

14/87
1EX

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

وزارة التعليم و البحث العلمي
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : MINES ET METALLURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

ETUDE DU REMPLACEMENT
D'UN ACIER 35CD4 PAR LA
FONTE GS. ALLIEE AUX Ni-Mo

Proposé Par :
S.N.VI / C.V.I

Etudié par :
CHERIET.N

Dirigé par :
MAISTROUK.A

PROMOTION : JUIN 1987

-D E D I C A C E S-

Je dedie ce modeste travail à :

- la mémoire de mon père
- ma chère mère à qui je dois tout le respect,
le dévouement et la reconnaissance.
- mes frères TOUFIK et TAREK
- ma soeur SALOUA
- à toute ma famille
- mes amis

Et à tous ceux qui me sont chers

Nabil.

- R E M E R C I E M E N T S -

Je tiens avant tout à exprimer ma profonde reconnaissance à Mr MAISTROUK et MR E. SALHI pour leur précieuse aide tout au long de l'élaboration de ce mémoire.

Je tiens également à remercier:

- Le personnel et les enseignants du département mines et métallurgie.

- Tout le personnel du laboratoire de mécanique et de la fonderie de la SNVI Rouiba qui m'ont aménagé aucune peine pour m'aider.

Tout ceux qui ont contribué à la réalisation de ce projet, en particulier Mlle BOUCENNA fatiha.

CHERIET.N

-RECUIT DE GRAPHITISATION.....	49
-ETUDE METALLOGRAPHIQUE DES STRUCTURES A L'ETAT RECUIT	49
-CARACTERISTIQUE MECANIQUE.....	50
-INTERPRETATION DES RESULTATS.....	53
-COMPARAISON DES CARACTERISTIQUES MECANIQUES.....	54
-CONCLUSION.....	55
CHAPITRE VI: SENSIBILITE DE L'EPaisseur DES FONTES G.S ALLIEES AU NICKEL ET MOLYBDENE	66
-INTERPRETATION DES RESULTATS	66
DONNEES ECONOMIQUES-COUTS DE PRODUCTION.....	70
-CONCLUSION	72

- I N T R O D U C T I O N -

Depuis de nombreuses années, il existe dans l'industrie automobile une compétition entre la fonte à graphite sphéroïdal (fonte GS) et les aciers pour certaines pièces moyennement sollicitées. La fonte est souvent très économique en particulier de son plus faible contenu énergétique et de sa faible teneur en matériaux stratégiques importés. Dans de nombreux cas, les conditions d'utilisation des pièces deviennent de plus en plus sévères et surtout diversifiées, comme tout les alliages, les fontes non alliées ont des limites d'emploi, bien qu'elles ont été améliorées par traitement thermique.

Pour obtenir des caractéristiques mécanique et physique plus élevées et atteindre des propriétés plus performantes, Les métallurgistes ont été amenés à maîtriser la structure des fontes à l'échelle de la macrographie, de la micrographie et même celle de l'analyse ponctuelle donnée par la sonde électronique, ce sont les études de l'influence de la composition chimique poussée hors des limites classiques qui ont provoquées le plus grand élargissement des propriétés des fontes GS.

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

- résistance mécanique
- résistance à l'usure par frottement ou par abrasion
- propriétés physiques particulières.

Le but de notre étude peut se résumer dans les trois points suivants:

*Mettre en évidence l'influence des éléments d'alliages nickel (Ni) et molybdène (Mo) à différentes teneurs dans la fonte GS.

- * Comparaison des caractéristiques mécanique et métallurgiques des alliages élaborés, fonte GS alliée au nickel et molybdène à l'état brut de coulée et après traitement thermique avec ceux de l'acier 35CD4.
- * Et finalement étudier la possibilité de substitution de l'acier 35CD4 par la fonte GS alliée au Ni-Mo pour la fabrication de certaines pièces mécaniques.

Puisque notre travail est consacré à l'étude de la possibilité de substituer une pièce (patin) en acier 35CD4 par une autre pièce en fonte GS alliée au nickel et molybdène le premier chapitre consiste en une étude bibliographique des fontes GS, comportant essentiellement l'influence des éléments d'alliages Ni-Mo; Le second chapitre est réservé à la présentation de la pièce en acier 35CD4 (dessin de fabrication, sollicitation). Le troisième chapitre nous décrivons uniquement les matériaux étudiés et les techniques expérimentales. Dans le quatrième chapitre nous avons regroupé les résultats expérimentaux obtenus, suivi de leur interprétation.

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES FONTES G.S.

Il convient de définir les fontes comme étant essentiellement des alliages ferreux ternaire Fe-C-Si non corroyés, dans lesquels la teneur en carbone est supérieur à la limite de solubilité dans le fer, et la teneur en Si variable de traces à 5% environ. Elles contiennent toujours du carbone insoluble à l'état solide sous forme de graphite ou de cémentite. Pratiquement, les fontes contiennent toujours, du fait de leur mode d'élaboration, une proportion variable de Mn, P et S, elles contiennent en outre des microgermes de cristallisation, des gaz dissous et parfois inclus et des oligo-éléments.

-Fonte à graphite sphéroïdal.

Cette fonte doit son nom au fait que la graphite s'y trouve sous forme de sphéroïde ou de sphérolithe à bords nets dans une matrice d'acier, la teneur en carbone de la matrice d'acier a pour limite l'abscisse du point correspondant à solubilité maximum du carbone dans le fer (γ).

1.1- ELABORATION.

La fonte de base destinée à la transformation en fonte G.S est élaborée dans un four électrique à arc, utilisant 3 électrodes de graphite.

Ce four a :

- Une capacité de 10t
- Une production horaire de 6t
- Une puissance de 21 MVA.

A partir d'un lit de fusion constitué de retours de fonderie, de tôles neuves (chutte de corroserie) et de

.../...

ferrailles, ensuite la fonte liquide (métal) est transférée au four à induction qui sert à maintenir le métal liquide à une température de 1500°C, de capacité 13t et de puissance 3MVA.

Le contrôle de l'analyse par spectromètre à étincelle d'une médaille prélevée du four permet alors de corriger (ajuster) les écarts à la composition chimique préconisée pour le lit de fusion. Le métal obtenu est "potentiellement gris" contenu de la cinétique de son refroidissement c'est à dire qu'il devrait donner des pièces de fonte grises en absence de tout traitement ultérieur.

Le principe de la fabrication de la fonte G.S peut se résumer comme suit, d'une manière simplifiée qui n'indique rien à priori sur les détails des processus qui s'opèrent pendant la solidification du métal.

On introduit dans la fonte liquide un alliage contenant deux sortes d'éléments ayant des rôles opposés.

- des blanchissants qui visent à inhiber temporairement la cristallisation lamellaire du graphite et à donner une fonte blanche.
- des éléments graphitisants sphéroïdisants qui provoquent la formation du sphéroïde.

On introduisant primitivement l'inoculant (Fe-Si) et le sphéroïdisant (Mg) l'un après l'autre, et on associe les deux additions sous forme d'alliages "sandwiches".

Suivant le tableau ci-dessous qui nous indique les propriétés des éléments sphéroïdisants utilisés pour élaborer la fonte G.S.

	Ma	v	T°f	T°e	observation
Mg	24,2	1,74	651	1108	le plus employé
Ca	40,1	1,55	845	1240	
Ce	140,1	6,90	805	1400	
Ba	134,4	3,50	704	1640	très cher
Yt	88,9	5,50	1490	2500	il est rare

Il ressort de ce tableau que les éléments Mg, Ca, Ba, Ce se trouvent à l'état de vapeur à la température de la fonte (=1500°C).

Le magnésium apparaît jusqu'ici comme l'élément le plus sûr et le moins cher pour obtenir la fonte G.S.

Le point délicat de l'opération, est le mode de l'introduction des alliages blanchissant-sphéroïdisants dans la fonte liquide en raison des projections de métal liquide auxquelles donne lieu la présence de Mg, donc le mode d'introduction prévu éliminant tout danger est l'utilisation d'une poche de coulée de forme spéciale, profonde et présentant une réduction de section vers le fond.

La figure 1-2 montre schématiquement le procédé "sandwich", imaginé par un fondeur des U.S.A, il consiste à placer l'alliage au Magnésium dans une cavité ménagée latéralement dans le garnissage du fond de la poche et à la recouvrir de ferrailles légères, la fonte est ensuite versée de telle manière que le jet de métal atteigne le fond à côté de cette cavité.

- Alliage au magnésium.

Généralement du Fe-Si-Mg et de faible pourcentage de Ba, Al, Ca et Ce.

-Mg: modulisant-sphéroïdisant

-Ce: désulfurant et anti-poison

-Ca: désulfurant

-Al: désoxydant

-Ba: inoculation sphéroïdisant et ferritisant.

- Ferraille légère.

Composée généralement de Fe-Si et Al.

1.1.1 Alliages au Mg utilisées pour le traitement.

Les seuls alliages utilisés industriellement sont ceux aux Mg parcequ'ils permettent d'obtenir régulièrement et économiquement le graphite sphéroïdal qui est:

*Alliages Fe-Si-Mg.

Ce sont les plus couramment utilisés du fait qu'ils sont à bon marché (économique). Il peuvent être utilisés aussi bien à l'élaboration de la fonte G.S ferritique que la fonte G.S perlitique, mais ils présentent un rendement médiocre en Mg.

*Alliages Ni-Mg. (Nickel-Magnésium)

Ces alliages sont très coûteux, on les réserve à l'élaboration des fontes G.S perlitiques car la présence du nickel confère à la fonte une hérédité perlitique, l'avantage de ce type d'alliage est la sécurité pour la qualité.

*Alliages Ni-Si-Mg.

L'action combinée du silicium et du magnésium qui sont des agents générateurs de graphitisation et de sphéroïdisation, cet alliage provoque un abaissement de rendement en Mg, d'où une faible efficacité.

1.2- Composition chimique

La composition chimique des fontes à graphite sphéroïdal devra être fixée en fonction de la structure métallographique et des caractéristiques recherchées ainsi que de l'épaisseur des moulages.

a - Carbone:

Le carbone améliore la coulabilité et permet d'éviter les défauts de trempe et de retassure et sa teneur ne doit pas dépasser certaines limites (2,8-4)%.

La teneur en carbone a une grande influence sur la vitesse de refroidissement des pièces moulées, c'est la raison pour laquelle la teneur optimale en carbone est la composition eutectique qui concilie de bonnes propriétés de fonderie tel qu'un maximum de coulabilité et un minimum de tendance à la retassure.

b- Silicium:

La teneur en Si, élément graphitisant, y compris l'inoculation doit être en principe assez élevée à fin d'éviter d'obtenir une fonte traité, et aussi une fonte à graphite non sphéroïdale, cette teneur en Si est généralement comprise dans l'intervalle 1,8 à 3% Si.

Le silicium a pour effet aussi de durcir la ferrite (en entrant en solution) donc augmente la résistance à la traction.

c- Manganèse:

Le Mn est un élément carburicène (stabilisateur de la cémentite), blanchissant de la matrice, qui a pour effet de durcir la fonte (ferrite) c'est à dire de faire baisser sa résilience, et aussi suivant sa forte aptitude à ségréger et à former des carbures intercellulaires, sa teneur est limitée selon la structure désirée.

0,10 à 0,20 % Mn Fonte ferritique

0,20 à 0,40 % M - Fonte perlite-ferritique où perlitique.

étant donné la faible teneur en soufre de la fonte G.S,

le rôle de Mn n'est pas de désulfurer, comme dans la fonte

grise lamellaire, mais de dénitrurer car les nitrures

étant stabilisateurs de carbone sont des éléments perturbateurs de la graphitisation sphéroïdale.

d- Le soufre:

On considère généralement le soufre comme un élément nuisible dans les fontes parce que sa présence a pour inconvénient d'augmenter la consommation de Mg qui est un désulfurant actif, dont le prix de revient est très élevé, et de former des sulfures de magnésium MgS qui donnent des inclusions néfastes aux caractéristiques mécaniques des moulages, d'où la nécessité d'une désulfuration qui ramène la teneur en soufre dans la fonte à graphite sphéroïdale $\leq 0,015\% S$.

e- Le phosphore:

Le phosphore est comme tous les éléments qui diminuent la température eutectique, se rassemblent dans le métal qui reste liquide en dernier sous forme de phosphore métallique, c'est à dire aux limites des cellules eutectiques qui abaissent les propriétés mécaniques du matériau.

Il agit en fragilisant les joints de grains et en provoquant une rupture intergranulaire, alors que le silicium affaiblit au contraire ~~de~~ la matrice ferritique et donne lieu à une rupture transgranulaire.

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

f- Le magnésium:

Le Mg est un élément générateur de la sphéroïdisation graphitique, il est à la fois:

- blanchissant de la matrice
- sphéroïdisant du graphite.

La teneur en magnésium nécessaire pour la sphéroïdisation est d'autant plus élevée que l'épaisseur des moulages est plus forte, pour les pièces moyennes le Mg se tiendra entre 0,045 et 0,065 alors que pour les pièces épaisses il se

tiendra entre 0,07 et 0,10 %, mais dans le cas où on désire obtenir une structure ferritique brute de coulée, il est nécessaire d'avoir des valeurs très faibles. En raison du phénomène d'évaporation du Mg, qui est d'autant plus rapide que la température est plus élevée, sa teneur résiduelle se trouve diminuée par rapport à la teneur en Mg contenu dans l'agent actif (alliage de traitement des fontes G.S) d'où la nécessité de prévoir une certaine marge, par excès tenant compte du temps de coulée.

Pour une fonte non désulfurée, le magnésium contenu dans l'alliage de traitement donne un sulfure et ce dernier absorbe le magnésium et supprime les réactions nécessaires qui permettent d'obtenir un graphite sphéroïdal. Donc il faut que la fonte de base ait une teneur en soufre très faible (une désulfuration poussée).

En résumé, la composition chimique des fontes G.S se situe dans les limites suivantes:

éléments chimiques	C	Si	P	Mn	S	Mg
valeurs limites	2,8-4%	1,6-3%	0,10%max	0,15-0,90%	0,015%max	0,01-0,10%

1.2.1-Eléments poisons et formes dégénérées du graphite.

Certains éléments tels que Pb, Bi, Te, As, Sb, Ti, Os apparaissent comme des poisons qui inhibent totalement la sphéroïdisation du graphite et donnent, selon la composition chimique et la loi de refroidissement l'une des autres formes du graphite.

LES ELEMENTS D'ADDITION:

Les éléments d'alliage essentiels, sont le molybdène qui inhibe les transformations du domaine Ar' (perlitique) et le Nickel qui permet d'ajuster la composition à la massiveté et d'abaisser la vitesse critique de trempe Ar'''.

Le nickel:

Le nickel présente un réseau cristallin cubique à face centrée C.F.C avec un paramètre presque égal à celui du fer γ , voilà pourquoi le nickel peut former la solution solide illimitée, la solubilité du nickel dans le fer (illimitée pour fer δ et 25% fer α) provoque l'augmentation du point critique Ac_4 et l'abaissement du point critique Ac_3 (voir diagramme)

D'après le diagramme Fe-Ni, à la teneur en Nickel 35%, il est impossible d'obtenir le fer α (ferrite) à la température 300°C, donc il est visible que le nickel augmente la stabilité de l'austénite (fer γ).

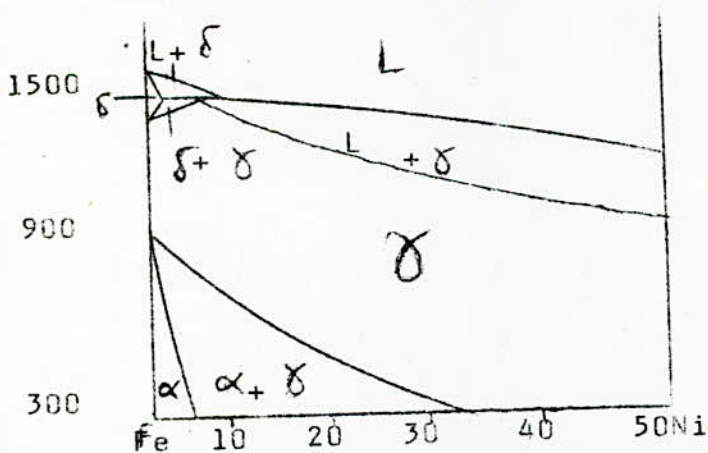


Diagramme
d'équilibre
Fe-Ni.

Le nickel dans les fontes a un quadruple effet:

- il est graphitisant, mais moins énergique que le silicium
- il diminue la vitesse critique de trempe martensitique
- il tend à augmenter l'étendue du domaine γ du diagramme fer-silicium-carbone.
- enfin, il affine les éléments de la structure (graphite et

.../...

et matrice).

b- Le molybdène:

Le molybdène présente un réseau cristallin cubique centré, mais le paramètre de son réseau cristallin est inférieur à celui du fer α (ferrite), voilà pourquoi le molybdène ne peut pas former la solution solide illimitée à cinq pour-cent de molybdène, il retrécit le domaine de la phase γ et élargit celui de la phase α (ferrite).

Les conséquences d'une addition de molybdène sur le tracé du diagramme T.R.C d'une fonte G.S, confirment sa tendance générale d'élément alphagène, à relever les points de transformation Ac_1 et Ac_3 , à repousser le nez de la courbe vers la droite et à favoriser la formation de la structure bainitique, voir fig-1.3;

1.3.1 Analyse des influences des éléments d'addition nickel et molybdène:

- a- En formant les solutions solides, le nickel et le molybdène provoquent le changement de la dureté, de la résistance de la ferrite (voir fig.1.4), en même temps que le nickel augmente il diminue la température de transition de cette même phase ferritique (fig.1.5)

Cette dernière caractéristique est très importante parce qu'elle caractérise l'aptitude du fer à la cassure fragile.

- b- L'addition du nickel et du molybdène à la fonte G.S provoque un changement de la structure qui s'interprète en fonction de la loi de refroidissement à partir de l'état liquide, cette loi de refroidissement est généralement complexe, toutefois elle peut en toute première approximation être caractérisée par l'épaisseur des sections de moulages. La figure 1.6 donne la teneur en nickel et en molybdène à adopter en fonction de la variation de l'épaisseur des sections de moulages pour une structure assignée à l'avance.

.../...

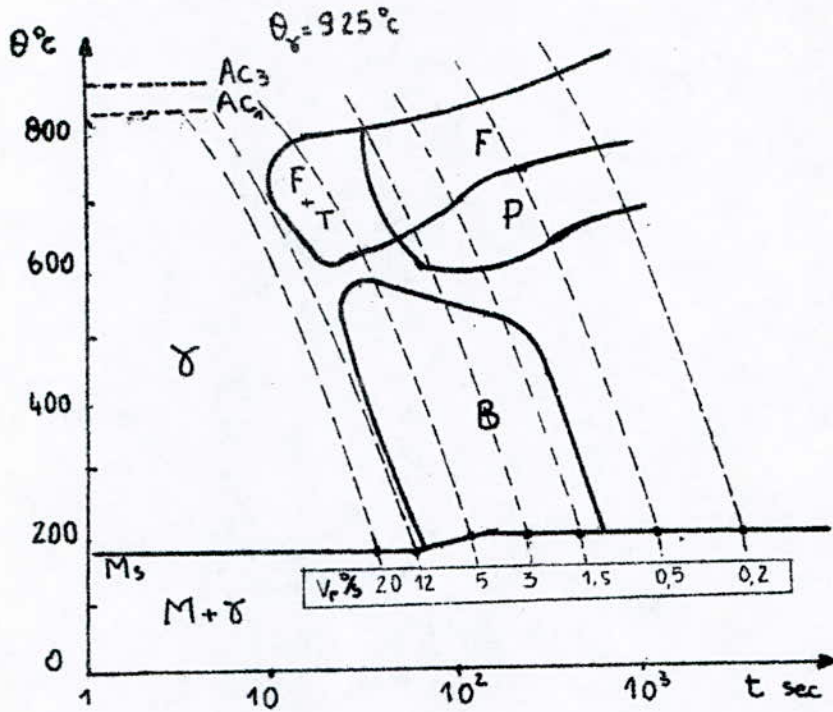


Fig:1-3 Diagramme T.R.C de la fonte allée 0,37%Mo

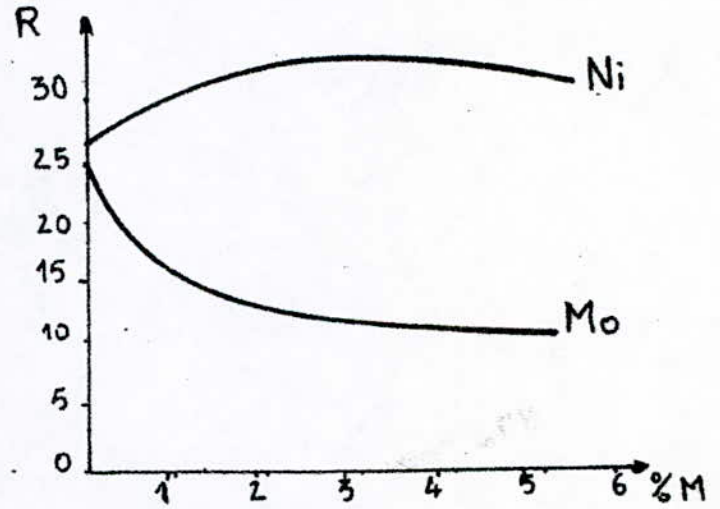
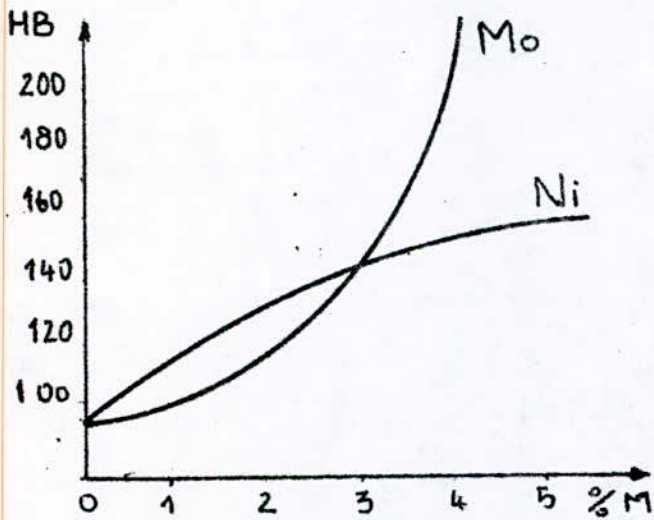


Fig:1-4 Influence des éléments d'additions sur la dureté et la résilience de la ferrite

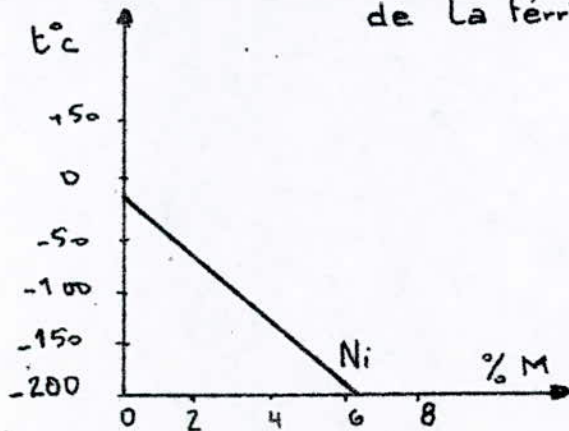
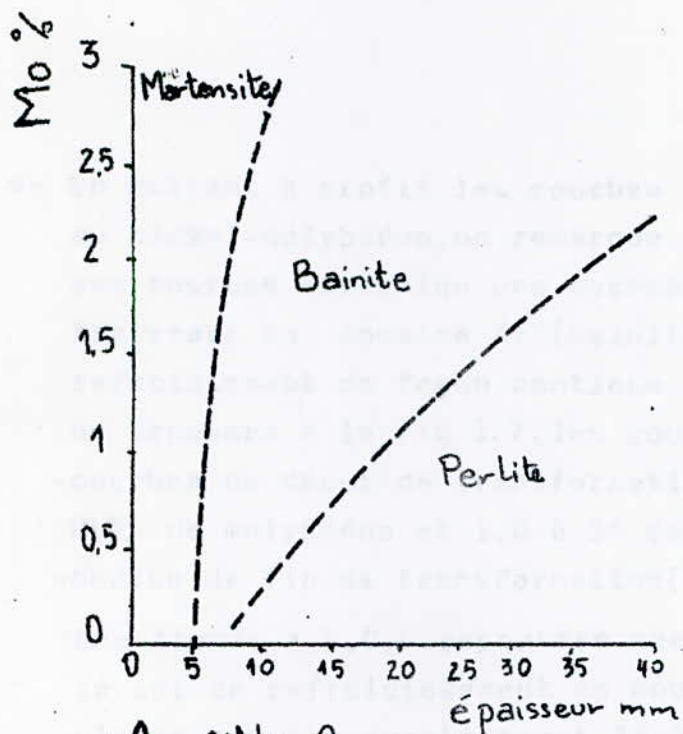
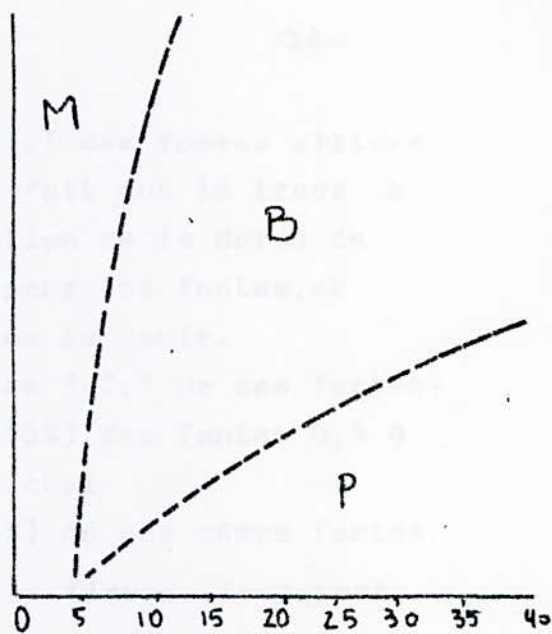


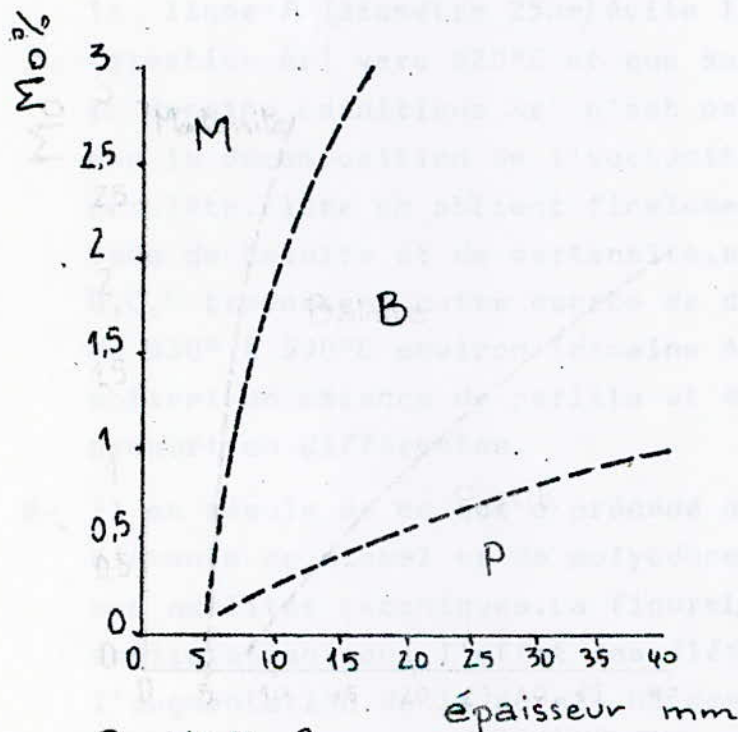
Fig:1-5 Influence du Nickel (Ni) sur la température de transition de la ferrite



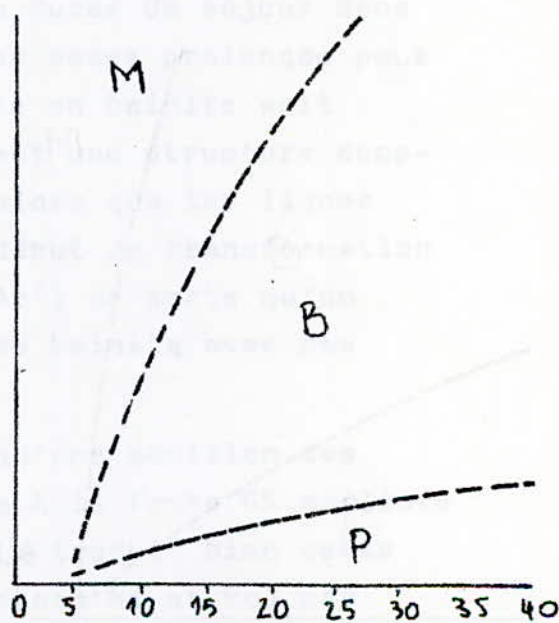
-A- Ni% = 0



-B- Ni% = 1

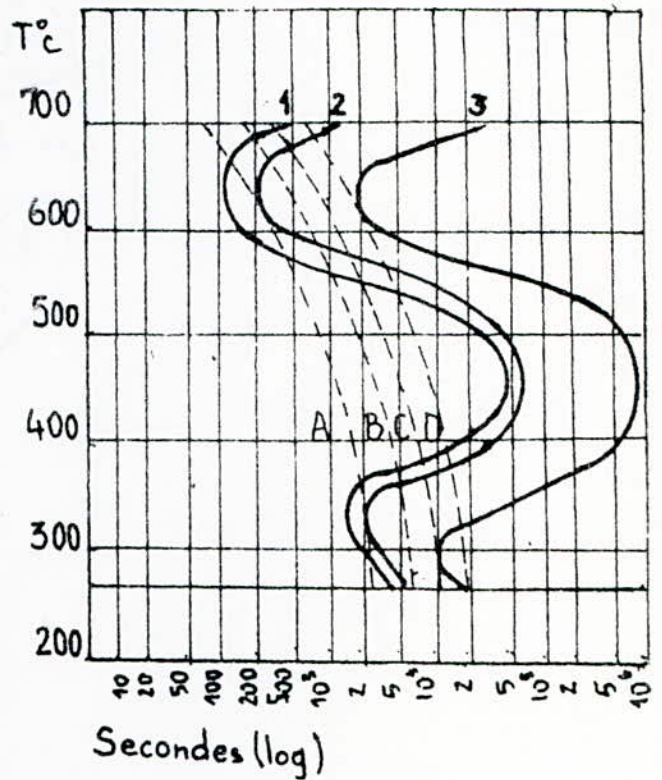
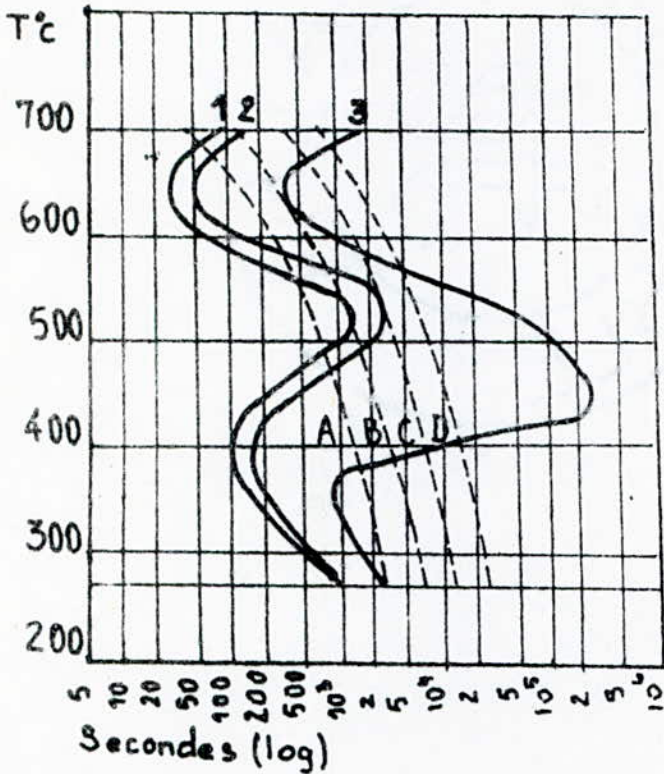


-C- Ni% = 2



-D- Ni% = 3

Fig 1.6 Teneurs à viser en Mo% en fonction de l'épaisseur moyenne des pièces et pour Ni = 0, 1%, 2% et 3%



Début de transformation (5%)

Fin de transformation (95%)

Fig: 1-7

des fontes alliée à 0,5% Mo et 1 à 3% Ni

	1	2	3
Ni	1,0	1,0	3,0
Mo	0,3	0,5	0,5

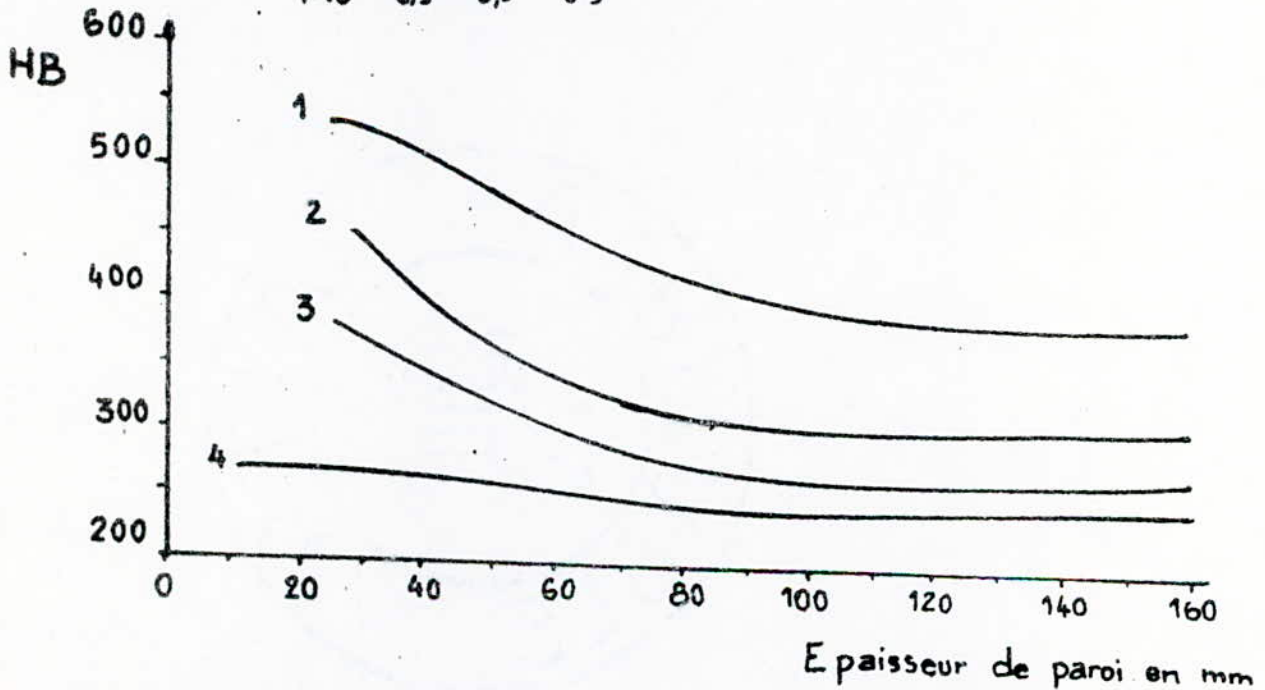


Fig 18 Influence des éléments Ni, Mo sur la dureté HB de fontes G.S normalisées en fonction de l'épaisseur de la paroi

- Courbe 4 fonte G.S non alliée
- Courbe 3 même fonte + 1% Ni + 0,5% Mo
- Courbe 2 même fonte + 2% Ni + 0,55% Mo
- Courbe 1 même fonte + 3,75% Ni + 0,55% Mo

ETUDE DES CARACTERISTIQUES DES ELEMENTS D'ADDITION
NICKEL ET MOLYBDENE.

Les éléments d'alliages se subdivisent en deux groupes d'après leur aptitude à la formation des carbures. Des expériences multiples entreprises par les chercheurs montrent que les carbures peuvent être formés par les éléments qui ont la bande électronique d incomplète, par conséquent, plus la bande électronique d est incomplète, plus la stabilité des carbures est grande. Pour le nickel, la bande électronique d est complète d'où il ne peut pas former des carbures, voilà pourquoi le nickel est un élément graphitisant. Par contre le molybdène présente une bande électronique d incomplète qui montre que c'est un élément carburigène, où il peut former quelques types de carbures, cela dépend de sa teneur (alliée).

Si la teneur en molybdène est faible, il se dissout dans la cémentite en remplaçant dans cette dernière les atomes de fer, la composition de la cémentite dans ce cas s'exprime par la formule $(Fe, Mo)_3C$, par contre si le pourcentage de molybdène est élevé, il peut former des carbures spéciaux.

Le type de carbures en dépendance de la teneur en molybdène, il peut être revisé d'après les coupes isothermiques (à 20°C) d'une partie du diagramme d'équilibre ternaire Fe-C-Mo.

.../...

4- Mécanisme de graphitisation sphéroïdale.

Il semble d'après l'état de recherche effectuée à ce jour sur le mécanisme de la graphitisation sphéroïdale, que les germes du graphite ne peuvent apparaître que dans le métal liquide sursaturé en carbone, mais en raison de l'intense surfusion et du retard à la cristallisation dû à l'action combinée du magnésium (Mg) et du silicium (Si) d'inoculation, ils s'enrobent immédiatement d'austénite.

L'origine des germes de sphéroïde de graphite est interprétée de plusieurs façons.

Selon MORROGH et WILLIAMS, la formation des sphéroïdes de graphite s'effectue autour des germes "hétérogènes", particules étrangères (oxydes, carbures, sulfures, etc...) dont le système cristallin est tel qu'elles pourraient annoncer la cristallisation du graphite (qui se produit dans le système hexagonal).

Par contre selon le théorie du CTIF, la formation du graphite sphéroïdal est liée aux phénomènes de vaporisation du magnésium dans la fonte liquide, par formation de petites bulles (de faible pression interne) vers lesquelles le carbone diffuse, formant ainsi une sphéroïde de graphite.

Il en résulte des considérations précédentes que la croissance des sphéroïdes s'effectuera en phase déjà solidifiée par migration du carbone diffusant depuis le métal encore liquide jusqu'à la sphéroïde, en traversant l'enveloppe d'austénite qui l'enrobe.

Ce type de diffusion conduit normalement à expliquer la croissance radiale en sphéroïdes, si l'austénite est homogène la migration des atomes de carbone vers le germe de graphite commençant à croître est isotrope, c'est à dire qu'elle s'opère avec une vitesse uniforme et radialement dans toutes les directions ce qui engendre évidemment une forme quasi-sphérique, mais la croissance de cet élément graphite

nécessite l'existence d'un espace progressivement libéré ce qui est déterminé par une auto-diffusion des atomes de Fer(Fe) dans le sens opposé à celui des atomes de carbone(C) cette libération se trouve confirmée par le fait que quand un sphéroïde touche au cours de sa croissance une inclusion il l'enveloppe en perdant sa forme arrondie. En conclusion, on peut admettre que la croissance des sphéroïdes s'opère dans l'austénite, sans contact direct avec le liquide.

CROISSANCE DU GRAPHITE EN SPHEROIDES ET LAMELLES

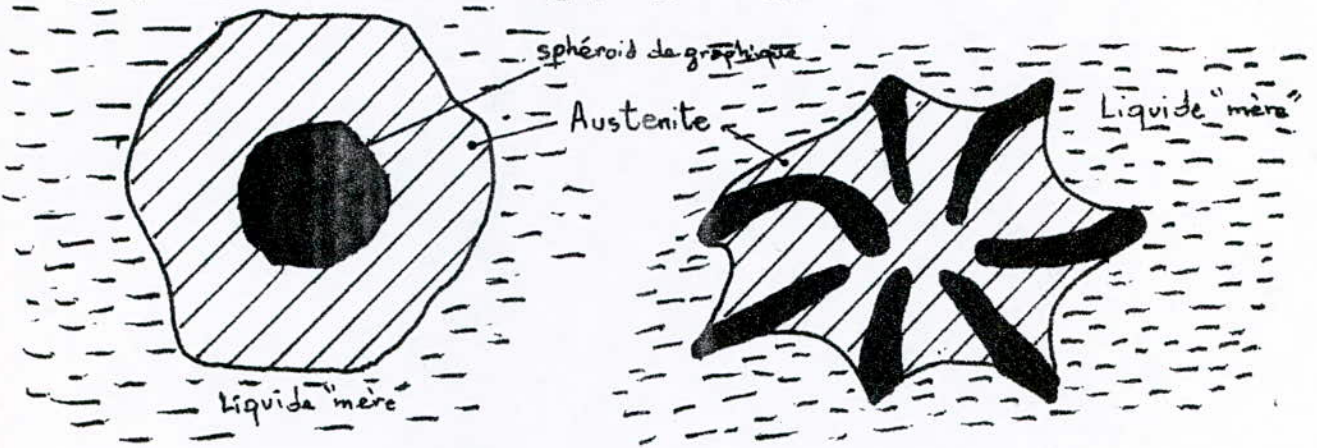
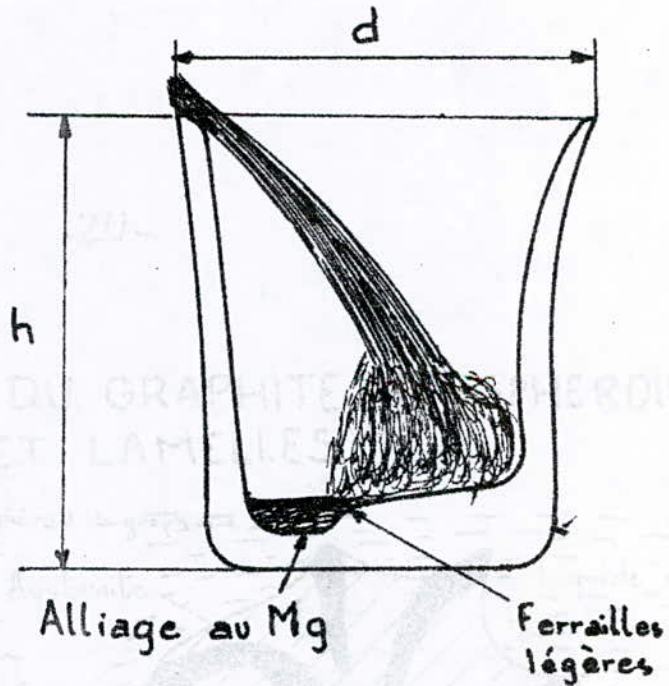


Fig. 1-1

$$h \approx 1,8 - 2d$$



TRAITEMENT EN POCHE

Méthode "SANDWICH"

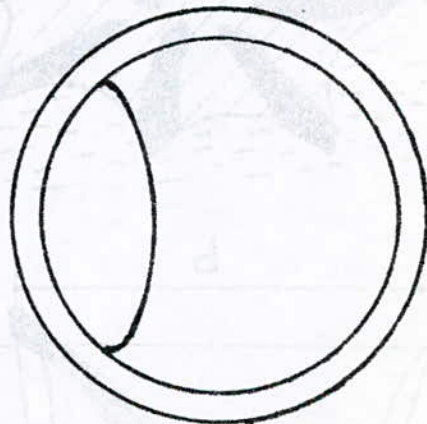


Fig. 1-1

Fig. 1-2

1.5- Nature métallographique de la matrice des fontes G.S.

C'est surtout le réglage de la composition chimique de la fonte initiale qui détermine la teneur en carbone combinée de la matrice et permet d'obtenir des structures présentant les caractéristiques suivantes:

Ferritique:allongement-ductilité-résistance statique et ductilité.

Ferrito-perlitique:compromis entre résistance à l'usure.

Les impuretés signalées auparavant ainsi que la plus part des éléments d'alliages déterminent une héridité perlitique.

1.6 - Caractéristiques mécaniques des fontes G.S non alliées.

La qualité de la fonte G.S est définie par ses caractéristiques mécanique, géométrique et physique.

Selon la norme 32-201, le cahier de charge de la SNVI/CVI donne les caractéristiques mécaniques mini, des deux fontes G.S élaborées.

Nuance	résistance daN/mm ² à la traction	Re daN/mm ²	A%	Kdag/cm ² résilience	H.B
FG38-15 (GS-C)	38	27	15	1,5	154
FG56-5 (GS-A)	56	39	5	0,8	230

Ces valeurs s'entendent pour des éprouvettes tirées de lingot-échantillons. Les caractéristiques géométriques et physique sont : la forme et les dimensions ainsi que l'aspect.

La nuance 38-15 (GSC) est choisi comme alliage de base pour la réalisation des fontes G.S alliées au Nickel-molybdène et cela à cause de sa tenacité au choc et sa faible dureté (c'est à dire sa composition chimique).

1.6.1 - Résistance à l'usure des fontes GS.

L'aptitude du frottement d'un matériau dépend de ses caractéristiques mécaniques (dureté), de sa compression et de sa structure.

C'est le graphite qui donne aux fontes leurs avantages d'interruption du film d'huile, le graphite qui est auto-lubrifiant, fait diminuer les risques de jonction inter-métallique (grippage) par formation d'un manteau protecteur. Mais la nature de la matrice qui enrobe les éléments graphitiques (graphite) a également un rôle très important à jouer, il ne faut pas que cette matrice se détériore ou se déforme sous l'effet de la pression de pièces qui s'appuient sur elle dans son mouvement de glissement. Mais la dureté n'est pas le seul facteur qui intervient pour obtenir ce résultat.

1.7 - Traitement thermique des fontes G.S.

Les traitements thermiques ont pour effet, d'une manière d'homogénéiser la structure micrographique sans modifier la macrostructure corrélativement. On améliore certaines propriétés qui peuvent être mécaniques, physiques ou thermiques.

Les divers résultats pratiques que l'on peut viser par un traitement thermique de la matrice des fontes à graphite sphéroïdal, sont les suivants:

- Accroître et uniformiser les propriétés technologiques appelées usinabilités.
- Supprimer les plages à trempes métastables blanches, qui peuvent rendre l'usinage des pièces impossible.
- Homogénéiser la dureté et les caractéristiques mécaniques

Les différents traitements techniques au fontes G.S sont les suivants:

a - Ferritisation de la matrice:

En pratique, la ferritisation s'effectue lorsque le métal brût de coulée présente une matrice perlito-ferritique, notamment avec "Bull's eye", c'est à dire lorsque chaque sphéroïde de graphite est entourée d'une auréole de ferrite et le reste de la matrice se compose de perlite. Deux méthodes de traitement thermique sont applicables.

-Chauffage à une température légèrement inférieur au début de la transformation, par exemple 690-740, avec un maintien de 4-5 heures pour graphitiser la perlite puis un refroidissement dans le four.

-Chauffage à une température de 875°C avec un maintien pendant 30 à 60 mn suivi d'un refroidissement.

b - Stabilité (relaxation des contraintes)

La fonte GS est sujette aux mêmes contraintes résiduelles que les autres fontes, soit à la solidification, soit au cours des traitements thermiques, ces contraintes dans certains cas, peuvent provoquer des ruptures en service d'où leur élimination en service est impérative, on effectue alors une stabilisation thermique (traitement de relaxation) qui consiste en un chauffage entre 500°C ET 650°C et la durée du palier est fonction de la température adaptée, de la massivité des pièces, et du degré de détente désiré, on adapte en pratique 2-5 heures, le refroidissement doit évidemment être très lent pour ne pas créer de nouvelles contraintes.

c - Normalisation.

On vise donc pour ce traitement une matrice entièrement perlitique lamellaire normale, ayant une résistance à la traction élevée, le mode de traitement est analogue au précédent mais le refroidissement se fait à l'air agité.

d - Trempe martensitique et revenu.

Le traitement de trempes des fontes à graphite sphéroïdal permet d'augmenter la dureté qui devienne comparable à celle des fontes grises lamellaires pour une même proportion de perlite dans la matrice.

Le traitement consiste en un chauffage à une température de 850°-925° pendant 30 à 60mn suivi d'un refroidissement brutal par trempé dans l'huile, afin de réduire les contraintes mécaniques internes, la structure obtenue sera composée de martensite et d'austénite résiduelle.

Alors que le revenu tend à régler la dureté de la matrice son effet est gouverné par deux facteurs qui sont la température et la durée.

Ce traitement consiste en un chauffage à différentes températures au dessous de A_1 pendant 60 minutes suivi d'un refroidissement à l'air calme.

Chapitre II.

ETUDE DE LA PIECE SUR SITE.

2.1-Objet:

Notre travail consiste à étudier les fontes G.S alliées au nickel et au molybdène (Ni-Mo) en vue de substituer une pièce en acier 35CD4.

2.2-Caractéristiques de la pièce.

La nuance 35CD4 est la désignation d'un acier faiblement allié, qui contient 0,35% de carbone et 1% de chrome et aussi 0,2% de molybdène, ces propriétés essentielles sont basées sur ces conditions d'emploi:

Composition chimique.

Nuance	C %	Mo %	Si %	Cr %	Mo %	P-S %
35CD4	0,3-0,37	0,60-0,90	0,1-0,4	0,85-1,15	0,15-0,3	0,035

Caractéristique mécanique.

Nuance	R daN/mm ²	LE min	A% mini	KCUdaJ/cm ²	HRC
35CD4	108-132	93	10	5	26,6

2.3-Descriptif de la pièce sur site.

La pièce à étudier est un patin qui fait partie de l'ensemble de la suspension arrière d'un camion production SONACOME. Ce patin est monté sur une ferrure fixée au chassis permettant l'appui et le glissement d'une lame ressort sous l'action de la charge (voir figure 2.1; 2.2) La suspension constitue l'ensemble des organes déformables, généralement élastiques, introduit dans la constitution d'un véhicule dans le triple but:

- d'assurer le grand confort possible des passagers

ou la conservation du matériau transporté.

- de protéger les différents organes des véhicules.
- d'améliorer le terme de route.

Cette suspension est constituée d'un ressort à lames (principales) avec lames auxiliaires portées par des ferrures (aux extrémités) fixées au châssis, ce ressort est constitué d'une série de lames d'acier Mangano-Silicieux superposées, et sa déformation exige que sa longueur et sa courbure puissent changer, pour cela l'une des extrémités est articulée (fixée) dans la ferrure autour d'un axe en acier oscillant dans des bagues en bronze, alors que l'autre extrémité s'appuie sur le patin dont sa forme courbée permet son glissement sous l'action des déformations provoquées par les charges appliquées.

Ce glissement de la lame ressort contre le patin, provoque des efforts de frottement qui se traduisent par une usure de la matrice métallique.

Donc la pièce (patin) en acier 35CD4 travaille dans des conditions d'usure et de choc.

2.4-ETUDE ET ESTIMATION DES CONTRAINTES APPLIQUEES A LA PIECE.

2.4.1- Notion de résistance de matériaux.

La résistance des matériaux se propose en général, comme son nom l'indique, de vérifier la stabilité des constructions sous l'effet des charges qui lui sont appliquées.

a) Force extérieures.

C'est l'ensemble des forces appliquées à une pièce, qui se répartissent en deux catégories:

- les forces directement appliquées.

On distingue parmi ces forces, les forces réparties, c'est à dire celles agissant sur une certaine étendue d'une pièce, et les forces concentrées, c'est à dire agissant sur une surface restreinte.

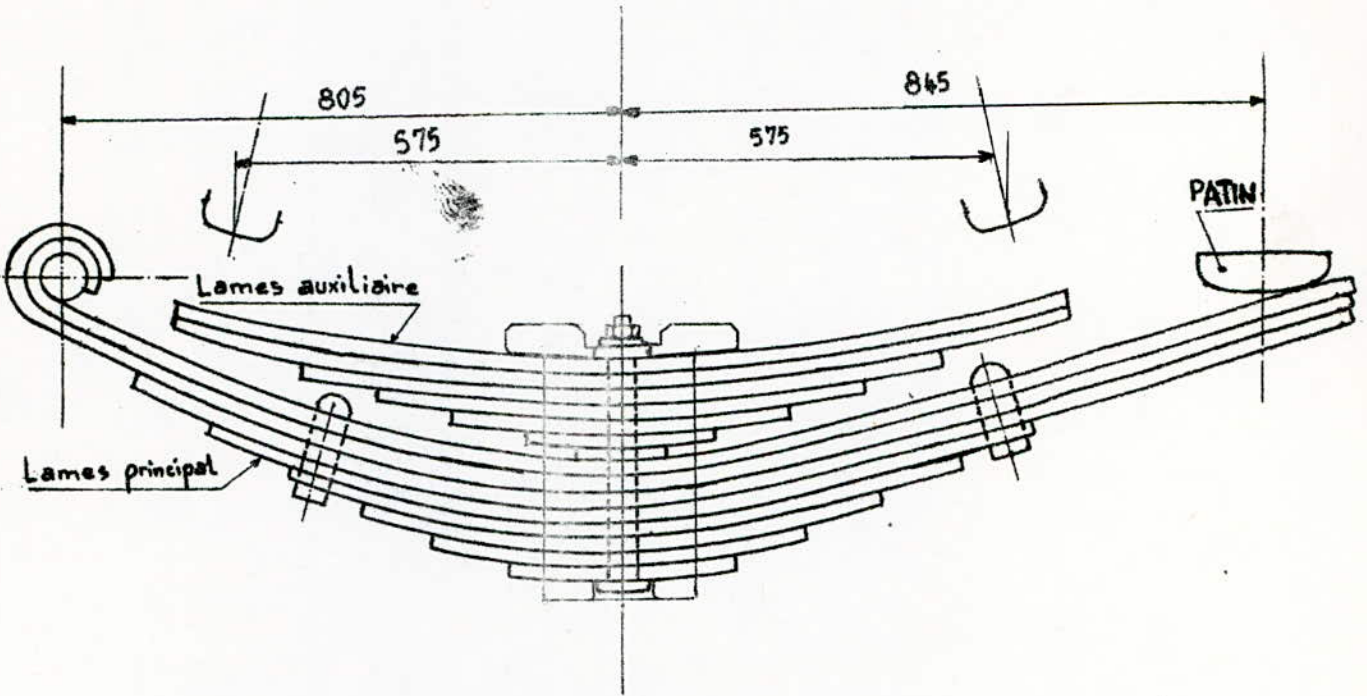


Fig2-1 ENSEMBLE RESSORT AR

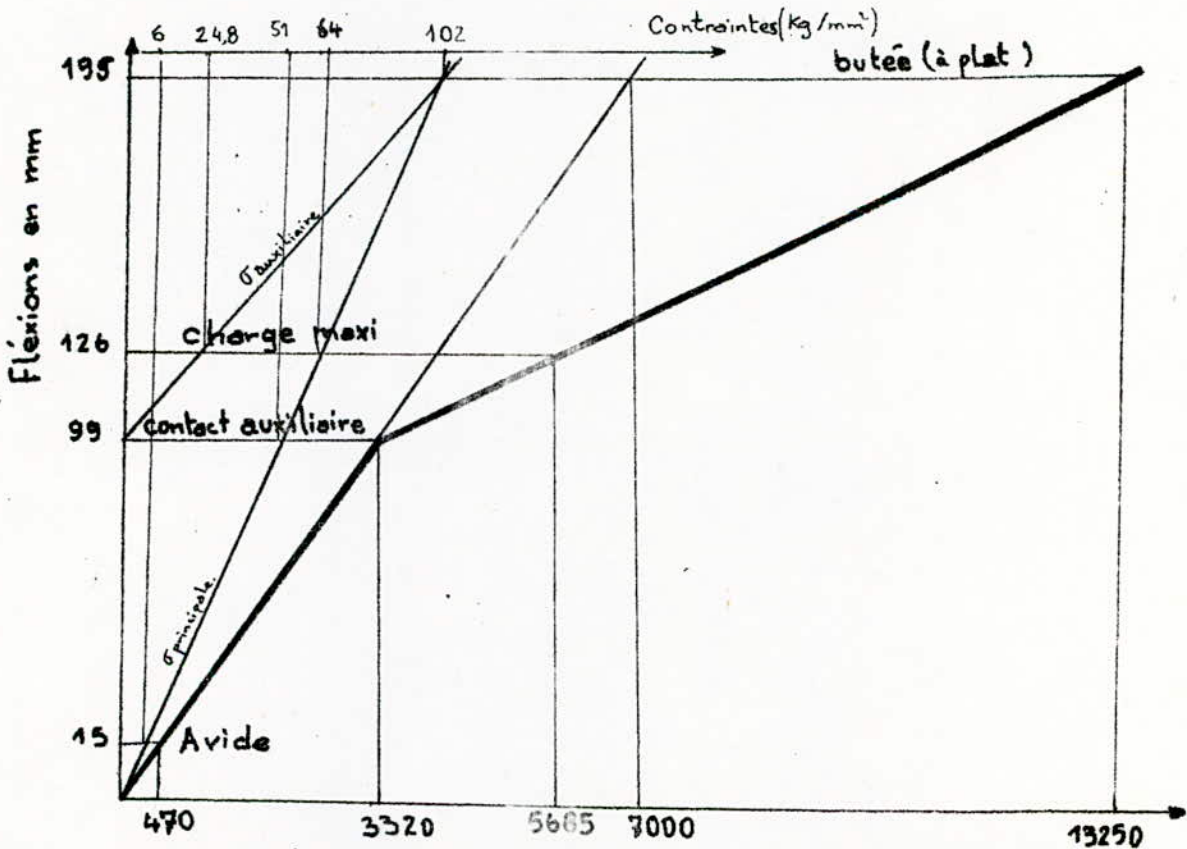
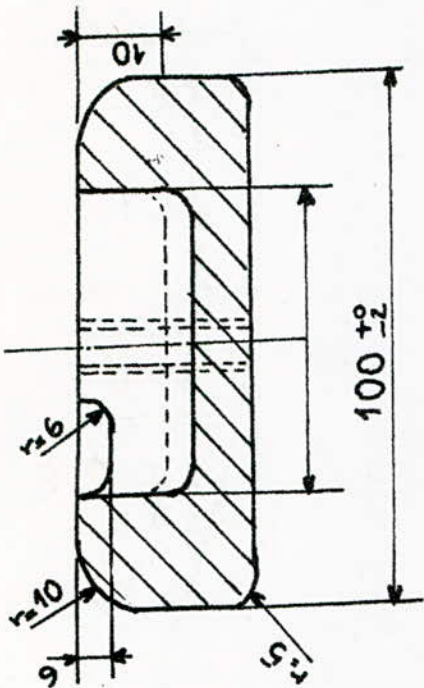
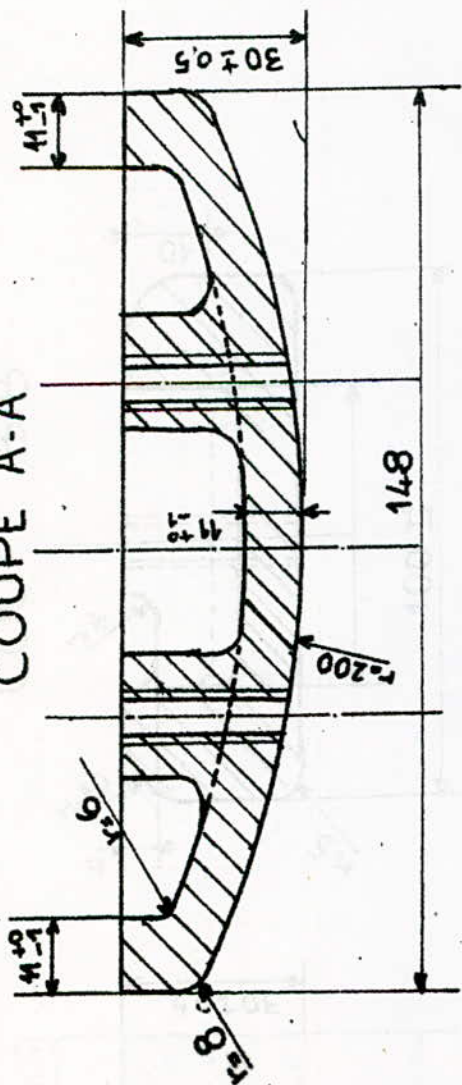


Fig2-2 CARACTERISTIQUES (RESSORT)

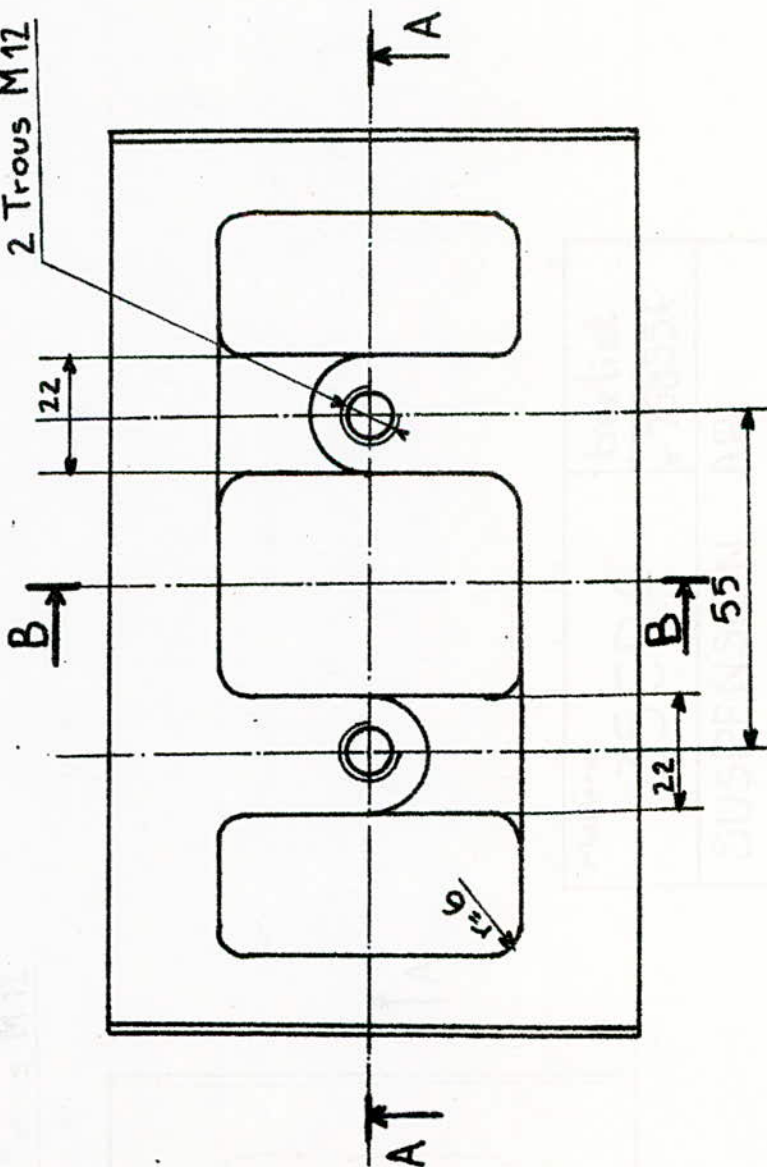
COUPE B-B



COUPE A-A



2 Trous M12



Matière:	berliet
	n° 758554
35CD4	
SUSPENSION AR	
PATIN	

- réaction d'appui.

D'une façon générale, pour maintenir une structure en équilibre, il faut opposer aux actions de force (volumique ou superficielle), qui lui sont appliquées des réactions que l'on fait apparaître en disposant des obstacles ou en ménageant des ancrages appelés appuis, ces derniers se classent en trois catégories: appui simple, appui double, et appui triple (encastrement).

b) Force intérieur (contrainte).

Pour préciser la loi de distribution des forces intérieurs sur une section droite, on introduit une grandeur définissant leur effet, et cette grandeur est appelée: contrainte. Par définition une contrainte est égale au quotient de f par S .

$$\sigma = \frac{f}{S}$$

f : étant la force élémentaire.

S : la section élémentaire.

On distingue deux types de contraintes:

- contrainte normale σ .
- contrainte tangentielle τ .

Et l'ensemble des contraintes détermine l'état de contrainte. Dans la pratique, il importe de fixer la contrainte maximale qu'une pièce pourra supporter sans risque de rupture ni de déformation inacceptable, cette contrainte maximale est appelée contrainte admissible, qui peut être définie par:

$$\begin{aligned}\sigma_{adm} &= \sigma_{élas} P_1 \\ \sigma_{adm} &= \sigma_{rupture} P_2\end{aligned}$$

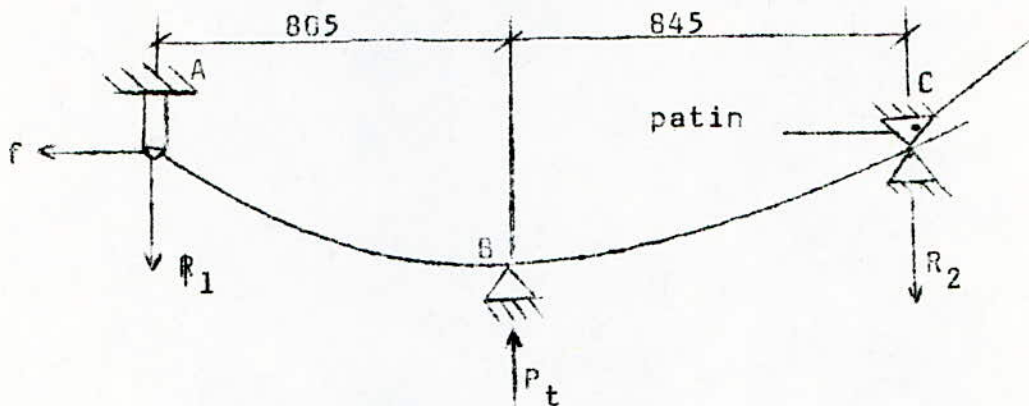
P_1 et P_2 dépendent de la nature du matériau.

Il faut donc vérifier d'une façon générale, que dans la section la plus sollicitée, la plus grande contrainte qui se développe est inférieure à la contrainte admissible.

$$\sigma_{\max} < \sigma_{\text{adm}}$$

2.4.2-Sollicitation sur site de la pièce (patin).

Considérons le ressort à lames en équilibre sous l'effet des forces y compris les réactions d'appui qui lui sont appliquées.



Comme le ressort est en équilibre, la somme des projections de toutes les forces extérieurs sur les axes (OX, OY) est nulle, ainsi que la somme de leurs moments par rapport à A.

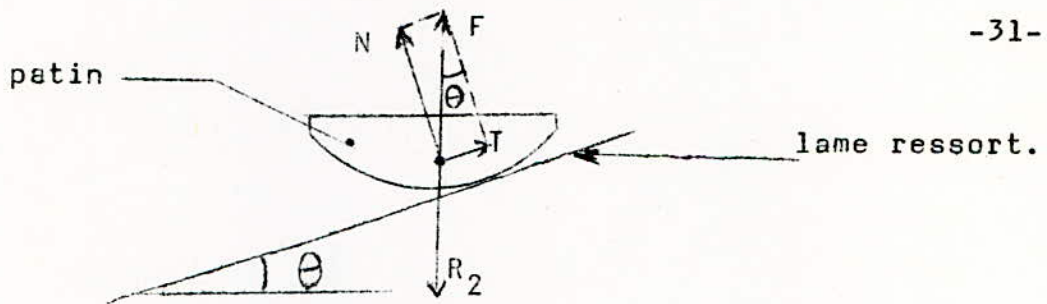
par hypothèse $\sum \vec{M}(R, P)/_A = 0$.

$$R_2(805+845) - P_t 805 = 0.$$

P étant la charge appliquée (voir tableau) au ressort.

$$\Rightarrow \boxed{R_2 = \frac{P_t 805}{1650}}$$

R_2 étant la résultante des forces appliquées sur le patin $|\vec{R}_2| = |\vec{F}|$



N :effort normal de la lame ressort sur le patin

T :effort tangentiel " " " "

F .résultante des efforts

θ :angle d'inclinaison de la lame ressort sous l'action de la charge appliquée.

Donc:

$$N = R_2 \cos \theta$$

$$T = R_2 \sin \theta$$

θ :est mesuré directement suivant la charge appliquée au ressort, alors l'état de contrainte de pièce sera défini par:

- la contrainte normale = $\frac{N}{S}$

- la contrainte tangentielle = $\frac{T}{S}$

S :représente la surface de contact entre la lame ressort et le patin.

Le tableau ci-dessous, illustre les efforts et les contraintes sur la pièce en fonction de la charge appliquée.

Etat de charge	à vide	contact auxill.	charge maximum	butée à plat.
charge sur le Pt(Kg) ressort complet	470	3320	5685	13250
charge sur le ressort principal P_p (Kg).	470	3320	4300	7000
charge sur le ressort auxillaire P_{aux} (Kg).	0	0	1385	6250
angle d'inclinaison de la lame ressort θ° .	21°2'	10°21'	7°36'	3°30'
surface de contact patin ₂ lame ressort S (mm ²)	100	200	300	400
réaction sur patin R_2 (Kg).	229	1620	2774	6464
effort normal sur le patin N (Kg).	214	1593	2749	6452
effort tangentiel sur le patin T (Kg).	82	251	367	395
contrainte normale N (Kg/mm ²).	2,14	7,97	9,16	16,13
contrainte tangenti- elle T (Kg/mm ²).	0,82	1,46	1,22	0,99

Tableau II-1.

efforts et contraintes sur la pièce en fonction de
la charge appliquée.

CHAPITRE III.

MATERIAU ETUDIE

3.1 - ELABORATION DE LA FONTE G.S.

On distingue les étapes suivantes:

Préparation du lit de fusion de composition

65% de retour de fonderie (pièces rebutées, masselottes, ...)

15% d'acier (tôles neuves, ferrailles)

20% de fonte neuve (F_u sorel)

Fusion de la charge

Après la fusion le métal liquide est décrassé dans une poche de transfert dans laquelle se fait la désulfuration par un agent C_2Ca (carbure de calcium).

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.

Contrôle de l'analyse au four, d'un prélèvement (médaille) par spectromètre à étincelles.

Après ajustement et correction des écarts à la composition chimique, la fonte liquide est versée dans une poche de traitement présentant une réduction vers le fond contenant les alliages fer, silicium, magnésium, et calcium à 7% Mg et Fe-Si à 80% Si, sous forme "sandwich".

La poche est décrassée superficiellement en y jetant 0,5% de silice.

Le métal liquide (fonte GS) est ensuite versé dans des poches de coulée près des chaînes de moulage.

3.1.2 MODE D'OBTENTION DE LA FONTE G.S ALLIEE.

L'addition des éléments nickel et molybdène à la fonte G.S liquide ($\approx 1500^\circ C$) élaborée précédemment, est effectuée dans une petite poche de capacité 30 Kg. Les différentes étapes d'élaboration de cette fonte GS alliée sont:

.../...

- Préchauffage de la poche, cela consiste à limiter les chocs thermiques en portant la paroi à haute température.
 - Introduction des éléments d'alliages sous forme fer-nickel à 50%Ni et fer molybdène à 80% de Mo, selon les teneurs visées déjà.
 - Remplissage de la poche par la fonte GS liquide ($\approx 1500^{\circ}\text{C}$) jusqu'à un niveau correspondant à 23Kg, qui est la quantité choisie pour chaque essai.
 - Décrassage superficiel de la poche en y jetant une petite quantité de silice.
 - Prélèvement d'une médaille, pour l'analyse de la composition chimique par spectromètre à étincelles.
- Coulée de l'alliage (fonte GS alliée au Ni-Mo).

Pendant l'élaboration on a utilisé une éprouvette (pièce) moulée de forme triangulaire (présentant une réduction continue d'épaisseur) voir figure 3-1 en vue d'étudier la sensibilité à l'épaisseur de moulage, et cela en déterminant la variation de la dureté en fonction de l'épaisseur de la paroi.

Cette éprouvette est coulée dans un moule où on a déjà confectionné l'empreinte à l'aide d'un modèle en bois dont la configuration correspondant à la pièce finale.

3.1.3- ECHANTILLONS ET EPROUVETTES.

Les échantillons destinés à la préparation des éprouvettes de traction sont extraits de lingot-échantillons. Ces derniers coulés à part, avec du même métal provenant de la même poche, dans un moule "Keel-bloc" confectionné avec les mêmes matériaux de moulage, après refroidissement normal des échantillons dans le moule, ces derniers, après être dissociés, déssablés et moulés, sont préparés pour:
L'étude micrographique: pour pour préparation des échantillons.

.../...

Essai mécanique: par usinage d'éprouvette de traction. Pour ce qui est des éprouvettes de résilience, ils sont extraits des éprouvettes-forme (triangulaire).

3.1.4- SABLE DE MOULAGE.

Le sable utilisé pour le moulage (de l'éprouvette-forme) est composé de silice et de silicate de soude, caractérisé par ses qualités réfractaires ($\approx 1700^{\circ}\text{C}$), pour sa plasticité et aussi par sa perméabilité au gaz (porosité), enfin pour son durcissement avec action du gaz carbonique (CO_2).

3.1.5- Composition chimique de la nuance GSC.

Selon l'analyse au spectromètre à étincelle d'une médaille (prélevée pendant la coulée), la composition chimique de la fonte GS est la suivante:

C %	Si %	Mn %	S %	P %	Mg %	Ni %	Cr %	Mo %	Al %	Pl %	Ce %
3,60	2,53	0,275	0,007	0,028	0,059	0,066	0,072	0,024	0,016	0,016	0,89

3.1.6- MICROGRAPHIE.

L'étude des structures a été réalisée par une micrographie optique, en utilisant un microscope de marque ZEISS. 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.

* Polissage:

Le polissage a été effectué sous un courant d'eau avec des papiers abrasifs comme suit:

- polissage grossier (papier emeri 120, 320, 600)

- " " fin (papier emeri 1000).

- finition: en utilisant une fentre de la pate diamentée et un lubrifiant approprié.

Attaque.

Le réactif utilisé est le ~~nicab~~, de composition:

-HNO₃=5cm³

-CH₃CH₂OH=095cm³

La durée de l'attaque est de 15 à 20 secondes.

3.2- PREPARATION DES EPROUVETTES.

Les eprouvettes de traction et de résilience, ont été réalisées à l'aide d'une fraiseuse universelle, et d'un tour à axe parallèle, leurs dimensions sont données par la norme AFMOR NF 32.201 (voir figure 3/1:2.3).

.../...

Chapitre IV.

METHODE EXPERIMENTALE.

4.1 - Traitement thermique;

Les traitements thermiques peuvent être multiples, toute ces opérations ont pour but une amélioration d'une ou plusieurs caractéristiques mécaniques.

Vue les conditions de service (contrainte appliquée, condition de travail (usure), température de travail) de la pièce (patin) en acier 35CD4.

On a adopté aux différents alliages élaborés (fonte GS alliée au nickel et molybdène), le régime thermique suivant.

4.1.1 Trempe et revenu.

On peut noter que la dureté augmente nettement par trempe et peut ensuite être ajustée à une valeur assignée par revenu, donc ce traitement consiste en un chauffage à 875°C pendant 1 heure (60 minutes), suivi d'un refroidissement brutal par trempe à l'huile, la structure obtenue normalement dans ce cas sera martensitique avec de l'austénite résiduelle. Ensuite on effectue des revenus à différentes températures (200°, 400°, 600°, 700°)C afin d'étudier la variation de de la dureté en fonction de la température adoptée.

4.2- Essai mécanique.

Généralement les cahiers des charges des grandes entreprises métallurgiques, basent les conditions de réception et d'emploi sur les résultats de mesure des propriétés essentielles suivantes: R_m , LE , $A\%$, k , H (dureté). Si la pièce doit être soumise à des efforts statiques, il faut déterminer la résistance à la traction, la limite élastique et l'allongement relatif. Si elle doit subir des efforts dynamiques, il faut connaître la résilience,

Si elle doit présenter une certaine résistance à l'usure, on doit connaître sa dureté. Généralement les essais suivants déterminent les aptitudes mécaniques d'un acier.

* Essai de traction.

L'essai consiste à exercer un effort de traction progressif sur une éprouvette jusqu'à atteindre la rupture, et analyser la déformation progressive de l'éprouvette en fonction de la grandeur d'effort.

- Courbe d'essai de traction.

Les machines d'essai permettent en général d'enregistrer l'allongement de l'éprouvette sous la variation de l'effort de traction et d'établir le diagramme de traction (voir figure 4.1). Notre essai a été effectué sur une machine universelle de traction du type U.S.D.R. nous considérons les grandeurs suivantes:

$$A\% = \frac{L - L_0}{L_0}$$

avec L_0 et L : longueurs avant et après l'essai.

contrainte conventionnelle $R = \frac{C}{S_0}$

C : étant la charge maximale appliquée.

S_0 : la section initiale.

* ESSAI DE RESILIENCE.

L'essai consiste à rompre d'un seul coup une éprouvette, et à mesurer l'énergie absorbée suivant les matériaux testés, et le degré de sévérité souhaité.

Caractéristique définie.

Résilience (aptitude à résister au choc)

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

S_0

La machine d'essai de résilience utilisée est "MOUTOM DE CHARPY" de références:

- poids du pendule 23,525Kg
- rayon du pendule 0,672m.

* ESSAI DE DURETE.

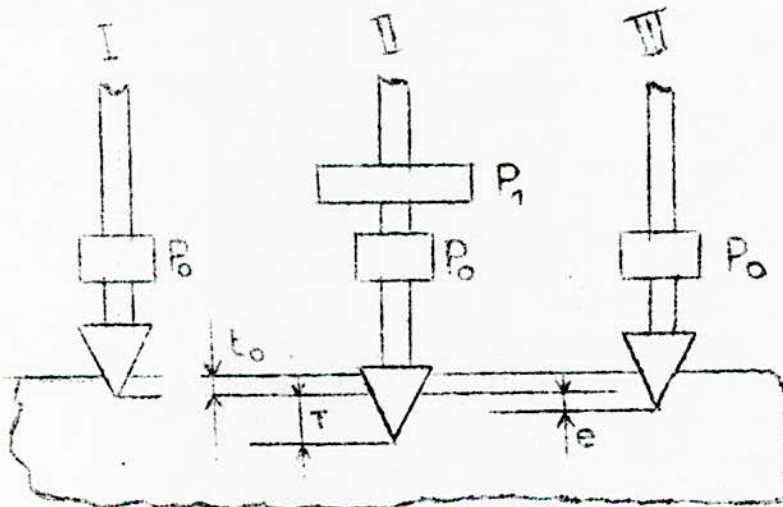
La dureté d'un métal est la résistance qu'il offre à l'effort de pénétration.

- Méthode de ROCKWELL.

L'essai consiste à imprimer en deux temps dans le métal étudié un pénétrateur (bille ou cône) sous l'action des charges successives (P_0) et ($P_0 + P_1$).

La dureté du matériau est fonction de l'accroissement rémanent de la pénétration lorsqu'on relâche P_1 voir voir figure ci-dessous.

$$HRC = 100 - e.$$



.../...

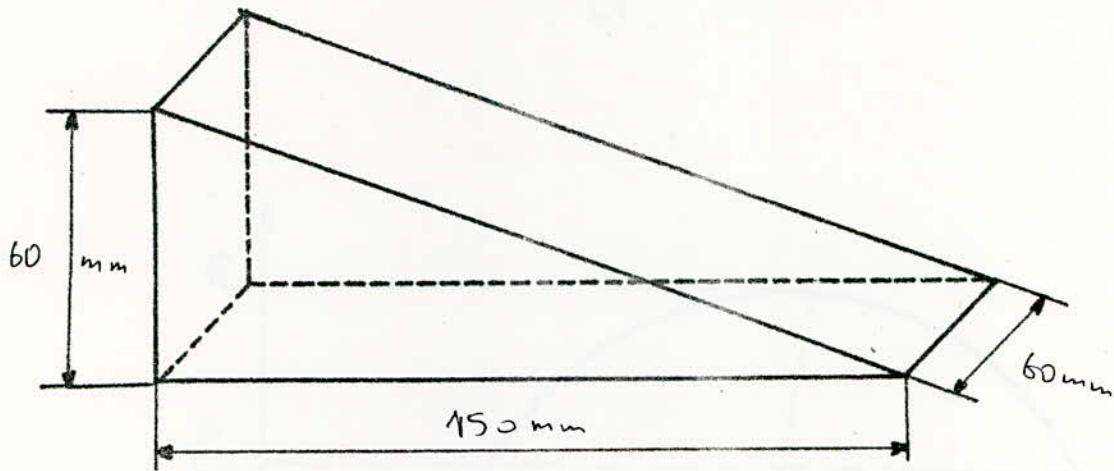


Fig.3.1 EPROUVETTE - FORME -

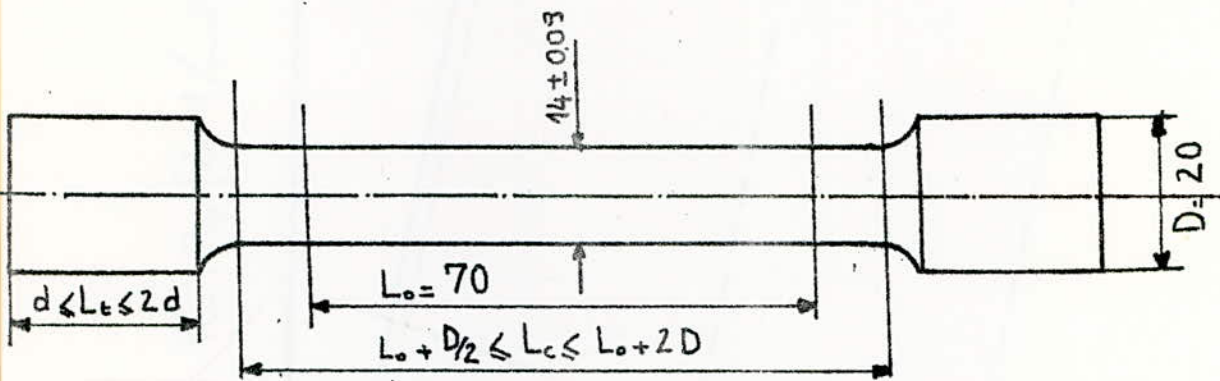


Fig.3.2 EPROUVETTE DE TRACTION

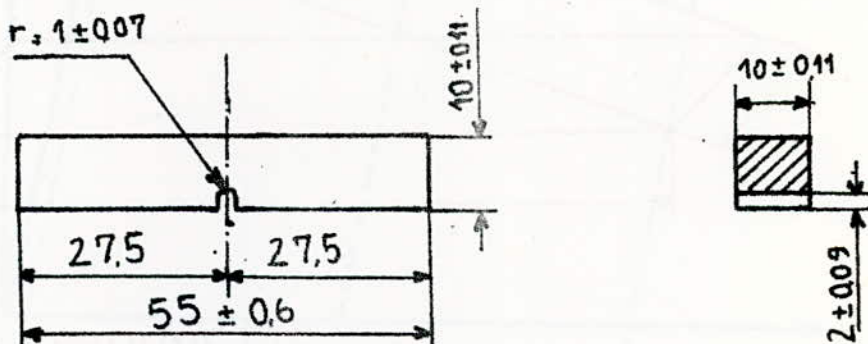


Fig.3.3 EPROUVETTE DE RESILIENCE

Chapitre V.

ETUDE DE L'INFLUENCE DES ELEMENTS D'ALLIAGE
SUR LES PROPRIETES MECANIQUE ET METALLURGI-
QUE DES FONTES G.S.

V-1- Mode de travail.

Le programme expérimental envisageait, l'obtention de qualités de fonte à graphite sphéroïdal, qui par alliage au nickel et au molybdène atteint à l'état brut de coulée des caractéristiques mécaniques supérieures.

Notre travail consiste à étudier l'influence de ces éléments (Ni et Mo) sur les caractéristiques mécaniques et cela à différentes teneurs visées d'avance, afin d'établir la composition optimale satisfaisant les propriétés exigées par l'état de service de la pièce et les caractéristiques mécaniques de la nuance 35CD4.

Le tableau ci-dessous indique les teneurs visées en élément éléments nickel et molybdène.

alliage	A	B	C	D	E	F	G	H
Ni%	—	1	1	1	1	1,5	1,5	3,0
Mo%	—	0,5	0,25	0,1	0,05	0,3	0,1	0,5

L'alliage A représente la fonte G.S-C non alliée de référence, les quantités d'alliages fer-molybdène relatives aux teneurs voulues en nickel et molybdène ont été évaluées en tenant compte des facteurs suivants:

- quantité du métal de base en Kg (notre cas c'est 24Kg)
- teneur des éléments Ni et Mo dans les ferro-alliages

Fe-Ni à 50% Ni

Fe-Mo à 80% Mo

Cet alliage au molybdène et au nickel à été élaboré dans une petite chambre préalablement préchauffée par addition de la fonte G.S-C liquide ($\approx 1500^\circ$) élaborée à la SNVI/CVI Rouiba voir chapitre III.4.

Ensuite l'alliage obtenu est coulé dans des keel blocs et un moule contenant l'éprouvette-forme(triangulaire),et cela après un prélèvement d'une médaille d'analyse au spectromètre à étincelles.

5.1.1-Résultats obtenus.

La composition chimique des charges (alliages) élaborées est donnée dans le tableau 5-1.

En analysant les données de ce tableau, on se rend compte que la composition chimique des fontes élaborées est comprise dans les limites suivantes:

a) Pour les éléments de base (%).

C:2,84-3,70 ; Si:2,44-2,92 ; Mn:0,172-0,474 ; P:0,016-0,036 ;
Si:0,003-0,009.

b) Pour les éléments d'alliage(%).

Ni:0 907-3,22 ; M_a:0,02-0,78.

Remarque relative du tableau ci-dessous.

On constate que l'écart entre les teneurs visées et trouvées après élaboration en éléments d'alliages(nickel et molybdène) est dû à plusieurs facteurs, parmi lesquels.

La température du métal liquide de base (fonte G.S-C).

La composition chimique de la fonte G.S non alliée (impuretés, oligo-éléments, etc...).

Tableau V-1, composition chimique en %.

Alliage	éléments de base %					éléments % d'alliage	
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo
A	3,60	2,63	0,27	0,027	0,007	—	—
B	3	2,51	0,43	0,020	0,005	1,175	0,690 ✓
C	3,52	2,93	0,30	0,034	0,006	1,147	0,310
D	2,92	2,5	0,47	0,028	0,004	1,022	0,26
E	3,46	2,54	0,46	0,016	0,003	0,907	0,020 -
F	3,62	2,58	0,17	0,026	0,006	1,59	0,45 -
G	2,99	2,44	0,46	0,017	0,009	1,248	0,20
H	2,84	2,92	0,45	0,022	0,007	3,22	0,78

5-2-Caractéristique mécanique.

Comme tout matériau, les caractéristiques mécaniques dépendent essentiellement de la structure et de sa morphologie.

Les valeurs des caractéristiques mécaniques essayées sur éprouvettes à l'état brut de coulée sont données dans le tableau ci-dessous.

Tableau V-2.

charge (alliage)	caractéristiques mécaniques				
	R_m daN/mm ²	LE daN/mm ²	A%	KdaJ/cm ²	HRC
A	45,14	32,4	8,93	1,4	25,6
B	52,6	45,5	0,79	1,68	40 -
C	58,4	47,4	4,3	3,8	33
D	50,5	35,7	0,86	1,7	39
E	49	32,0	0,98	2,05	38 -
F	63	51,9	2,94	2,69	37,5 -
G	53,4	42,2	2,78	2,3	42
H	65,2	46	0,51	0,94	49

La figure 5, représente les microstructures des différents alliages élaborés à l'état brut de coulée.

Dans le cadre d'améliorer les propriétés mécaniques des alliages élaborés précédemment, on a effectué le traitement thermique de trempe et revenu sur les charges A, C et F, les résultats de dureté HRC obtenus par différentes températures de revenu sont illustrés dans le tableau n° 3 et la courbe tracée figure 5-1, et dureté HRC en fonction de la température de revenu T°_R .

Tableau 3.

T° de revenu charge	H R C				
	0°	200°	400°	600°	700°
A	54,0	51	47,1	37	27,3
F	59,0	56,3	54	46,7	35,3
C	51,3	58,3	51	46	33,0

La fig 6-7/(a,f,c) représente les microstructures des charges A,C et F après tremp et revenu à 700°C.

5.3. Interprétation des résultats obtenus.

Les données du tableau (V 2) démontrent que la charge A (fonte G.S non alliée de référence) présente à l'état brut de coulée des caractéristiques mécaniques excellentes. $R_m = 45,14 \text{ daN/mm}^2$
 $A = 8,93\%$, $HRC = 25,6$, la microstructure de la fig 5-a, montre bien l'existence d'une matrice ferrito-perlitique.
 Le simple alliage à 0,907%Ni et 0,020%Mo , charge E a augmenté la résistance à la traction jusqu'à une valeur de 49 daN/mm^2 au détriment de l'allongement qui a baissé jusqu'à 0,98%. Cette situation est le résultat de l'augmentation du taux de la perlite (%) et de sa finesse avec une formation de plage de carbure dans la structure (fig 5.E),
 L'augmentation du taux de molybdène et du nickel (1,14% de Ni et 0,31% de Mo) (alliage C), a conduit à l'obtention d'une structure constituée de ferrite (10%) et de perlite à plus haut degré de finesse avec une apparition de bainite à aspect circulaire (fig-5.c), suivant les données du tableau (V2), cet alliage présente le meilleur compromis entre les caractéristiques mécaniques.

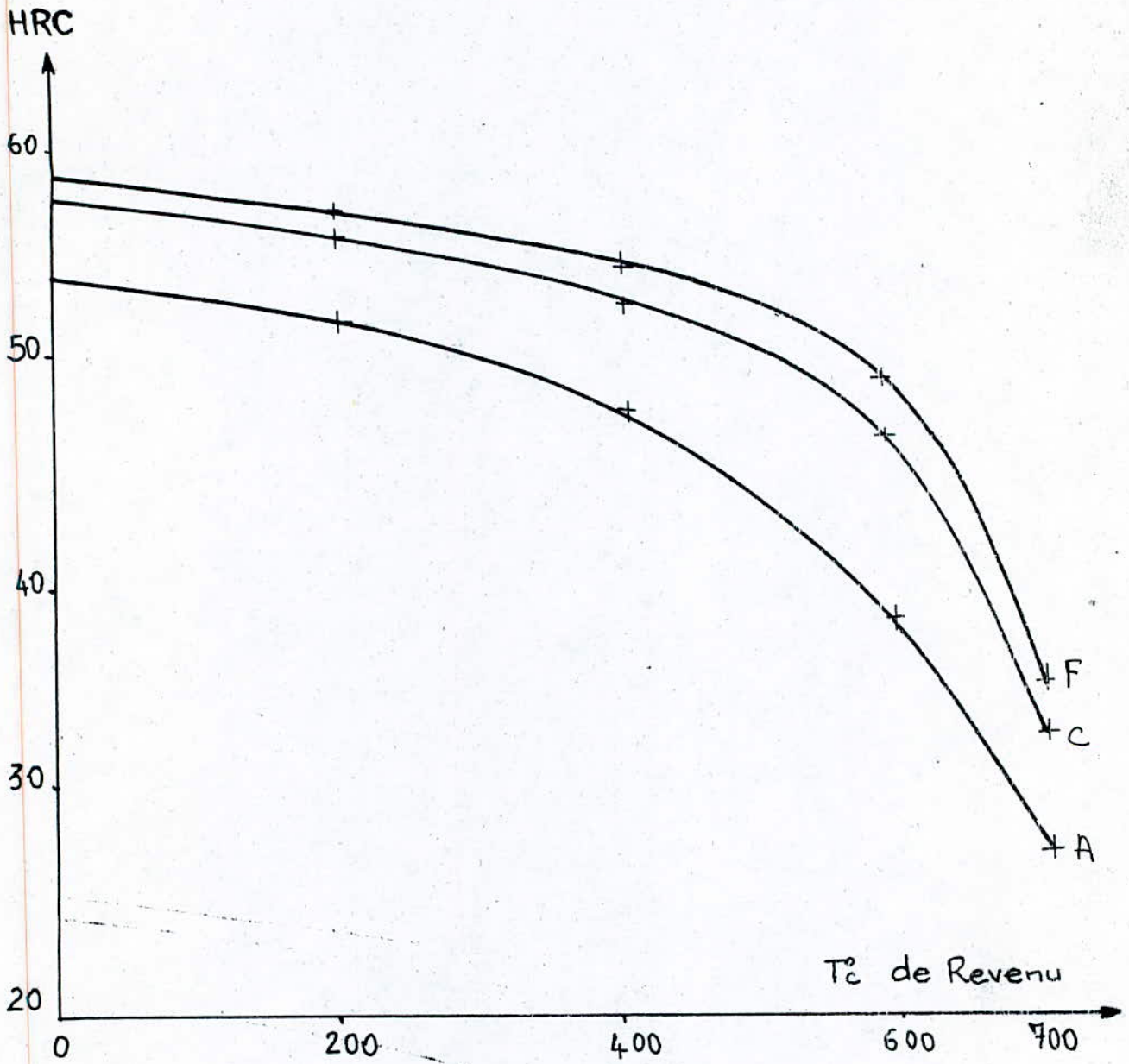


Fig:5-1 Variation de la dureté HRC en fonction de la température de Revenu

D'après l'analyse des micrographies des charges F, B et H, on a constaté que plus la teneur en nickel et molybdène est élevée plus la dureté est grande, et plus la quantité de carbure est importante.

En conséquences, les hautes valeurs de résistance sont obtenues pour ces charges (alliage C).

- En examinant les données du tableau V3, on constate que dans le cas des charges C et F, les plus basses valeurs moyennes ont été enregistrées après revenu à 700°C, ces valeurs sont du même ordre de grandeur que ceux à l'état brut de coulée. L'analyse de la microstructure de l'éprouvette de la charge F revenu à 700°C figure 7f, montre l'existence de plages de carbone dans une matrice composée troostite et de ferrite auréolaire, la présence de ces carbures dans la structure de cet alliage est le résultat de leur non décomposition pendant la trempe, depuis l'état brut de coulée et l'analyse de la microstructure de l'éprouvette de la charge C revenue à 700°C confirme la présence de guirlande de troostite à la limite des anciens grains d'austénite et de bainite à aspect aciculaire (figure 7E).

L'examen de la micrographie précédente des différents alliages élaborés à l'état brut de coulée, a montré l'existence de structures contenant des états hors d'équilibre, et des carbures soit disséminés dans la masse, soit formant des plages, un tel état métallique présente une composition chimique non adoptée aux conditions de son refroidissement, mais on remarque également après traitement thermique de trempe et revenu à haute température (700°C), la microstructure de la charge F figure 7f, (fonte G.S allié à 1,59%Ni+0,45%Mo) contient toujours des plages de carbures présents dans la matrice, cette situation a pour résultat un état structural hors équilibre physico-chimique. La présence de ces carbures dans cette structure montre que la température de traitement de trempe (875°C) n'était pas suffisante pour les décomposer,

.../...

et cela est la cause de l'influence des éléments d'alliages Ni-Mo sur les températures de transformation.

Alors dans le but de décomposer ces carbures et réaliser l'équilibre structural des différents alliages élaborés, on a adopté le régime thermique suivant:

74. Recuit de graphitisation.

Ce traitement thermique a pour effet de ramener le métal en équilibre physico-chimique et mécanique s'il ya lieu, et cela en faisant disparaître les états hors d'équilibre. Ce traitement consiste en un chauffage à une température se situant entre 980 et 1000°C dans le sable sec, afin d'éviter les effets d'oxydation qui se produisent à ces températures, suivi d'un maintien pendant 5 heures, où l'on provoque la transformation.

au chauffage: $Fe_3C \longrightarrow C$ (graphite) + austénite

75. Etude métallographique des structures à l'état recuit.

Le chauffage à 980° pendant 5 heures a provoqué la décomposition des carbures et des états hors d'équilibre (lédébunite) qui étaient présents à l'état brut de coulée et cela se trouve confirmé par l'analyse micrographique suivante:

- dans la structure de la charge A voir fig 5-Q (fonte S.S non alliée-référence), il apparait une augmentation du taux de ferrite et une diminution du taux de perlite (on estime 60% F+40% P) par rapport à l'état brut de coulée. L'explication de ce fait réside dans la décomposition des carbures et de la lédébunite en ferrite et graphite (carbone libre), cette situation se trouve confirmée par une augmentation de ductilité (A%, K) et par une diminution de la résistance (HRC, R_m).
- dans le cas de la charge C (alliage) voir fig 5-C, il apparait par contre une augmentation de bainite par rapport à l'état brut de coulée avec un accroissement de la

.../...

de la finesse de la perlite, on constate aussi, que la ferrite n'est plus auréolaire mais forme des plages.

- dans la structure de la charge (alliage F) voir fig 5-f. on observe une augmentation du taux ferrite dû à la décomposition de carbure et de lédéburite présents à l'état brut de coulée, on observe également la présence de de perlite fine et de la bainite à aspect acciculaire.

- enfin dans le cas de la charge (alliage H) voir fig 5h, la fonte G.S alliée à 3,22%Ni+0,78%Mo) on observe une modification de la matrice par l'apparition de la marten-site et de la bainite.

Cette situation est le résultat de l'influence des teneurs élevées en éléments d'alliages Ni-Mo sur les courbes T.R.C (voir chapitre I).

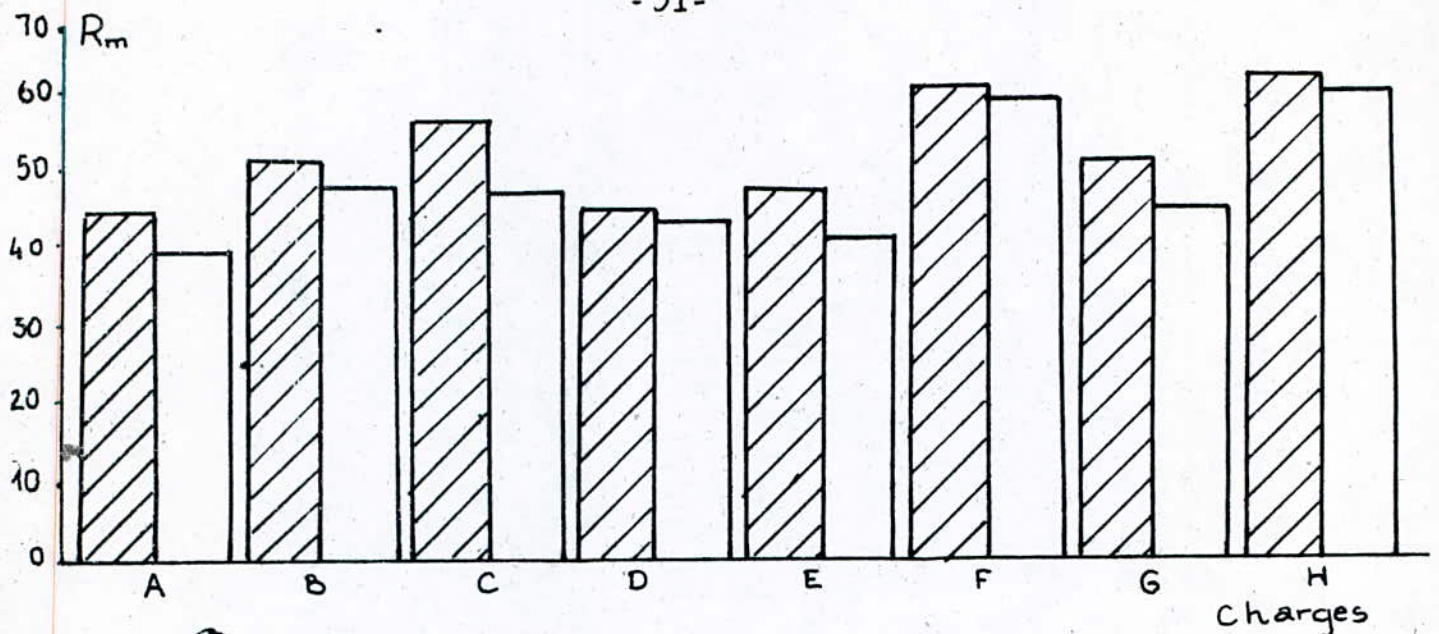
V.6- Caractéristique mécanique;

Les valeurs des caractéristiques mécaniques essayées sur des éprouvettes (traction, résilience) après le traitement sont illustrées dans le tableau suivant:

Alliages	caractéristique mécanique				
	R_m daN/mm ²	LE daN/mm ²	A%	K daJ/cm ²	HRC
A	40,6	32,5	12,08	1,98	15,2
B	49	38	1,92	2,57	30 /
C	48,9	37	11,3	4,6	24,9
D	45	39,5	2,55	2,5	23
E	43,0	35,7	2,94	3,54	20,7 /
F	60,9	48,7	6,48	3,56	27,5 /
G	47	38	4,14	3,45	25
H	63	49,5	0,69	1,35	35

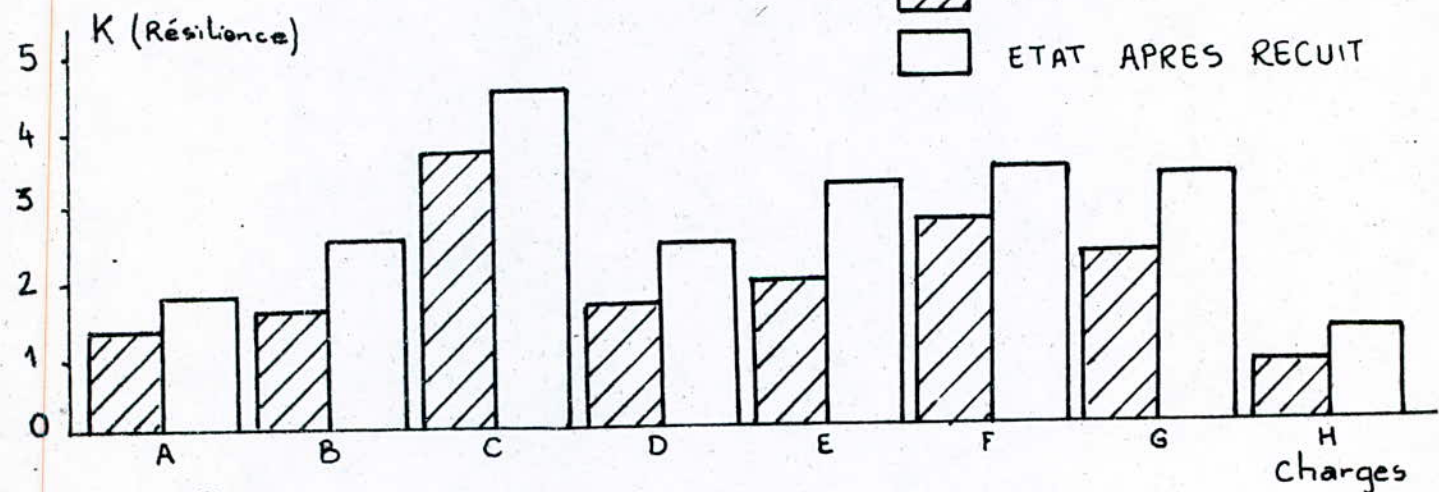
Tableau

-4.

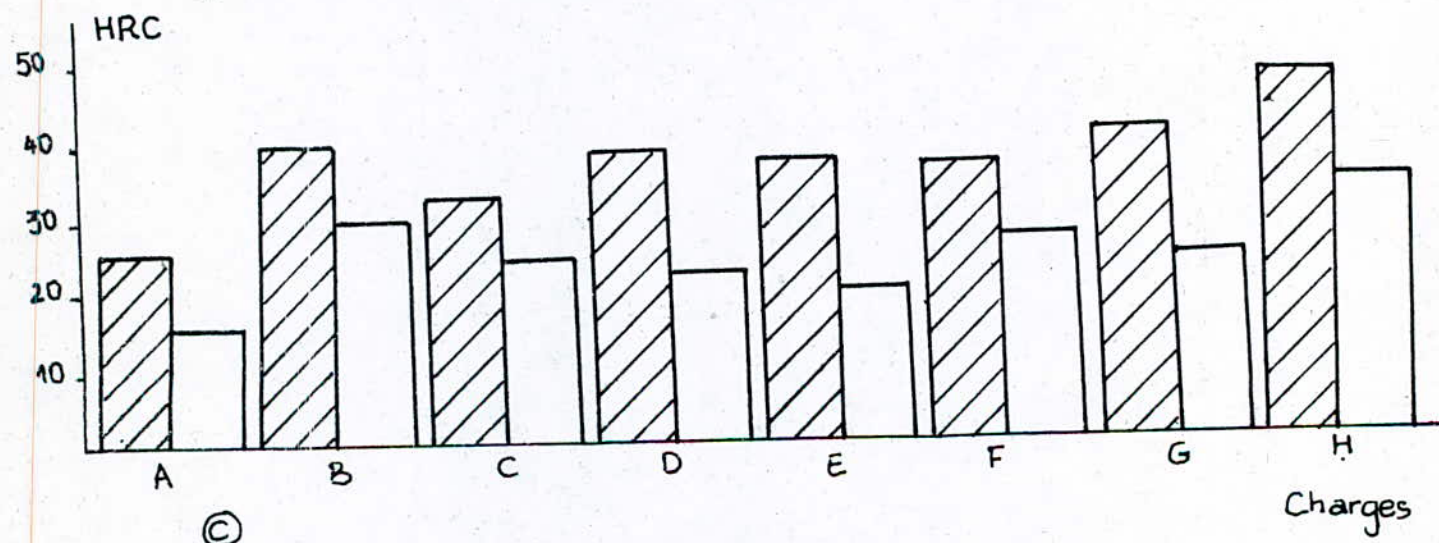


(a)

ETAT BRUT DE COULEE
ETAT APRES RECUIT



(b)



(c)

Fig: 8 (Histogrammes)

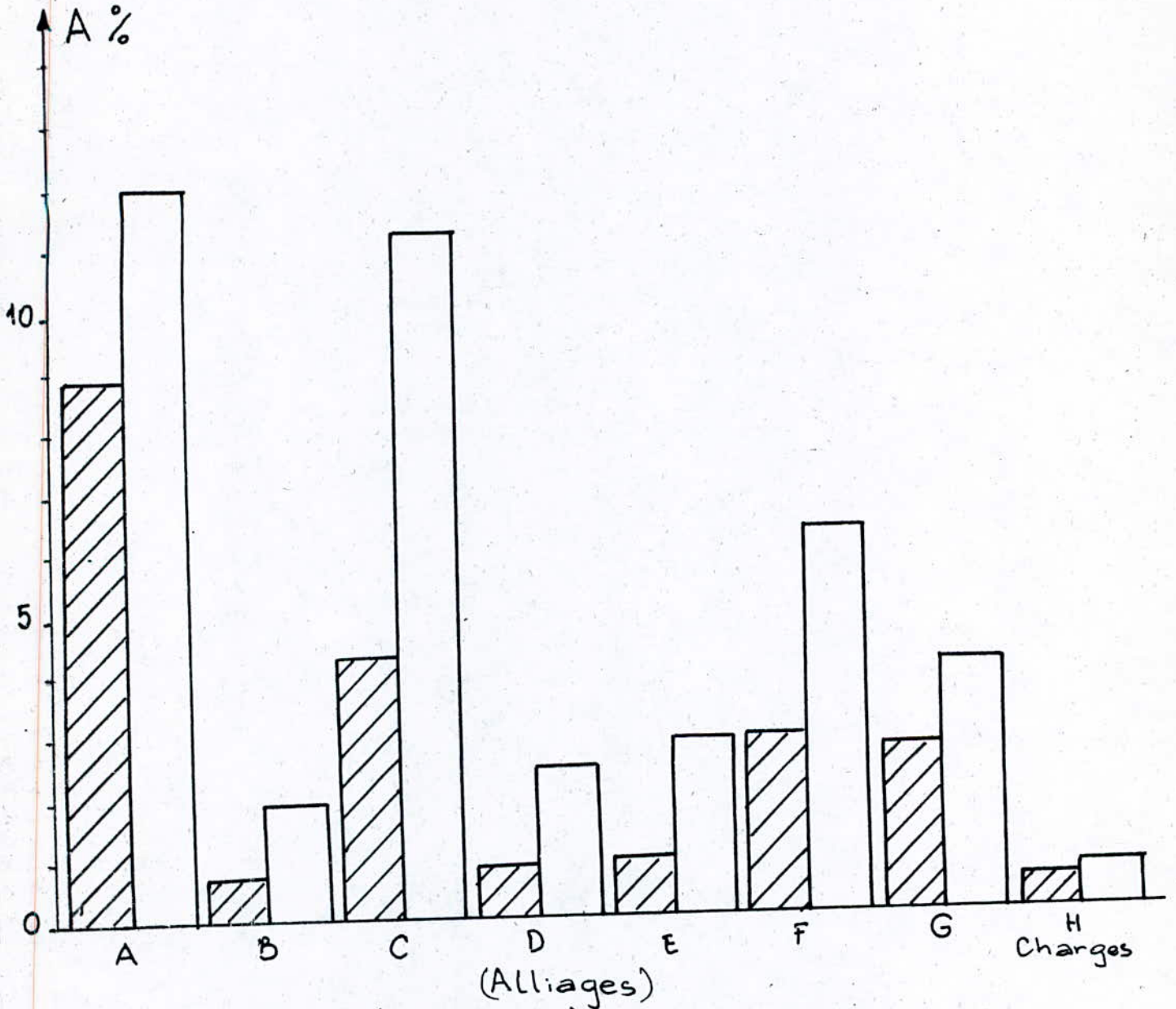


Fig: 8-d- (histogramme)

▨ ETAT BRUT DE COULEE
□ ETAT APRES RECUIT

5.7- Interprétation des résultats.

Les données des tableaux $\bar{V}2, V4$, représentées par les histogrammes voir fig 8, démontrent que l'état recuit correspond aux valeurs maximales des caractéristiques de ductilité (K, A%) et aux valeurs minimales des caractéristiques de résistance (R_m , HRC). L'examen de ces données ($R_m, K, HRC, A\%$) pour les différentes charges (alliages) élaborées, montre que le meilleur compromis entre ductilité et résistance est obtenu après traitement thermique de recuit pour l'alliage C (fonte GS allié à 1,14%Ni+0,31Mo) qui a atteint des performances maximales ($R_m=48,9 \text{ daN/mm}^2$, $K=4,6 \text{ daJ/cm}^2$).

5.8 Comparaison des caractéristiques mécanique et métallurgiques de l'alliage C avec l'acier 35CD4.

Les résultats des essais précédents à l'état brût et après recuit pour l'alliage C sont comparés avec ceux de l'acier 35CD4.

Tableau $\bar{V}-5$

nature	$R_m \text{ daN/mm}^2$	$LE \text{ daN/cm}^2$	A%	HRC	$Kcc \text{ daJ/cm}^2$
35CD4	132-108	93	10	26,6	5
alliage C à l'état brût de coulée	58,4	47,4	4,3	33	3,8
alliage C après traitemt. thermique de recuit	48,9	37	11,3	24,9	4,6

.../...

dureté:

L'alliage C présente à l'état brût de coulée une dureté supérieur à celle de l'acier ,par contre après traitement thermique de recuit cette dureté diminue et lui devient comparable.

Traction:

On constate d'après le tableau V-5, que la résistance à traction de l'acier est très élevée par rapport à celle de l'acier, que ce soit à l'état brût ou à l'état recuit, donc pour les pièces travaillants dans des conditions de traction, l'alliage C ne peut pas remplacer l'acier 35CD4.

Résistance au choc:

On constate aussi qu'après traitement thermique, la résilience de l'alliage C augmente et atteint une limite comparable à celle de l'acier 35CD4, alors pour les pièces qui travaillent dans des conditions de choc, l'alliage C est apte à substituer l'acier 35CD4.

Résistance à l'usure:

Les fontes G.S ne sont pas mal placées quand à la résistance à l'usure, grace à la présence du graphite qui est lubrifiant par sa structure même qui, en outre constitue une réserve d'huile, si on le désire.

Conclusion:

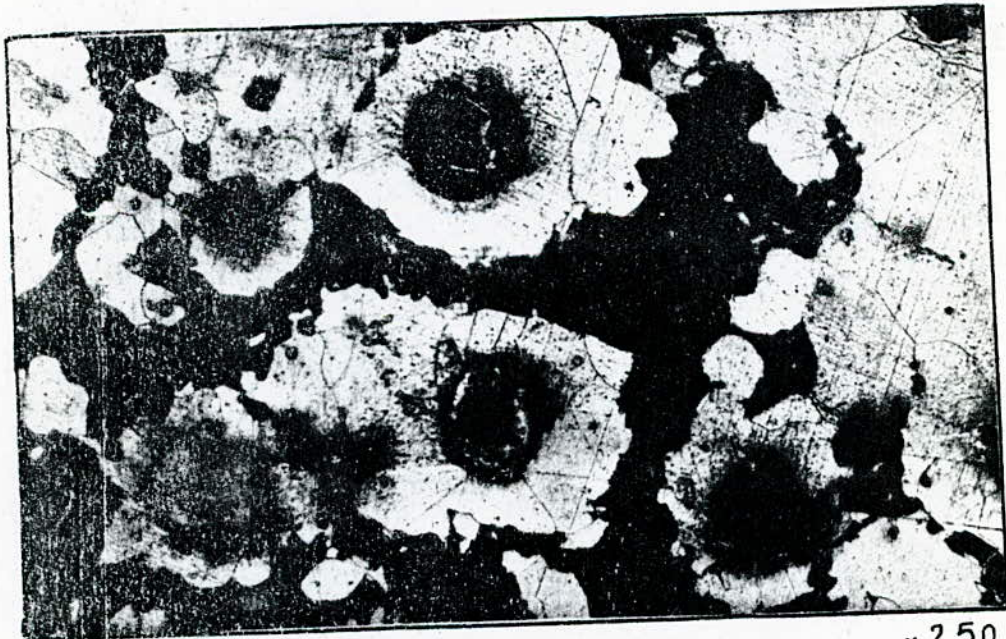
L'étude de la pièce patin en acier 35CD4 dans le chapitre II a montré que cette pièce travaille dans des conditions de choc et d'usure, or d'après les résultats obtenus ci-dessus, voir tableau V-5, on peut conclure que la fonte à graphite sphéroïdal alliée à 1,14% Nickel et à 0,31% de molybdène (charge C), présente des propriétés mécaniques supérieurs, qui permettent de remplacer (substituer) l'acier 35CD4 pour la fabrication de patin de suspension (pièce) voir chapitre II.



Nital

x 250

a-1 A l'état brut de coulée

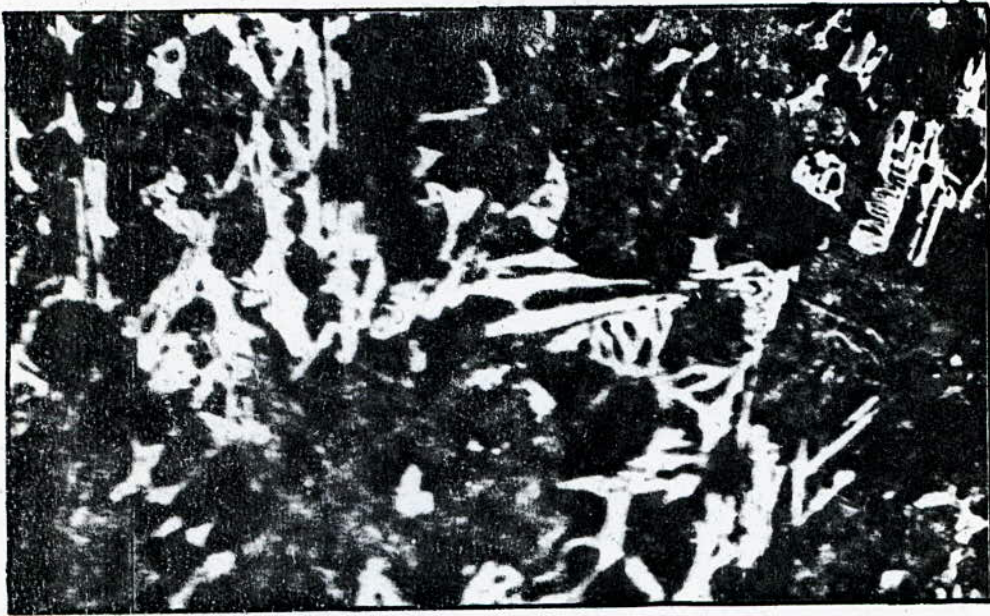


Nital

x 250

a-2 Après Récuit de graphitisation (980°C, 5h ref: air)

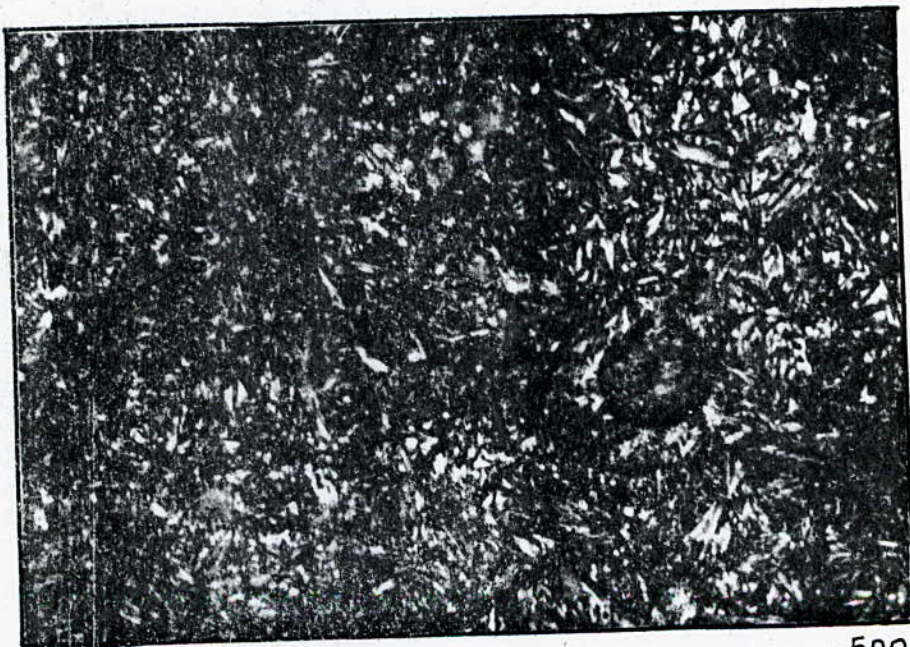
Fig. 5.a. Fonte GSC non alliée (Charge A)



- Nital

x 250

b-1 A l'état brut de coulée

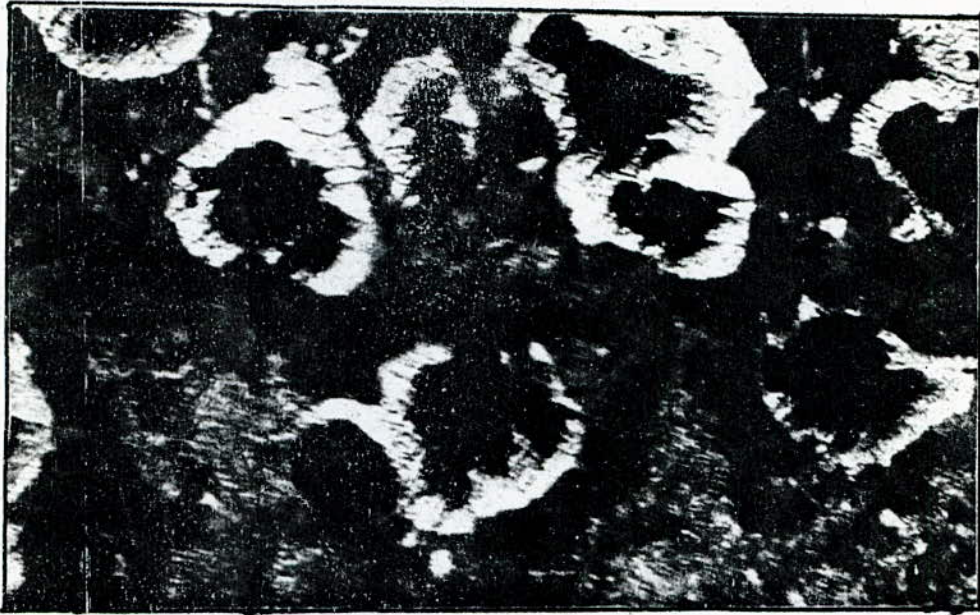


- Nital

x 500

b-2 Après Révêt de graphitisation (980°C, 5h ref: air)

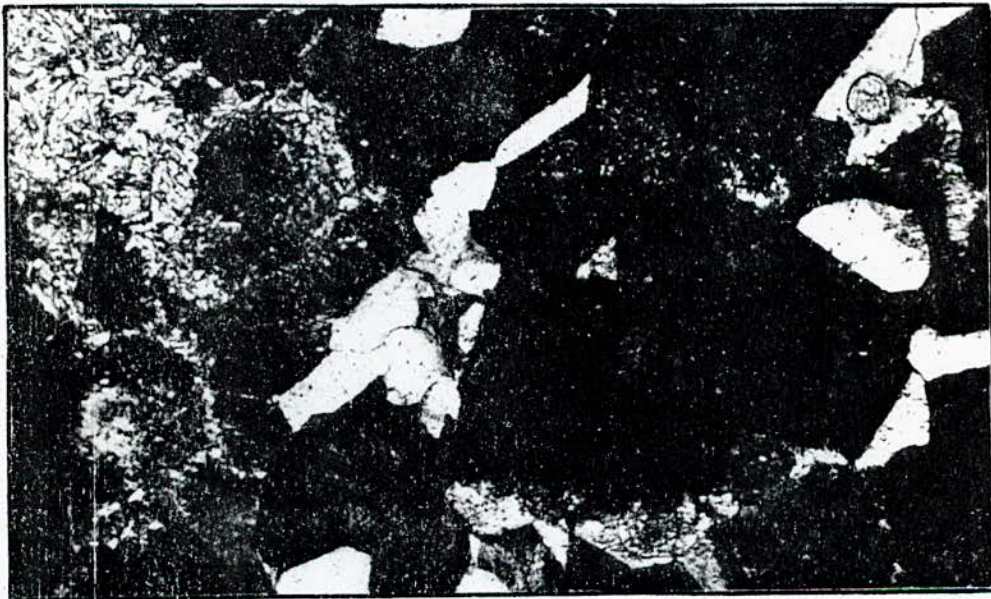
Fig: 5-b- Fonte GS alliee à 1,175% Ni + 0,69% Mo (Charge: B)



Nital

x 250

C-1 A l'état brut de coulée



Nital

x 500

C-2 Après Récuit de graphitisation (980°C, Sh ref: air)

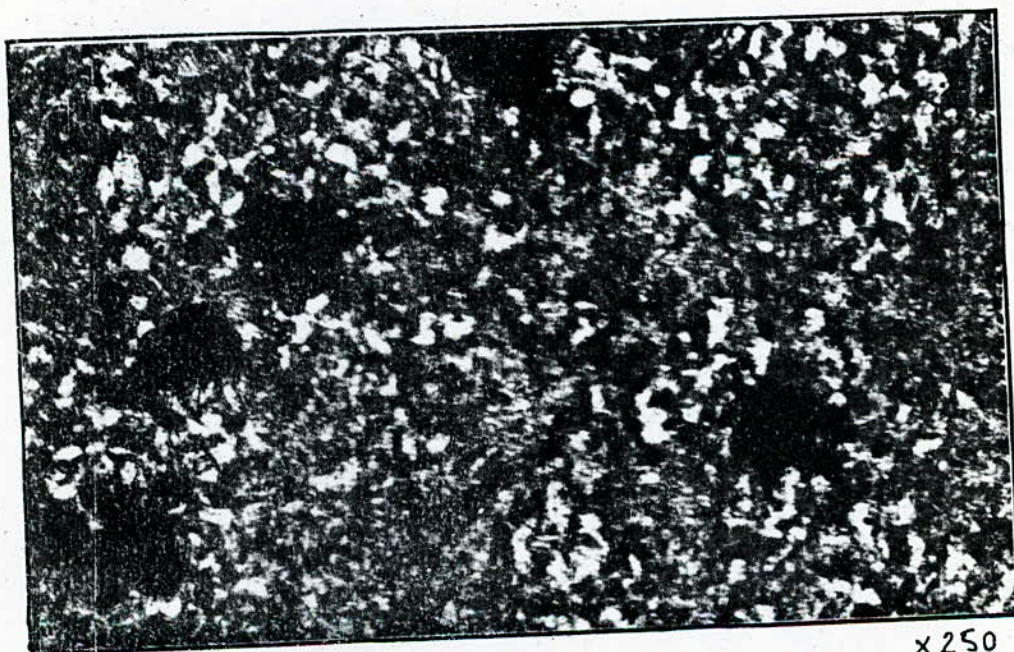
Fig: 5-c Fonte G5 alliée à 1,147% Ni + 0,31% Mo (Charge: C)



Nital

x 250

d.1 A l'état brut de coulée

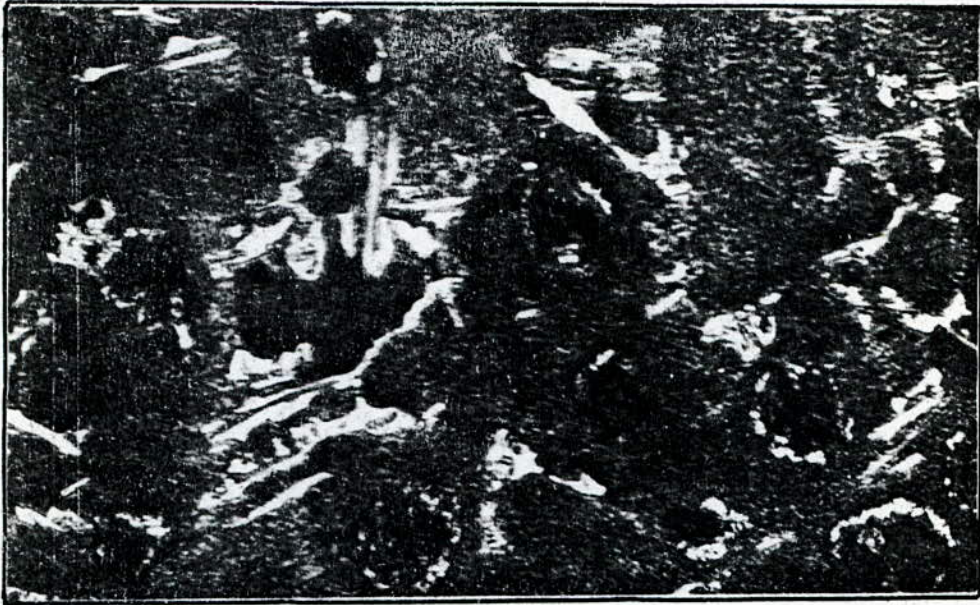


Nital

x 250

d.2 Après Recuit de graphitisation (380°C, 5h ref: air)

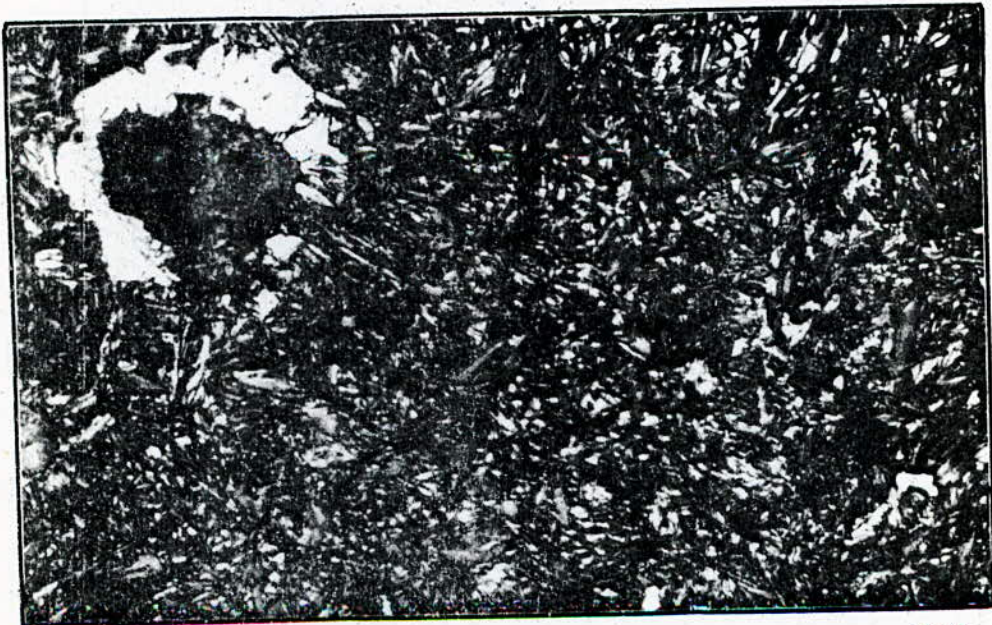
Fig: 5-d- Fonte GS alliée à 1,022% Ni + 0,26% Mo (Charge: D)



Nital

x 250

e-1 A l'état brut de coulé

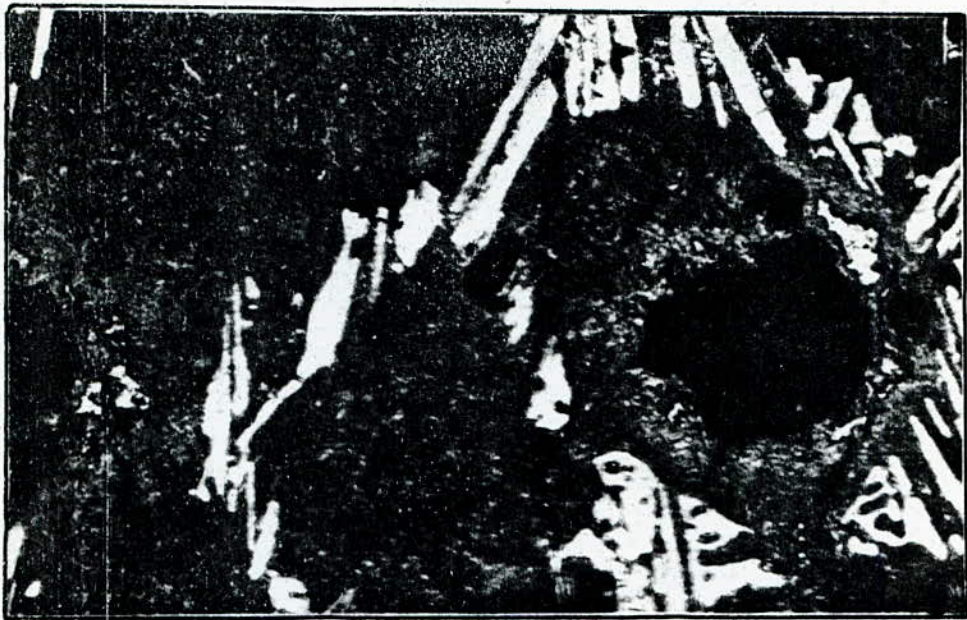


Nital

x 500

e-2 Après Recuit de graphitisation (980°C, 5h ref: air)

Fig 5-e- Fonte GS alliée à 0,907% Ni + 0,020% Mo (charge: E)



Nital

x 500

f.1 A l'état brut de coulée

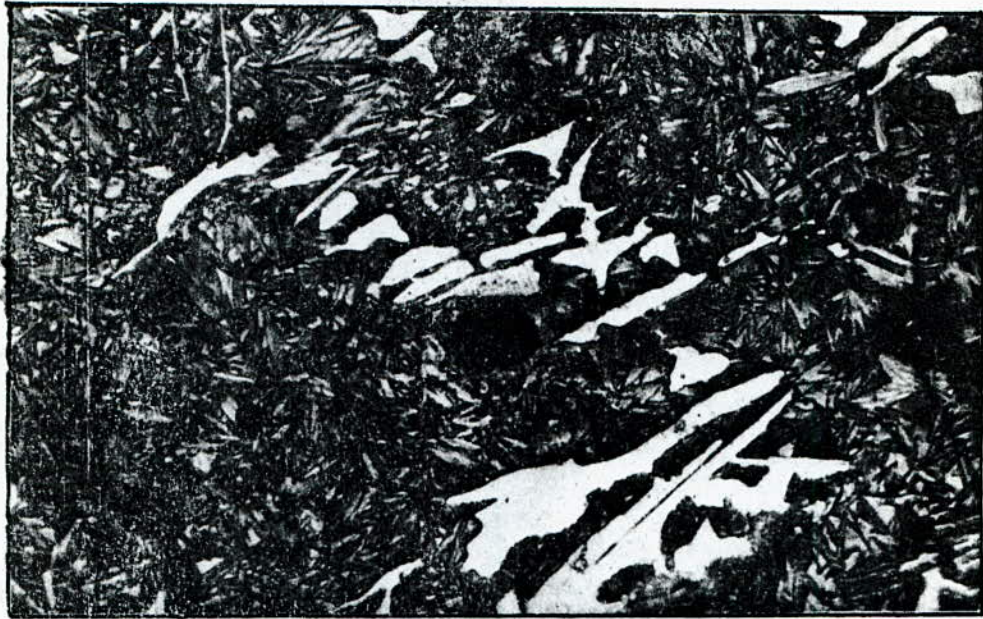


Nital

x 250

f.2 Après Récuit de graphitisation (980°C, 5h ref:air)

Fig:5-f- Fonte GS alliée à 1,59% Ni + 0,45% Mo (charge:F)



Nital

x 250

g-1 A l'état brut de coulée



Nital

x 250

g-2 Après Récuit de graphitisation (980°C, 5 h ref: air)

Fig: 5-g Fonte GS alliée à 1,248% Ni + 0,20% Mo (charge: G)



Nital

x250

h-1 À l'état brut de coulée



Nital

x500

h-2 Après Réémit de graphitisation (980°C, 5h réf: air)

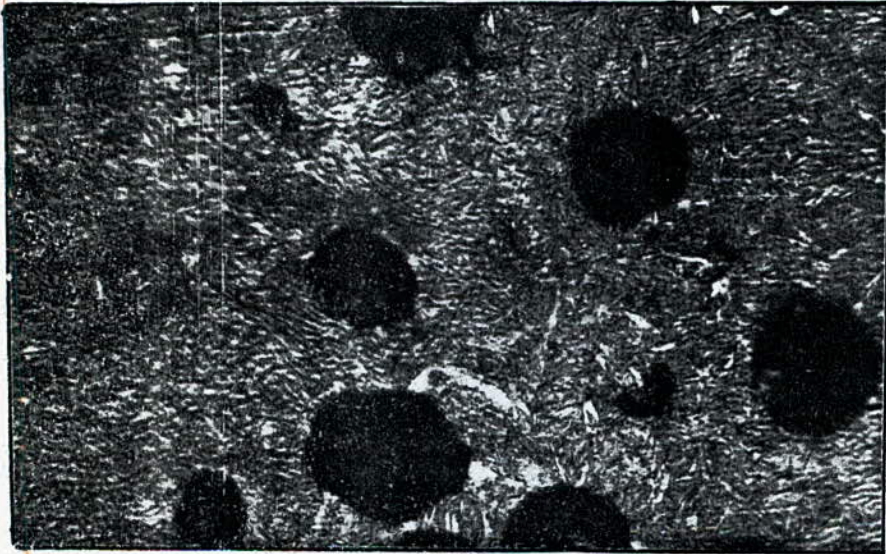
Fig 5-h Fonte GS alliée à 3,220% Ni + 0,78% Mo (Charge: H)



a. Fonte GSC non allié
(Charge: A)

Nital

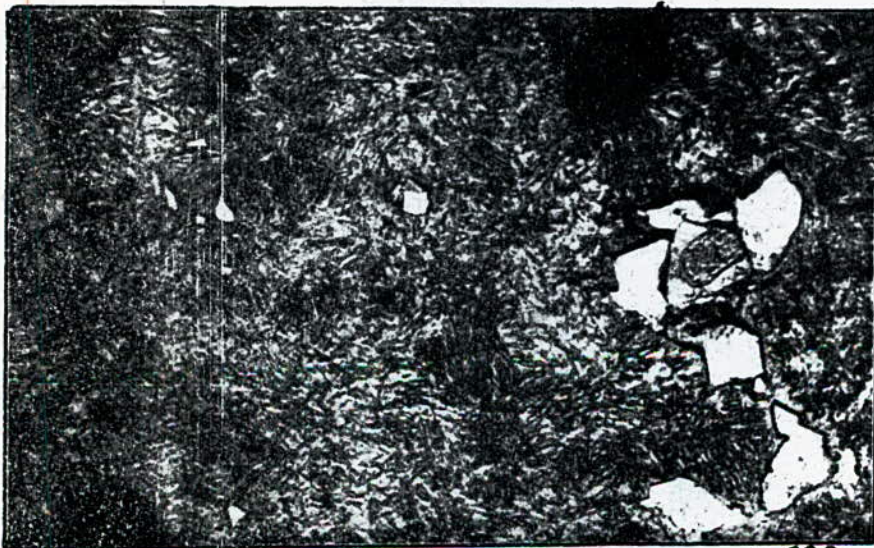
x 500



b. Fonte GS allié à
1,147% Ni + 0,31% Mo
(Charge: C)

Nital

x 500



c. Fonte GS allié à
1,53% Ni + 0,45% Mo
(Charge: F)

Nital

x 500

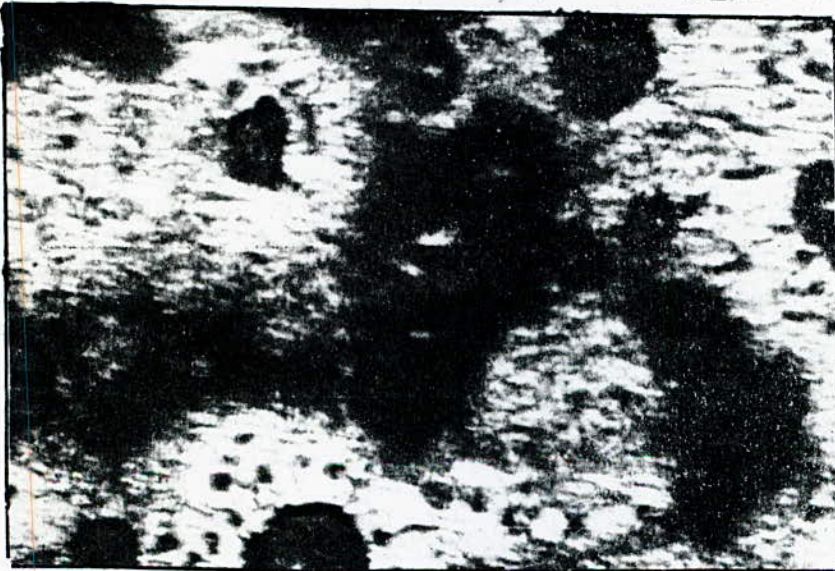
Fig. 6 (Structures Après trempe θ_s 875°C, huile)



Nital

x 250

a: Fonte GSC non alliée
(charge: A)



Nital

x 500

b: Fonte GS alliée à
1,147% Ni + 0,31% Mo
(charge: C)



Nital

x 500

c: Fonte GS alliée à
1,53% Ni + 0,31% Mo
(charge: F)

Fig: 7 (Structure Après Revenu à 700°C)

Chapitre VI.

SENSIBILITE A L'ÉPAISSEUR DES FONTES GS

ALLIÉES AU NICKEL ET MOLYBDÈNE.

La caractéristique fondamentale des fontes brutes de coulée, réside dans le fait que le carbone insoluble à l'état solide peut en cours de solidification, cristalliser.

- Soit en forme de carbure de fer plus ou moins associé à des carbures magnésium, molybdène ect...
- Soit sous forme de carbone libre pratiquement pur appelé graphite.

Cette forme sous laquelle le carbone peut cristalliser dépend à chaque instant de la composition chimique de la fonte et de la cinétique de son refroidissement depuis l'état liquide jusqu'à l'ambiante.

- Cette cinétique de refroidissement dépend d'une certaine manière de l'épaisseur de la paroi des pièces, pour cela on s'est proposé d'étudier l'influence de l'épaisseur des parois des pièces en fonte GS alliée au Ni-Mo (élaborés précédemment) sur la dureté HRC.

Le tableau ci-dessous illustre les valeurs de dureté HRC trouvée en fonction de la variation de l'épaisseur de la paroi.

Parmi les résultats trouvés, on a tracé pour chaque alliage la courbe donnant la variation de la dureté HRC en fonction de l'épaisseur de la paroi, voir fig 9.

.../...

épais- seur en mm charge	H R C						
	2	6	10	15	20	25	30
A	25,6	22,1	19,4	18,5	17	16	15
B	40	37	35	31,5	28	26	25 x
C	33	28	24	22	20,5	20	19
D	39	36	30	28	25	24	23,5
E	38	36	32	26	23	21,5	21 ✓
F	37,5	32	28,8	27	26	25	24 ✓
G	42	37	28	26	24	23	22
H	49	43	38	32,5	29	27	26

VI.1- Interprétation des résultats:

Les données du tableau, montrent que la dureté HRC est inversement proportionnelle à l'épaisseur de la paroi, ceci est expliqué par une diminution de l'épaisseur, ce n'est rien d'autre qu'une augmentation de la vitesse de refroidissement donc modification de la structure, et ceci est expliqué par l'analyse micrographique de la charge A voir fig 9, (fonte GS non alliée) qui montre qu'une augmentation de l'épaisseur de la paroi est traduite par une augmentation du taux de ferrite et disparition des plages de carbure (cémentite et des états hors équilibre telle que la lédéburite.

.../...

D'après les résultats ci-dessus, on peut dire que les alliages élaborés (fonte GS alliée au Ni-Mo) présente une sensibilité à l'épaisseur à l'état brût de coulée (se traduisant par une modification de la structure métallique).

.../...

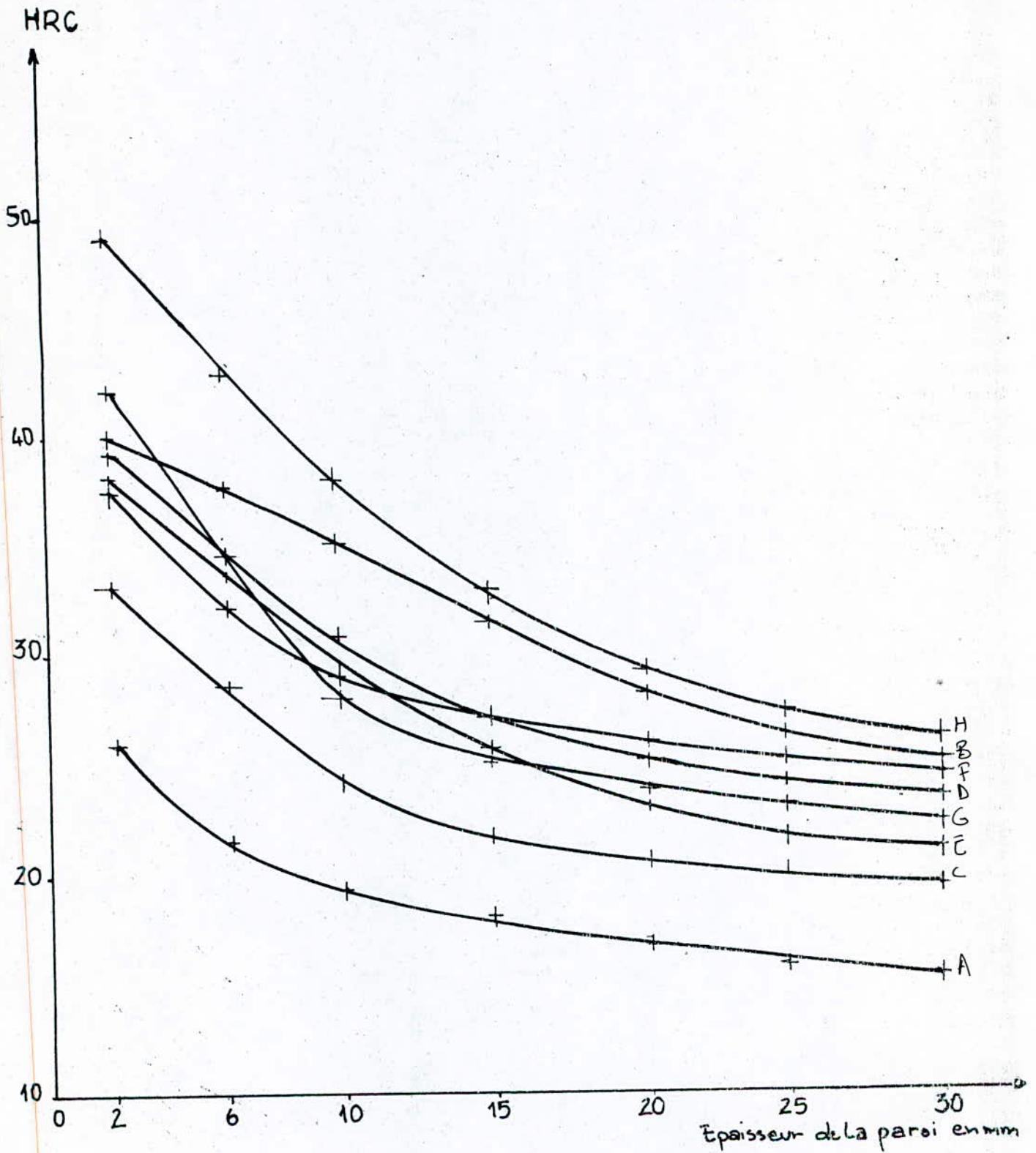
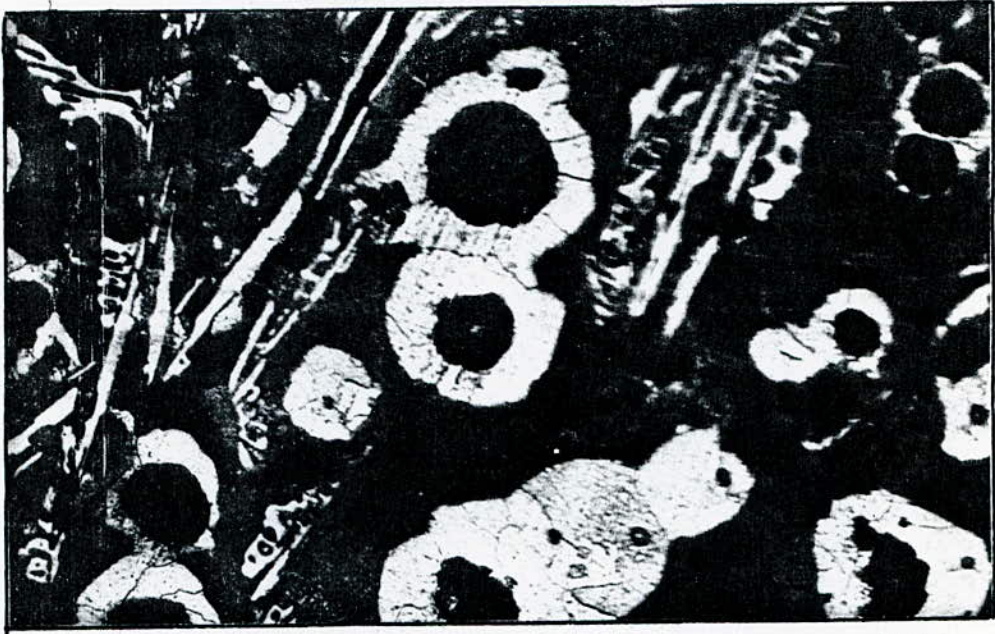


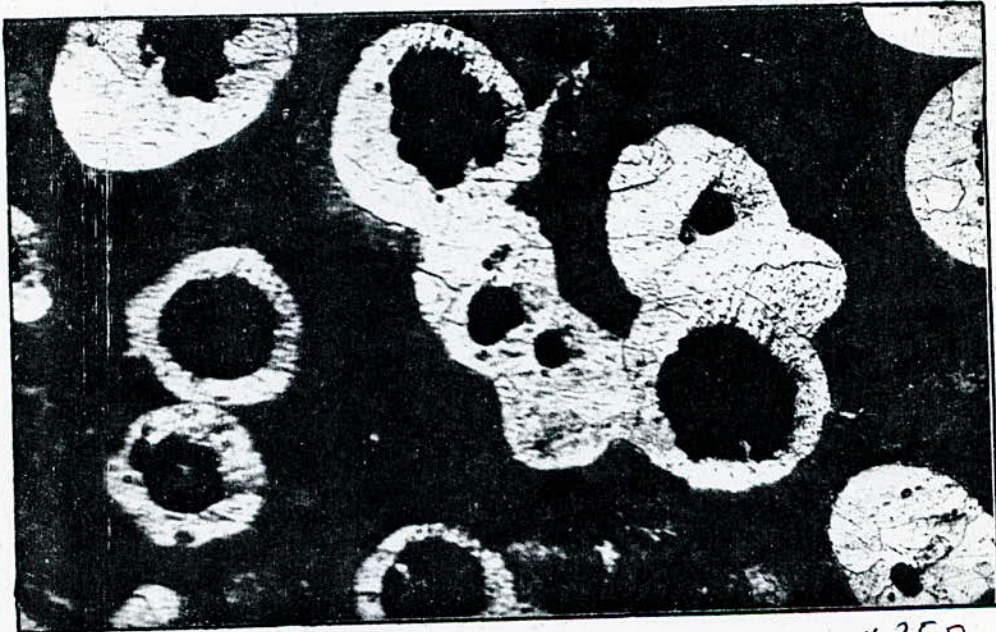
Fig: 9 Variation de la dureté HRC en fonction de l'épaisseur de la paroi



Nital

x 250

-a- Epaisseur 2 mm



Nital

x 250

-b- Epaisseur 20 mm

Fig:10 Fonte GSC à l'état brut de coulée
(Charge A)

DONNEES ECONOMIQUES -COUTS DE PRODUCTION.

- Pièces considérées.

N^o 758554 patin de suspension AR.

Ce patin est utilisé sur les véhicules suivants:

- B260 coefficient de montage \Rightarrow 2 patins.
- TB305 " " " \Rightarrow 2 "
- C260(4x2) " " " \Rightarrow 2 "

véhicules	production de véhicules annuelle	nombre de patin utilisé par an.
B260	400	400 x 2=800
TB305	1200	1200 x 2=2400
C260(4 x 2)	950	950 x 2=1900
TOTAL	2550	5100

- Couts de production:

matière 35CD4 \equiv 66,50DA.

main d'oeuvre \equiv 2,80DA

frais indirects \equiv 13,90DA

Prix de revient unitaire = 83,20DA/patin

Prix de revient annuel = 83,20 x 5100 = 424320DA/an.

- Dans le cas de la réalisation de la pièce -patin en fonte GS alliée à 1,147%Ni+0,31%Mo.

Le relevé de gamme établi par le bureau de méthode de la SNVI - Rouiba, nous a permis d'estimer le prix de revient unitaire, et cela en évaluant la durée de chaque opération.

.../...

1Kg de métal liquide (fonte GS) = 2,553DA.

Prix de revient unitaire = 74,11 DA/patin.

Prix de revient annuel = 74,11 x 5100 = 377961DA/an.

Alors la substitution de l'acier 35CD4 par la fonte GS alliée à 1,147%Ni+0,31%Mo permet d'économiser.

83,2 - 74,11 = 9,09 DA/patin.

9,09 x 5100 = 463590DA/an.

- C O N C L U S I O N -

Les essais effectués ont démontré, que dans les conditions d'utilisation des fontes à graphite sphéroïdal allié au nickel et molybdène, on peut atteindre des propriétés mécaniques très intéressantes, susceptibles d'élargir notablement le domaine d'utilisation des fontes, spécialement en remplacement d'acier.

Les conclusions tirées de cette étude sont les suivantes:

- *L'étude de l'influence du nickel et molybdène sur la structure et sur les (caractéristiques) propriétés mécaniques, montre que des performances maximales ont été obtenues sur la fonte GS allié à 1,147%Ni+0,31Mo.
- *Cette composition chimique donne la possibilité d'augmenter la stabilité de l'austénite et d'obtenir la structure bainitique qui possède des propriétés mécaniques comparables à ceux de l'acier 35CD4.
- *L'étude de l'influence des traitements thermiques sur les fontes à graphite sphéroïdal, alliées au Ni-Mo; montre que les meilleures propriétés mécaniques sont obtenues après recuit de graphitisation, voilà pourquoi pour les pièces en fonte GS allié au Ni-Mo, il faut recommander après le moulage, le recuit de graphitisation ($T^{\circ}=980^{\circ}\text{C}$ pendant 5 heures)
- *Pour la fabrication des pièces patin de camion, on recommande la fonte GS allié à 1,147%+0,31% de Molybdène.
- *Enfin le changement de l'acier 35CD4 par la fonte GS allié à 1,147%Ni+0,31%Mo pour les pièces patin permet d'économiser la somme de 48267,1DA/an .



