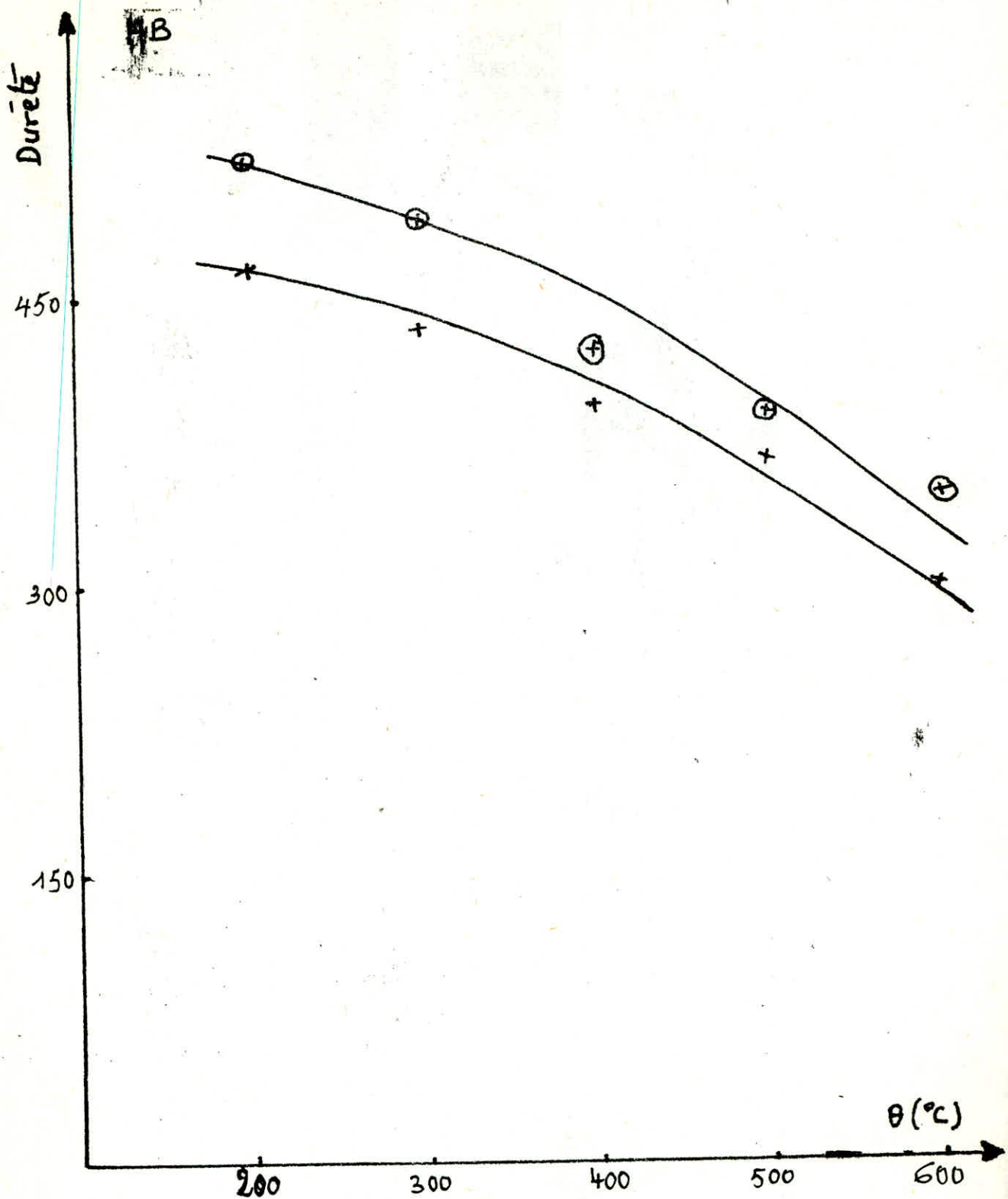
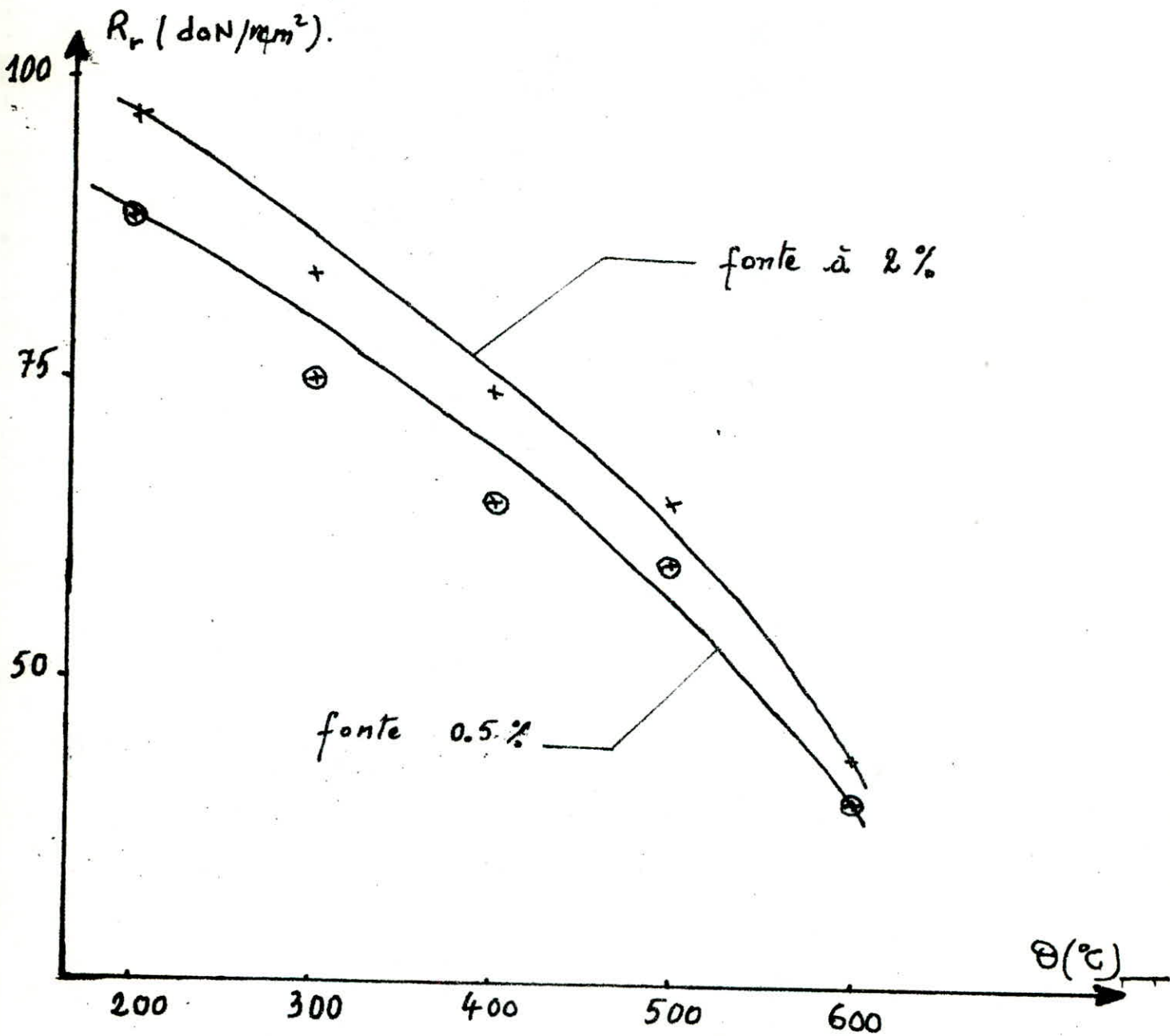
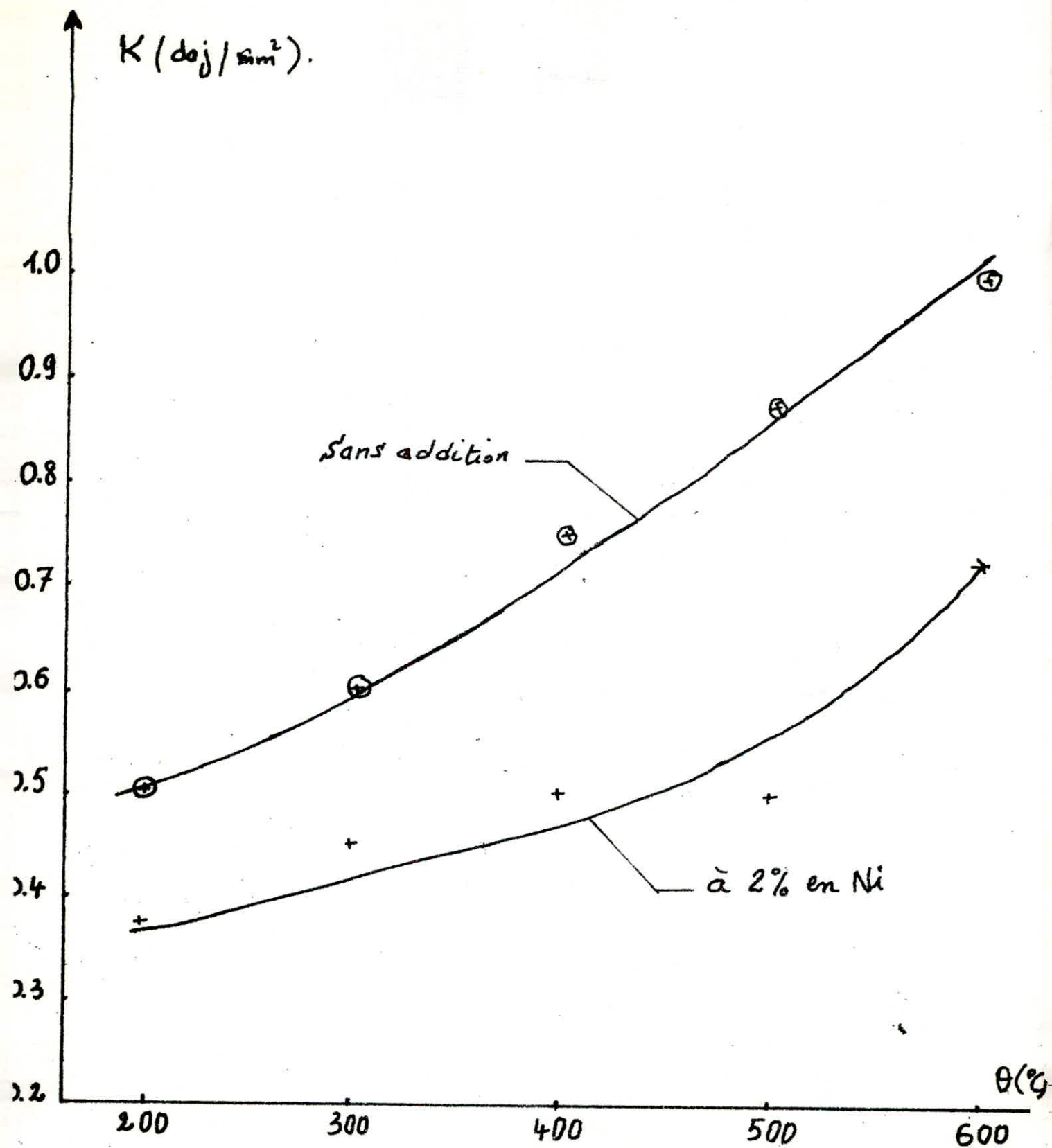


fig (28) influence du Revendu
 sur la fonte G.S à 2% et 45%
 en Nickel.



fig(29) influence du Revenu Sur la Resistance.



fig(30) Influence du Revenu sur la Resilience.

VI. Interprétation des résultats et Conclusions :

VI.1. Interprétation des résultats :

Les résultats obtenus dans notre première étude sur la fonte G.S.C qui a subi un traitement thermique montrent que le passage d'une fonte ferritique à une fonte martensitique, en passant par la fonte ferrito-perlitique et perlitique, ceci est expliqué par l'augmentation de la vitesse de refroidissement qui entraîne une augmentation du pourcentage de perlite dans la structure brut de coulée.

Cette perlite donne un accroissement de résistance à la rupture et de la dureté Brinell mais provoque une diminution de la résilience et de l'allongement.

Au cours du revenu la structure martensitique se décompose, en donnant la troostite, en élevant la température du revenu à 500°C la martensite se transforme en sorbite grossière, ce qui a provoqué une diminution de tenacité et augmentation des caractéristiques plastiques (résilience et allongement).

Le traitement au Nickel sur la fonte brut de coulée, nous a permis de savoir son influence sur les caractéristiques et la structure.

La variation du taux de Nickel jusqu'à 1 % montre que la proportion en perlite atteint une valeur d'environ 95 % de la structure donc on a un accroissement de latérité et une diminution légère de l'allongement au delà de 1 % de Nickel on constate une diminution de la résistance à la rupture et élastique, de la résilience, de l'allongement et une augmentation de la dureté, dans ce cas la structure obtenus peut-être favoriser par une autre phase, avec une grande fragilité, selon les recherches micrographiques, on a déterminé la formation d'un composé clair (blanc).

D'après l'étude de la microdureté, faite sur ce composé, on a déterminé que c'est de la cementite secondaire (700 HV). Selon le diagramme Fe - graphite (le Nickel diminue le pourcentage du carbone au point eutectoïde) au cours du refroidissement de la fonte jusqu'à la température ~~de~~ 738°C (eutectoïde), l'austenite peut contenir une teneur élevée en carbone, à cette température le Nickel diminue le pourcentage du carbone en perlite, cet excès du carbone à former la cementite, car le Nickel n'est pas carburigène et au même temps il n'y a pas d'autres éléments carburigènes (Mo, Cr, W, V,) donc l'excès du carbone c'est associé au fer pour former la cementite.

VI.2. Conclusion :

Cette étude a permis de donner une idée générale sur les structures industrielles de la sonacome de Rouiba (S.N.V.I) et de la valeur de la fonte grise et son domaine d'utilisation d'une façon particulière et les essais faits sur cette fonte ont prouvé son importance et d'autre part, l'influence du Nickel sur la fonte G.S. 38 - 15 a élevé les propriétés mécaniques de cette fonte à condition que le taux de Nickel ne dépasse pas le un pour cent (1%), ce qui est bon du point de vue économique pour la sonacome de Rouiba.

On souhaite que cette étude serait plus complète par une étude technique expérimentale toute en pensant à l'analyse dilatométrique, au microscope électrique microsonde et l'analyse diffractométrique.

Nous espérons que d'autre étude serait orientée dans cette marche afin de nous donner une idée complète sur les propriétés de la fonte G.S.

REFERENCES et BIBLIOGRAPHIE

- ① R. ROOS : Précis de métallographie appliquée.
- Edition DUNOD 1963.
- ② Technologies industrielles.
- Renault (SNVI).
- ③ Technique d'ingénieur métallurgie (M4) 1984.
- métaux - alliages - métallurgie.
- ④ Centre de technique des industries de la fonderie 1960.
- ⑤ Précis de métallographie - Guillet 1958.
- ⑥ La planche : du choix et de l'emploi des principaux aciers, fontes 1973.
- ⑦ C. CHAUSSIN - G. HILLY : Cours de métallurgie - Dunod -
- ⑧ BRIN - les éléments d'addition dans l'acier - Dunod 1968 -
- ⑨ Chalmers - métallurgie physique - Dunod 1963 -
- ⑩ FAIVRE : Cours de physique du métal - Nancy 1961 -
- ⑪ LAKHTINE : métallographie et T. thermique des métaux - Moscou 1971 -
- ⑫ Métallurgie de fonderie - PARIS' 1976 -
- ⑬ GIJI - BRUERI : fonderie, éléments fondamentaux
- Dunod 1983 -
- ⑭ ATLAS metallo. graphique de microstructure types édition
TE des industries de la fonderie - PARIS' -
- ⑮ J. BÉNARD : métallurgie générale.
- ⑯ Polycopie BÉNARD SCHMITT : métallurgie physique
(ENPR)

