

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : METAL LURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

S.UJET

Influence Des Elements D'Addition

Sur La Resistance à L'Usure

Par Abrasion Des FGS

Proposé Par : Mr
A. Maïstrouk

Etudié par : Mrs
R. Achab
A. Brahmi

Dirigé par : Mr
A. Maïstrouk
E. Salhi

PROMOTION : Juin 88

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 : METALLURGIE

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

Etude de L'Influence des Elements
D'addition Sur La Resistance à L'Usure
Par Abrasion de La Fonte GS(38-15)

Proposé Par : Mr
A. MAISTROUK

Etudié par : Mrs
R. ACHAB
A. BRAHMI

Dirigé par : Mr
A. MAISTROUK
E. SALHI

PROMOTION : Juin 1988

Dedicates

Je Dédie Ce Modeste Travail

- A Mon Père .
- A Ma Mère .
- A Mes Frères ; Surtout à IBRAHIM .
- A Tous Ceux qui me sont chers .

A. BRAHMI

Ce Modeste Travail est Dédié

- A Mes Très Chers Parents .
- A Mon Frère et à Mes Soeurs .
- A Ma Fiancée .
- A Tous Ceux qui me sont Chers .
- A Tous Mes Amis .

R. ACHAB

Remerciements

Au terme de cette étude, nous tenons à exprimer nos sincères remerciements à toutes les personnes qui nous ont aidés à accomplir ce travail dans de bonnes conditions .

Que Monsieur A . MAISTROUK ; Professeur à L' E.N.P trouve ici l'expression de notre profonde gratitude; pour les précieux conseils qu'il nous a prodigués et pour avoir bien voulu dériquer ce projet de fin d'études .

Nous tenons à remercier également Monsieur E . SALHI chargé de cours à L' E.N.P qui n'a ménagé aucun effort pour nous venir en aide tout au long de la durée de ce travail .

Que Messieurs BELKACEM et GHEMMAR de L' U.F.R ; ainsi que tout le personnel du laboratoire central du C.V.I ROUIBA veuillent bien trouver ici l'expression de nos remerciement pour toutes les facilités qu'ils nous ont accordées .

Enfin nous tenons à remercier gracieusement nos collègues pour leur aide et leurs encouragements .

SOMMAIRE

	Page
INTRODUCTION	1
CHAPITRE I - ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	4
CHAPITRE II - MATERIAUX ETUDIES ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES	36
CHAPITRE III - RESULTATS	46
CHAPITRE IV - COMMENTAIRES ET INTERPRETATIONS	67
CHAPITRE V - CONCLUSION	78

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

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

INTRODUCTION
()***** ()

L'importance acquise actuellement par la fonte à graphite sphéroïdal (FGS) dans le domaine industriel n'est plus à démontrer, de part le fait qu'elle constitue un matériau concurrentiel peu onéreux et relativement facile à élaborer.

En métallurgie, l'utilisation des FGS alliées, prend une ampleur considérable et présente un grand intérêt dans divers domaines d'applications industrielles.

En améliorant sans cesse et en optimisant leur caractéristiques mécaniques, elles peuvent dans certains cas se substituer aux aciers.

En outre l'utilisation de la FGS présente de larges perspectives d'évolution par l'introduction de nouveaux éléments d'addition.

Le but de ce projet est principalement, l'étude de la résistance à l'usure par abrasion des FGS alliées. Pour cela nous disposons d'alliages à base de FGS, dans lesquels le Nickel est introduit comme élément adoucissant et des éléments carburigènes ayant le rôle inverse telque : le chrome, le vanadium, le titane le Molybdène et le Manganèse.

Ce projet constitue par ailleurs un complément d'études, pour des études précédement faites sur certaines des nuances que nous avons étudiées et qui ont portées sur les propriétés mécaniques générales : telles que : les charges de rupture, les duretés, les résiliences et l'étude statistique des phases de la FGS alliée.

L'étude de l'usure présente un double intérêt : un intérêt économique car elle vient en tête des causes de vieillissement des organes des machines, dont la diminution permettrait d'économiser annuellement des sommes considérables.

Un intérêt scientifique car malgré les recherches entreprises dans ce domaine, les solutions proposées restent insuffisantes en raison de la multiplicité des facteurs qui influencent l'usure.

La technologie actuelle exige une connaissance approfondie des mécanismes fondamentaux responsables de la détérioration et de la transformation des surfaces métalliques.

Cette étude nous permettra de tirer des conclusions concernant l'influence des éléments d'addition sur le comportement vis à vis de l'usure par abrasion des matériaux que nous avons étudiés.

Chapitre : I

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

=====

1.1- Fonte à graphite Spheroidal

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

Dans les fontes grises classiques, le graphite se présente sous forme de lamelles. Celles-ci, constituent des discontinuités de la matrice, et sont à l'origine de ruptures par effet d'entaille.

Un affinage, et une meilleure repartition des lamelles, atténueront cet effet nocif. Ainsi par centrifugation des fontes grises à la coulée, on affine les lamelles, et on accroît les qualités mécaniques du matériau.

Cependant, le gain de résistance, et surtout de ductilité, n'est important que si le graphite est mis sous forme compacte: soit en nodules pour les fontes malléables; soit ce qui est mieux sous formes de sphéroïdes ou sphérules à bords nets dans une matrice d'acier, pour les fontes à graphite spheroidal nommées " fontes G.S " .

La teneur en carbone de la matrice d'acier a pour limite l'abscisse du point correspondant à la salubilité maximum du carbone dans le fer & (Gamma).

I.2- Composition Chimique [1] ; [2] ; [3] ; [4]

La composition chimique des fontes G.S devra être fixée en fonction de la structure metallographique et des caracteristiques recherchées ainsi que de l'épaisseur des moulages.

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

Carbone

Le carbone est l'élément graphitisant. Le carbone pris dans certaines limites (2,8-4 %), améliore la coulabilité et permet d'éviter les défauts de trempe et de retassure. L'optimum est la composition eutectique qui assure la meilleure coulabilité et un minimum de la tendance à la retassure.

Silicium

Le silicium est un élément graphitisant, sa teneur y compris l'inoculation doit être en principe assez élevée afin d'éviter l'obtention d'une fonte truitée, et une fonte à graphite non sphéroïdal; teneur en silicium est généralement comprise dans l'intervalle 1.8 - 3 % Si.

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

Manganèse

Le manganèse est un élément carburigène et blanchissant. Il durcit la fonte et diminue la résilience. Son rôle dans la fonte G.S est de dénitrurer, car les nitrures stabilisateurs de carbone sont les éléments perturbateurs de la graphitisation sphéroïdal, et non de desulfurer comme dans le cas de la fonte grise lamellaire, vu la faible teneur en soufre dans la fonte G.S.

La teneur en manganèse est limitée selon la structure désirée; pour une teneur $> 0,4 \%$, facilite l'obtention d'une matrice perlitique avec formation de cémentite complexe $(Fe, Mn)_3C$ dans la perlite.

Soufre

Le soufre est un élément nuisible dans les fontes G.S. Il fait consommer beaucoup de magnésium qui est un desulfurant actif et forme le sulfure MgS qui donne des inclusions néfastes aux caractéristiques de mélange. En pratique, le soufre est pris entre $0.004 \% < S < 0.015 \%$

Phosphore :

Le phosphore fragilise la fonte G.S. Il agit en fragilisant les joints de grains et provoque une rupture intergranulaire. En segregant aux joints de grains, il peut former des phosphures qui abaissent la résilience. Pour maintenir une bonne ductilité dynamique, on maintient le titre en phosphore aussi bas que possible $P < 0.08 \%$.

Magnesium

Le magnésium est un élément générateur de la sphéroidisation graphitique, il est à la fois :

- Blanchissant de la matrice.
- Sphéroidisant du graphite.

Sa teneur est de l'ordre de $0.03 - 0,07$ en dépendance de l'épaisseur des moulages.

I-B- DESCRIPTION DE L'USURE ET METROLOGIE

=====

I.1°- DEFINITION DE L'USURE

Elle peut se définir comme la perte progressive du matériau à sa surface, lorsqu'il est soumis au frottement.

Elle peut être évaluée de plusieurs manières :

- Quantité de matière perdue par unité de distance parcourue.
- Quantité de matière perdue par unité de temps.
- Quantité de matière perdue par tour ou oscillation.

Les résultats sont donnés sous forme de masse, volume, épaisseur.

I.2°- LES DIFFERENTS TYPES D'USURE

Dans la pratique, suivant le problème en présence duquel on se trouve, on considère les détériorations de surface sous les angles différents. On estime qu'il existe trois types d'usure vu la durée d'utilisation de l'organe :

- Usure bénéfique usure dont l'importance décroît dans le temps et qui conduit à donner une meilleure finition de surface, à permettre un meilleur fonctionnement des organes.

- Usure dite normale, usure très lente, usure courante que subit un matériel en service. Cette usure conduit au vieillissement de la machine qui ne sera plus utilisable quand elle aura causé des jeux exagérés (par exemple)/.

- Usure catastrophique, usure qui conduit à la destruction rapide et complète de la surface, à la destruction de l'organe même.

L'étude des usures conduit à classer les détériorations selon l'aspect sous lequel elles se présentent. Pour chacune, on étudie les causes, l'évolution et les conséquences. Le tableau (1) résume les mécanismes des différentes manifestations d'usure. Comme on s'intéresse uniquement à l'usure abrasive, notre étude va s'orienter dans ce sens.

 Types Fondamentaux D'usure

Usure par adhesion	Par contact metal-metal, microsoudures , cisaillement des jonctions par frottement et transfert metallique .
Usure par abrasion	Coupe et deformation d'une surface par des aspérités dures ou par des particules vehiculées par un fluide .
Usure par fatigue	Enlevement de particules détachées par fatigue mecanique superficielle produite par accumulation de contraintes cycliques .
Usure par corrosion	Attaque chimique suivie par l'enlevement des produits de reaction par action mecanique (frottement) .

 Types Secondaires D'usure

Corrosion de contact (fretting-corrosion)	Enlevement de matiere entre deux surfaces soumises à des vibrations mecaniques .
Cavitation	Formation de cavités par implosions de bulles de gaz ou de vapeurs incluses dans un fluide.
Usure d'origine electrique ou electrochimique	
a) Piquage electrique	Erosion par etincelle .
b) Corrosion galvanique	Attaque electrolytique .

TABLEAU (I) Classification des types d'usure

DEFINITION DE L'USURE PAR ABRASION

L'usure par abrasion se definit comme la perte progressive du materiau à sa surface par action mécanique de l'abrasif.

La resistance à l'abrasion n'est pas une propriété intrinsèque du materiau comme par exemple son module d'élasticité ou sa conductibilité thermique, car elle depend des sollicitations et des caractéristiques du milieu.

Selon l'analyse la plus courante des phénomènes d'abrasion, on distingue deux configurations principales :

- L'abrasion, de la surface tendre par les asperités de la surface la plus dure, appelée "abrasion à deux corps" qui est différenciée selon que l'abrasif est libre ou lié fig (1).

- L'abrasion provoquée par des particules dures roulant entre les deux surfaces ou enchassées dans la plus tendre, on parle alors "d'abrasion à trois corps" fig (1)

Ces diverses configurations influent sur l'usure dans la mesure où l'abrasif peut glisser ou rouler sur la surface antagoniste.

Selon le cas, et en fonction d'autres (forme des grains, pression exercée) les effets résultants de coupe et (ou) de déformation du materiau en surface régissent le mode et le taux d'usure par abrasion.

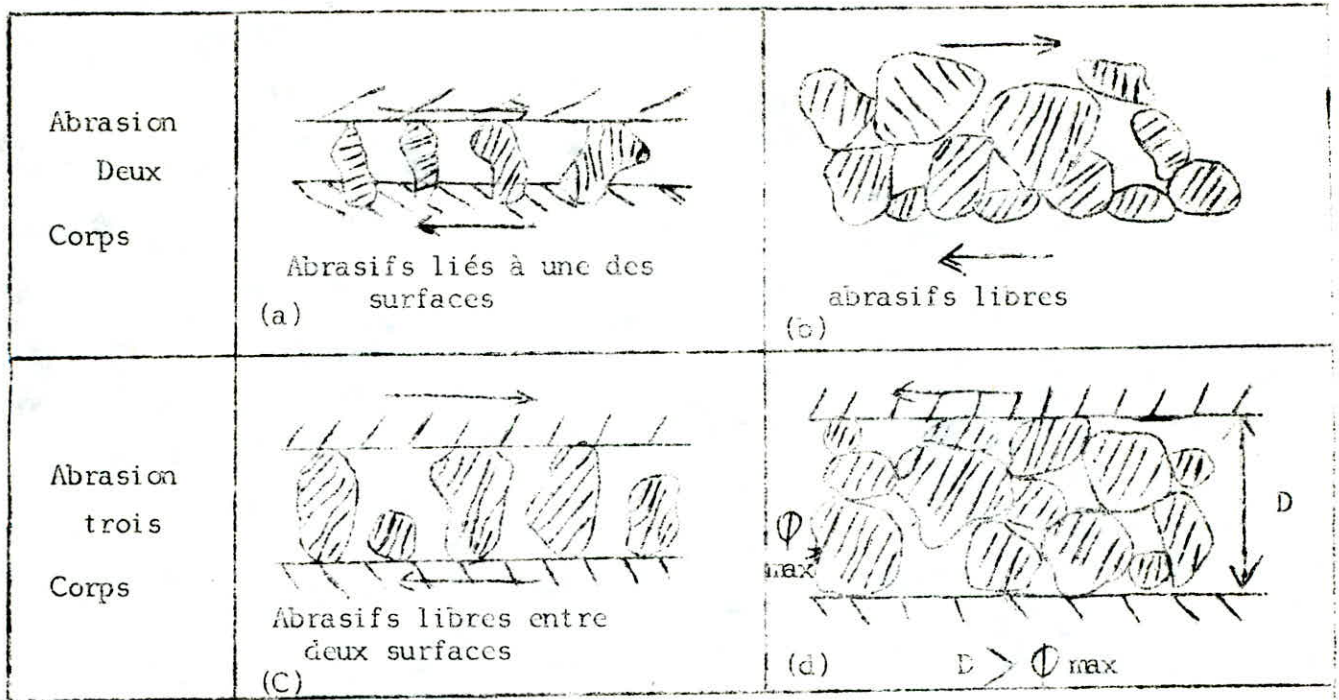


Fig (1), Configurations mécaniques de l'abrasion (9a)

MECANISME DE L'ABRASION

La dégradation des matériaux par abrasion consiste en effet principalement en deux effets généralement combinés de déformation et de coupe; Fig (2) ; au delà de la capacité de déformation une perte de matière est produite par fracture et écaillage.

Lorsqu'un grain abrasif est en contact avec une surface ductile on observe :

- D'une part la formation plastique d'une empreinte ou d'un sillon qui n'entraîne pas nécessairement un enlèvement de matière.

- Et, d'autre part l'enlèvement par coupe de particules de matière sous forme de micro - copeaux primaires.

Pour les matériaux ductiles, on observe une proportion faible de matière enlevée par effet de coupe, soit une dégradation prédominante par déformation et pour les matériaux durs, une proportion importante de matière enlevée par effet de coupe, soit une dégradation prédominante par effet de coupe fig (3).

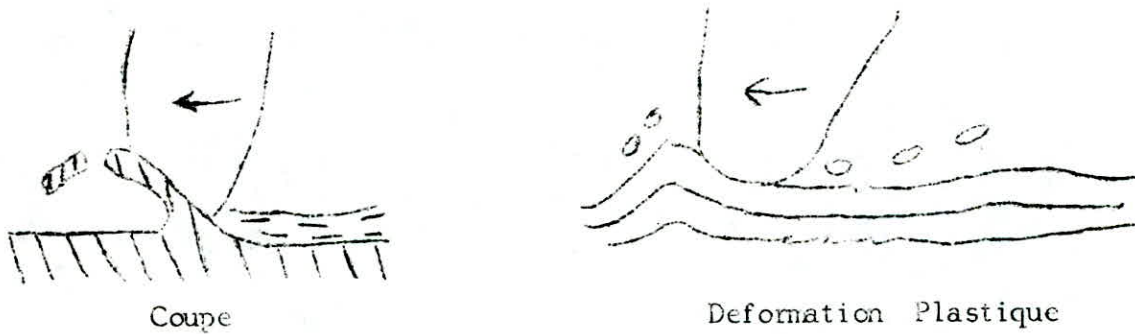


Fig (2) USURE Abrasive

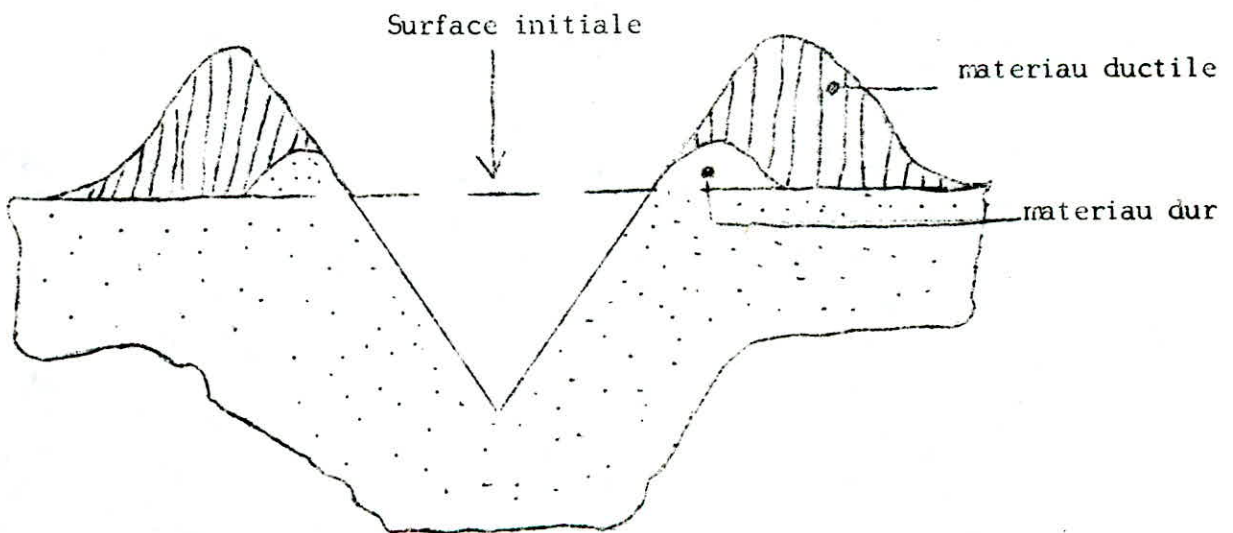


Fig (3) Profil Géométrique du sillon [9.a]

Note : A identité de sollicitation, l'échelle dimensionnelle est dilatée pour le matériau dur.

CONSEQUENCES DE L'ABRASION

Les surfaces soumises à l'abrasion présentent des billons dans le sens du glissement et de profondeur variable.

- Si les particules sont de faibles dimensions, elles font un travail semblable à celui d'un coup de râpe et la surface endommagée conserve un certain fini, ou ne distingue pas la marque de chaque particule prise séparément.

- Si les particules sont de dimensions importantes par contre chacune laissera sa trace bien marquée, toujours dans le sens du mouvement, la surface paraît griffée.

1.3°- METHODES DE MESURE DE L'USURE

Pour mesurer l'usure, on a recours à des méthodes variées

METHODES OPTIQUES

A l'oeil seulement, évaluation sommaire des dégâts subis soit directement sur la surface, soit sur des répliques en matière plastique; répliques qui permettent de juger l'évolution de l'usure dans le temps.

L'emploi d'un microscope à faible grossissement, permet de faire des observations intéressantes sur les destructions des systèmes cristallins, le cheminement des craquelures. La forme et le volume des particules arrachées, l'épaisseur des couches superficielles.

METHODES MECANIQUES

Un palpeur, la fine aiguille d'un profilomètre se déplace sur la surface, son déplacement est amplifié de 20 à 100 fois et l'on peut ainsi détailler, de façon précise, le nombre et l'importance des aspérités, leur forme, le contour moyen de la surface, son évolution en cours d'essai.

METHODES RADIOACTIVES

Une surface est rendue radioactive. On déterminera facilement les particules arrachées et en suspension dans le lubrifiant. Dans le cas de frottement à sec, on connaîtra l'importance des fragments radi enlevés et leur position sur l'autre surface. On pourra suivre le cheminement, l'évacuation de ces particules. On pourra par exemple, en remplaçant, après un certain temps la première surface par une autre semblable mais non radioactive, déterminer si les particules radioactives retournent sur la première surface ou s'éliminent de la deuxième sans jamais retourner sur la première.

METHODES ANALYTIQUES

- Centrifugation des particules en suspension dans le lubrifiant.
- Analyses chimiques ou spectrographiques qui permettent de doser des traces de matériaux et de connaître l'organe qui s'use en frottement.

METHODES DIVERSES

- Pesée de l'échantillon avant et après frottement; cette phase est nécessaire pour connaître la perte de poids au cours de l'essai, c'est à dire l'enlèvement de matière lors du processus d'usure.

- Mesure d'une longueur; à la coupe des segments par exemple

1.4° FACTEURS INFLUANTS SUR L'USURE

a° - CONDITIONS OPERATOIRES

a;1- Paramètres Dynamiques de la sollicitation d'abrasion

La sollicitation dynamique est caractérisée par la charge, la pression ou les contraintes exercées, ainsi que par la ou les vitesses relatives des surfaces et des particules abrasives.

Si la charge appliquée a intuitivement une influence directe importante sur le taux d'usure, elle peut aussi agir sur le mode de sollicitation en fragmentant ou en usant le grain abrasif.

Cette fragmentation peut être volontaire, le cas type est le broyage, mais elle est involontaire lorsque l'introduction des particules entre les surfaces frottantes est accidentelle. Pour tenter de classer les différents modes de sollicitations qui résultent de la charge appliquée, on distingue souvent " l'abrasion sous faibles contraintes" de " l'abrasion sous fortes contraintes ". D'une façon générale, le volume par abrasion croît linéairement avec la charge appliquée et avec la distance parcourue.

Le coefficient de proportionnalité dépend de la dureté des surfaces et de la géométrie des aspérités ou des grains abrasifs. Il est peu affecté par la vitesse, sauf si celle-ci entraîne des modifications importantes des caractéristiques mécaniques superficielles du matériau par échauffement.

a.2- Paramètres Du Milieu

Le milieu est déterminé par le corps abrasif, mais également par l'ambiance (sèche, humide, corrosive) et la température qui peuvent moduler ou amplifier ses effets.

- Dureté de L'abrasif :

Elle détermine l'aptitude physique du grain abrasif à rayer un matériau plus tendre. La fig (4) illustre le tracé de la courbe de variation de l'usure en fonction du rapport des duretés de l'abrasif et du matériau.

On peut constater que les usures bien que faibles se produisent encore, alors que la dureté de l'abrasif est inférieure à la dureté du matériau (surface exposée) et inversement, que l'usure de cette surface tend à se stabiliser à partir d'un certain seuil de dureté croissante de l'abrasif.

- Granulométrie Et Forme De L'abrasif

La granulométrie influe particulièrement sur l'usure, on observe généralement une croissance de l'usure avec le diamètre du grain, puis une stabilisation à partir d'une dimension critique, généralement voisine de 100 μ m . Fig (5).

La forme du grain a une influence évidente sur son agressivité en combinaison avec sa dureté, mais également sa résistance à la rupture qui pourra favoriser " l'arrondissement " du grain ou au contraire la création de nouvelles arrêtes vives selon le mode de fragmentation.

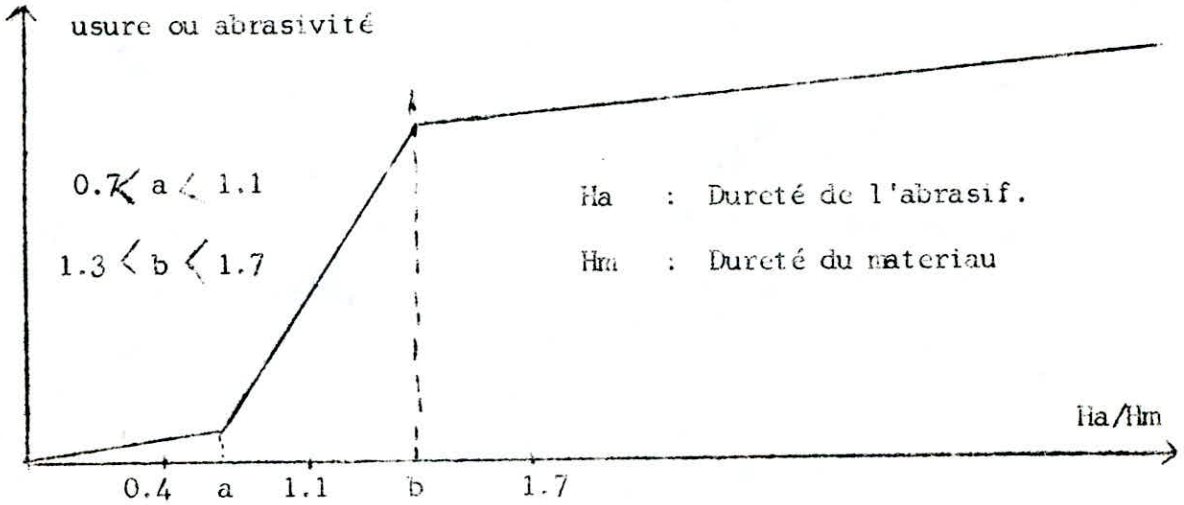


Fig (4) Influence de la dureté de l'abrasif 9.a

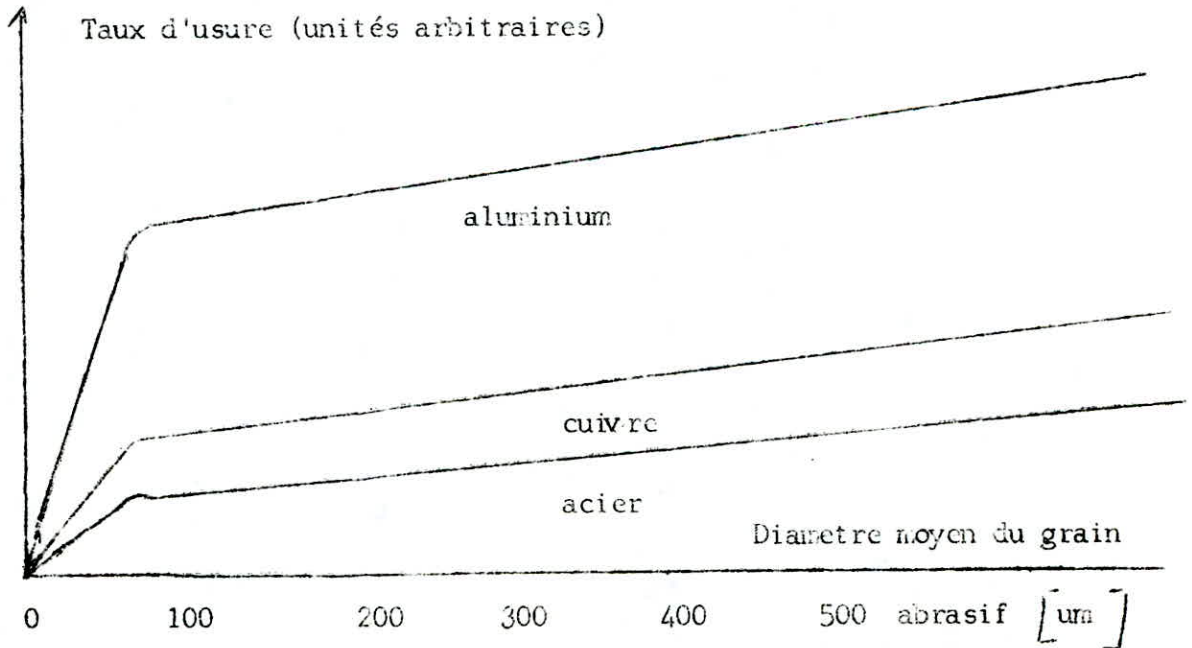


Fig (5a) Influence de la dimension du grain abrasif sur le taux d'usure [9.a]

- Ambiance :

La nature de l'ambiance et la température jouent un rôle complexe dans l'abrasion par les modifications qu'elles peuvent apporter au niveau de l'abrasif (agglomération des particules, variation de friabilité); de la surface exposée (oxydation, corrosion, refroidissement) et des caractéristiques du contact (modification du coefficient de frottement, création éventuelle d'un film d'eau protecteur).

Cependant, le rôle joué par l'ambiance est généralement faible, lorsque la vitesse d'usure mécanique est faible.

a.3- Temps De Fonctionnement

Le temps de fonctionnement est un paramètre important dans l'usure des pièces, son influence est très variable.

Dans l'usure par abrasion, des particules dures en nombre constant arrachent des quantités constantes de matériau au cours du temps.

b. CARACTERISTIQUES DE L'ORGANE.

b.1: Propriétés Mécaniques.

On tient à préciser qu'on ne s'intéresse qu'à la dureté car c'est une caractéristique mécanique importante. Souvent, et surtout en cas d'abrasion sèche, la résistance à l'usure dépend de la dureté, mais celle-ci n'est pas absolument l'unique facteur; la structure du métal a également son importance.

On peut dire en première approximation que la dureté permet à un matériau de résister à l'abrasion d'un corps moins dur que lui; d'où plus la surface est dure, plus elle résiste à l'abrasion.

Dans le cas des aciers, la résistance à l'usure est proportionnelle à leur dureté. La relation résistance à l'usure - dureté est linéaire mais les pentes diffèrent avec la structure. Fig (6).

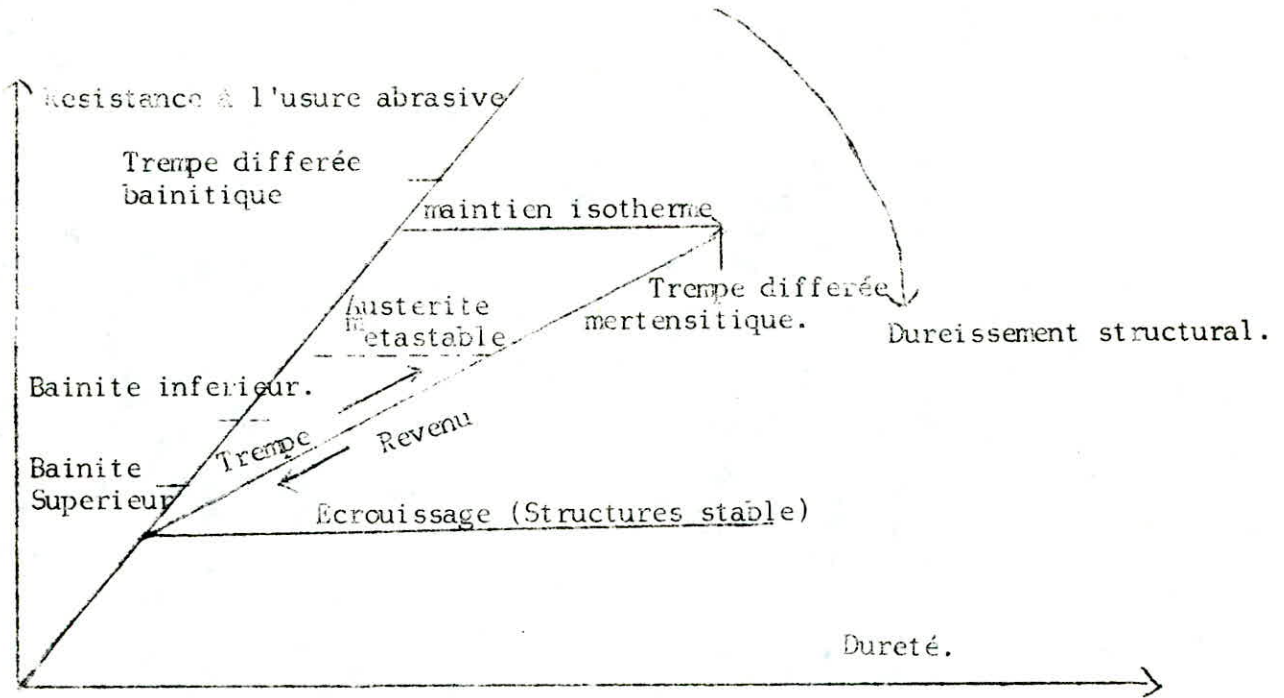


Fig (6) Relation résistance à l'usure abrasive, traitements thermiques pour les aciers au carbone.

b.2- Caracteristiques De La Surface Metallique

Une surface réelle n'est jamais géométriquement parfaite. Elle présente des imperfections de forme et de rugosité.

Le mécanisme d'usure est extrêmement complexe, ainsi une certaine porosité de la surface frottante du métal est a priori défavorable en cas d'abrasion sèche; par contre elle est très avantageuse et plus importante que d'autres caractéristiques de la surface, en cas de frottement lubrifié.

En surface, un métal ou un alliage est bien différent de ce qu'il est à l'intérieur. En s'enfonçant, on rencontre successivement plusieurs couches de compositions, structures diverses, qui vont jouer un grand rôle dans l'usure et dans le comportement en service.

Le premier facteur influant sur l'abrasion est évidemment la présence d'aspérités liée à la rugosité de la surface. Pour l'aspérité il faut considérer :

- FORME

La presence d'arrêtes vives, d'angles aigus augmente l'effet de coupe; le volume de materiau enlevé, multipliant ainsi souvent les particules.

DURETE

Seules les asperités nettement plus dure qu'une surface pourront la royer. Remarquons que la silice, polluant très courant, est beaucoup plus dure que les metaux et que les particules d'usure par l'écouissage qu'elles subissent augmentent la dureté.

Les éléments d'abrasion creent des copeaux, s'incrustent au hasard des accidents macrogéométriques ou des plages molles de la structure s'écrouissent totalement, voire subissent une trempe, bref acquierent souvent une dureté supérieure au materiau en présence.

- DIMENSION

Les asperités, les particules les plus dangereuses sont celles qui peuvent transpercer le film lubrifiant, s'il y a lieu.

- NOMBRE

Une asperité peut entrainer la destruction d'un organe, mais dans le lent travail d'abrasion causé par multitude de petites particules ou peut considerer que la durée de vie de l'organe est inversement proportionnelle au nombre de particules.

Pour une surface rayée, on peut dire en approximation que l'usure diminue avec l'augmentation de dureté.

b.3- TRAITEMENTS DE SURFACE

Ils ont pour but de donner en surface à un materiau, des propriétés qu'il ne possède pas intrinsequement. Ces traitements sont une arme de grande valeur contre l'usure.

./.

Pour améliorer la résistance à l'usure par abrasion, un traitement de surface aura essentiellement comme finalités :

- D'augmenter la dureté superficielle sur des profondeurs importantes, en raison de l'évolution constante du phénomène en fonction du temps.

- D'apporter un pourcentage important de phases dures du type carbures ou oxydes ou intrures dans la matrice.

- D'augmenter la résistance du matériau à l'oxydation et à la corrosion pour éviter la génération de particules d'oxydes.

b.4- CARACTERISTIQUES PHYSIQUES

Certaines caractéristiques physiques du matériau employé, en particulier le système cristallin, la conductibilité thermique (évacuation des calories produites pendant le mouvement) ont une grande influence sur les conditions de fonctionnement d'où sur l'usure.

b.5- Matériau Utilisé

Du point de vue du métallurgiste, l'abrasion est considérée comme l'accumulation de micro-enlèvements de matière.

Il en ressort donc immédiatement que la microstructure soumise au phénomène dégradant représente un facteur primordial et doit de ce fait, être l'objet d'une étude approfondie.

Le matériau utilisé doit pouvoir supporter les conditions opératoires prévues : charge; température, résistance à l'abrasion, temps de fonctionnement.....

Comme le matériau utilisé est une fonte à graphite sphéroïdal, celle-ci peut :

- Avoir des structures diverses au niveau de la matrice : austérite, ferrite, perlite, martensite, bainite,...etc

- Recevoir des éléments d'addition: Mo, Cr, Ni, V; Ti, Mn, Al.

- Subir des traitements thermiques.

Le graphite contenu dans le fonte G.S. pourvu qu'il soit sous forme de spheroides, ne modifie pas sensiblement les propriétés. Par ailleurs, les quantités de la matrice métallique (acier) qui enrobent les spheroides, modifient largement les propriétés. D'où les caractéristiques mécaniques changent selon la structure de la fonte [12]

L'intérêt de l'étude effectuée sur la fonte G.S. reside dans le fait qu'il s'agit d'un matériau hétérogène où, à l'inverse des aciers corroyés homogènes, le degré d'hétérogénéité de composition chimique est assez élevé même après le traitement d'autenitisation [9.C]. Par conséquent, le comportement de la microstructure vis à vis du test d'usure sera fonction de la nature et de la répartition des phases après traitement thermique.

b.5.1.- STRUCTURE

Ferrite.

La ferrite (F) est une solution solide du carbone et d'autres inclusions dans le fer alpha ($Fe \alpha$). Ductile. Résistance relativement faible, résistance à l'usure médiocre et résilience élevée.

Perlite

Ce composant est un mélange mécanique de ferrite et de carbure de fer (Fe_3C), relativement dur, modérément ductile, résistance élevée. Bonne résistance à l'usure et résilience moyenne.

En particulier pour ce composant, on distingue une perlite grossière, moyenne et fine ou communément appelées: Perlite, Sorbite et Troostite respectivement. Ces structures qui se forment par décomposition de l'austérite surfusionnée sont des structures lamellaires à ferrite cémentite qui se distinguent entre elles par le degré de dispersion, qui n'est autre que la distance interlamellaire égale à la moyenne de la somme des épaisseurs d'une lamelle de ferrite et d'une lamelle de cémentite notée Δ . Fig (7).

D'où on a remarqué d'après (11) que plus Δ_0 est petite, plus la dureté est grande, et comme la résistance à l'usure par abrasion est fonction de la dureté, on voit bien que plus Δ_0 est petite plus la résistance à l'usure est grande, donc on peut conclure que pour une même structure perlitique, la plus fine est la plus résistante, par conséquent, par ordre décroissant de structures résistantes à l'usure on classe troostite, sorbite, perlite.

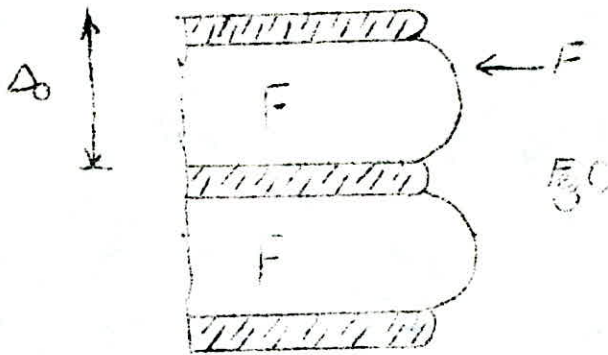


Fig (7) Structure lamellaire de la perlite.

STRUCTURE	PERLITE	SORBITE	TROOSTITE
HB	180 - 250	250 - 350	350 - 450
Δ_0 [μ]	0.6 - 1.0	0.25 - 0.30	0.10 - 0.15

La dureté et la résistance à l'usure d'une fonte G.S à matrice perlitique sont proportionnelles à l'étendue de l'interface ferrite cémentite.

PERLITE - FERRITE

Structure ferrite-Perlitique, structure mixte structure plus courante dans les fontes G.S. Les propriétés se situent entre celles énoncées ci-dessus.

./.

BAINITE

Structure composée de solution solide β légèrement sursaturée en carbone et de particules de carbures. On distingue deux types de bainites : - Bainite supérieure ; β la forme de paille coupée, dans laquelle les particules de carbures forment non pas des lamelles comme dans la perlite mais des particules étroites isolées.

- Bainite inférieure, a une forme aciculaire (la mellaire) ou martensitique, les particules de carbures de la bainite inférieure se déposent dans les lamelles de la phase β (alpha).

La formation de la bainite supérieure dégrade la plasticité de la matrice par rapport à celle obtenue dans le domaine perlitique. La dureté et la résistance ne changent pas, ou diminuent légèrement, d'où cette structure n'est guère recommandable, car n'améliore en rien la résistance à l'usure par rapport à la structure perlitique, et de plus son obtention d'un point de vue économique se révèle cheré. Pour la bainite inférieure produite par alliage et traitement thermique, plus dure et plus résistante que la perlite. Ductilité faible. résilience moyenne, très bonne résistance et résistance à la fatigue jusqu'à 600° C [12]

Elle donne une meilleure résistance à l'usure que la perlite. Les bonnes propriétés mécaniques de la bainite inférieure sont dues à la présence des atomes interstitiels de carbone et à la grande densité des dislocations dans la phase β (alpha) martensitique ainsi qu'à la formation des inclusions de carbures dispersées dans les cristaux de cette phase.

MARTENSITE

C'est une solution solide d'insertion sursaturée du carbone dans le Fe β . La Teneur de la martensite en carbone peut-être la même que dans l'austerite initiale. La martensité est produite par alliage et trempe. Elle est caractérisée par une dureté et une résistance élevées.

La dureté de la marteusite croit avec l'augmentation de sa teneur en carbone (ou tient à préciser qu'on parle uniquement du carbone existant dans la matrice, en ne tenant pas compte du graphite) et sa valeur élevée est due essentiellement aux atomes interstitiels de carbone dans le réseau de la phase δ , à la constitution d'une inhomogénéité micro- et submicroscopique de la structure uniformisée suivant le volume, c'est à dire à un grand nombre de défauts d'arrangement cristallin.

Donc la marteusite est un composant fragile et très dur; nécessaire quand la résistance maximale à l'usure est nécessaire.

La marteusite peut être revenue par un traitement thermique à basse température. En fonction de la température de revenu, on peut obtenir une grande diversité de résistances et résistance à l'usure, toutes, plus ductiles et plus faciles à usiner que la marteusite non traitée par revenu'.

AUSTENITE

Comme la ferrite, l'austerite est aussi une solution solide de carbone et d'autres inclusions dans le fer γ (GAMMA), avec un réseau cristallin différent. Résistance relativement faible et ductilité élevée, résilience élevée, en particulier aux basses températures. Il faut toujours du Nickel en teneur élevée (18 %) minimum pour produire une matrice d'austerite. Très bonne résistance à l'usure, et à la combinaison usure - corrosion - érosion.

L'exemple typique d'une fonte G.S austenitique est la fonte Ni-RESIST; afin d'obtenir une austerite stable à température ambiante la fonte doit être alliée fortement. Dans le cas des fontes G.S austenitiques l'élément d'alliage qui assure la structure austenitique est le Nickel.

Toutes les qualités contiennent un minimum de 18 % et certaines jusqu'à 36 % de cet élément. Si l'on fait varier les quatre éléments :

C	2.00 - 3/10 %	Mn	0.50 - 4.50 %
Si	1.00 - 6.00 %	Cr	0 - 5.50 %

./.

On produit une variété de qualités.

Pour la résistance à l'usure de la fonte G.S austénitique, il n'y a pas d'essai universel, on s'est limité [12] à des considérations générales car elles sont plus significatives que les résultats éparpillés des mesures diverses. Toutes les qualités des fontes G.S austénitiques sont hautement résistantes à l'usure, supérieures aux fontes et aux aciers à l'exception des aciers martensitiques et des fontes blanches.

Les fontes les moins résistantes à l'usure sont la G.5 et la D-2C. Ces qualités sont carbures. Toutes les autres qualités résistent à l'usure à la fois par la présence de graphite et de carbures fins dans la structure. TABLEAU (2)

Les qualités D-2B et D-3 ont le plus de carbures et même quoique les plus résistantes, elles peuvent endommager la pièce qui leur est opposée. Pour cette raison leur utilisation en service d'usure est limitée.

A ce stade, on s'interroge, pourquoi la structure austénitique résiste-t-elle à l'usure ?

Cela est dû au fait, que sous l'effet d'une déformation à froid cette structure subit un durcissement. C'est pourquoi lorsque la pièce travaille dans les conditions de pressions importantes et de charges dynamiques, la dureté de la matrice augmente ainsi que sa tenue à l'usure [11]

Ce durcissement s'explique par le fait que la matrice subit alors une transformation austénite-martensite; elle se prête mal à l'usinage.

Qualité des fontes G.S	% Ni	% Cr
D.2	20.00	2.25
D.2B	20.00	3.50
D.2C	23.00	0.0.50
D.2A	23.00	0.0.20
D.3	30.00	3.00
D.3A	30.00	1.25
D.4	30.00	5.00
D.5	35.00	0.10
D.5B	35.00	2.50

Tableau (2) qualité des fontes G.S s'après Q I T C [12]

mais lorsque la pièce ne subit en service qu'une usure abrasive et ne supporte pas l'action de pressions importantes susceptibles de provoquer son écrouissage, la structure austénitique ne manifeste pas de tenue accrue à l'usure; la transformation martensitique n'a pas lieu; par conséquent, elle peut retenir les grains d'abrasif, qui vont s'enfoncer dans sa structure molle (cas de la ferrite) et vont la transformer à son tour en un véritable abrasif [6], donc il serait judicieux dans ces conditions de proscrire toute présence de plages de ferrite (F) ou d'austerite (A) dans un alliage ferreux travaillant dans les conditions d'abrasion.

CARBURES

Composé de carbure et de Fer; Fe_3C , ce composant est ~~rarement~~ souhaitable en fonte G.S sauf si on a besoin d'une haute résistance à l'usure et que l'on peut tolérer une ductilité faible, une résistance faible et une usinabilité médiocre.

Comme on travaille avec des fontes G.S alliées, leurs structures ne présentent pas en tant que carbure uniquement de la cémentite, on a aussi présence d'autres types de carbures.

Il a été montré que la proportion et la nature des carbures présents dans la matrice jouaient un rôle important dans sa résistance à l'abrasion [9.a], et que dans certaines limites, la résistance à l'usure par abrasion augmente avec le pourcentage de carbures Fig (8) présent dans la matrice.

Vu que la résistance à l'usure dépend du type et du taux de carbures, il est capital de savoir comment ces microconstituants sont enrobés dans la matrice, et s'ils ne sont pas repartis d'une manière hétérogène, car s'ils ne sont pas enchassés solidement dans la matrice leur présence n'améliore en rien la résistance à l'abrasion.

D'une manière générale, une structure est d'autant plus résistante à l'usure que ses constituants sont plus solidement encastrés dans le conglomérat que constitue la matrice et qu'ils sont à grains plus uniformes et plus fins. Dans la perlite, la répartition régulière des plaquettes de cémentite dans la ferrite donne une cohésion difficile à rompre. Mais un degré de résistance plus élevé est obtenu avec des matrices de martensite par suite de l'enchevêtrement des aiguilles de montensite.

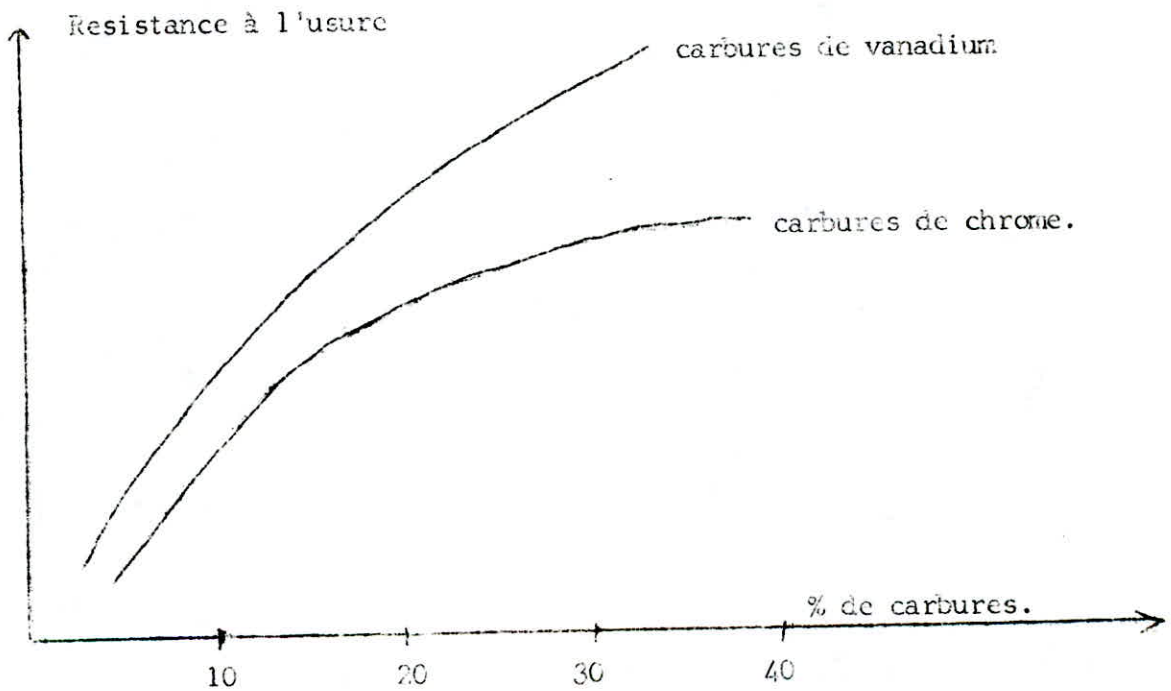


Fig (8) Influence de la nature et du pourcentage de carbure sur la résistance à l'abrasion des aciers [9.a]

b.5.2- ELEMENTS D'ADDITION

Les possibilités d'emploi des fontes G.S peuvent être étendues soit en leur appliquant des traitements thermiques, soit en modifiant leur composition chimique par addition d'éléments les plus utilisés sont Ni, Cr, Mo, Mn, V, Ti. Les fontes alliées offrent la possibilité d'aller au delà des limites des fontes non alliées dans les domaines suivants:

- Résistance mécanique.
- Résistance à l'usure par frottement.
- Comportement aux températures élevées.

- Comportement aux basses températures.
- Résistance à la corrosion.
- Propriétés physiques particulières.

Les fontes G.S alliées ont des matrices qui peuvent être perlitiques, bainitiques, martensitiques, ferritiques ou austenitiques.

Nickel

Comme élément d'addition dans les fontes, le nickel tend à donner des fontes G.S perlitiques à grains fins très tenaces qui résistent bien sans fragilité à l'usure par frottement. Le nickel est un élément graphitisant entrant en solution dans la matrice provoquant une augmentation de la dureté et de la résistance mécanique.

L'action du nickel peut être résumée en les points suivants :

- Élément stabilisateur de l'austénite.
- Il n'agit pas dans le phénomène d'agglomération en grain du graphite libre de la fonte, d'où il n'a aucun effet sur la sphéroidisation.
- Il diminue la fragilité de la ferrite.

Le nickel communique une hérédité perlitique à la matrice, donc pour l'élaboration de la fonte G.S ferritique, il est à proscrire.

- Il affine la perlite, ce qui augmente la résistance de l'alliage
- Favorise la formation de la bainite et la trempabilité sans les inconvénients du manganèse.
- Favorise la formation d'austénite en addition supérieure à 18%. Généralement les fontes à graphite sphéroïdal alliées au nickel ont de très bonnes caractéristiques mécaniques.

CHROME

Le chrome est un élément qui favorise la仁pe primaire, sa présence en trop grandes quantités peut avoir pour effet de blanchir les parties minces du moulage, ce qui conduit à une irrégularité d'usinage et à une fragilité.

On peut résumer l'action du chrome en les points suivants :

- Favorise la trempabilité et les carbures, son utilisation est limitée aux qualités contenant des carbures, c'est grâce à lui qu'il est possible d'avoir des pièces épaisses trempées à Coeur.

- Il favorise aussi la formation de la bainite **superieure** au lieu de la bainite inferieure, ce qu'est cause de fragilité dans le **domaine** des microstructures intermediaires [] [], cet effet defavorable peut être compensé par un accroissement de la teneur en Si et Ni (corps graphitisants). Ces additions couteuses ne sont justifiées que si l'on desire obtenir, pour une loi determinee de refroidissement en moule, des structures determinees (martensite, bainite).

- Le chrome resiste à l'abrasion et à l'usure, si le carbone est eleve par effet de carbures de chrome.

- CHROME - NICKEL

Le chrome seul, même à des teneurs allant jusqu'à 10 % et plus, n'élève pas beaucoup la dureté des fontes. Généralement on combine le nickel et le chrome addition dans les fontes G.S

Le nickel augmente la resilience de la matrice et le chrome la dureté et peut compenser l'effet graphitisant du nickel et la profondeur de trempé peut être réglée: il est possible aussi de conjuguer dans la même matrice une haute resilience avec une resistance elevee.

En présence du chrome, le nickel donne des fontes martensiques, resistantes au choc (rachoires de broyeurs, concasseurs).

En général, on resume l'action Ni, Cr en Les points ci-dessous:

- Resistance mecanique, resistance à l'usure et resilience (pour une même dureté) elevees.

- Penetration profonde de trempé.

MOLYBDENE

Le molybdène est un élément d'alliage alphasagène, carburigène et fortement trempant. On utilise le molybdène souvent à cause de son action retardatrice très efficace sur les vitesses de transformation de la fonte au cours de son refroidissement (décalage sensible du nez de la courbe en vers la droite). Si l'on ne desire pas une structure à haute resistance mecanique, c'est à dire si l'on recherche la ductilité, il convient d'en maintenir la teneur à un pourcentage bas.

Ces principaux avantages :

- Favorise la trempabilité, celle-ci est davantage que le chrome et trois (3) fois plus que le nickel, la bainite, et les propriétés mécaniques à haute température. L'addition maximale est d'environ 1 %/
- Tendance aux carbures, plus que celle du chrome, combat la tendance à la graphitisation.
- Forme des particules résistantes à l'abrasion.
- Après le carbone, le molybdène est l'élément le plus actif pour durcir la matrice.
- Il réduit les risques de fragilité au revenu vers 450-550°C

NICKEL - MOLYBDENE

Le nickel et molybdène, forment des solutions solides qui provoquent un changement de la dureté et de la résistance de la ferrite. Ceci est dû au changement de la structure qui s'interprète en fonction de la loi de refroidissement à partir de l'état liquide [18].

CHROME - NICKEL-MOLYBDENE

Pour illustrer l'action de ces trois éléments, on donne l'exemple de la fonte Ni - HARD qu'est une fonte G.S au Cr, Ni-Mo, qui cumule les avantages de la fonte nodulaire et des fontes alliées, elle est dure et sans fragilité excessive [19]

VANADIUM [4], [5]

Le vanadium est un élément alphané et carburigène. La solubilité du vanadium dans le fer est illimitée pour le Fe₃ et elle est de 1,5 % pour le fer α [2].

Il élève la température de début de grossissement du grain austénique et contribue au grain, il diminue la susceptibilité à la surchauffe. A faible teneur, il est associé à des teneurs relativement faibles en carbone (0.15%), il donne un durcissement secondaire à 600°, ce qui élève la limite d'élasticité tout en conservant une ductilité acceptable.

En teneur moyenne et en présence de carbone et d'azote, il augmente la dureté. - Les carbures de vanadium stables à haute température, assurent la dureté et la résistance à chaud.

A faible teneur le vanadium se dissout dans la cémentite et forme la cémentite complexe (Fe, V)₃C. Si sa teneur est élevée, il peut former des carbures spéciaux [11].

./.

TITANE [5] , [1]

Le titane est un élément alphasé et graphitisant. Dans les fontes G.S on limite le taux de Ti à 0.04 % Si l'on veut éviter la dégénérescence du graphite.

Le titane est présent dans les fontes neuves en quantités souvent non négligeables, il affine énergiquement le carbone et la phase Tic est encore présente pour des très faibles teneurs en carbone. Par contre le composé intermétallique Fe_2Ti se forme lorsque la teneur en Ti est supérieure à celle qui peut se combiner au carbone et se dissoudre dans le fer. La cémentite apparaît lorsque la teneur en carbone est supérieure à la quantité qui peut être fixée par le titane (rapport C/Ti 4.)

Le titane en s'emparant d'une partie du carbone du carbone pour former du carbure de titane diminue la quantité de carbone qui contribue à la trempe et abaisse donc le pouvoir trempant des fontes G.S. Le titane s'oxyde facilement à l'air, il forme des oxydes TiO_2 , les nitrures (TiN) et des carbures.

Le pouvoir carburigène du titane est le plus élevé, ce qui permet d'accentuer la finesse des grains, la qualité des fontes se trouve améliorée (augmentation de résistance et de dureté).

A des températures élevées, en présence d'aluminium, le titane forme une phase inter-métallique qui a pour effet d'augmenter la dureté.

MANGANÈSE [5] , [2]

Le manganèse est un élément gammagène, il est plus économique et plus actif que le nickel du point de vue de l'abaissement du point de transformation au refroidissement?

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

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

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

ALUMINIUM [5] , [2]

L'aluminium est un excellent désoxydant, il favorise la graphitisation, donc il a un effet géminateur de graphite. Il est généralement présent dans les ferro-silicium et autres ferro-alliages. 0.2 % d'al peut améliorer les propriétés mécaniques, augmente la densité et provoque le concassage des grains. En présence d'azote ou d'oxygène, il forme une dispersion fine qui réduit la croissance du grain d'austénite.

0.2 % - 0.8 % D'AL dans la fonte grise à 3.5 % de carbone et 1 % de Si Augmente la résistance à la rupture de 25 %; la résilience augmente de 25 % à 50 %.

B.5.3- TRAITEMENTS THERMIQUES

L'approche du problème de la ruine d'un matériau met en relief l'incidence de la microstructure quant à la résistance à l'enlèvement de particules. On discerne donc parfaitement le rôle que va jouer le traitement thermique appliqué à un alliage et plus particulièrement à la fonte G.S qui possède, par définition, une matrice hétérogène.

- RECUI DE GRAPHITISATION [1] , [4] , [13]

Le recuit graphitisant est un traitement thermique d'adoucissement et de malléabilisation qui décompose les carbures libres suivant des réactions du type $3\text{FeC} \rightarrow 3\text{Fe} + \text{C}$

Le carbone résultant de cette décomposition précipite à l'état de graphite, du fait de l'évolution naturelle du système métastable vers la forme stable. La décomposition des carbures libres s'effectue presque toujours au dessus de AC 3 et le graphite se dépose sur les particules préexistantes ou forme de nouveaux nodules.

La température de palier est usuellement comprise entre 800 et 1000° C, la durée minimale étant à déterminer expérimentalement (de q.q dizaines de minutes à q.q heures) suivant la composition exacte de la fonte (teneur en Si), la massiveté des pièces, l'abondance des carbures, etc...

En présence d'éléments carburigènes, la graphitisation est considérablement ralentie, on admettra qu'à partir de 0.2 % de Cr environ l'élimination complète des carbures devient pratiquement impossible, mais un adoucissement de quelques unités peut néanmoins résulter de leur dissolution partielle.

TREMPÉ [14], [11], [13]

La trempe est un traitement thermique qui consiste en un chauffage à la température supérieure à AC3, voir AC1 respectivement selon que la matrice a une composition hypocutectoïde ou hypercutectoïde, le maintien à cette température jusqu'à l'achèvement des transformations de phases et le refroidissement à la vitesse supérieure à la vitesse critique de trempe.

Pour les fontes G.S, afin d'obtenir un titre d'alliage nécessaire, la température de chauffage de trempe dépasse sensiblement les points critiques; Ceci est dû à une faible vitesse et une faible dissolution des carbures contenant les éléments d'alliage requis de l'austénite.

Dans de nombreux cas, cette ↑ de la température n'entraîne pas le grossissement perceptible du grain, car les carbures non dissous ralentissent la croissance du grain austénitique. C'est pourquoi pour dissoudre ces carbures et augmenter la teneur en éléments d'alliage de l'austénité, la trempe s'effectue à des températures dépassant AC3 de 150 - 250°.

Le choix de la température de trempe est l'un des facteurs déterminants pour l'obtention d'une structure requise, ceci peut s'expliquer par un exemple; Pour une matrice à structure initiale perlite Ferrite; après trempe, en plus de la martensite, elle garde des plages de ferrite par

conséquent la présence de ferrite diminue la dureté et les propriétés mécaniques après revenu.

Le choix du milieu de refroidissement est aussi un paramètre important; lors de la trempe, le refroidissement doit assurer dans la section donnée de la pièce l'obtention de la martensite (Penetration de trempe définie).

Pour la fonte G.S, avec matrice alliée, caractérisée à la trempe par une stabilité élevée de l'austénite surfusionnée, ou emploie l'huile, comme agent de trempe, il présente certains avantages, dont on cité quelques uns :

Difference entre les propriétés de la surface et de l'ame d'une pièce est plus petite que lors du refroidissement à l'eau. stabilité insuffisante et une faible sévérité de trempe dans le domaine des températures de transformation perlitique.

-- REVENU . [11] , [13] , [14]

Pour diminuer la fragilité et les contraintes produites après trempe, et obtenir des propriétés mécaniques imposées, la fonte G.S subit le revenu , elle est soumise à la trempe et au revenu pour élever sa dureté la tenue à l'usure et la résistance.

Le revenu est un traitement thermique qui consiste en un chauffage à température inférieure à A_{C1} , le maintien à cette température et le refroidissement ultérieur. Comme la trempe n'est pas un traitement final, le revenu est une opération finale de traitement thermique.

Les propriétés de la fonte G.S obtenues par revenu dépendent surtout de la température. Il existe trois modalités de revenu :

- Le revenu aux basses températures (jusqu'à 200 à 250° C) diminue la susceptibilité à la rupture fragile. Dans ce cas la dureté de la matrice trempée et ayant subi le revenu ne dépend pas de la teneur en éléments d'alliage, elle est déterminée surtout par la teneur de la solution α en carbone. Le revenu aux basses températures renforce légèrement la résistance et la ductilité de la fonte G.S l'effet de la diminution des macro et microcontraintes et de la modification de l'état structural.

- Le revenu à température intermédiaire se fait entre 350 et 500, la structure assurée par ce traitement est la troostite de revenu, ayant bonne limite d'élasticité. La température de revenu doit être choisie de façon qu'elle ne provoque pas de fragilité de revenu irréversible.

- Le revenu à haute température se fait entre 500 et 680°, il donne à la matrice une structure de sorbite de revenu, qui réalise un meilleur rapport entre résistance et ductilité (amélioration).

Par conséquent, en poussant, la température du revenu de 200 ou 250° C à 500 ou 680°C, on altère sensiblement la dureté, la charge à la rupture, la limite élastique tout en améliorant l'allongement et la ductilité.

Il en est ainsi du fait que la teneur en carbone de la solution α diminue, la cohésion à l'interphase des carbures et de la phase δ se rompt, cette interphase étant d'abord le siège des processus de restauration suivis à haute température de recristallisation et de coalescence des carbures.

La fonte G.S à matrice alliée surtout avec des éléments carburigènes, après revenu aux mêmes températures, possède une dureté plus élevée que la fonte G.S non alliée, ce qui est dû à la décomposition ralentie de la martensite, à la formation et à la coalescence des carbures.

La fonte G.S à teneur élevée en éléments tels que le chrome, et le molybdène, possède même au revenu à haute température (500 - 600°C) une bonne dureté, ce qui s'explique par la précipitation dans la martensite des particules de carbures spéciaux qui renforcent la résistance à la déformation plastique.

Chapitre : II

MATERIAUX ETUDIES ET
TECHNIQUES EXPERIMENTALES

II.1- MATERIAUX ETUDIES :

II.1.1- Fonte de Base :

La fonte de base étudiée est la fonte GSC (38-15) élaborée à la fonderie de laS.N.V.I dont la composition chimique approximative est la suivante :

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

II.1.2- FONTES ALLIEES

Notre étude s'est portée essentiellement sur cinq (5) groupe de fontes GSC qui sont respectivement alliées au :

Ni - V ; Ni - Cr ; Ni - Mo ; Ti - Mn et GSC à 1,38 % Ni

II.1.3- COMPOSITIONS CHIMIQUES

Tableau 1 : Composition chimique des nuances au Ni - V

Nuances	Carbone %	Ni ckel %	Vanadium %
V1	3.710	1.640	0.110
V5	3.520	1.630	0.200
V9	3,150	1.170	0.234

Tableau 2 : Composition chimique des nuances au Ni - Cr

Nuances	Carbone %	Nickel %	Chrome %
C ₂	3.360	0.952	0.434
C ₃	3.530	1.197	0.986
C ₇	3.530	0.346	0.983

Tableau 3 : Composition chimique des nuances au Ni - Mo

Nuances	Carbone %	Nickel %	Molybdène %
Mo 1	3.400	1.175	0.690
Mo 7	3.620	1.590	0.450
Mo 3	3.600	0.907	0.020

Tableau 4 : Composition chimique des nuances au Ti - Mn

Nuances	Carbone %	TITANE %	Aluminium	Manganèse %
T 3	3.890	0,460	0.250	9.910
T 5	3.970	0.390	0,160	9.190
T 11	3.620	0.510	0,170	7.610
T 12	3.620	0.035	0.017	12,40
T 14	3.310	0.730	0.316	10.33

Afin de justifier le choix des pourcentages en éléments d'alliages adoptés pour les échantillons que nous avons étudiés, il est nécessaire de donner un aperçu sur le rôle et l'intérêt de chacun de ces éléments, ainsi que les valeurs à prendre pour atteindre les caractéristiques mécaniques optimales.

- Ni : Dans les fontes GS, le nickel est ajouté à faible teneur 1% environ. Cette teneur permet l'obtention d'une matrice à structure perlitique à l'état brut de coulée.

À des teneurs supérieures à 1%, il provoque la déchetation du graphite.

- Ni-Mo : Comme le molybdène est un élément bainitisant, sa présence en faible teneur 0.25 - 0.5% Mo avec du nickel dont la teneur est adaptée à l'épaisseur 1% - 4.5% Ni, a pour effet de donner aux fontes une structure bainitique à l'état brut de coulée. Si le pourcentage de molybdène dépasse 0.5%, on risque des carbures et de la fragilité. En général l'addition maximale en molybdène est de 1%.

- Ni-Cr : La présence du chrome avec du nickel donne la possibilité de conjuguer dans une même matrice une bonne résilience avec une résistance élevée.

Une fonte alliée à 1% à 2.5% Ni et 0.2 - 0.7% Cr a la structure de sorbite à l'état brut de coulée, qui reste usinable et peut être rendue martensitique par trempe.

- Ni-V : Le cas du Ni-V est analogue à celui du Ni-Mo.

- Ti-Al-Mn : Le titane n'est pas additionné à l'état isolé , mais introduit dans les fontes GS en combinaison avec le manganèse , ce dernier permet d'obtenir des matrices à des taux variables d'austenite selon la teneur en manganèse .

Si $\% \text{ Mn} < 12\%$ la matrice n'est pas à 100 % austenitique .

L'introduction de l'aluminium dans ces alliages induit la formation des phases intermétalliques telles que Ti_3Al , de dureté considérable .

II.2- TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Afin de caractériser la résistance à l'usure de chacun des échantillons, des nuances étudiées, nous avons adopté la méthode expérimentale qui consiste à mesurer la perte de masse engendrée par le mécanisme d'usure abrasive.

Pour cela nous avons utilisé une machine d'usure par abrasion qui a été réalisée au sein du département génie-Metallurgique par [20]

II.2.1- CARACTERISTIQUES DE LA MACHINE D'USURE ET PRINCIPE DE FONCTIONNEMENT

Ce modèle de machine d'usure est constitué essentiellement d'un dispositif à cylindre caoutchouté, dont le principe de fonctionnement est le suivant :

Le cylindre est soumis à une rotation. Au moyen d'une charge P l'échantillon est mis en contact avec le cylindre.

Entre les deux surfaces en contact il y a écoulement des particules abrasives qui provoquent l'usure de l'échantillon, Fig (9)

II.2.2- CONDITIONS OPERATOIRES

Forme Et Dimensions Des Echantillons

Les échantillons que nous avons utilisé sont de forme parallélepipedique, leurs dimensions sont données comme suit :

- Longueur 25 mm
- Largeur 10 mm
- Epaisseur 10 mm

CHARGE

La charge appliquée pour maintenir l'échantillon en contact avec le cylindre caoutchouté est d'environ 1 Kg.

TEMPERATURE

Les essais d'usure sont effectués à la température ambiante soit environ 20° à 25 °C

TEMPS DE FONCTIONNEMENT

La durée de temps, que nous avons adopté pour les essais d'usure est fixée à 30 minutes.

DEBIT DE L'ABRASIF

La machine d'usure est préalablement réglée pour un débit constant, nous considérons qu'il est pratiquement invariable au cours du temps.

Debit de l'abrasif 19.5 Kg / heure

NATURE ET CARACTERISTIQUES DE L'ABRASIF UTILISE

Nom : Carbure de silicium pour meules.

Composition chimique :

SiC	99.2 - 99.6 %
Si O ₂ + Si métallique	0.5 % max
C libre	0.15 % max
Fe ₂ O ₃	0.1 % max
Al ₂ O ₃	0.15% max
Fe dissous	0.05% max

caractéristiques :

- Excessivement dur, très tranchant et friable.
- Structure cristalline :
- SiC classe hexagonale et rhomboédrique du S.H
- Forme des grains
Cubique à arrêtes vives.
- Dureté Hv : en moyenne 2800 N/mm²

II.2.3- MODE OPERATOIRE

Essai d'Usure

L'échantillon est fixé à l'aide d'une vis sur le porte échantillon, on met la charge en place, on règle la glissière du réservoir pour laisser tomber la matière abrasive. Puis le moteur est mis en marche et en même temps on déclenche le chronomètre.

La matière abrasive tombe sur l'échantillon et y est maintenue un certain temps par la matière caoutchouc, de cette manière l'usure a lieu.

PREPARATION DES ECHANTILLONS

Avant d'effectuer l'essai d'usure, les échantillons sont préalablement bien nettoyés et introduits dans une cuve à ultrasons de façon à éliminer toute particule pouvant influencer sur la précision de la pesée. Cette opération est renouvelée après avoir effectué l'essai.

N.B. Les pesées sont effectuées sur une balance électrique avec une précision de quatre(4) chiffres après la virgule.

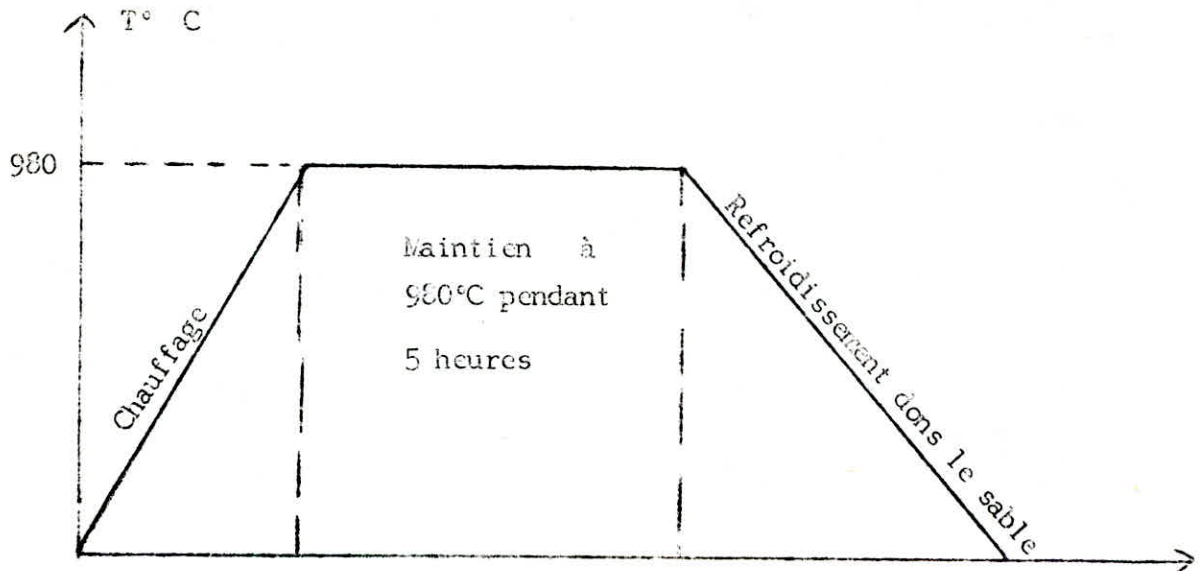
TRAITEMENTS THERMIQUES

Dans le but d'étudier la relation qui existe entre la microstructure et la résistance à l'usure par abrasion des échantillons, nous avons envisagé les traitements thermiques suivants.

- RECUIT DE GRAPHITISATION

Le cycle thermique du recuit de graphitisation comporte :

- 1°) Un chauffage jusqu'à la T° 980 C dite température de recuit.
- 2°) Un maintien isotherme à cette température d'une durée de Cinq (5) Heures.
- 3°) Un refroidissement effectué dans le sable assurant une vitesse de refroidissement très lente.



TREMPE

Le cycle thermique de trempe que nous avons effectué comporte les étapes suivantes :

- 1° - Un chauffage jusqu'à la température $T = 870^{\circ} \text{C}$ dite température de trempe.
- 2° - Un maintien d'une durée de 30 minutes à cette température de façon à réaliser la mise en solution des carbures dans le fer & et l'homogénéisation de l'austénite.
- 3° - Un refroidissement rapide, par immersion dans l'huile.

REVENU

L'opération de revenu comporte les phases suivantes :

- 1° - Un chauffage jusqu'à la température $T = 200^{\circ} \text{C}$
- 2° - Un maintien à cette température d'une durée de 1 heure.
- 3° - Un refroidissement à l'air calme.

- N.B :
- . Cette opération est répétée pour les températures de revenus 400°C et 650°C
 - . Les essais d'usure sont effectués après chaque opération de traitement thermique.

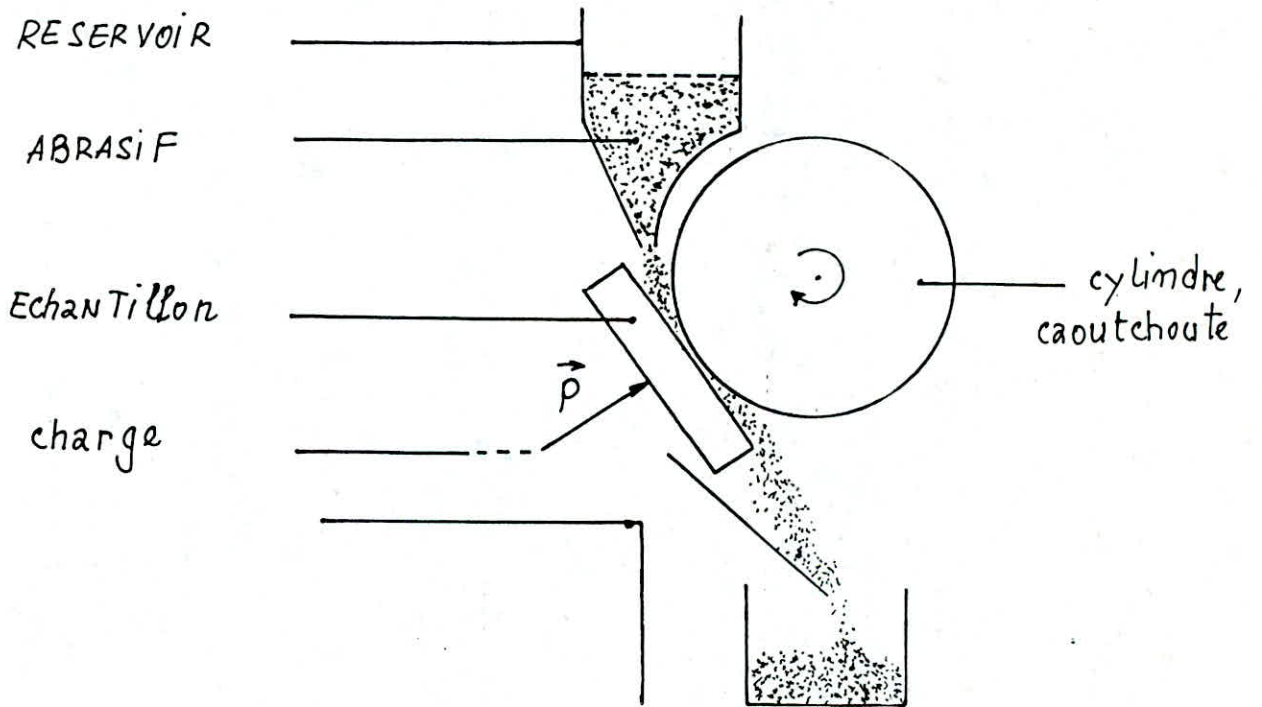


FIG (9) PRINCIPE DE FONCTIONNEMENT DE LA MACHINE D'USURE.

Chapitre : III

R E S U L T A T S

ALLIAGES	Perte de masse Δm [g]				
	BRut de Coulee	ETAT REcuit	Temperature de trempe $T_f: 870^\circ\text{C}$		
			Rev 200°C	Rev 400°C	Rev 650°C
GSC	0.3648	0.2710	0.1992	0.1849	0.2419
GSC 1.38%Ni	0.4270	0.2315	0.2115	0.1214	0.3313

TABLeAU III. 1

ALLIAGES	Perte de masse Δm [g]			
	ETAT REcuit	Temperature de trempe $T_f: 870^\circ\text{C}$		
		Rev 200°C	Rev 400°C	Rev 650°C
T3	0.2094	0.2270	0.2074	0.1897
T5	0.2194	0.2533	0.1854	0.1849
T11	0.3043	0.3577	0.3507	0.3187
T12	0.2031	0.2274	0.2325	0.2084
T14	0.2625	0.2262	0.2483	0.1604

TABLeAU III. 2

ALLIAGES	Perte de masse Δm [g]			
	ETA T RECUIT	Temperature de trempe $T_t : 870^\circ\text{C}$		
		REV 200°C	REV 400°C	REV 650°C
V1	0.5392	0.2232	0.1829	0.2392
V5	0.2318	0.2328	0.2433	0.2409
V9	0.2978	0.2266	0.2186	0.2714

TABLEAU III. 3

ALLIAGES	Perte de masse Δm [g]				
	BRUT DE COULEE	ETA T RECUIT	Temperature de trempe $T_t : 870^\circ\text{C}$		
			REV 200°C	REV 400°C	REV 650°C
M1	0.3742	0.3132	0.1923	0.1903	0.3321
M3	0.2467	0.2357	0.1869	0.2212	0.2695
M7	—	0.3246	0.2086	0.2257	0.3247

TABLEAU III. 4

ALLIAGES	Perte de masse Δm [g]				
	BRUT DE coulee	ETAT RECUIT	Temperature de trempe $T_t: 870^\circ\text{C}$		
			Rev 200°C	Rev 400°C	Rev 650°C
C2	0.3032	0.2435	0.2498	0.1987	0.2333
C3	—	0.2096	0.2036	0.2027	0.2838
C7	0.2306	0.2547	0.2466	0.2524	0.1620

TABLEAU III.5

ALLIAGES	Perte de masse Δm [g]		
	Temperature de trempe $T_t: 1100^\circ\text{C}$		
	Rev 200°C	Rev 400°C	Rev 650°C
C3	0.1779	0.1989	0.1698
C7	0.1829	0.2309	0.1614

TABLEAU III.6

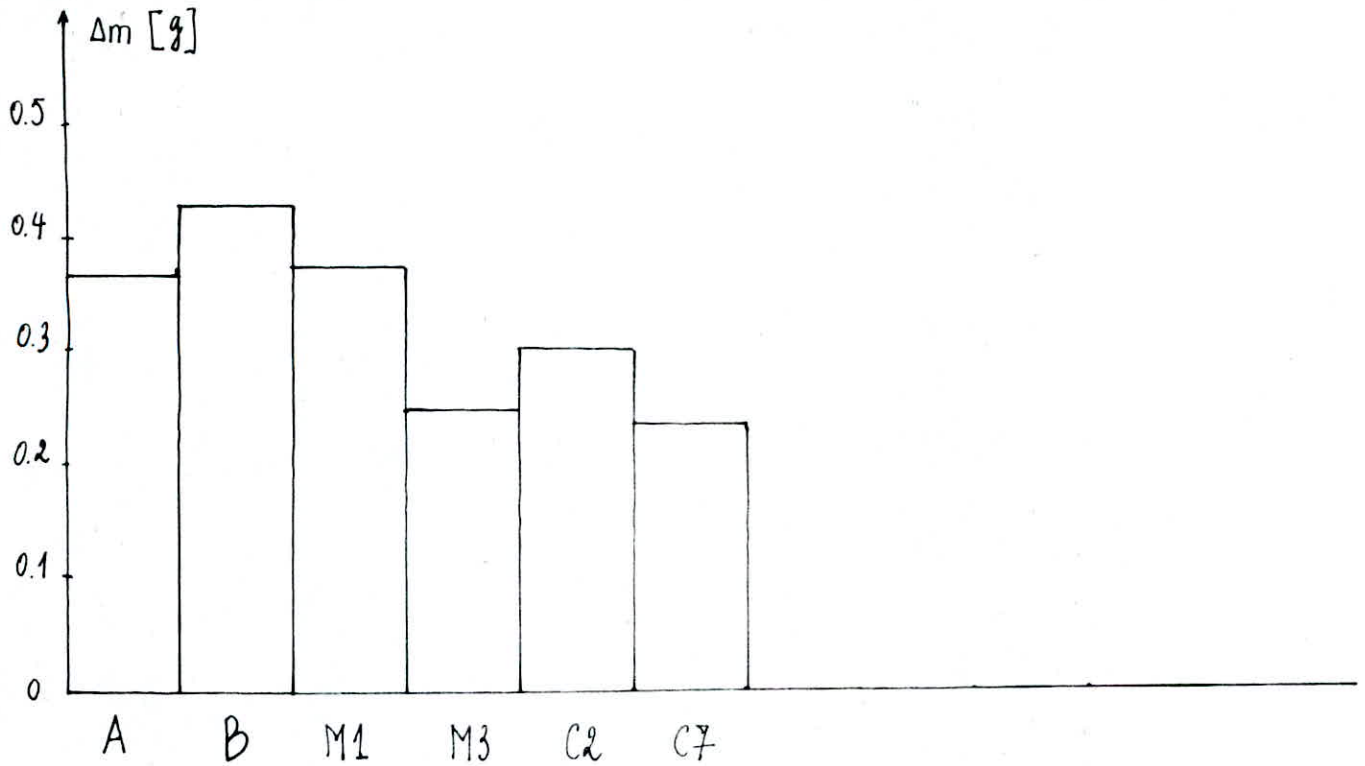


Fig III.1 Perte de masse à l'état brut de coulée.

A: Fonte GSC NON ALLIÉE

B: FONTE GSC ALLIÉE A 1.38% Ni

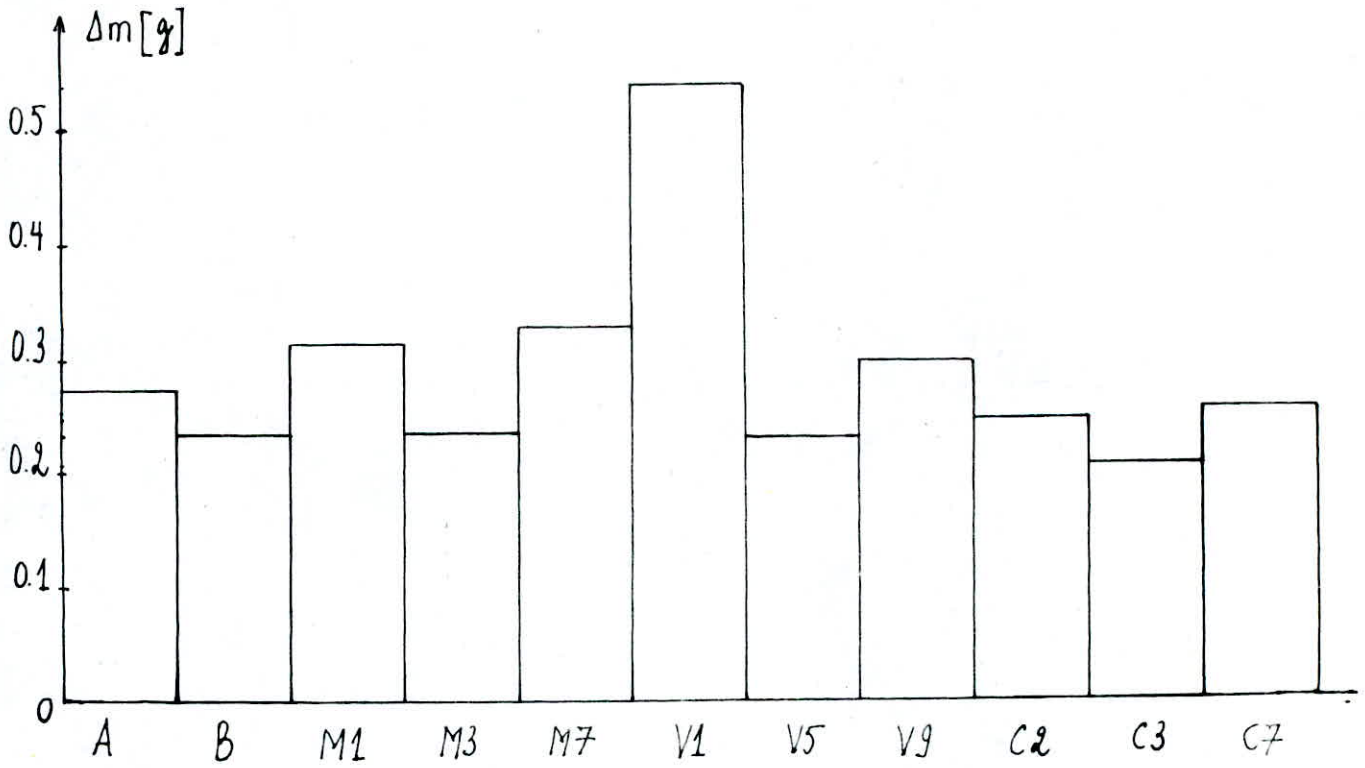


Fig III. 2 Perte de masse à l'état du recuit.

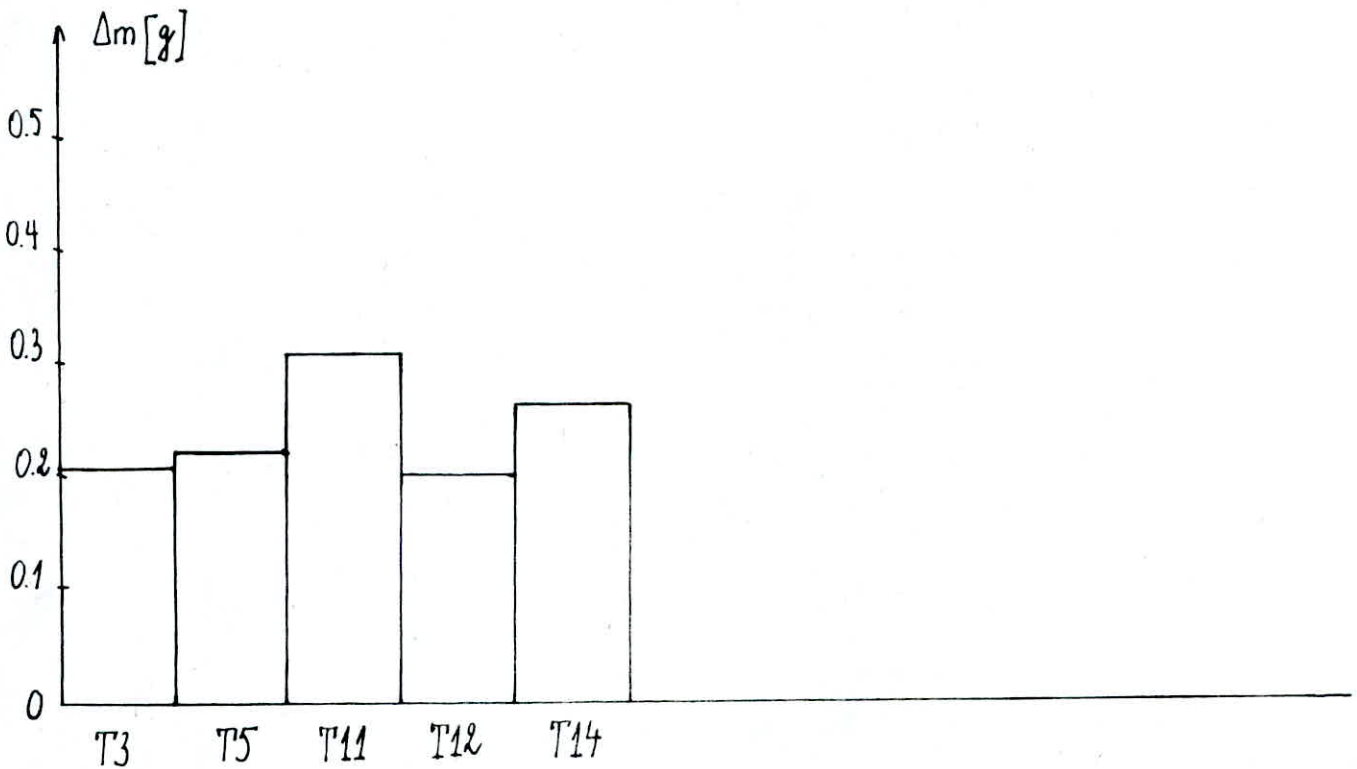


Fig III. 3 Perte de masse à l'état du recuit des alliages au titane.

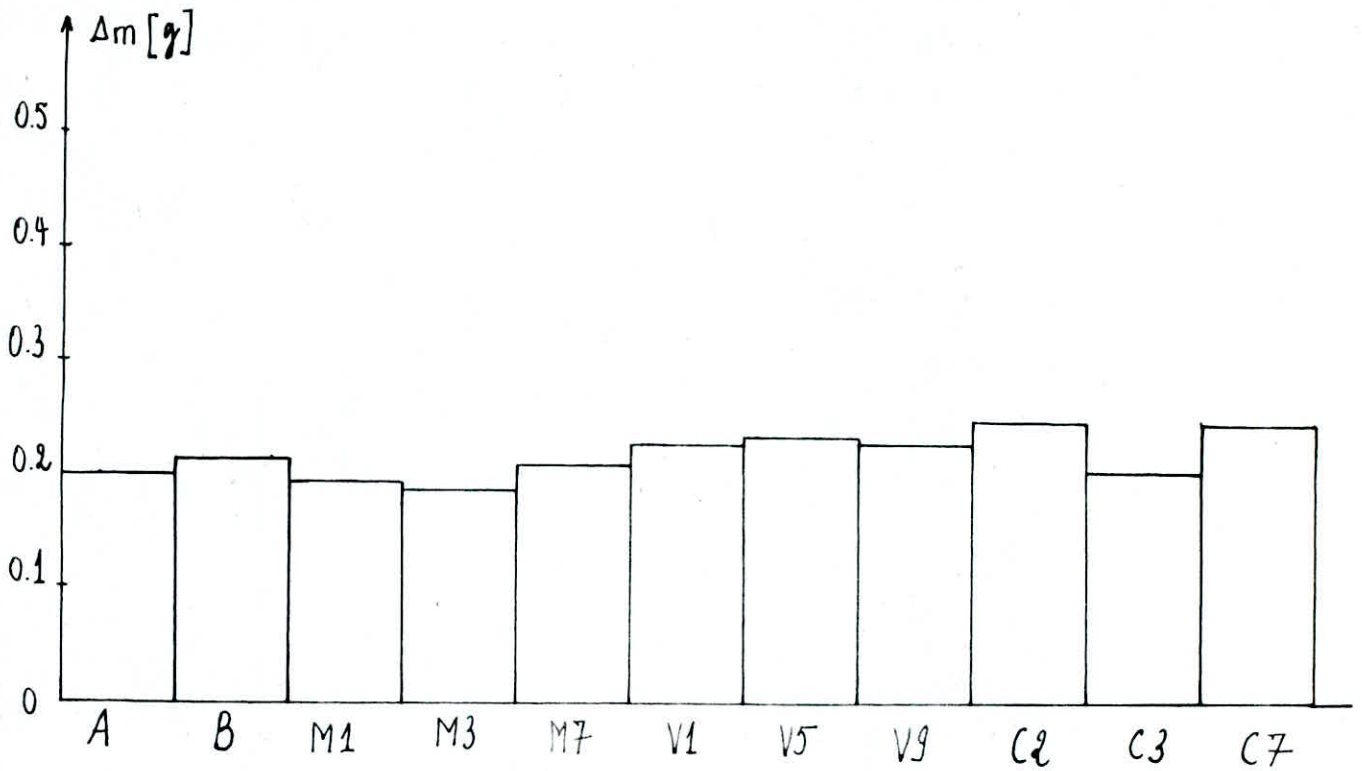


Fig III.4 Perte de masse à l'état trempé revenu 200°C.

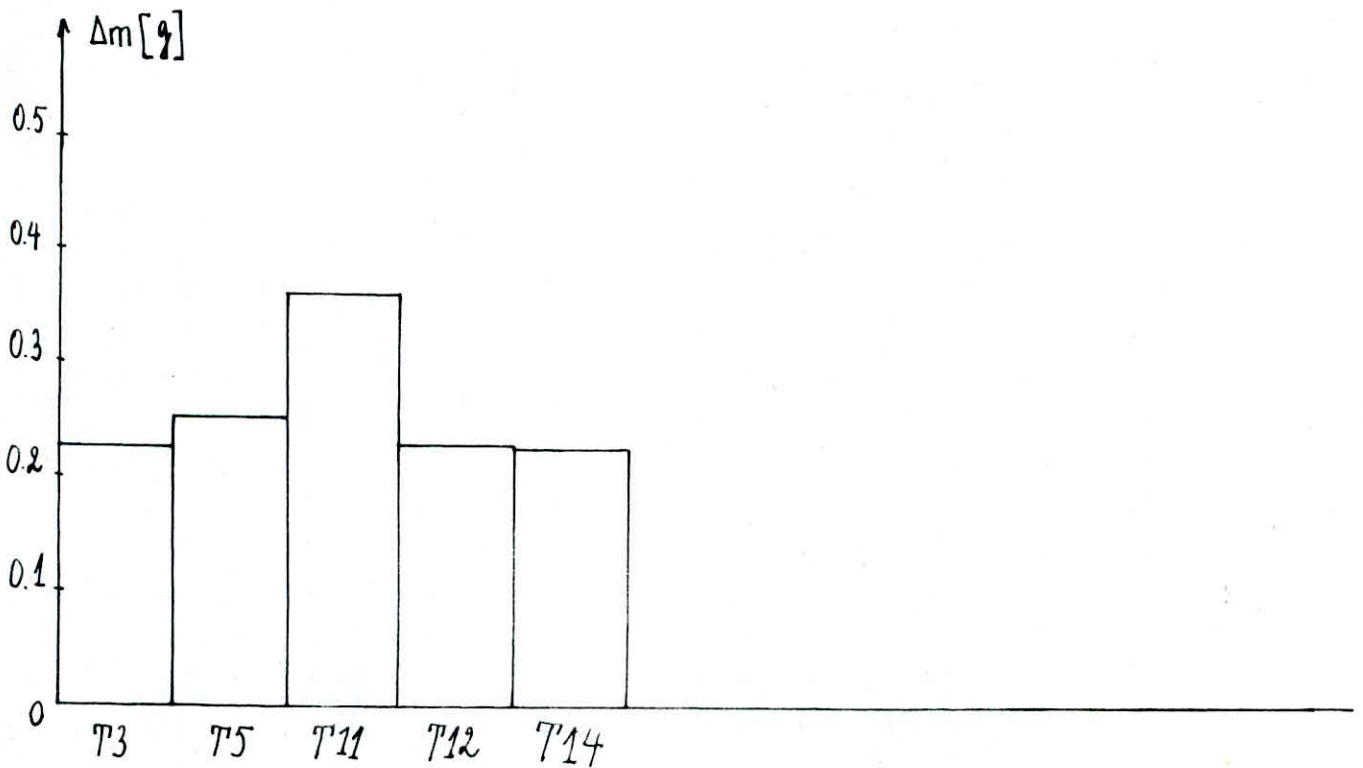


Fig III.5 Perte de masse à l'état trempé revenu 200°C des alliages au titane.

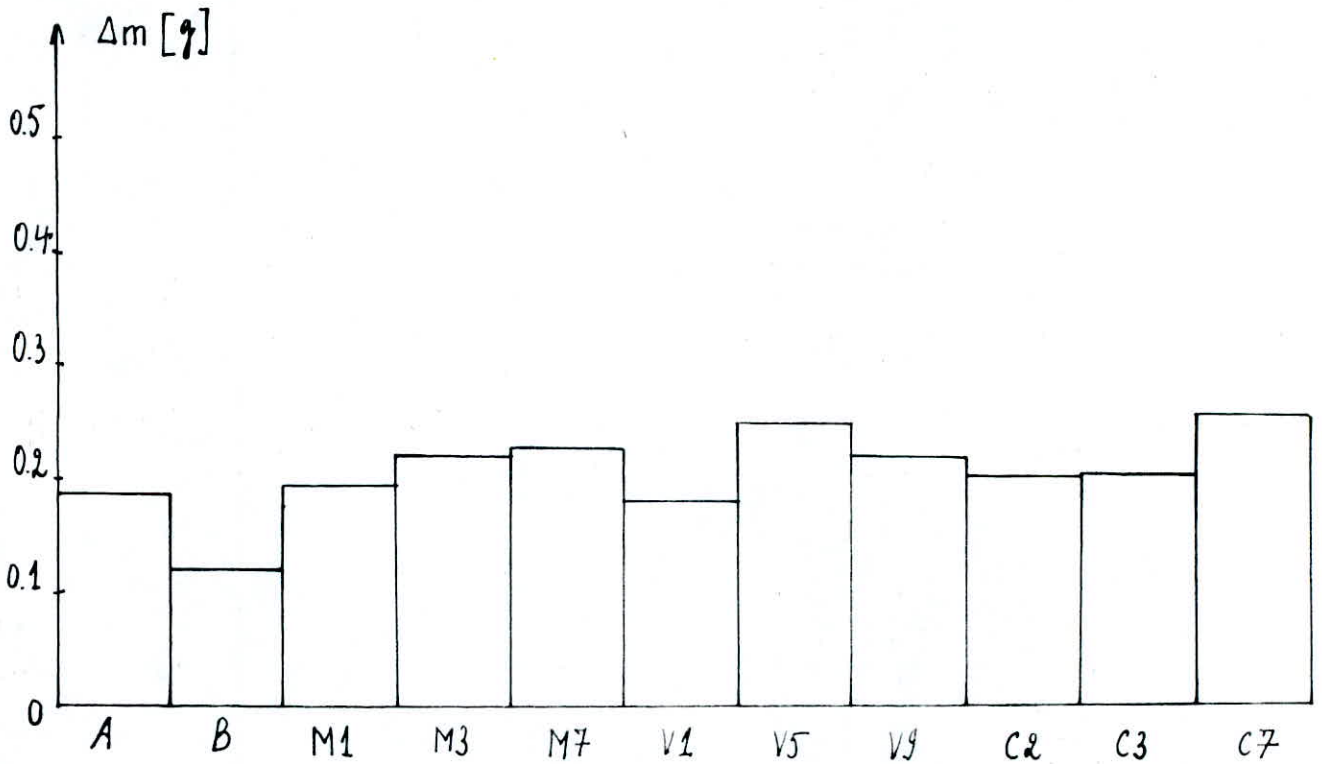


Fig III. 6 Perte de masse à l'état trempé revenu 400°C.

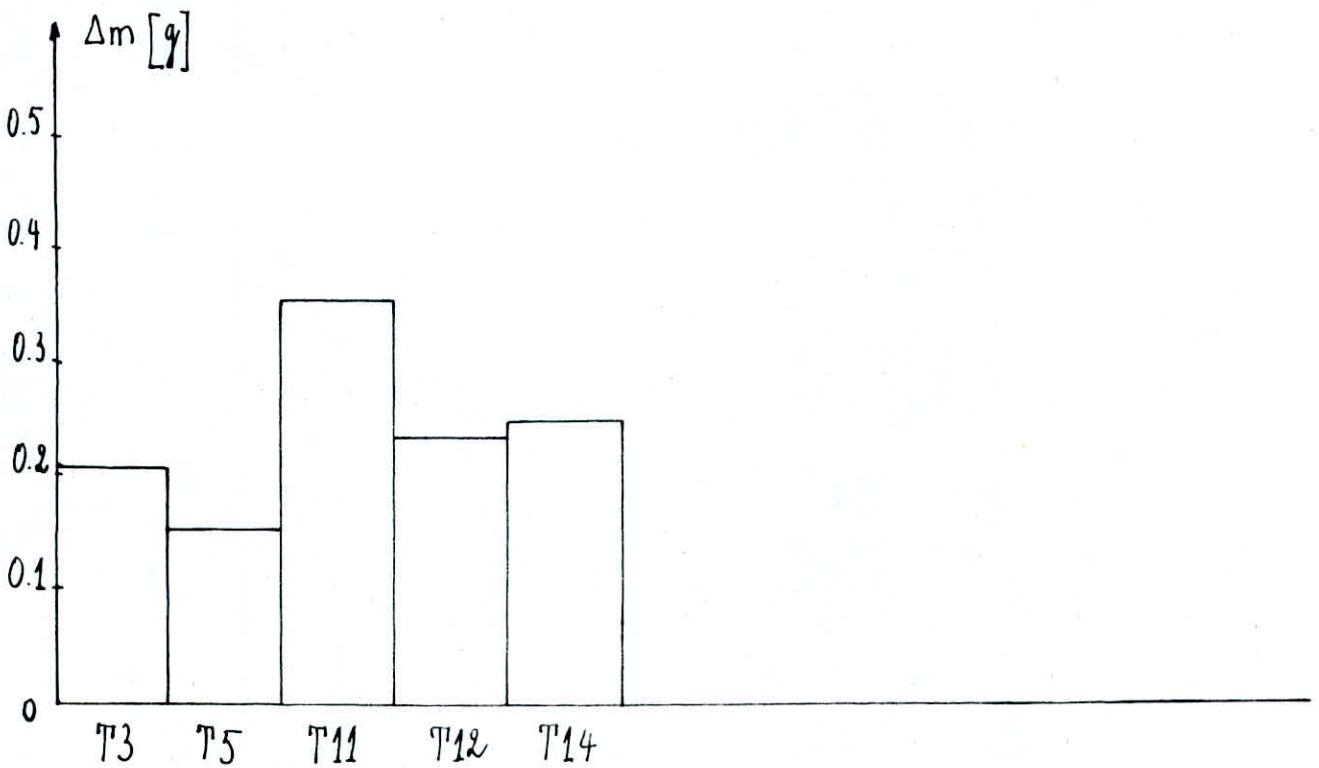


Fig III. 7 Perte de masse à l'état trempé revenu 400°C des alliages au titane.

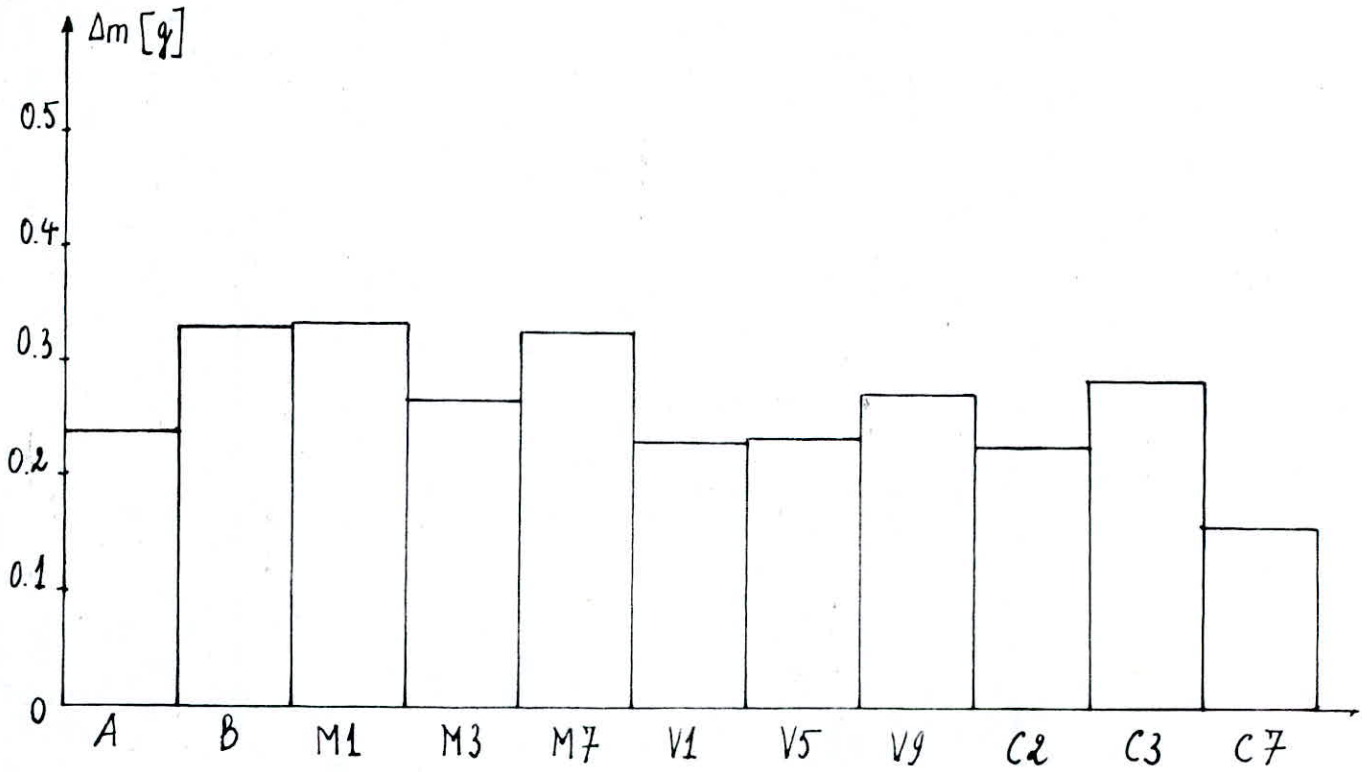


Fig III.8 Perte de masse à l'état trempé revenu 650°C.

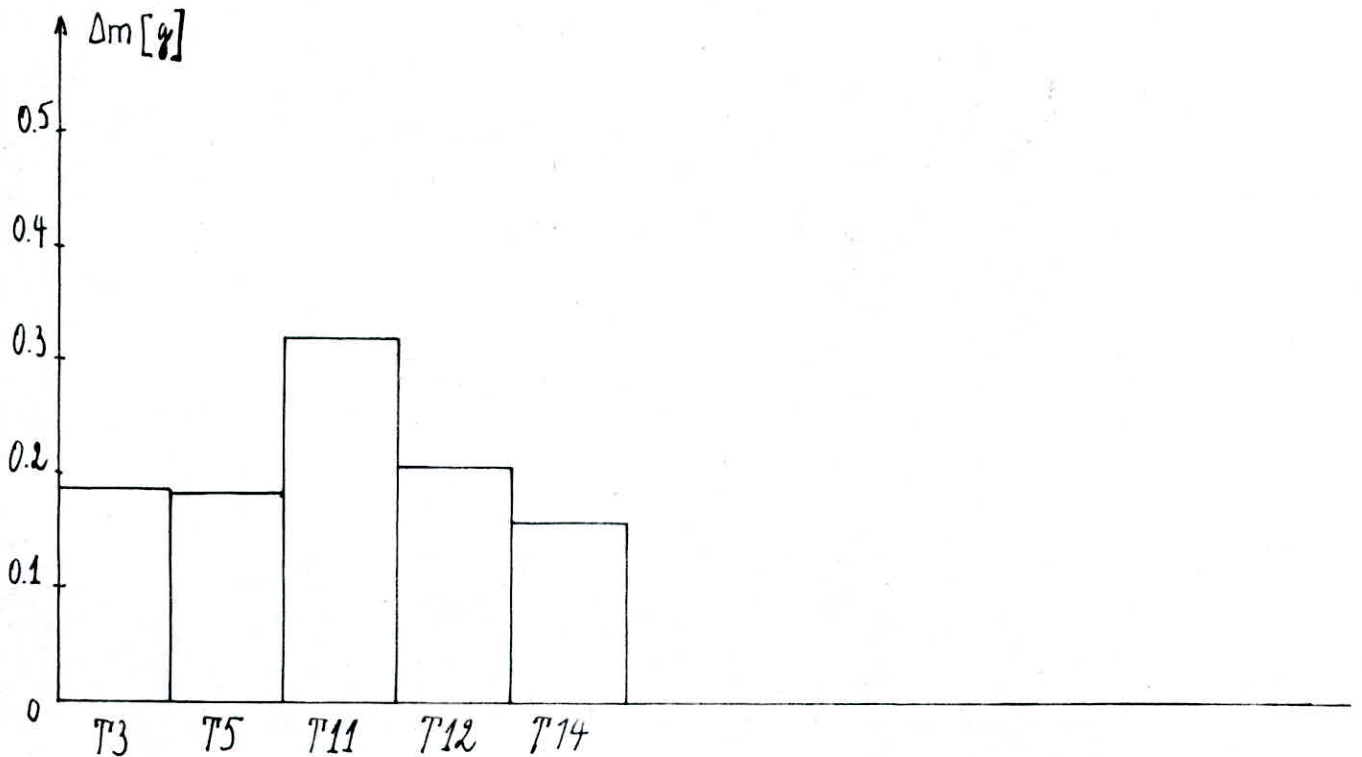


Fig III.9 Perte de masse à l'état trempé revenu 650°C des alliages au Ti.

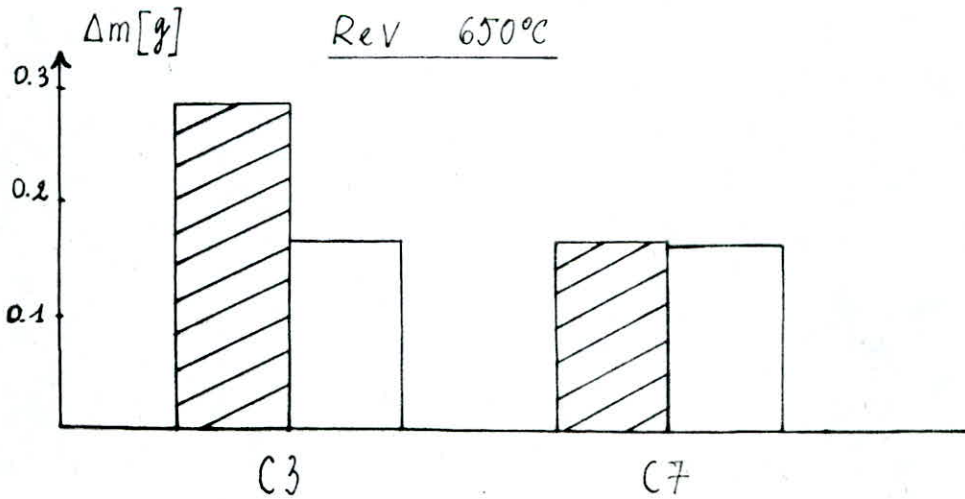
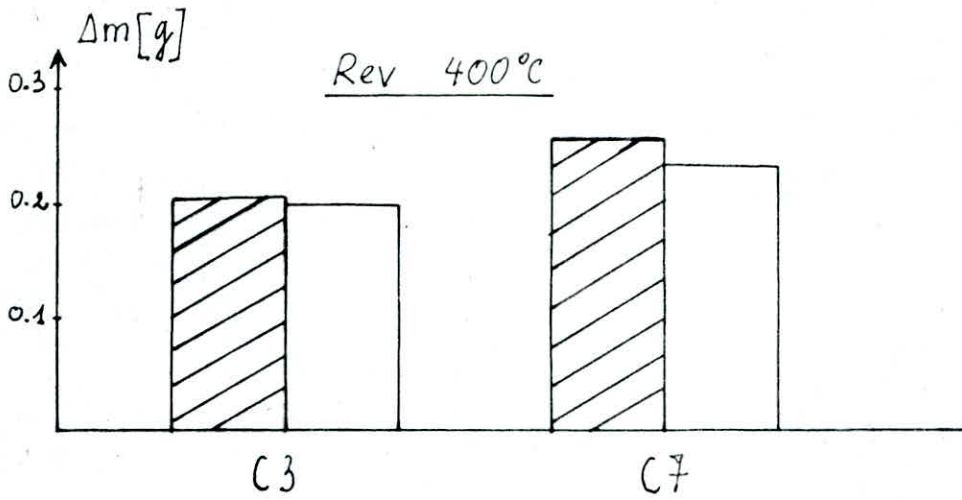
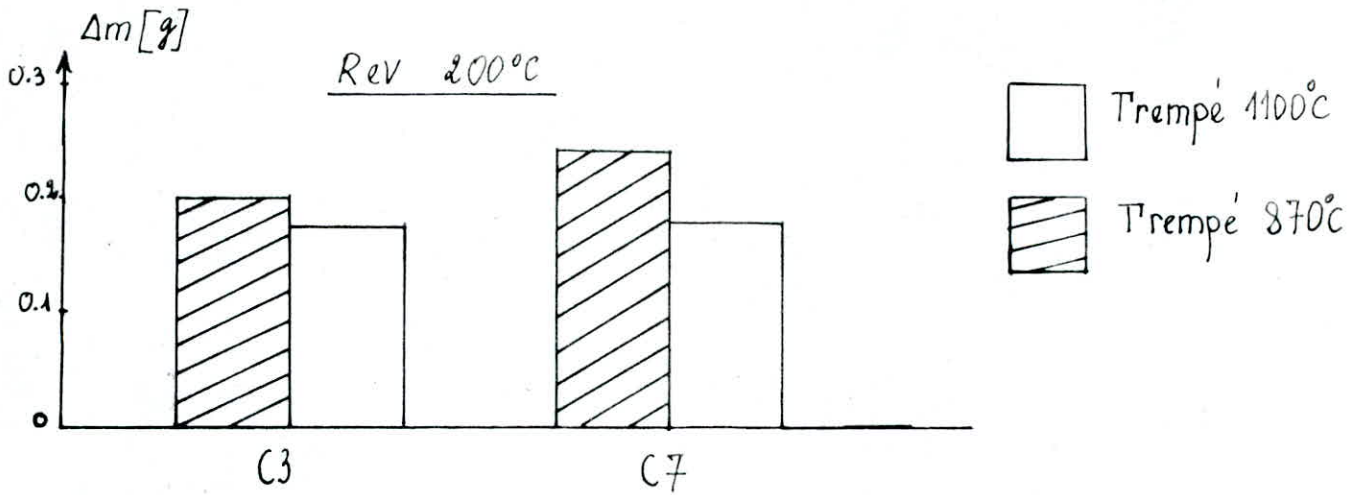


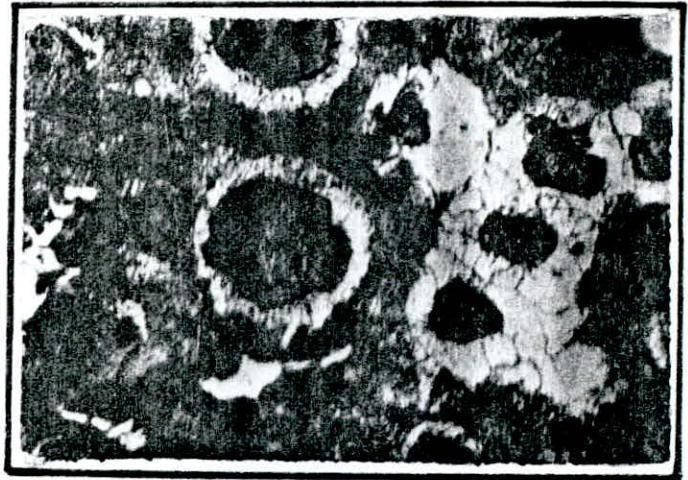
Fig III. 10 Variation de La resistance à l'usure suivant La temperature de trempe.

MICROSTRUCTURES

ETAT BRUT DE COULÉE

GSC à 1.38 % Ni

FIG III. 11

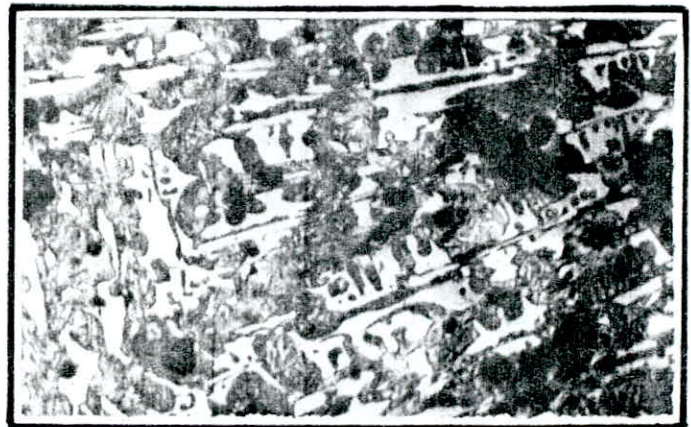


NITAL

X 200

ALLIAGE C2

FIG III. 12



NITAL

X 200

ALLIAGE C7

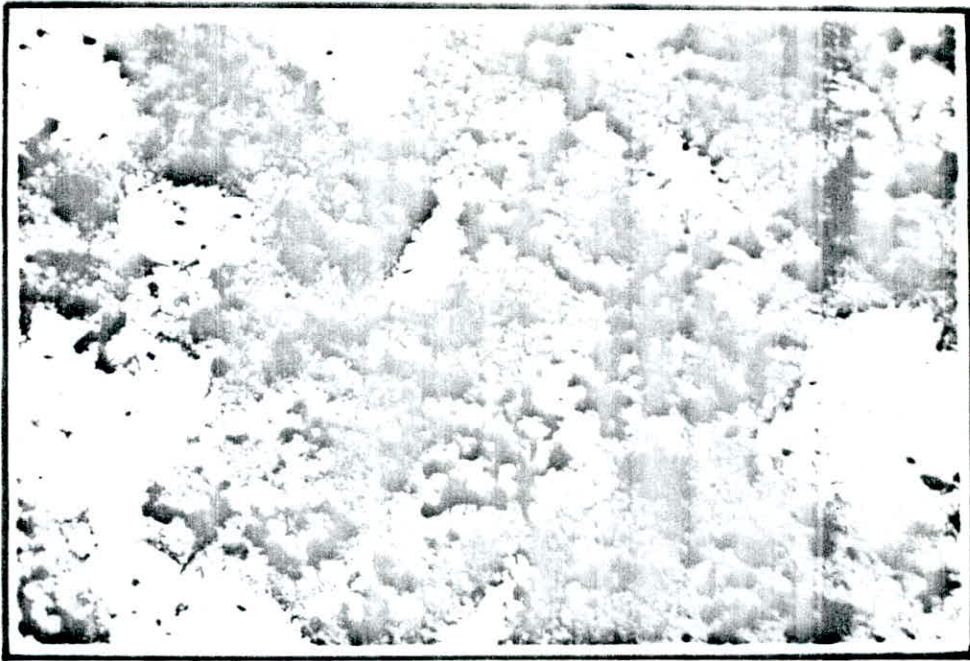
FIG III. 13



NITAL

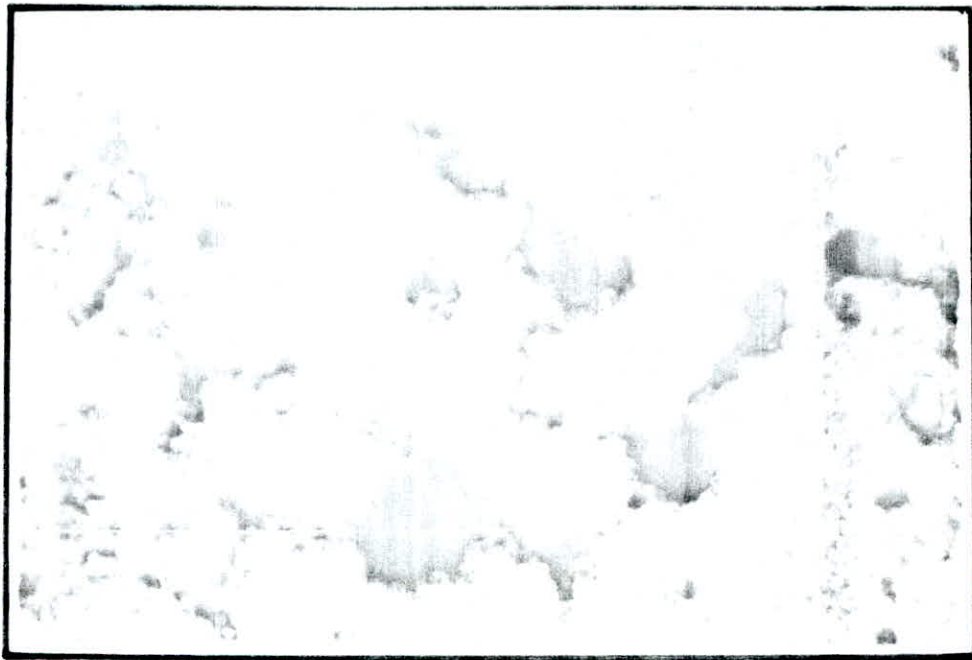
X 200

FIG III. 14



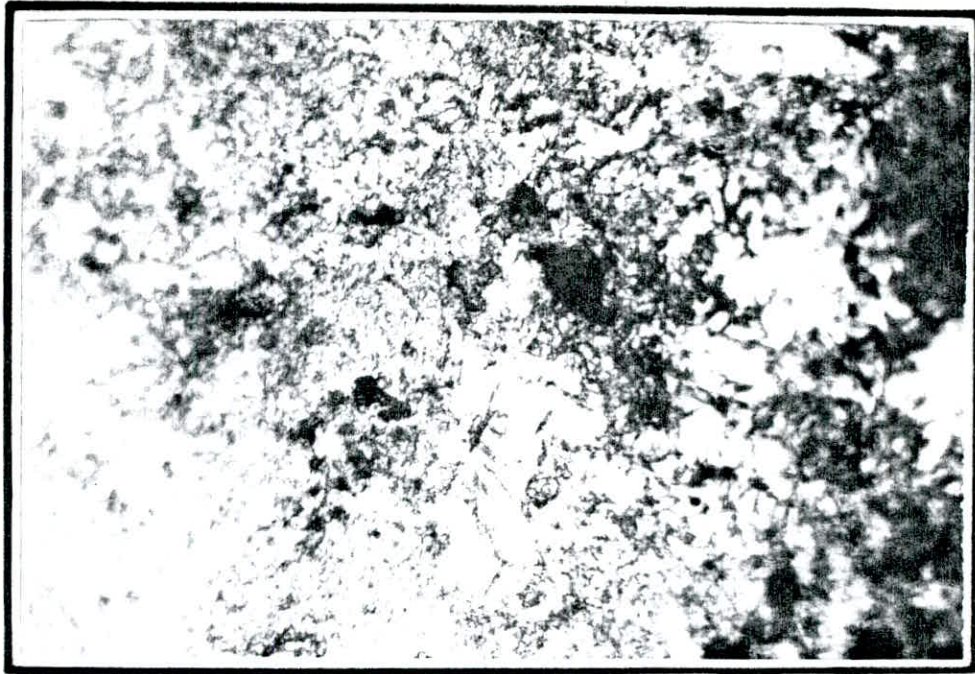
NITAL X 200
ALLIAGE 75 TREMPÉ REVENU 200°C.

FIG III. 15



NITAL X 400
ALLIAGE 75 TREMPÉ REVENU 400°C

FIG III. 16



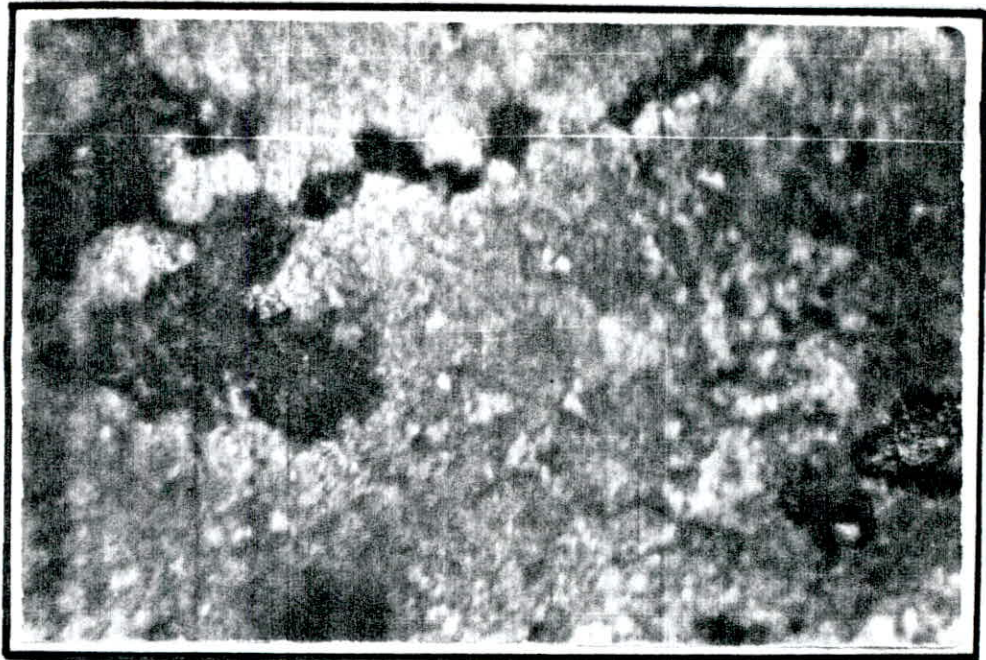
NITAL x 250
ALLIAGE T5 TREMPÉ REVENU 650°C

FIG III. 17

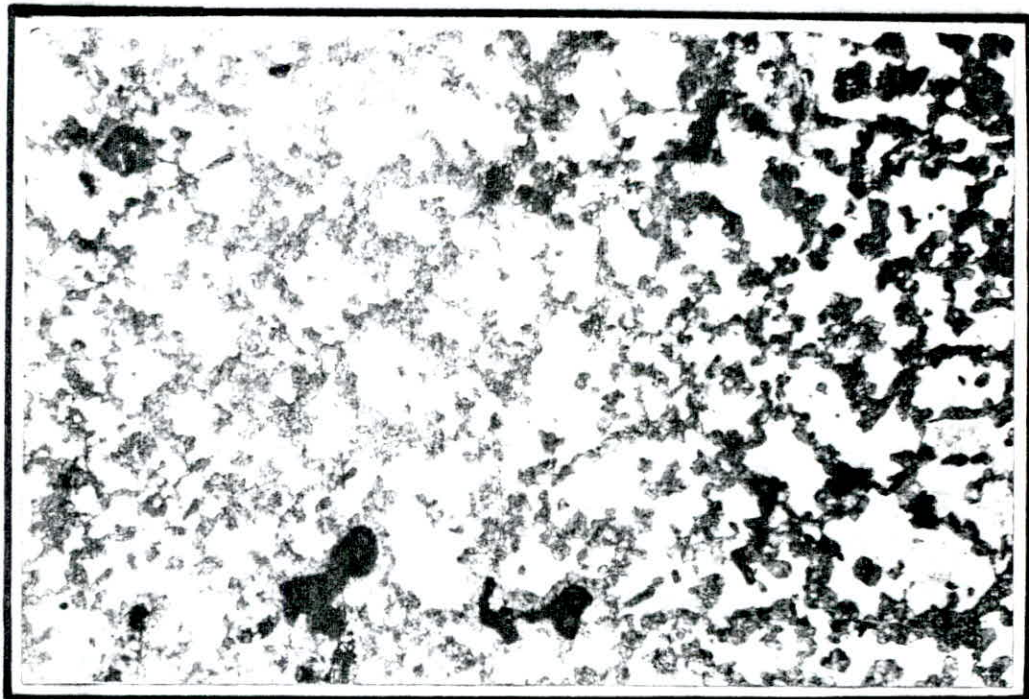


NITAL x 400
ALLIAGE T14 TREMPÉ REVENU 200°C

FIG III. 18

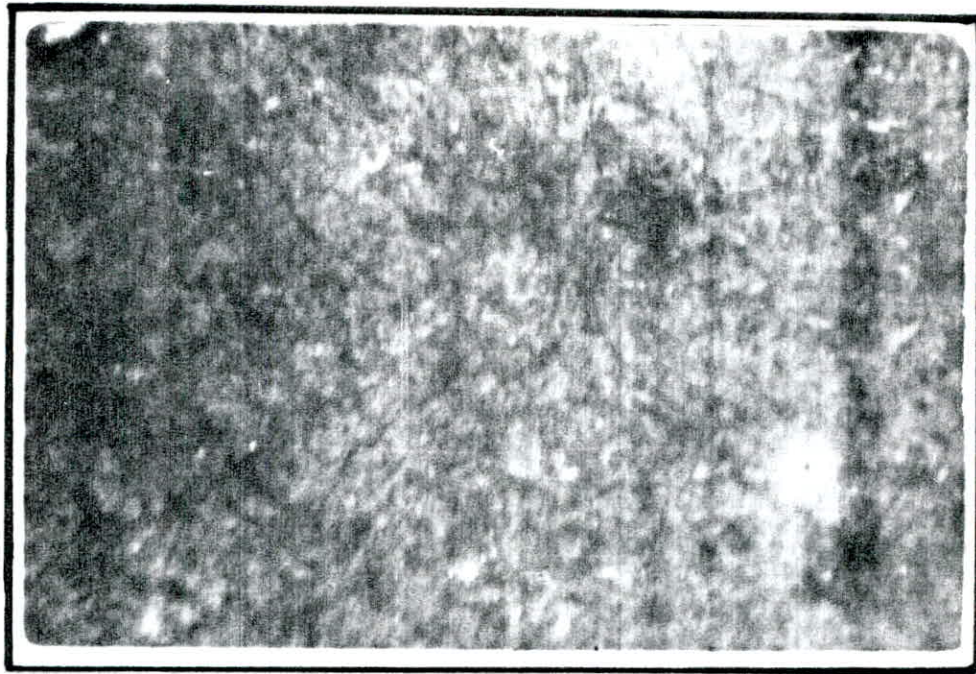


NITAL G: 400
ALLIAGE T14 TREMPÉ REVENU 400°C
FIG III. 19



NITAL G: 250
ALLIAGE T14 TREMPÉ REVENU 650°C

FIG III. 20

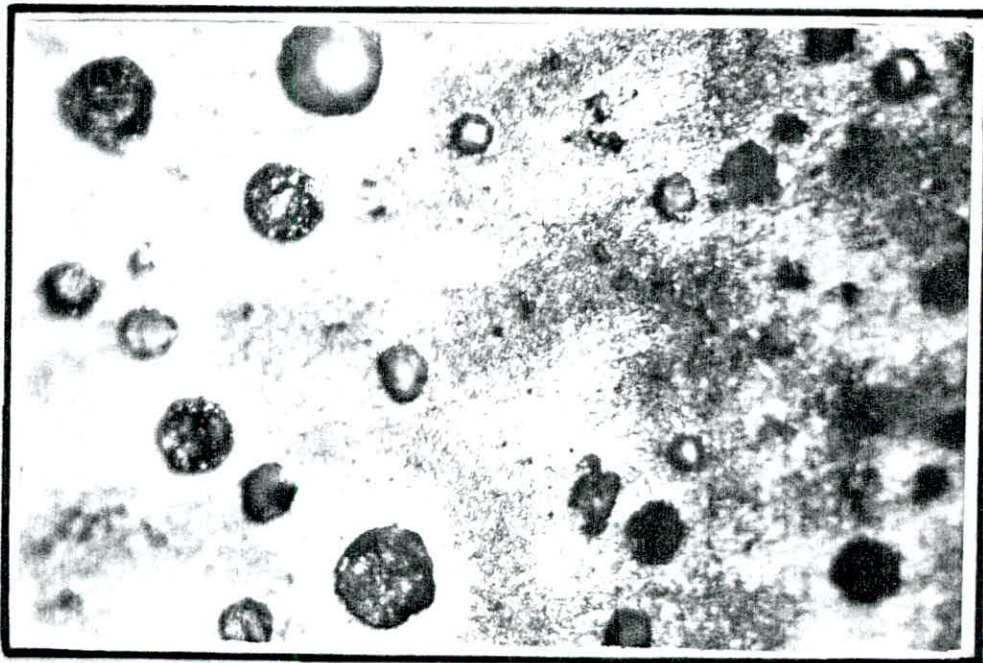


NITAL

G: 400

FONTE GS à 1.38% Ni TREMPÉE REVENUE 400°C

FIG III. 21

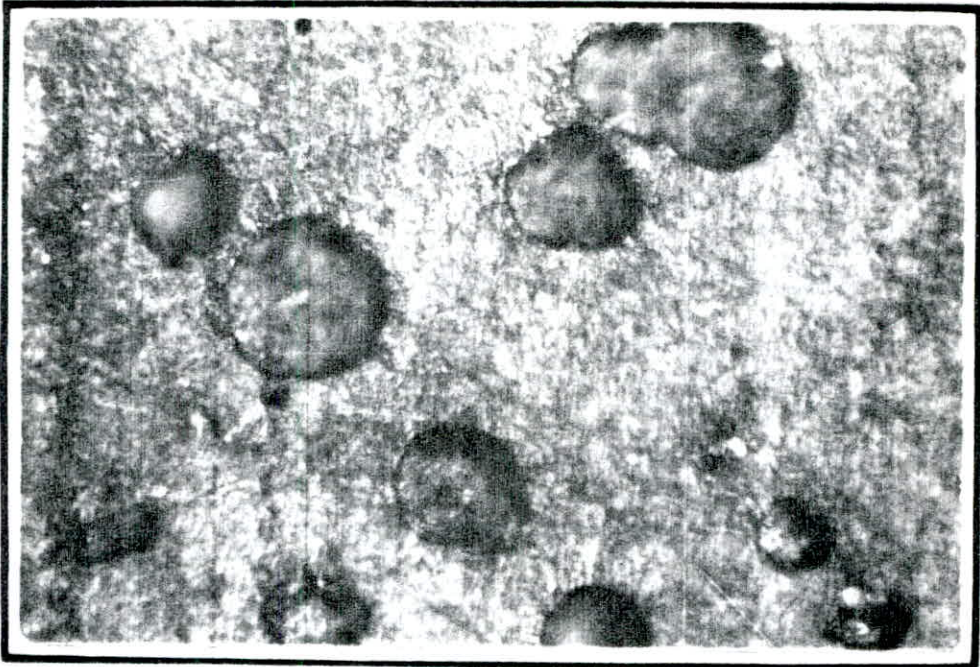


NITAL

G: 250

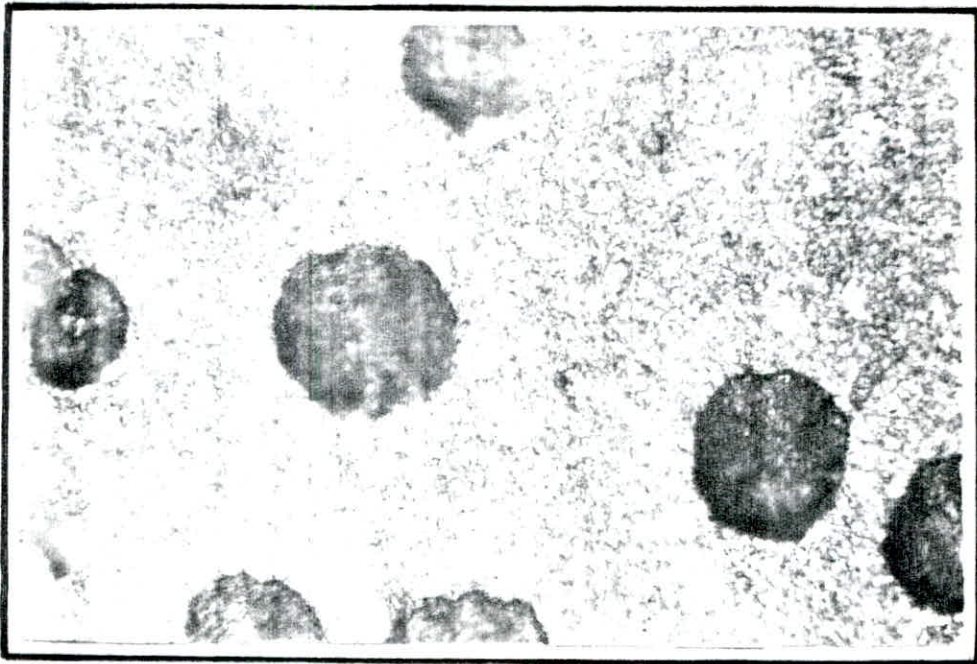
FONTE GS à 1.38% Ni TREMPÉE REVENUE 650°C

FIG III. 22



NITAL G: 400
ALLIAGE VI TREMPÉ REVENU 400°C

FIG III. 23



NITAL G: 400
ALLIAGE VI TREMPÉ REVENU 650°C

FIG III. 24



NITAL G: 400
ALLIAGE M3 TREMPÉ REVENU 400°C

FIG III. 25



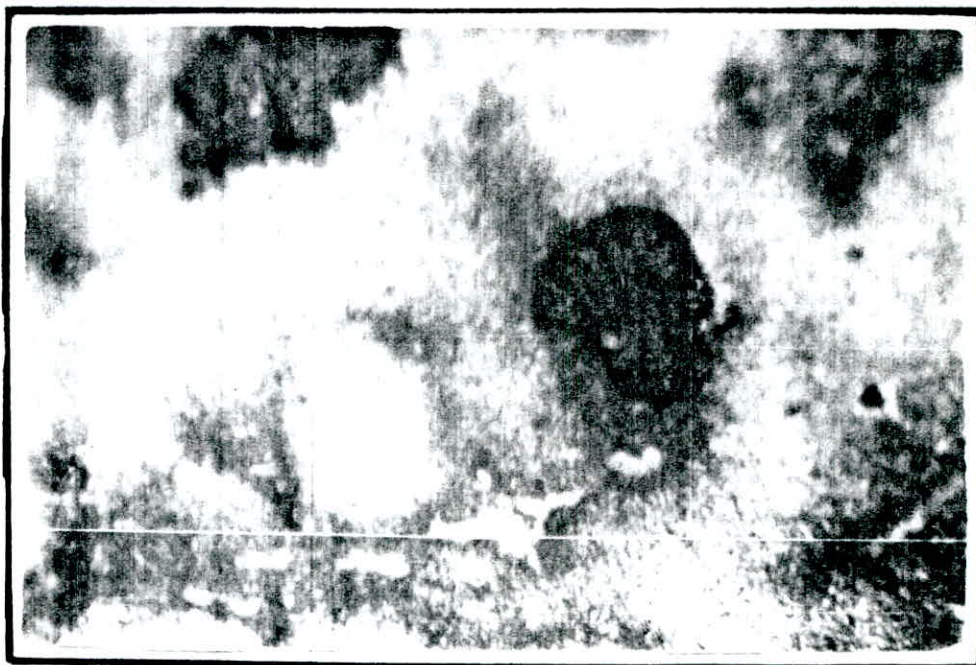
NITAL G: 400
ALLIAGE M3 TREMPÉ REVENU 650°C

FIG III. 26

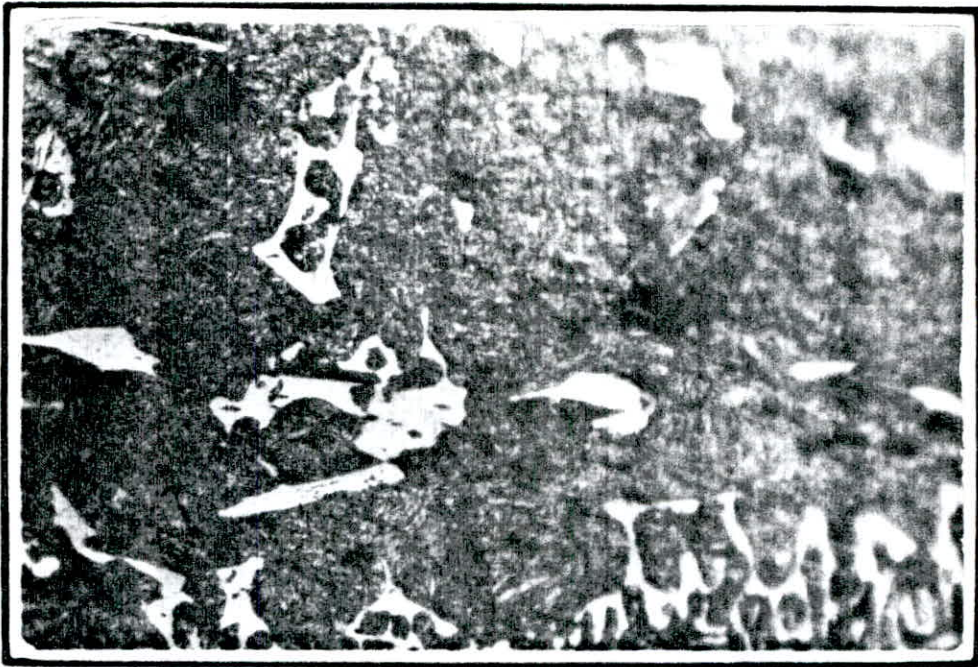


NITAL G: 400
ALLIAGE M7 TREMPÉ REVENU 400°C

FIG III. 27

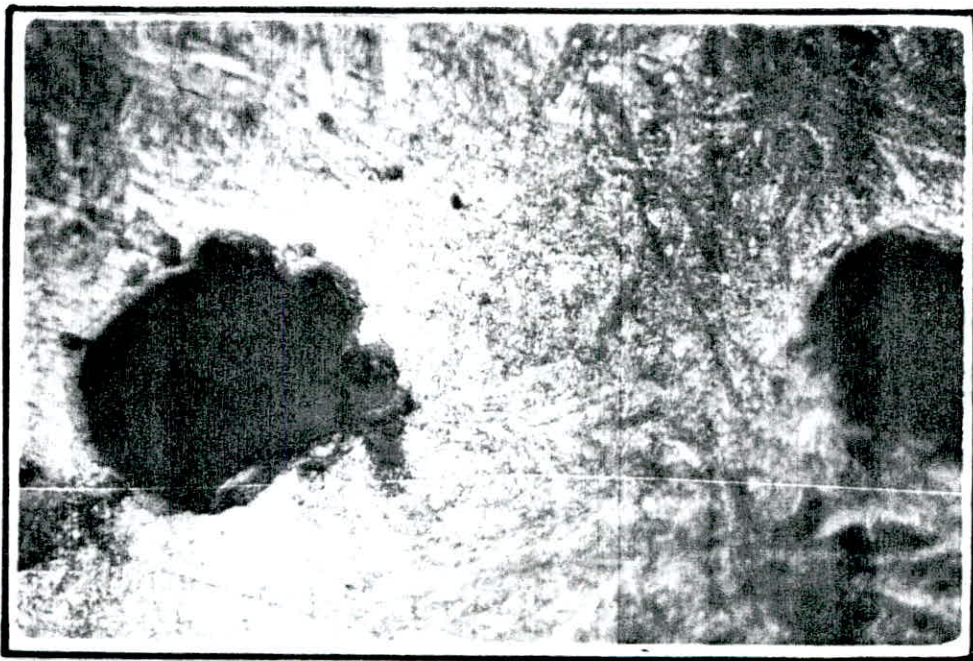


NITAL G: 400
ALLIAGE M7 TREMPÉ REVENU 650°C



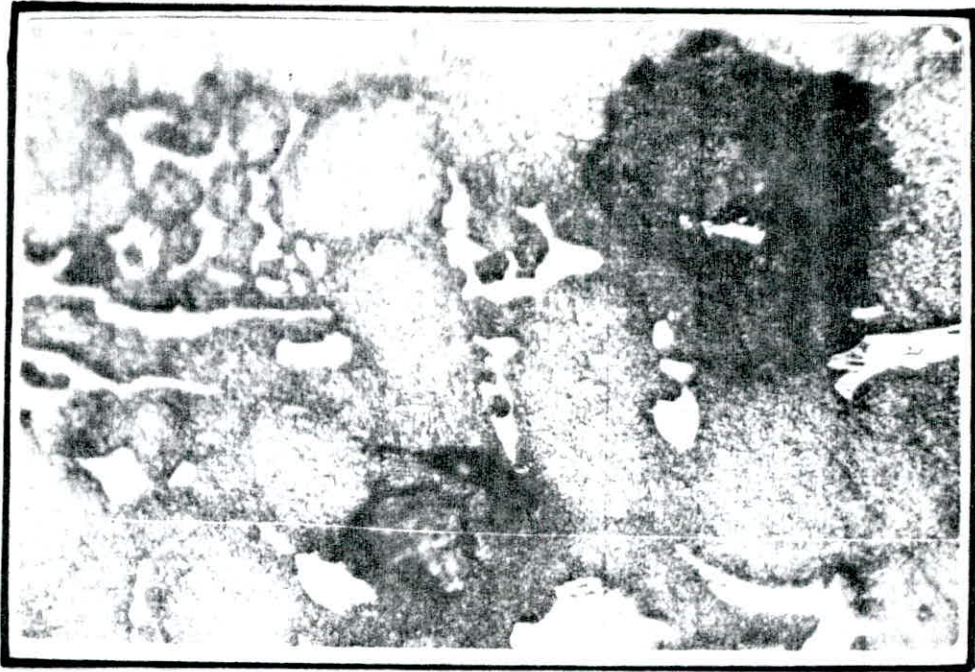
NITAL G: 400
ALLIAGE C7 TREMPÉ 270°C, REVENU 400°C

FIG III. 29



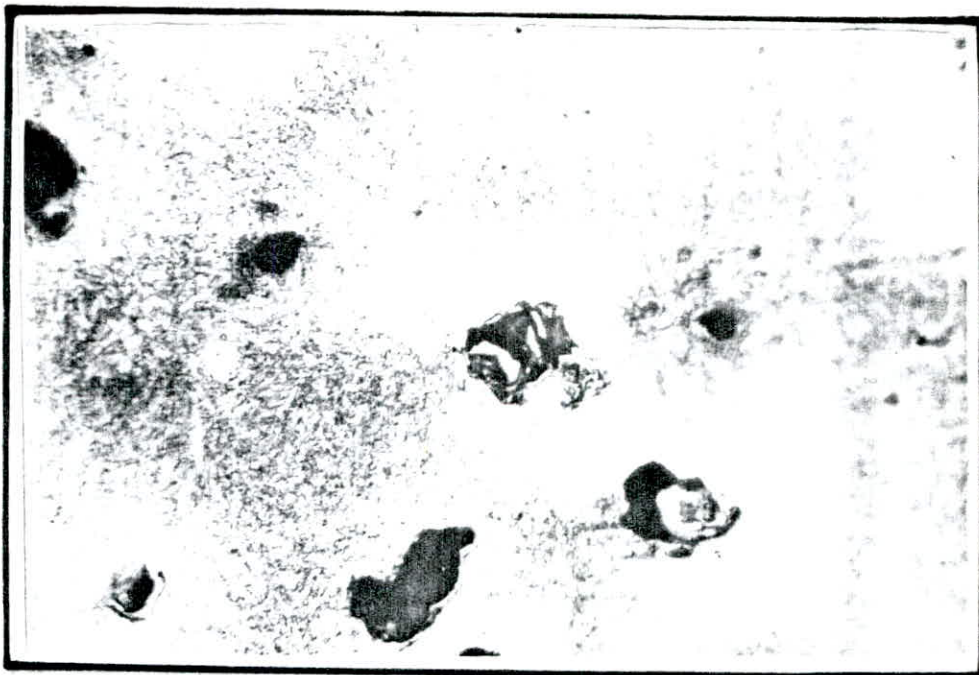
NITAL G: 400
ALLIAGE C7 TREMPÉ 1100°C, REVENU 400°C

FIG III. 30



NITAL G: 400
ALLIAGE C7 TREMPÉ 870°C REVENU 650°C.

FIG III. 31



NITAL G: 250
ALLIAGE C7 TREMPÉ 1100°C REVENU 650°C

Chapitre : IV

COMMENTAIRES ET INTERPRETATIONS
DES RESULTATS

--ALLIAGES DE FGS AU Mo - Ni :

Le Molybdène est un élément bainitisant; à l'état brut de coulée donne une matrice à prédominance bainitique (retarde la transformation perlitique) avec présence de carbures et de ferrite [15] .

Cet état est caractérisé par une hétérogénéité au point de vue structure et composition chimique, ce qui a pour effet d'altérer les propriétés mécaniques notamment la résistance à l'usure .

Après le recuit de graphitisation; on constate qu'il n'y a pas un grand changement des taux de phases du fait de la grande stabilité des carbures et de l'action antigrafitisante du Molybdène. Mais par contre on assiste à l'homogénéisation de la structure et de la composition chimique, ce qui engendre une amélioration de la résistance à l'usure par rapport à l'état brut de coulée; ceci étant confirmé par les résultats expérimentaux que nous avons obtenus (Voir tableau: III.4) .

En Général; le traitement de trempe revenu est influencé par le choix de la température de trempe, celle-ci conditionne la décomposition des carbures .

Comme la trempe pour ces alliages est effectuée à $T = 870^{\circ}\text{C}$ et on a vu précédemment que le recuit à $T = 980^{\circ}\text{C}$ et durant 5 Heures n'a pas permis la décomposition des carbures présents dans la matrice, alors on en conclut que cette trempe n'exerce aucun effet sur les carbures existants .

D'après les résultats expérimentaux, on constate que les meilleures résistances à l'usure sont obtenues après revenu à 200°C (Voir tableau: III; 4) .

Ceci est dû à la structure :

Martensite de revenu + Austénite résiduelle + Carbures .

Après revenu à 400°C ; on constate une amélioration de la résistance à l'usure pour l'échantillon M1, cet alliage présente le plus grand pourcentage de Molybdène et une teneur de l'ordre de 1% de Nickel; d'où le taux de carbures

le plus élevée, et une bonne proportion d'austénite résiduelle qui se transforme en Martensite de revenu; cela est dû à l'action retardatrice du Molybdène sur les transformations au revenu, la structure obtenue est :

Troostite + Martensite de revenu .

Au revenu à 650°C; d'après les résultats des expériences on assiste à une diminution de la résistance à l'usure causée par le phénomène de coalescence des carbures qui aboutit à la structure sorbitique; celle-ci ne résistant pas bien à l'usure (Voir Fig: III.25 ET Fig: III.27) .

Cette diminution de la résistance à l'usure étant favorisée par le durcissement secondaire qui n'a pas eu lieu à cause de la température de trempe qui n'était pas adéquate .

En conclusion; pour ces alliages l'échantillon qui présente la meilleure résistance à l'usure et ceci pour chaque état c'est l'échantillon M3 (Voir tableau : III.4) .

-ALLIAGES DE FGS AU V - Ni :

LE cas des alliages au Vanadium est analogue à celui des alliages au Molybdène vu que le Vanadium est un élément bainitisant et fortement carburigène .

Après le recuit de graphitisation; la structure obtenue est à prédominance bainitique et des carbures stables de Vanadium, le taux de ces phases augmente avec l'élévation du pourcentage en Vanadium .

D'après les essais d'usure effectués; on constate que pour un même pourcentage en Nickel, plus le % en Vanadium est élevé; plus la résistance à l'usure s'améliore (Voir tableau: III.3) .

Après trempe et revenu à 200°C; on constate que la résistance à l'usure des différents alliages s'améliore par rapport à l'état recuit (tableau: III.3) . Cela est dû à la structure de ces alliages constituée par de la Martensite de revenu; de l'austénite résiduelle et de carbures .

Au revenu à 400°C la structure obtenue est constituée de :

Troostite + Carbures (Voir Fig: III.22) .

Au revenu à 650°C la structure micrographique est constituée par :

Sorbite + Carbures (Voir Fig: III.23) .

On constate en général que après les différents revenus effectués; la variation de la résistance à l'usure pour ces alliages n'est pas très importante, (Voir tableau: III.3); elle est de l'ordre du 1/100 du gramme .

Ceci est dû au fait que le Vanadium est fortement carburigène, formant des carbures très stables qui ne se décomposent pas au régime de traitement thermique effectué , vu que la température de trempe choisie est relativement basse .

Donc ; pour ces alliages ; on devrait recommander une température de trempe plus élevée de l'ordre de 1100°C; ce qui permettrait la décomposition des carbures et l'homogénéisation de la matrice .

-ALLIAGES DE FGS AU Ti - Mn - Al :

D'après les observations micrographiques effectuées sur des alliages en FGS alliée au Ti-Mn-Al [20] à l'état brut de coulée; on constate que les structures sont essentiellement constituées par des matrices austénitiques avec des ~~taux~~ d'austénite variables d'un alliage à un autre, ceci étant dû à la teneur variable en Manganèse (Voir tableau: II.4), on constate aussi la présence de carbures sous forme de cémentite et de carbures de Titane . La structure austénitique confère généralement une bonne tenue à l'usure par abrasion, par le fait que c'est une structure permettant un meilleur envasement des carbures .

Ceci étant confirmé par les résultats expérimentaux que nous avons obtenus pour l'alliage T12 ; qui après recuit de graphitisation présente la meilleure résistance à l'usure pour une matrice pratiquement austénitique vu qu' il possède le pourcentage en Manganèse le plus élevé (12,4%); (Fig: III.3) .

Après le traitement thermique de trempe à 870°C à l'huile et des revenus effectués à 200°C ; 400°C et 650°C ,on constate toujours la persistance de phases austénitiques importantes susceptibles de se transformer en martensite et delà à améliorer la résistance à l'usure .

Après revenu à 200°C ,la meilleure résistance à l'usure est présentée par l'alliage T14 (Voir Fig: III.5);cela peut-être interprété par le fait que l'alliage T14 présente les teneurs les plus élevées en Ti et Al, après revenu à cette température ;se déroule la redistribution des éléments d'addition dans la matrice qui est austénitique, et vu le taux élevé en éléments tels-que le Manganèse ,l'apparition de la martensite n' a pas eu lieu.

La Matrice austénitique englobe une austénite pauvre en éléments d'alliages et l'autre riche; dans cette dernière se déroule le début de la précipitation des phases intermétalliques d'où cette précipitation se déroule uniquement dans quelques volumes qui sont riches en Ti et Al (Voir Fig: III.17) .

Par rapport à l'alliage T14; l'alliage T5 présente la plus faible résistance à l'usure (Voir Fig: III.5); cela est dû au fait que ce dernier possède des teneurs en éléments d'addition plus faibles et une matrice dont la structure est constituée de : (Voir Fig:III.14)

Martensite de revenu +Austénite + Graphite déchiqueté .

Et Comme cette austénite présente une teneur en éléments d'alliages plus faible et un taux de phase plus bas ;cela engendre alors une résistance à l'usure basse.

Après le revenu à 400°C; la meilleure résistance à l'usure est présentée par l'alliage T5 (Voir Fig: III.7);cela est dû au fait qu'à ce niveau se déroule la précipitation des phases intermétalliques dans tout le volume (Fig: III.15).

Lors du revenu à 650°C; l'alliage T14 présente la meilleure résistance à l'usure (Voir Fig: III.9), cela peut-être expliqué par le fait qu'à ce stade au niveau de la structure se déroule la formation des phases intermétalliques Ti_3Al et Fe_3Ti en forme d'aiguilles(Voir Fig: III.19) aux joints de grains austénitiques et comme ces phases sont caractérisées par une dureté élevée ; et que l'austénite permet le bon encaissement de ces particules ce qui justifie la meilleure résistance à l'usure de l'alliage T14 .

En Conclusion; on peut dire que l'alliage qui présente la meilleure résistance à l'usure c'est l'alliage T14 et cela après trempe à 870°C à l'huile et revenu à 650°C .

Cela est dû au fait qu' il présente les taux les plus élevés en éléments Ti et Al;ce qui lui permet d'avoir le taux le plus élevé de carbures .

-ALLIAGES DE FGS AU Cr - Ni :

D'après les résultats expérimentaux, on constate que l'augmentation de la teneur en chrome ;augmente l'aptitude de la FGS à la résistance à l'usure par abrasion . Cet effet est amplifié par la présence du Nickel dont l'augmentation de la teneur jusqu'à environ 1% ;améliore en général les caractéristiques mécaniques notamment la résistance à l'usure abrasive .

Les résultats expérimentaux ont montrés que la résistance à l'usure ne dépend pas uniquement de la teneur en éléments d'alliages dans la fonte ,mais que le traitement thermique; joue un rôle considérable du fait que la résistance à l'usure;dépend aussi de la structure et du type de phases obtenues après traitement .

Après un recuit de graphitisation ;une comparaison entre les échantillons C2 , C3 et C7 revele que l'alliage C3 ; possède la meilleure résistance à l'usure (Voir tableau: III.5) .

Ceci peut-être expliqué par le fait à l'état brut de coulée; cet alliage présente la plus grande proportion de carbures (29%) [15] , cette proportion reste considérable après le recuit (15%) .

LE recuit n'a pas assuré la décomposition complète des carbures; du fait que cet alliage présente les pourcentages en Cr et Ni les plus élevés .

D'autre par le pourcentage en Ni élevé (1,197%), cet élément va se dissoudre dans la ferrite et provoquer son durcissement par la perturbation du réseau cristallin, ce qui engendre pour la ferrite une tenue à l'usure plus élevée .

Au revenu à 200°C l'alliage C2 qui possède le % en Chrome le plus faible , présente une structure composée de :

Martensite + Austénite résiduelle .

A 400°C on remarque une amélioration de la résistance à l'usure (Voir tableau:III5) due à la précipitation des carbures de Chrome dispersés dans la matrice et à la transformation de l'austénite résiduelle en Martensite de revenu .

Au revenu à 650°C ; on observe une diminution de la résistance à l'usure provoquée par la coalescence des carbures et l'état sorbitique de la matrice .

L'alliage C3 au revenu à 200°C , la structure comporte des carbures massifs plus stables que la cémentite vu le % en Chrome supérieur à 0.7% , et un taux d'austénite résiduelle élevé dû à la teneur importante en Nickel .

Au revenu à 400°C il n' y a pas amélioration de la résistance à l'usure du fait que il n' y a pas un grand changement au niveau de la structure .

Au revenu à 650°C ; on constate une diminution de la résistance à l'usure ceci peut-être expliqué par le fait que le %Ni élevé dans cet alliage provoque un début de graphitisation et compense l'action carburigène du Chrome , en plus de ça on a la coalescence des carbures préexistants dans la matrice , on arrive à un état sorbitique d'où diminution appréciable de la résistance à l'usure .

L'alliage C7; possède le taux le plus bas en Nickel et le taux le plus élevé en Chrome (Voir tableau: II.3), au revenu à 200°C la structure est constituée de: Martensite + carbures massifs + Austénite résiduelle .

Au revenu à 400°C ; on constate une diminution de la résistance à l'usure due à la transformation de l'austénite résiduelle en Martensite de revenu qui n'enlève pas bien les carbures . La structure est composée de :

Eutectique + Troostite (Voir Fig: III.28) .

Après revenu à 650°C l'alliage C7 présente la meilleure résistance à l'usure due au taux élevé en Chrome qui à cette température provoque le blanchissement de la matrice . La structure est composée de :

Eutectique + Sorbite (Voir Fig: III.30) .

*INFLUENCE DE LA TEMPERATURE DE TREMPE :

La présence du Chrome environ 1% dans C3 et C7 en combinaison avec le Nickel donne naissance à des carbures de Chrome qui sont des carbures complexes $(Fe, Cr)_3C$.

La température de trempe basse 870°C ne permet pas la décomposition de ces carbures dans la phase austénitique; ce qui engendre une austénite pauvre en éléments d'addition .

Lors de la trempe à cette température, on a présence au cours du revenu pour différentes températures; de ces carbures avec une répartition irrégulière dans la matrice (Voir Fig: III.30 et Fig: III.28), et formant des amas plus au moins grands .

Par contre une température de trempe plus élevée 1100°C, permet la décomposition de tous les carbures présents dans la matrice, ce qui engendre une austénite riche en éléments d'addition; ces derniers vont jouer le rôle principal au cours du revenu .

Le revenu des alliages C3 et C7 ; après trempe de 1100°C, permet la précipitation des carbures ; qui dans le présent cas ; vont avoir une répartition homogène dans la matrice (VOIR Fig:III.29 et Fig: III.31),et une structure fine; ce qui va entrainer de meilleures caracteristiques mécaniques .

Les alliages C3 et C7 ; présentent les meilleures résistances à l'usure après trempe de 1100°C et revenu à toutes les températures (Voir tableau: III.6) et cela malgré la dureté élevée présentée par ces alliages à toute température de revenu après trempe à 870°C par rapport au même traitement avec une trempe à partir de 1100°C .

On en conclut que la température de trempe est un paramètre très important et à prendre en consideration lors de l'étude de l'usure (Voir Fig: III.10) . De plus , on en déduit des résultats expérimentaux qu'ont présentés ces alliages que la dureté ne peut-~~être~~ considérée comme étant un critère suffisant de la résistance à l'usure .

Il faut prendre en consideration à la fois le "Taux" et la "Qualité" de la phase austénitique ...

-FGS ET FGS ALLIEE (1.38% Ni) :

Une comparaison des taux de phases à l'état brut de coulée; montre que la FGS non alliée présente des carbures (3.5%) alors que la FGS alliée à 1.38% Ni; n'en contient pratiquement pas (Voir Fig: III.11), cela pour des taux de perlite sensiblement égaux (58%) et des taux de ferrite relativement différents (29%) et (21%) respectivement [15] .

La résistance à l'usure de la FGS non alliée est plus élevée que celle de la FGS alliée à 1.38%Ni (Voir tableau :III.1), cela peut-~~être~~ expliqué par la présence de carbures dans une matrice à prédominance perlitique .

Après le recuit de graphitisation; on constate une nette amélioration de la résistance à l'usure pour la FGS à 1.38 % Ni, dépassant celle de la FGS non alliée (Voir tableau: II.1) .

Ceci peut-être expliqué par: Dans la FGS non alliée; on a décomposition des carbures ; d'où élévation du taux de ferrite, par contre pour la FGS à 1.38 % Ni; après le même traitement ; le Nickel se dissout dans la ferrite ; et forme une solution solide, ce qui provoque la perturbation du réseau cristallin de la ferrite; ce qui élève ses caractéristiques notamment la résistance à l'usure .

Après trempe et revenu à 200°C; on constate que comme le Nickel est élément gagnagène; il stabilise l'austénite; tout au moins lors de la trempe le taux d'austénite dans la FGS à 1.38 % Ni est supérieur à celui de la FGS non alliée, et comme on sait que l'austénite est une phase molle qui ne peut résister à l'abrasion en cas d'absence de charges dynamiques, au contraire elle va enchasser les particules d'abrasifs, ce qui va diminuer sa résistance à l'usure après revenu à 200°C (Voir tableau: III.1) .

Après revenu à 400°C, on constate que la présence de Nickel ; accroît sensiblement l'intervalle de transformation de l'austénite résiduelle (Fig:III.1) et comme aux températures supérieures à 200°C; se déroule la précipitation des carbures dispersés dans la matrice, ces derniers sont bien enchassés dans l'austénite résiduelle, d'où après transformation de l'austénite résiduelle on obtient une matrice de Martensite de revenu dont les carbures sont bien enchassés et dispersés, ce qui justifie , la meilleure résistance à l'usure présentée par la FGS alliée à 1.38 % Ni (Voir tableau:III.1) .

Après revenu à 650°C; comme le Ni est un élément graphitisant; on constate que pour une même matrice sorbitique (Voir Fig: III.1) ...

Le nombre de nodules de graphite dans la FGS alliée à 1.38 % Ni est très supérieur que dans la FGS non alliée et vu que le graphite présente une résistance et une dureté nulles et constitue des évidements au niveau de la matrice, cela engendre une usure plus importante pour la FGS alliée à 1.38% Ni; d'où une meilleure résistance à l'usure pour la FGS non alliée (tableau: III.1) .

D'après les résultats précédents ,on peut conclure que :

-Pour la FGS non alliée, la meilleure résistance à l'usure est obtenue après trempe à 870°C et revenu à 400°C .

-Pour la FGS alliée à 1.38 % Ni, la meilleure résistance à l'usure est obtenue pour le même régime de traitement thermique .

Dans ce cas ;une comparaison des deux échantillons révèle ;une meilleure résistance à l'usure de la FGS alliée à 1.38 % Ni (VOIR tableau:III.1) .

C O N C L U S I O N

* * * C O N C L U S I O N * * *

A la fin de cette étude ; nous nous sommes efforcés de mettre en évidence les résultats expérimentaux obtenus et de tirer des conclusions; concernant l'influence des éléments d'addition sur le comportement de la fonte GS vis-à-vis de l'usure par abrasion .

D'après l'étude théorique, on sait que la résistance à l'usure de la FGS dépend d'un bon nombre de paramètres qu'ils faut prendre en considération . Parmi ceux-ci nous avons les paramètres propres au matériau telles ; sa dureté et son état de surface ; mais aussi de paramètres extérieurs telles la température du milieu ambiant dans lequel évolue le matériau et les sollicitations mécaniques auxquelles il est soumis .

D'après les résultats obtenus , on conclut que pour interpréter les propriétés de la résistance à l'usure des FGS , il est nécessaire de mieux connaître la nature et la qualité des phases en présence dans la matrice métallique et leur influence sur le comportement vis-à-vis de l'usure abrasive .

D'autre part on en conclut que les traitements thermiques ont une influence directe sur la résistance à l'usure , soit en l'améliorant efficacement ou au contraire en la diminuant, du fait qu'ils conditionnent la structure et les caractéristiques mécaniques de la FGS . D'où il ya nécessité de choisir le traitement thermique adéquat; pour aboutir à une résistance à l'usure optimale .

Pour illustrer ce qui précède nous nous limiterons à citer parmi les alliages étudiés; ceux qui présentent la meilleure résistance à l'usure par abrasion suivant le traitement thermique effectué :

- A l'état brut de coulée la meilleure résistance à l'usure est obtenue pour l'alliage C7 (Voir Fig: III.1) .

- A l'état recuit ; l'alliage T12 présente la meilleure résistance à l'usure (Voir Fig: III.2 et Fig: III.3) .
- Après trempe et revenu à 200°C ; c'est l'alliage M3 qui résiste mieux à l'usure (Voir Fig; III.4 et Fig; III.5) .
- Après trempe et revenu à 400°C , l'alliage de FGS alliée à 1.38% Ni présente la meilleure résistance à l'usure (Voir Fig:III.6etFig:III;7)
- Après trempe et revenu à 650°C ; l'alliage T14 possède la meilleure résistance à l'usure (Voir Fig : III.8 et Fig: III.9) .

En dernier lieu nous pensons qu'il serai souhaitable que l'essai d'usure soit assujetit à des normes plus précises et qu'une meilleure définition des échantillons soumis à l'expérience soit établie à l'exemple des essais mécaniques universellement reconnus; telques l'essai de résistance à la rupture ; l'essai de résilience et les essais de duretés ..

La résistance à l'usure des matériaux et organes métalliques est un problème pratique important et très d' actualité .

Il requiert des études plus approfondies surtout de la part des Métallurgistes .

Bibliographie

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

- 1 - M. GEIER
Métallurgie de fonderie - Tome I & II - Edition EYROLLES -
- 2 - A. ROOS
Précis de métallurgie appliquée - Edition DUNOD- bordas -
- 3 - L. COLOMBIER
Métallurgie du fer - Edition DUNOD -
- 4 - Technique de l'Ingenieur
M 70 -Diagrammes d' equilibres .
M 392 -Propriétés des fontes GS .
M 1145 -Traitements thermiques des fontes .
- 5 - E. C . BAIN - H.W. PAXTON
Les éléments d'addition dans l'acier - Edition DUNOD -
- 6 - J & J - CAUBET
Théorie et pratique industrielle du frottement
- Edition DUNOD TECHNIP -
- 7 - BOWDEN
FRICTION ET LUBRIFICATION
- 8 - J . DHERS
Usure, Avaries , Corrosion - Edition Technique -
- 9 - REVUE TRAITEMENTS THERMIQUES
a - N° 208 - 87
b - N° 214 - 87
c - N° 215 - 87
- 10 - A. DE SY - J. VIDT
Traité de métallurgie structurale .
- 11 - I . LAKHTINE
Métallographie et Traitements Thermiques des Métaux
-Edition MIR -
- 12 - S.I.KARSAY
Manuel de la Fonte GS
QUEBEC IRON AND TITANIUM CORPORATION .

- 13 - G.SMET
La Pratique des Traitements Thermiques Industriels
- Edition BUNOD -
- 14 - C.CHAUSSIN ET G.HILLY
Metallurgie
- Edition DUNOD -
- 15 - PROJET DE FIN D'ETUDES
" Etude Statistique et Caractéristiques Mécaniques des Phases
de la Fonte GSC (38-15) alliée au NI-CR NI-Mo et NI-V "
-M.N. SADOU -S.BENHADDAD
- 16 - PROJET DE FIN D'ETUDES
" Influence du Nickel et du Chrome sur la structure et
les propriétés mécaniques de la fonte GSC (38-15) "
- B.BOUKENOUFA
- 17 - PROJET DE FIN D'ETUDES
" Etude d'une fonte GSC (38-15) alliée à 1% DE Nickel
- O. ALLAOUI
- 18 - MOLYBDENUM HANDBOOK
- CLIMAX MOLYBDENUM Cie .
- 19 - C.CHAUSSIN
Metallurgie -Edition DUNOD -
- 20 - PROJET DE FIN D'ETUDES
" Influence des éléments d'addition Ti , Mn et Al
sur les propriétés mécaniques des fontes GS "
- LOURIACHI

