

7/88

2EX

Ecole Nationale Polytechnique

DEPARTEMENT : MINES METALLURGIE

المدرسة الوطنية للتقنيات
BIBLIOTHEQUE - المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

ETUDE DE L'INFLUENCE
DES ADDITIONS DE Ti Al,
Mn SUR LA FONTE
G S C (38-15)

Proposé par :

A. MAISTROUK
E. SALHI

Etudié par :

R. LOURIACHI
S. HAMDOUNE

Dirigé par :

A. MAISTROUK

PROMOTION : JANVIER 88

Ecole Nationale Polytechnique

DEPARTEMENT : MINES METALLURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

ETUDE DE L'INFLUENCE
DES ADDITIONS DE Ti Al,
Mn SUR LA FONTE
G S C (38-15)

Proposé par :

A. MAISTROUK
E SALHI

Etudié par :

R. LOURIACHI
S. HAMDOUNE

Dirigé par :

A. MAISTROUK

PROMOTION : JANVIER 88

Dédicaces

- à mon père et mère qui me sont chers
- à mes frères et sœurs et belles sœurs
- à mes amis et proches

Je dédie ce modeste travail.

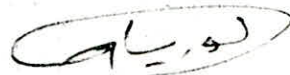
Smair Hamdoune

Sm

Je dédie ce modeste travail à :

- mes chers parents.
- mes frères et sœurs.
- ma fiancée.
- toute ma famille.
- tous ceux qui me sont chers.

R. LOURIACHI



— oOo REMERCIEMENTS oOo —

Nous ne saurions présenter ce travail sans exprimer nos remerciement à toutes les personnes qui y ont contribué .

~~Ille~~ sont particulièrement adressés à :

- Monsieur A. MAISTROUK , professeur à l'E.N.P , pour son aide précieuse et les conseils qu'il nous a prodigué tout au long de notre travail .

- Monsieur E. SALHI , chargé de cours à l'E.N.P .

- L'ensemble des professeurs qui ont contribué à notre formation .

- L'ensemble du personnel du laboratoire du bâtiment mécanique de la S.N.V.I , qui s'est montré coopératif et gentil .

S. HAMDOUNE

et

R. LOURIACHI .

INTRODUCTION	1
--------------------	---

CHAPITRE I : ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES FONTES A GRAPHITE

SPHEROIDAL

I.1 Elaboration	3
I.2 Formation du graphite sphéroïdal	8
I.3 Caractéristiques mécaniques	10
I.4 Effets des éléments d'additions	12
I.5 Traitements thermiques des fontes à graphite sphéroïdal	23

CHAPITRE II : MATERIAUX ETUDIES ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

II.1 Matériaux étudiés	25
II.2 Techniques expérimentales	26
II.2.1 Traitements thermiques	26
II.2.2 Etude métallographique	26
II.2.3 Essais mécaniques	28
II A / Essais de dureté	28
B / Essais d'usure	38

CHAPITRE III : ETUDE METALLOGRAPHIQUE DES STRUCTURES AVANT ET

APRES TRAITEMENTS THERMIQUES

III.1 Etude avant traitements thermiques	50
III.2 Etude après traitements thermiques	50

CHAPITRE IV : INTERPRETATIONS ET CONCLUSIONS

IV.1 Interprétations	60
IV.2 Conclusions	63

INTRODUCTION :

Au cours de ces trente dernières années, des progrès considérables ont été réalisés dans l'élaboration des fontes, au double point de vue technologique et métallurgique. Parmi ceux-ci, il faut citer la découverte et la mise au point de fontes possédant des caractéristiques mécaniques très élevées et une ductilité comparable à celles des aciers. Ces nouvelles fontes sont appelées " FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL " parceque le graphite qu'elles contiennent se présente en sphéroïdes compacts insérés dans la matrice métallique.

La présence, à teneur élevée, de carbone, abaisse la température de fusion de la fonte et augmente sa coulabilité. Ces types de fontes sont pratiquement comparables aux aciers quant à leurs résistances mécaniques, tout en conservant les propriétés spécifiques des fontes (bonne coulabilité et usinabilité; aptitude à amortir les vibrations; haute tenue à l'usure; économie etc...). La nature de la matrice est déterminée par la composition chimique, les conditions de refroidissement de la pièce et les traitements thermiques subis.

La présence de graphite et le réglage de la composition chimique de la fonte, notamment de la teneur en carbone combiné de la matrice, permettent d'obtenir à volonté les structures ferritiques, ferrito-perlitiques, perlitiques, martensitiques, bainitiques, austénitiques, soit sur la pièce brute de

fonderie , soit après traitements thermiques .

Pour étendre la gamme des propriétés d'utilisation des fontes à graphite sphéroïdal , on soumet la pièce aux traitements thermiques , tels que trempe et revenu , recuit etc... .

Le but de notre étude est de voir l'influence des additions de titane (Ti) ; Aluminium (Al) ; manganèse (Mn) sur la structure de la fonte à graphite sphéroïdal FGSC (38 - 15) et les caractéristiques mécaniques à savoir la dureté et la résistance à l'usure .

CHAPITRE -I:

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL

Les fontes à graphite sphéroïdal sont des alliages fer-carbone-silicium , contenant habituellement plus de 3 % de carbone , 1 à 4 % de silicium et du manganèse jusqu'à 1 % . Le phosphore est limité à 0,08 % et le soufre à 0,02 % ou mieux 0,015 % . La présence de certains éléments comme le cérium et surtout le magnésium dans des proportions allant jusqu'à 0,1 % (de 0,02 à 0,1 %) confère au graphite la forme sphéroïdale .

I - 1 ELABORATION :

L'élaboration de la fonte à graphite sphéroïdal consiste principalement en un traitement au magnésium , suivi d'une inoculation au ferro-silicium , d'un bain de fonte à l'état liquide , de composition chimique et de pureté bien définie .

Le magnésium très avide d'oxygène et de soufre , lors de son introduction dans le bain métallique se combine avec le soufre et l'élimine presque totalement , entraînant une perte du produit sphéroidisant . En effet le taux maximal acceptable de soufre est de 0,05 % ..

L'élaboration de la fonte à graphite sphéroïdal nécessite une désulfuration si le taux de soufre est supérieur à 0,05 % et une carburation si le taux de carbone est inférieur à 3,4 % . Pour procéder à une désulfuration on ajoute de la chaux ou de préférence des carbures de calcium entre 1400 et 1500°C , par

contre pour une carburation on y introduit des grains de graphite . Ces deux traitements peuvent être fait en déposant l'élément carburant ou désulfurant sur la surface du bain en assurant ensuite un brossage .

La fusion de fonte peut se faire dans des cubilots à réfractaires acides ou basiques . La fusion électrique est la plus convenable en raison des avantages suivants :

- absence de désulfuration
- souplesse de conduite
- commodité d'emploi

Les fours électriques les plus utilisés sont :
le four à arcs et le four à induction .

FOURS A ARCS : Ils ont une voûte éclipable et un chargement par bennes , les trois électrodes de graphite coulisent verticalement sous l'action de système automatique (électrique ou hydraulique) de réglage des arcs .

Caractéristiques :

-- Capacité	_____	10 T
--Diamètre de la cuve	_____	3,505m
--Epaisseur de tôle	_____	25,4 mm
-- Hauteur	_____	2,413 m
-- Production horaire	_____	6 T
-- Puissance	_____	21 MVA

FOURS A INDUCTION : Ces types de fours possèdent une bobine qui transforme l'énergie électrique en énergie électromagnétique . Le courant induit chauffe le bain de fusion par effet Joule . Le rôle de ces fours est la montée en température et le maintien du métal à environ 1500°C .

Caractéristiques :

- Capacité _____ 13 T
- Diamètre intérieur du creuset _____ 1,232 M
- Hauteur _____ 2,100 M
- Puissance _____ 3 MVA

L'addition du magnésium pur dans la fonte liquide à environ 1500°C est une opération dangereuse , à cette température le magnésium s'évapore rapidement (point d'ébullition du Mg 1100°C) donnant lieu à une projection de la fonte liquide . Pour épargner ce problème on utilise des alliages de magnésium , à cet usage plusieurs alliages sont utilisés comme :

- Alliage : Ni - Mg Mg 15 % ; Ni 85 %
- Alliage : Fe - Si - Mg Fe 16 % ; Mg 14 % ; Si 70 %
- Alliage : Ni - Mg - Si Ni 53 % ; Mg 18 % ; Si 29 %
- Alliage : Fe - Ca - Si - Mg Mg 15% ; Ca 30 % ; Si 50 % ;
Fe 5 % .

Actuellement plusieurs méthodes de traitements sont mises à l'œuvre , comme la méthode des plongeons et la méthode sandwich. Nous explicitons la méthode sandwich parcequ'elle est la plus récente et la plus utilisée .

La méthode sandwich est caractérisée par sa simplicité et son rendement en magnésium .

Dans une poche de coulée de forme spéciale et de dimensions déterminées (fig I . 1) , on introduit trois couches différentes , puis généralement des tôles minces (2 à 3 mm) de façon à retarder le contact entre les alliages et la fonte et par suite de la fonte liquide .

En partant du fond de la poche on distingue :

Couche 1 : Fe - Si - Mg - Ca - Ce .

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

Cette couche joue les rôles suivants :

- Désulfurant du au Ca et au Ce .
- Inoculant du au Si .
- Sphéroidisant du au Mg .

Couche 2 : Fe - Si - Ba - Al .

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

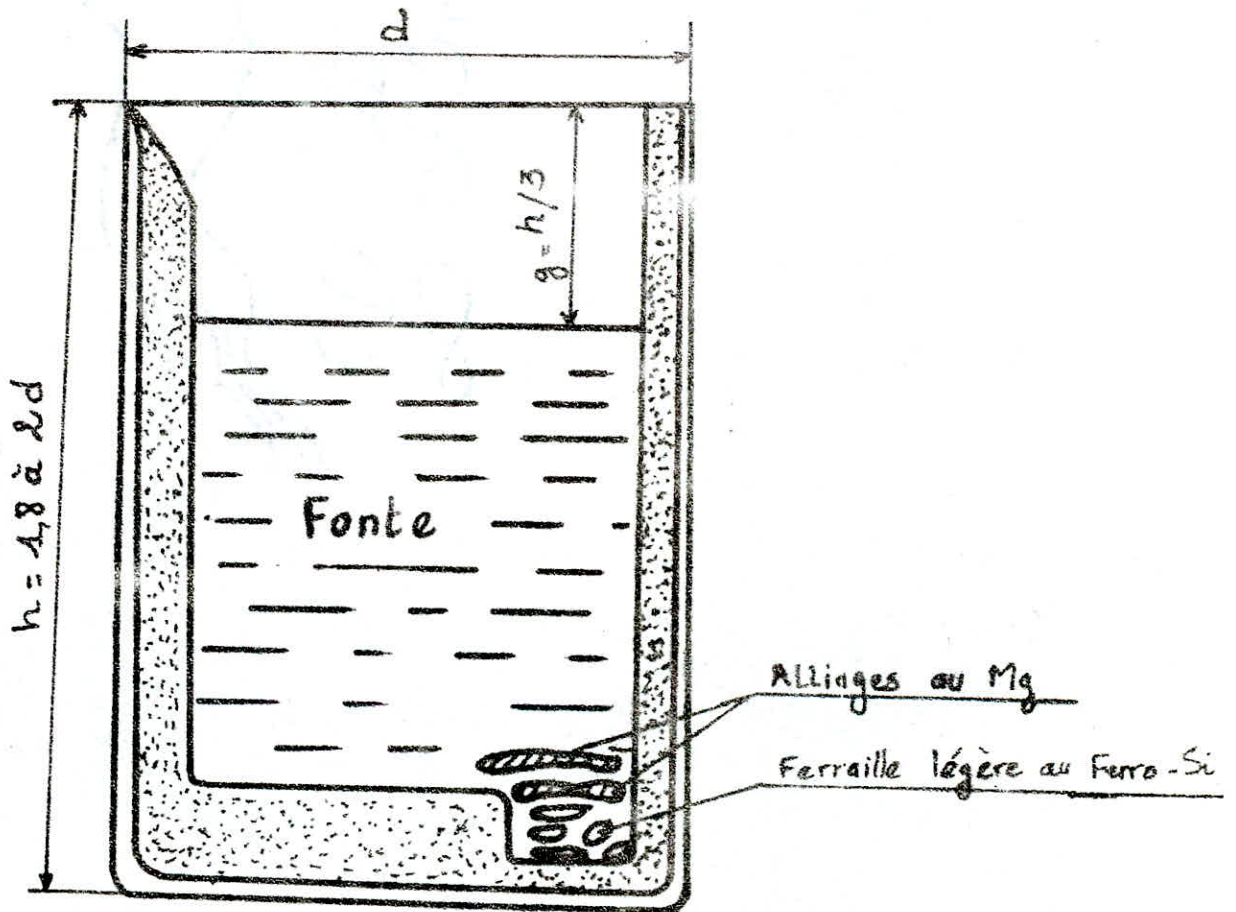
Cette couche a un triple rôles :

- Désoxydant du à l'Al et au Si .
- Inoculant graphitisant du au Si .
- Inoculant sphéroidisant et ferritisant du au Ba .

Couche 3 : Fe - Si - Al .

Cette couche joue le même ^{rôle} que la couche 2 avec prédominance de l'effet de désoxydation .

En général les couches 1 et 2 sont mélangées en une seule .



Traitement en poche par la méthode "SANDWICH"

FIG. I.1

I - 2 FORMATION DU GRAPHITE SPHEROIDAL :

Dans les fontes G.S. le graphite apparait sous la forme sphéroïdal et non sous la forme lamellaire que nous lui connaissons dans les fontes ordinaires .

Malgrès les recherches entreprises qui sont à l'origine de différentes théories , le mécanisme de sphéroidisation reste jusqu'à l'heure actuelle méconu .

Des chercheurs tels que A . Roos , Morrogh Williams , Witmoser et De Sy ont donné un certain nombre d'éclaircissement à cette différence de forme du graphite .

Tout d'abord , il paraît bien admis , que les sphéroïdes apparaissent dans le métal à l'état liquide , et non dans l'état solide (où ils résulteraient de la décomposition de la cémentite) , on en voit la preuve , en particulier , dans les phénomènes très courant de flottation des sphéroïdes (accumulation à la partie supérieur des moulages massifs pour $C_{eq} = 4,55\%$) ou dans leur sensibilité aux effets de la centrifugation . Tandis que les lamelles poursuivent leur croissance avec leurs extrémités plongeant dans le liquide , les sphéroïdes finissent forcément par s'entourer d'une gaine d'austénite , à travers laquelle le carbone doit diffuser (fig I .2) .

Selon Morrogh et Williams les germes seraient des particules hétérogènes d'oxydes , de carbures , de sulfures cristallisant en épitaxie avec le système du graphite .

Selon certains auteurs les germes spécifiques du graphite

sphéroidal seraient cristallisés dans le système cubique : germes de MgO , MgS , CeO , CeS , CaO , CaS , etc

Selon la théorie du C.T.I.F (centre technique des industries de la fonderie), vérifiée par l'expérience , il se formerait , après l'inoculation au ferro-silicium , des cristaux transitoires de carbures de silicium (CSi) dans les zones riches en silicium de la fonte liquide .

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

On sait qu'il existe des poisons du graphite sphéroidal ; Pb (20 PPM) , Sb (100 ppm) , Bi (20 ppm) , Ti (400 ppm) , d'autant plus dangereux qu'ils sont difficilement solubles dans le fer , et que leur poids atomiques est plus grand .

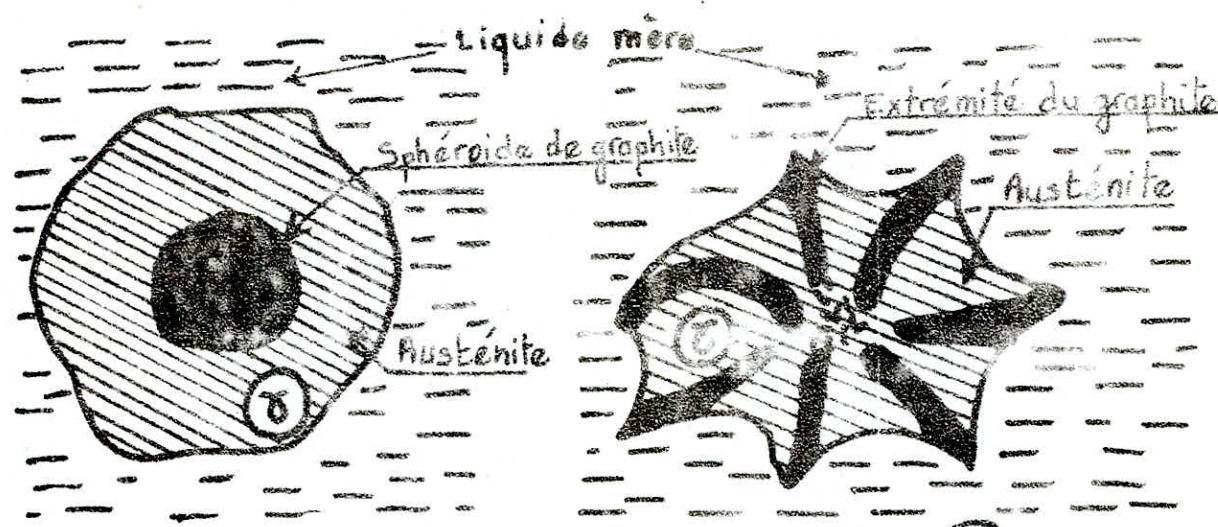
Les teneurs des éléments nodulissants ou anti-nodulisant interviennent dans la valeur de T_s par exemple , avec Mg croissant , T_s commence par augmenter très rapidement (fig L.3) , puis elle diminue . L'addition dans une fonte traitée au magnésium de petites quantités d'éléments poisons ramènerait la tension superficielle à sa valeur initiale .

Le cérium joue un rôle de remède en fixant ces poisons sous forme de composés intermétallique . La réalisation d'une tension superficielle élevée serait une condition , ou un indice pour la sphéroidisation du graphite .

I - 3 CARACTERISTIQUES MECANQUES :

Deux principaux facteurs influent considérablement sur les caractéristiques mécaniques d'une fonte grise à graphite sphéroïdal ; la bonne sphéroidisation du graphite et la structure de la matrice .

Il est bien évident que chacune des structures perlitique , ferritique , ou ferrito-perlitique possède des caractéristiques mécaniques spécifiques , par ailleurs le gain de résistance et d'allongement ne sont important que si le graphite est mis sous forme compacte soit en nodules ou mieux en sphéroides . Le tableau I - 1 ci dessous donne les caractéristiques mécaniques d'un certain nombre de fonte G.S y compris la F.G.S.C (38 - 15) :



① Croissance du Graphite

- A - Sphéroïdal
- B - Lamellaire

FIG. I. 2

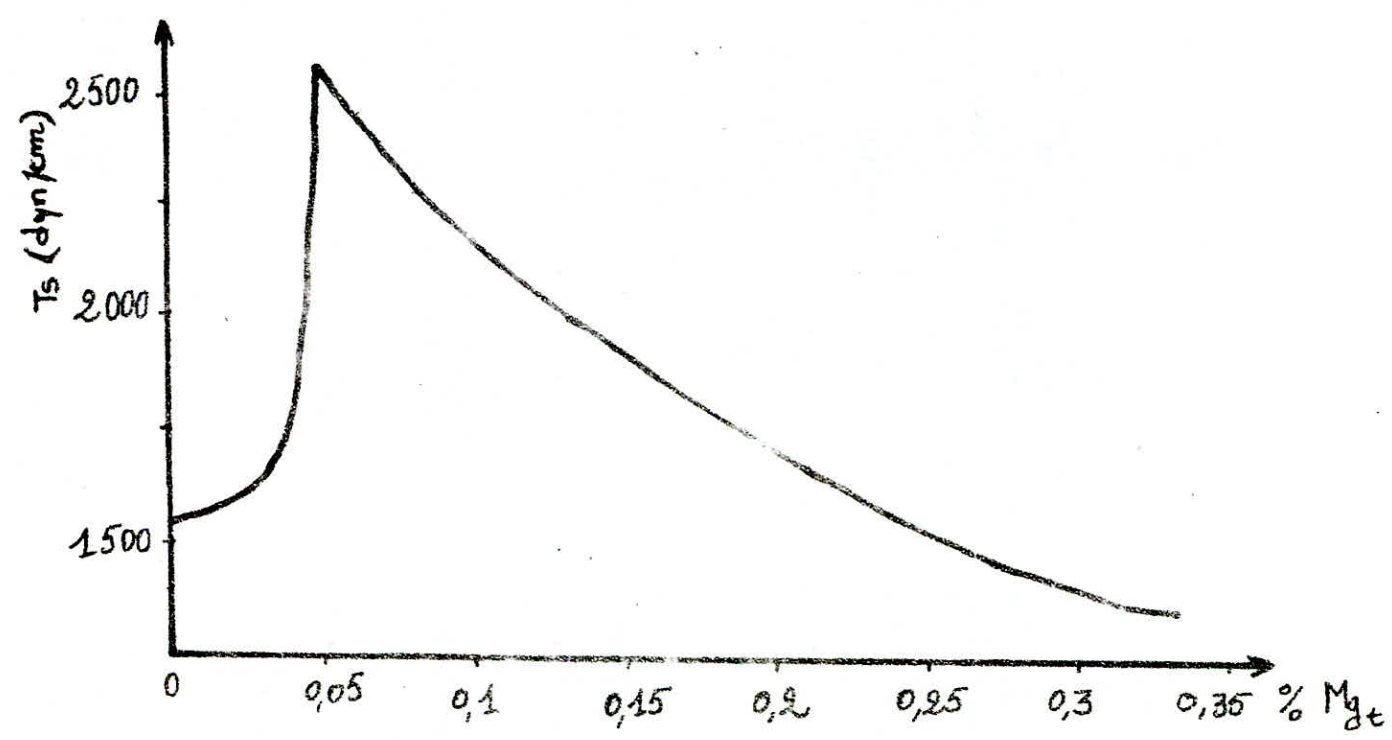


FIG. I. 3

TABIEAU I - 1

FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL NON ALLIÉE (NORME : NF 32,201) Propriétés physiques à 20°C - Masse spécifique = 7,0 - 7,3 g/cm ³ - Coefficient de dilatation = 11 - 12. 10 ⁻⁶ par °C					
Caractéristiques mécaniques	F.E.S. 70 - 2	F.G.S. 60 - 2	F.G.S. 50 - 7	F.G.S. 42 - 12	F.G.S. 38 - 15
Résistance à la traction (dan/mm ²)	68,6- 80	58,8- 75	49 - 65	41,2- 55	37,2- 50
Alongement (%)	5 - 2	6 - 2	10 - 7	18 - 12	25 - 15
Limite d'élasticité à 0,2 % (dan/mm ²)	46,1- 60	39,2- 55	34,3- 52	27,4- 45	23,5- 38
Résilience (daj / cm ²) (NF A 03-106)	0,8-0,3	1 - 0,4	1,5- 0,5	2,8- 1,3	3 - 1,7
Dureté Brinell	240- 310	230- 280	210- 260	220	200

I - 4 EFFETS DES ELEMENTS D'ADDITIONS :

I

I-4.1 Composition chimique :

La fonte à graphite sphéroïdal est composée essentiellement par le carbone, le silicium, le manganèse, le phosphore, le soufre et le magnésium, selon les valeurs limites fixées en fonction de la structure et les caractéristiques mécaniques recherchées.

a- Le carbone : C'est un élément graphitisant, il varie dans des valeurs limites de 2,8 à 4 % avec une valeur typique de 3,5 %. Sa présence à teneur élevée abaisse la température de fusion de

la fonte et augmente sa coulabilité . La précipitation de la plus grande partie du carbone en graphite limite la contraction de solidification . Le carbone équivalent est donné par la relation :

$$C_{eq} = (4,25 - 0,30Si - 0,25 P + 0,07(Mn - 2 S) - 0,1 Cu) - 0,2$$

— Pour les pièces épaisses on choisit un carbone équivalent de l'ordre de 3,8 à 4 % .

— Pour les pièces minces l'eutectique réel est déplacé ou décalé par rapport au diagramme d'équilibre parceque la solidification de la fonte se fait avec une surfusion d'autant plus élevée que la vitesse de refroidissement est plus grande .

Le décalage de l'eutectique a lieu :

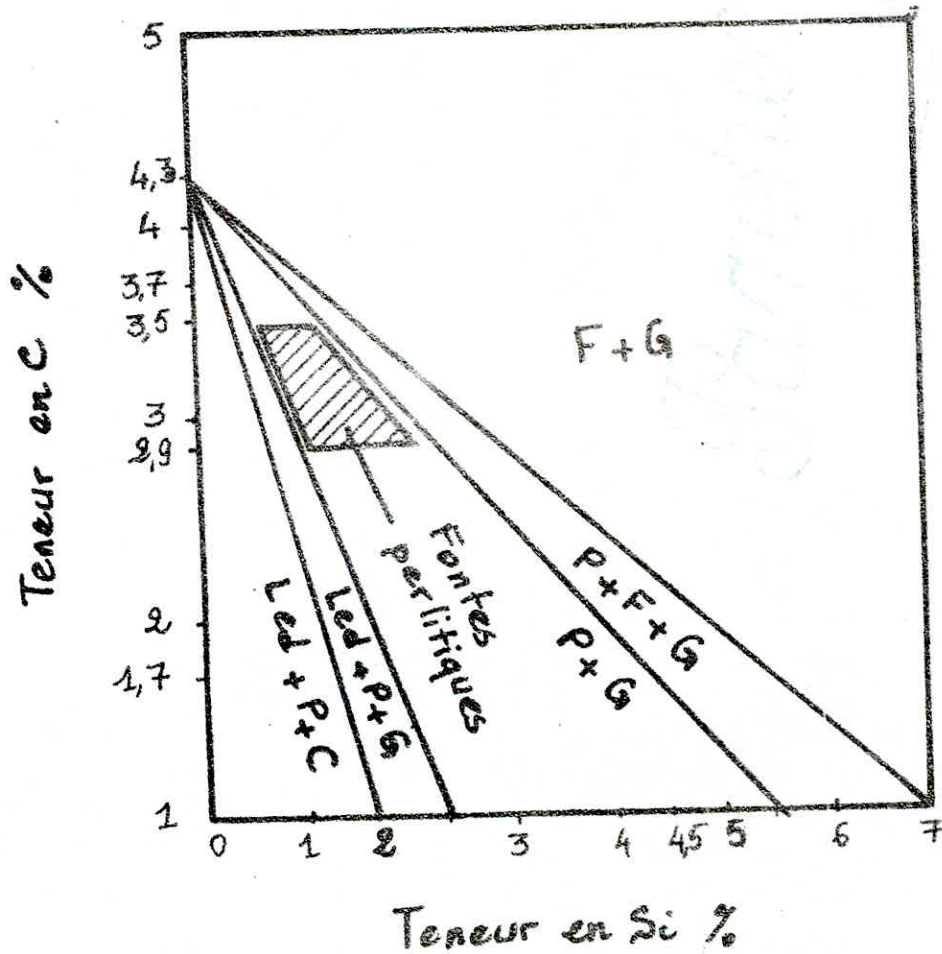
— vers la droite pour le titre en carbone .

— vers une plus basse température pour la réaction eutectique .

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

b - Le silicium : Les valeurs limites de cet élément varient de 1,6 à 3 % avec comme valeur typique 2,5 % . Le silicium influe fortement sur la structure de la fonte et par suite sur ces propriétés . il favorise la graphitisation , agit dans le même sens que le ralentissement du refroidissement , en modifiant d'une part la teneur en carbone et de l'autre la vitesse de refroidissement , on peut obtenir des matrices métalliques différentes (fig. 14)

Le silicium durcit la ferrite et augmente la résistance à la traction . il accroît aussi la vitesse de diffusion du carbone dans l'austénite lors de la formation des sphéroïdes de graphite .



Influence de C et Si sur la structure de la fonte.

FIG. I-4

Malheureusement le silicium diminue considérablement la résilience , une addition de nickel compense cet effet fragilisant .

c - Le manganèse : Les valeurs limites du manganèse sont entre 0,15 - 0,9 % , la valeur typique est 0,5 % . Cet élément entrave la graphitisation en la rendant plus difficile et accroît l'aptitude de la fonte à la trempe . Le manganèse est un élément carburigène , blanchissant ; il faut donc peu de manganèse pour éviter , dans les parties minces du moulage , la formation de fonte truitée .

Etant donné la faible teneur en soufre de la fonte G.S le rôle du manganèse n'est pas de désulfurer , comme dans la fonte grise lamellaire , mais de dénitrurer car les nitrures de fer , dûs à l'azote dissous , perturbent la graphitisation . Les nitrures sont en effet , des stabilisateurs de carbures .

Pour la fonte G.S ferritique on maintient le taux de Mn inférieur à 0,2 % , alors que pour la fonte G.S perlitique on le maintient supérieur à 0,4 % .

d - Le phosphore : Valeurs limites dans la fonte G.S 0,1 % , valeur typique 0,08 % . Le phosphore abaisse le point de fusion de la fonte , augmente sa fluidité . Son influence s'ajouterait à celle du silicium pour fragiliser la fonte G.S . IL agit en fragilisant les joints de grains en provoquant une rupture intergranulaire . Alors que le silicium affaiblit la matrice métallique ferritique en donnant lieu à une rupture transgranulaire . Afin de conserver une bonne ductilité dynamique (résistance au

choc) à la fonte G.S , qui est aussi appelée fonte ductile , on maintient le titre en phosphore aussi bas que possible et dans tous les cas inférieur à 0,08 % .

e - Le soufre : La valeur limite de cet élément dans la fonte G.S est de 0,02 % , la valeur typique est 0,01 % . Le soufre est un élément néfaste , il augmente le retrait et la fragilité , diminue la fluidité et favorise la formation de soufflures . On l'emploie avec faible teneur pour :

- éviter la formation de graphite lamellaire .
- éviter une grande consommation en magnésium , qui est un désulfurant très actif et la part qui sert à la désulfuration ne peut plus servir à la sphéroidisation .
- éviter la formation de sulfures de magnésium qui donnent des inclusions néfastes aux caractéristiques mécaniques des moulages .

f - Le magnésium : Valeurs limites 0,02 à 0,1 % , valeur typique dans la fonte G.S 0,05 % . Le magnésium est à la fois :

- Blanchissant de la matrice .
- sphéroidisant du graphite .

Le titre en magnésium résiduel nécessaire pour la sphéroidisation dépend de l'épaisseur de la pièce :

* pour les pièces minces le pourcentage de Mg est de l'ordre de 0,03 % .

* pour les pièces de moyennes épaisseurs , il faut un pourcentage de 0,045 à 0,065 % .

* pour les pièces épaisses le titre doit être compris entre

0,070 et 0,1 % .

Seul le magnésium dissout dans le liquide est actif pour la sphéroidisation . Néanmoins le fondeur doit tenir compte des pertes par évaporation et par formation d'un peu de sulfures de Mg (MgS) d'où la nécessité de prévoir un certain excès de magnésium , compte tenu de ces pertes , pour le calcul du lit de fusion et des additions en poche .

g - Impuretés nocives : Certains éléments même en des teneurs très faibles , ont pour effet de dégénérer la forme sphéroïdale du graphite , sous forme de graphite déchiqueté , de pseudo-lamelles ou de lamelles . Les plus nocifs de ces éléments (poison de la pshéoridisation) sont : le Pb , le Bi , l'At , le Ti ainsi que d'autres éléments tels que : le S , le Cd , le Tl , l'As etc

I - 4.2 Effets des éléments d'alliages Ti , Al , Mn dans la F.G.S.

Une fonte est dite alliée , lorsqu'à la suite d'addition d'éléments chimiques quelconques en quantité suffisante , sa structure ou ses propriétés d'utilisation la distinguent des fontes ordinaires . Le tableau suivant (tableau 2) donne les teneurs au delà des quelles un élément est considéré comme allié dans la fonte à graphite sphéroïdal .

Tableau I-2

él ^{ts}	V	Mo	Mn	Ti	Al	Cr	Cu	Si	Ni
%	0,10	0,10	1,5	0,10	0,10	0,20	0,30	5	0,30

A - ALUMINIUM :

Quelques propriétés :

-- Nombre atomique	13
-- Masse atomique	26,98
-- Température de fusion	660°C
-- Réseau cristallin	C.F.C. $a = 4,0412 \text{ \AA}$
-- Densité	2,7 g / cm ³

L'Al est un élément alphagène quand sa teneur atteint 1 %. Jusqu'à 4 % il est graphitisant, mais dépassant 0,1 % il tend à dégénérer la forme sphéroïdal du graphite. Dans la phase α la solubilité maximale de l'Al est de 36 % à 1103 °C, dans la phase γ elle est de 1 % à 1150 °C.

L'aluminium peut remplacer le silicium du point de vue graphitisation tel que 0,5 % d'Al correspond à 1 % de Si. Il ne provoque pas la graphitisation dans les alliages à faible teneur en carbone, l'effet de graphitisation est important surtout aux teneurs inférieures à 3 % d'Al. (4 - 5 - 6 - 7)

0,2 % d'Al peut, améliorer les propriétés mécaniques, augmenter la densité et affiner les grains. (8)

Pour des teneurs allant de 0,2 à 0,8 % d'Al dans la fonte grise à 3,5 % de carbone et 1 % de Si, il provoque une augmentation de la résistance à la rupture de 25 % et la résilience de 25 à 50 %. A 1 %, il améliore la réfractarité de la fonte à graphite sphéroïdal. (9)

L'augmentation de l'Al jusqu'à 4 %, augmente la résistance à la rupture si le pourcentage de Si est inférieur à 0,35 %. (10 - 11 - 12)

L'Al possède le pouvoir désoxydant le plus fort. En présence du titane l'Al forme avec lui un composé (Ti_3Al) appelé phase intermétallique caractérisé par une dureté très élevée. Il est aussi le seul métal qui réduit le module d'Young des fontes grises à graphite sphéroïdal.

B - TITANE :

Quelques propriétés :

- Nombre atomique 22
- Masse atomique 47,9
- Point de fusion 1668 °C
- Réseau cristallin : Le Ti présente deux variétés allotropiques:
 - ** $t < 882$ °C , Ti_{α} hexagonal $a = 2,9503 \text{ \AA}$; $c = 4,8631 \text{ \AA}$
 - ** $t > 882$ °C , Ti_{β} cubique centré $a = 3,3132 \text{ \AA}$ (à 900 °C)
- Densité : Ti_{α} 4,565 g / cm³
 Ti_{β} 4,32 g / cm³

Le titane est un élément alphagène et graphitisant (0,10 %). Dans les fontes à graphite sphéroïdal , on limite le taux de titane à 0,04 % si l'on veut éviter la dégénérescence du graphite . Le Ti fixe énergiquement le carbone et la phase TiC est présente même pour de très faibles teneurs en carbone , parcequ'il possède le pouvoir carburigène le plus élevé de tous les éléments sauf peut être le niobium . En s'emparant d'une partie de carbone pour former des carbures TiC (très stables) , le titane diminue alors la quantité de carbone contribuant à la trempe et abaisse ainsi le pouvoir trempant des fontes à graphite sphéroïdal .

Le Ti forme avec le fer et l'Al des composés intermétalliques

(Fe_3Ti et Ti_3Al) de duretés très élevées lorsque sa teneur est supérieur à celles qui peut se combiner au carbone et se dissoudre dans le fer .

En outre l'oxyde de titane étant très stable (TiO_2), ce métal est un désoxydant très énergique, d'ailleurs il se classe juste après l'Al qui a le pouvoir désoxydant le plus fort .

Pour des teneurs allant de 3 à 6 % de Ti dans la fonte grise nous aurons des composés TiC et Fe_3C .

Vue la forte stabilité du carbure de Ti, il n'est cependant pas soluble dans la cémentite .

D'après le diagramme Fe - Ti la transformation de vers s'effectue à haute température (fig I .5), la ligne Ac_1 se déplace vers le haut (températures plus élevées) et le point eutectique se déplace vers la gauche . (14) (fig I .5)

Le TiC n'est pas mis en évidence par le picrate, il cristallise dans le réseau cubique de paramètre a égale à $4,315 \text{ \AA}$.

Dans les fontes grises TiN et TiC ne se dissolvent pas entre eux . Le titane à faible teneurs provoque la formation et l'affinage du graphite, augmente la résistance à la traction et la résistance à l'usure . Le Ti provoque aussi la désoxydation de la fonte et a une grande affinité avec l'azote . (16 - 17)

L'influence du titane dans fonte grise dépend de son introduction dans celle ci :

** " on a obtenu de meilleurs résultats avec l'addition de Ti et de molybdène à faible teneur dans une fonte grise . Dans le bain liquide on agite l' O_2 pour favoriser la cristallisation du

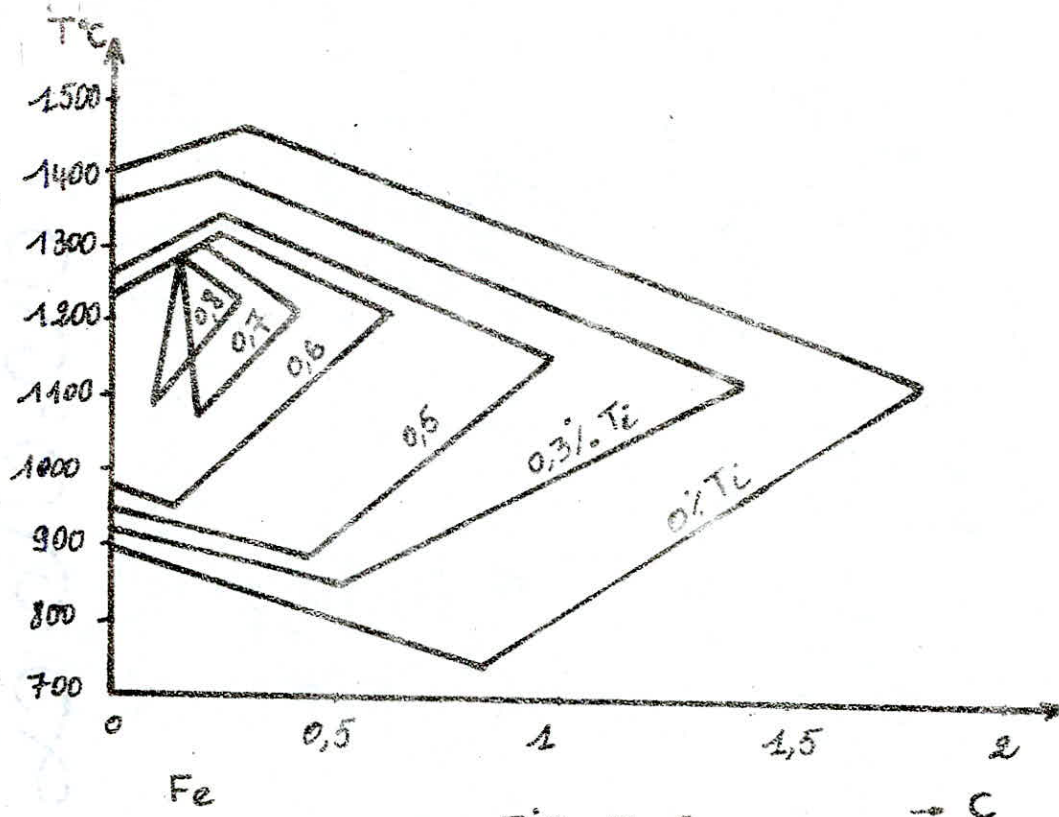


FIG. I.6

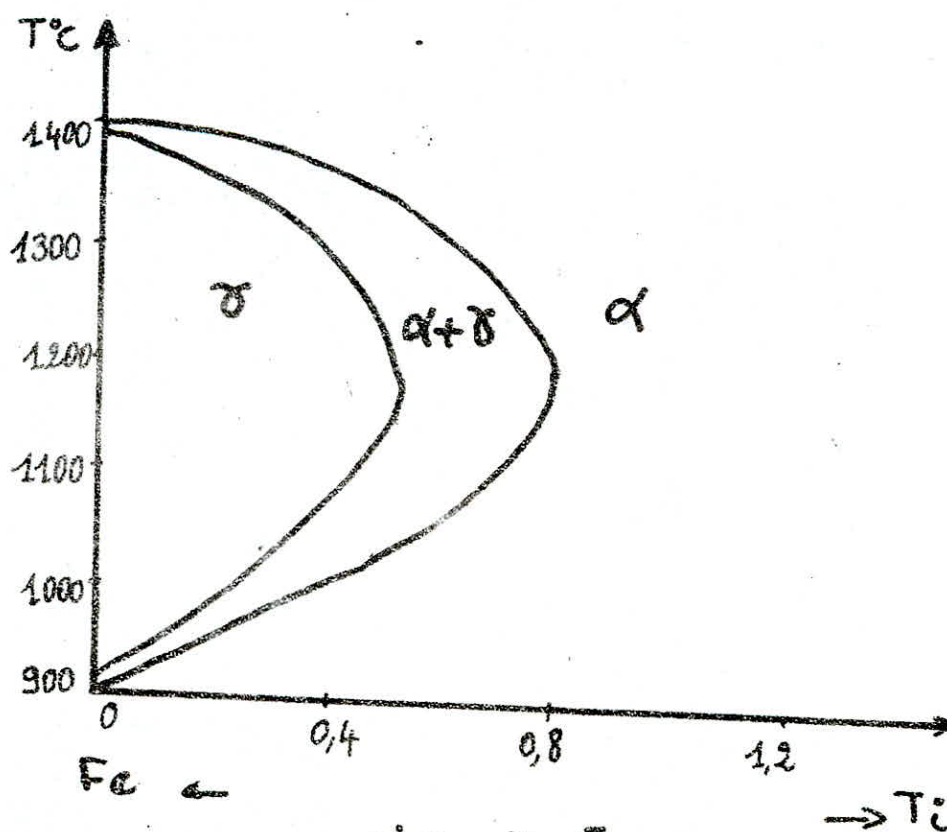


FIG. I.5

graphite à partir des oxydes de titane " . (14)

** D'après la méthode de l'association Britannique , pour obtenir une fonte grise à haute résistance , on a recommandé un traitement thermique spécial . "Après l'introduction du titane dans le bain on a oxydé la fonte pendant un court instant par le soufflage de CO (monoxyde de carbone)" . (16)

C - MANGANESE :

Quelques propriétés :

- Nombre atomique 25
- Masse atomique
- Température de fusion 1245 °C
- "— Réseau cristallin : Le Mn présente quatre variétés allotropiques
 - ** t < 678 °C Mn cubique a =
 - ** 678 °C < t < 1100 °C Mn cubique a =
 - ** 1100 °C < t < 1138 °C Mn tétragonal a = ; c =
 - ** t > 1138 °C Mn cubique a =
- Densité 7,43 g / cm³

A mesure que croît le pourcentage de manganèse dans la fonte G.S. le graphite tend à se déposer de plus en plus en lamelles , la fonte est plus perlitique et on constate une élévation de la dureté . Le manganèse est un élément carburigène ((Fe,Mn)₃C) , il influe sur la structure de la fonte , quand sa teneur dépasse 0,5 % il devient blanchissant .

Le Mn est aussi un élément gamagène , quand sa teneur dépasse 12 % , il favorise considérablement la formation de l'austénite et la matrice métallique peut être à 100 % austénitique même après trempe qui forme avec la phase intermétallique une liaison cohérente .

I - 5 TRAITEMENTS THERMIQUES DES FONTES A GRAPHITE SPHEROIDAL :

Les fontes sont constituées par une matrice dans laquelle se trouvent toujours des particules de graphite ou de carbures en proportion parfois importante (jusqu'à environ 50 % en volume) et ayant en majeure partie pour origine les eutectiques stables ou métastables dérivés des systèmes fer - carbone .

La matrice qui peut être ferritique , perlitique , austénitique , martensitique , bainitique est modifiable par traitement thermique . Compte tenu de sa composition chimique on peut lui faire subir : une trempe , un revenu , un recuit etc

I - 5 . 1 Trempe et revenu :

La trempe et le revenu des fontes n'ont pas seulement pour but de régler la dureté , mais visent plutôt à établir le meilleur compromis entre l'usinabilité , la résistance à l'usure et les caractéristiques mécaniques (résistance , résilience , plasticité) . Les fontes à graphite sphéroïdal peuvent être ainsi couramment améliorées pour atteindre de hautes performances .

La trempe au dessus de A_{c3} produit des constituants aciculaires (martensite , bainite) plus ou moins mêlés d'austénite résiduelle , elle* les étapes suivantes (* comporte) :

- Le chauffage à une température supérieur à A_{c3} .
- Le maintien à cette température (1 à 2 heures) pour l'homogénéisation de l'austénite .

-- Le refroidissement dans l'eau ou dans l'huile .

Le revenu achève la décomposition de l'austénite résiduelle ,

transforme plus ou moins les constituants aciculaires en les adoucissant , permet la relaxation des contraintes de coulée et de trempe , ainsi que la stabilisation dimensionnelle .

Le graphite et les carbures libres ne jouent pas de rôles notables .

I - 5 . 2 Recuit de graphitisation :

Dans les fontes le recuit de graphitisation est un traitement thermique d'adoucissement et de malléabilisation qui décompose les carbures libres suivant les réactions du type : $\text{Fe}_3\text{C} \longrightarrow 3 \text{Fe} + \text{C}$

Le carbone résultant de cette décomposition précipite à l'état de graphite du système métastable vers la forme stable .

On décompose les carbures libres presque toujours au dessus de Ac_3 et le graphite se dépose sur les particules préexistantes ou forme de nouveaux nodules . A cet égard les vitesses de chauffages et de refroidissements sont indifférentes .

La température de palier est usuellement comprise entre 850 et 950 °C . La durée minimale étant à déterminer expérimentalement (de quelques dizaines de minutes à quelques heures) suivant la composition exacte de la fonte , la massivité des pièces , l'abondances des carbures etc La graphitisation des carbures peut être éventuellement produite en bains de sels .

En présence d'éléments carburigènes la graphitisation est considérablement ralentie , et on admettra que pour des teneurs élevées en ces éléments , l'élimination complète des carbures devient pratiquement impossible .

CHAPITRE - II :

MATERIAUX ETUDIES ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES :

II- 1 Matériaux étudiés :

A partir d'une fonte de base élaborée à l'U.F.R S.N.V.I de Rouiba de composition chimique suivante :

Tableau II - 3

éléments	C	Si	Mn	S	P	Mg	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Pb
%	3,66	2,56	0,259	0,008	0,035	0,065	0,078	0,046	0,006	0,045	0,026	0,08

on a élaboré sept nuances par addition en forte proportion de trois éléments , le titane , l'aluminium et le manganèse .

Ces nuances feront l'objet de notre étude et seront assujettis à des essais mécaniques , des traitements thermiques et des observations micrographiques . Le tableau ci dessous donne la composition chimiques en éléments d'additions des différents alliages préparés .

Tableau II - 4

Nuances	Carbone %	Titane %	Aluminium %	Manganèse %
T3	3,89	0,46	0,25	9,91
T5	3,97	0,18	0,16	9,19
T6	3,97	0,18	0,06	8,93
T7	3,50	0,18	0,06	15,29
T10	3,62	traces	0,015	15,72
T13	3,74	0,53	0,25	7,62
T14	3,31	0,78	0,316	10,33

II - 2 Techniques expérimentales :

II - 2 . 1 Traitements thermiques :

Parfois la structure et les propriétés désirées des fontes à graphite sphéroïdal sont obtenues à l'état brut de coulée , c'est à dire sans traitements thermiques pour des raisons de simplification et d'économie . Pour l'obtention de certaines caractéristiques mécaniques on est amené à pratiquer des traitements thermiques .

En visant des structures et des caractéristiques mécaniques définies qui rentrent dans le cadre de notre étude , on a fait subir aux alliages (cités précédemment) élaborés à la SOMACOME de Rouiba un traitement thermique de trempe suivi d'un revenu à différentes températures . La procédure a été la suivante :

Trempe : Dans un four on a effectué :

— Un chauffage à 1100°C .

— Un maintien à cette température qui a pour objectif l'homogénéisation de l'austénite et la dissolution des carbures dans celle-ci (durée du maintien une heure) .

— Et finalement un refroidissement à l'eau

Revenu : Après prélèvement d'un échantillon de chaque nuance pour des études ultérieures , nous avons effectué au reste des revenus pendant une heure à des températures de 300 ; 400 ; 500 ; 600 et ~~700~~ $^{\circ}\text{C}$ avec un refroidissement à l'air

II - 2 . 2 Etude métallographique :

La métallographie microscopique ou micrographie permet de mettre en évidence les constituants des produits métallurgiques (métaux purs,,

eutectiques , combinaisons ...) , Pour cela on procède à l'examen au microscope par réflexion d'une surface polie et généralement attaquée.

a - Prélèvement des échantillons : Les échantillon ont été trançonnés sous un arosage de lubrifiant afin d'éviter tout échauffement pouvant altérer la constitution du métal .

b - Polissage : Après un surfaçage s'opère le polissage consistant à rendre la surface plane , brillante et ne présentant aucune rayure susceptible de gêner l'examen ultérieur . A cet usage on dispose de :

- Polisseuses mécaniques .

- Papiers émeris (120 ; 320 ; 400 ; 600 et 1000) .

- Du papier feutre et de pâte diamanté pour le finissage .

On frotte l'échantillon contre du papier émeris fixé sur un disque tournant (sous arrosage d'eau) , on prolonge l'opération de façon à faire disparaître d'anciennes rayures . La dernière étape est le finissage , sur le papier feutre on dépose de la pâte diamantée puis du lubrifiant et procède comme précédemment .

L'échantillon ne présentant plus de rayures et prêt à une attaque chimique , notamment à une étude .

c - Attaque chimique : L'attaque chimique a pour but de révéler les joints de cristaux et de différencier les constituants de l'alliage . Le réactif agit de façon diverses :

- Il peut agir par dissolution préférentielle des grains , selon leurs orientation cristallines .

- Il peut colorer diversement certains constituants .

- Il peut dissoudre certains constituants qui perdront leur poli et apparaîtront en noir sur le microscope .
- Il peut produire un dépôt à la surface de certaines phases .
- Il peut agir sur les joints entre les cristaux .

Pour notre étude on a utilisé le nital comme réactif , sa composition chimique est : 4 % de HNO_3 et 96 % de $\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$. La durée d'attaque que nous avons estimée bonne est de 2 à 5 secondes . Pour arrêter l'attaque on lave l'échantillon à l'eau puis on le sèche avec un jet d'air comprimé .

L'observation microscopique a décélé différentes phases ayant une même couleur , on a opté pour une attaque thermique afin de mieux les différencier .

d - Attaque thermique : Juste après l'attaque chimique au nital et le lavage à l'eau , l'échantillon est introduit dans un four porté à 400 °C . Le chauffage à cette température à l'atmosphère ambiante pendant 15 à 20 minutes permet d'oxyder le métal et par suite faire apparaître à la surface de ce dernier différentes couleurs jaune , bleu , violet etc ... , caractérisant les différentes phases .

e - observation micrographique : L'observation micrographique a été faite sur un microscope optique de marque ZEISS au laboratoire du bâtiment mécanique de la sonacome de Rouiba .

II - 2 + 3 Essais mécanique :

A / Essais de dureté :

Ces essais mettent en évidence la résistance à l'usure ou

aux efforts de pénétration . La dureté du métal est d'autant plus grande que la pénétration du corps est plus faible .

Méthode Rockwell :

Cet essai consiste à faire pénétrer dans la couche superficielle de l'éprouvette un cône à pointe en diamant et à mesurer la profondeur de l'empreinte .

Le cône à pointe en diamant présente les caractéristiques suivantes:

- Angle au sommet $120 \pm 5^\circ$.
- Bout sphérique 0,2 mm .

L'essai s'exécute en deux temps :

1 - Contact diamant - pièce sous l'effet d'une charge de 10 Kgf .

2 - Application d'une surcharge de 140 Kgf puis l'élimination de cette surcharge . Cette opération nous permet de connaître l'accroissement rémanent de la profondeur de pénétration sous charge initiale.

La dureté Rockwell s'exprime par la formule :

$$\text{HRC} = 100 - e_1 \quad \text{avec} \quad E1 = e / 0,002 \quad , e: \text{accroissement rémanent.}$$

Résultats des essais :

Vue la porosité et la fluctuation des valeurs que présente certains échantillons , nous avons jugé utile de prendre dix (10) essais de dureté à différents points pour chaque échantillon , pour une estimation de la dureté .

Les résultats des essais sont présentes dans le tableau suivant .

Tableau II . 5

ALLIAGES		brut	trempe	300°C	400°C	500°C	600°C	700°C
T3	dureté	53,95	43,25	35	35,45	46,25	52,05	43
	σ	—	—	1,83	3,13	2,68	1,40	2,16
T5	dureté	53,9	55,55	39,7	42	52,25	49,6	44,95
	σ	—	—	1,40	2,7	2,16	2,26	2,95
T6	dureté	54,65	39,3	39,42	43,8	51,5	56,1	53,25
	σ	—	—	1,33	1,52	1,37	1,61	1,38
T7	dureté	54,5	51,1	49,5	52,2	59,05	55,75	52,4
	σ	—	—	2,31	1,44	2,29	4,21	2,12
T10	dureté	59,75	48,1	41,05	53,45	59,6	56,55	55,55
	σ	—	—	1,81	2,72	2,44	2,53	2,05
T13	dureté	47,3	44,15	36,75	52,2	47,5	46	42,2
	σ	—	—	1,5	3,17	2,31	1,05	1,17
T14	dureté	53,7	49,95	36	35,65	45,95	46,06	45,05
	σ	—	—	1,42	2,37	1,65	2,97	1,01

Pour chaque alliage nous dressons un graphique mettant en évidence la variation de la dureté en fonction de la température de revenu .

Commentaire des graphiques :

A partir de 20°C nous constatons une constance de la dureté

jusqu'à environ 300 °C , après une augmentation progressive , elle atteint ensuite un maximum entre 400 - 500 °C suivant l'alliage , puis elle diminue .

- Sur la fig II.10 , on remarque que le maximum de dureté est atteint entre 350 et 450 °C .

- on remarque que sur les fig II.8 et II.9 le maximum de dureté est déplacé vers de plus haute températures (450 - 550 °C) .

- Sur la Fig II.7 le maximum de dureté est encore déplacé vers de plus haute températures , il est atteint entre 550 et 650 °C .

- Pour la fig II.11 , c'est identique au cas précédent avec une légère stabilité de la dureté à partir de 600 °C .

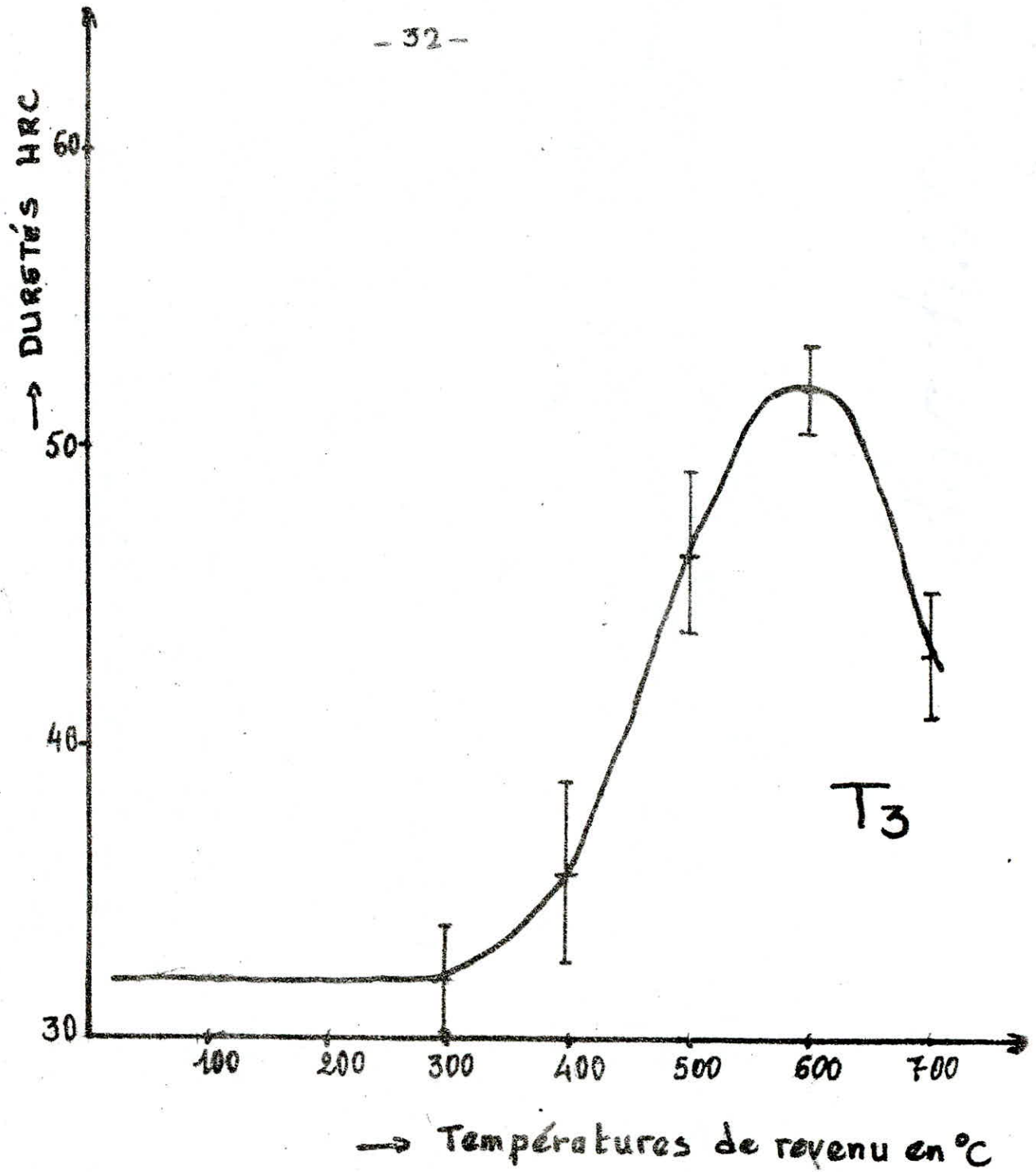


FIG. II. 7

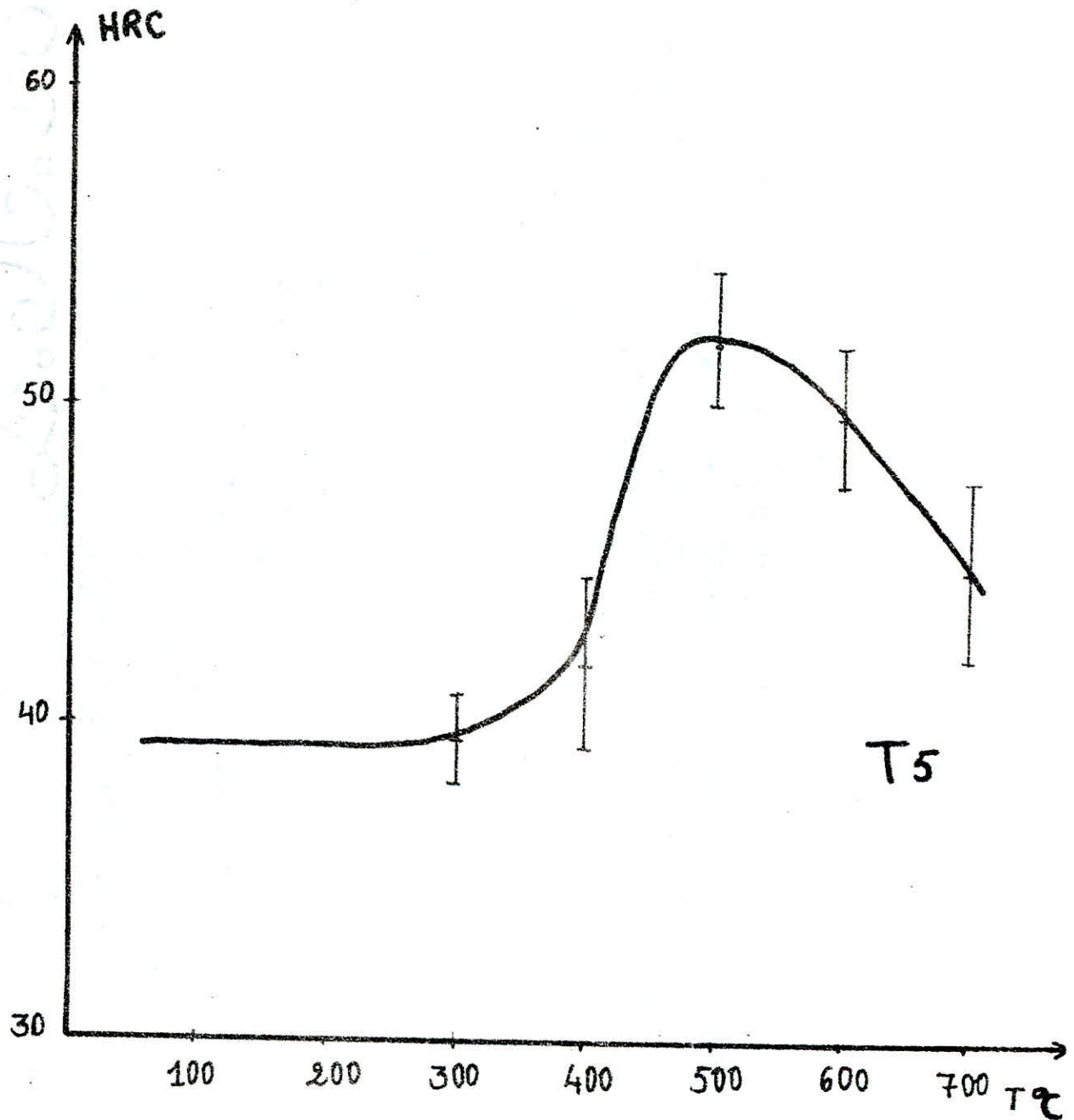


FIG. II.8

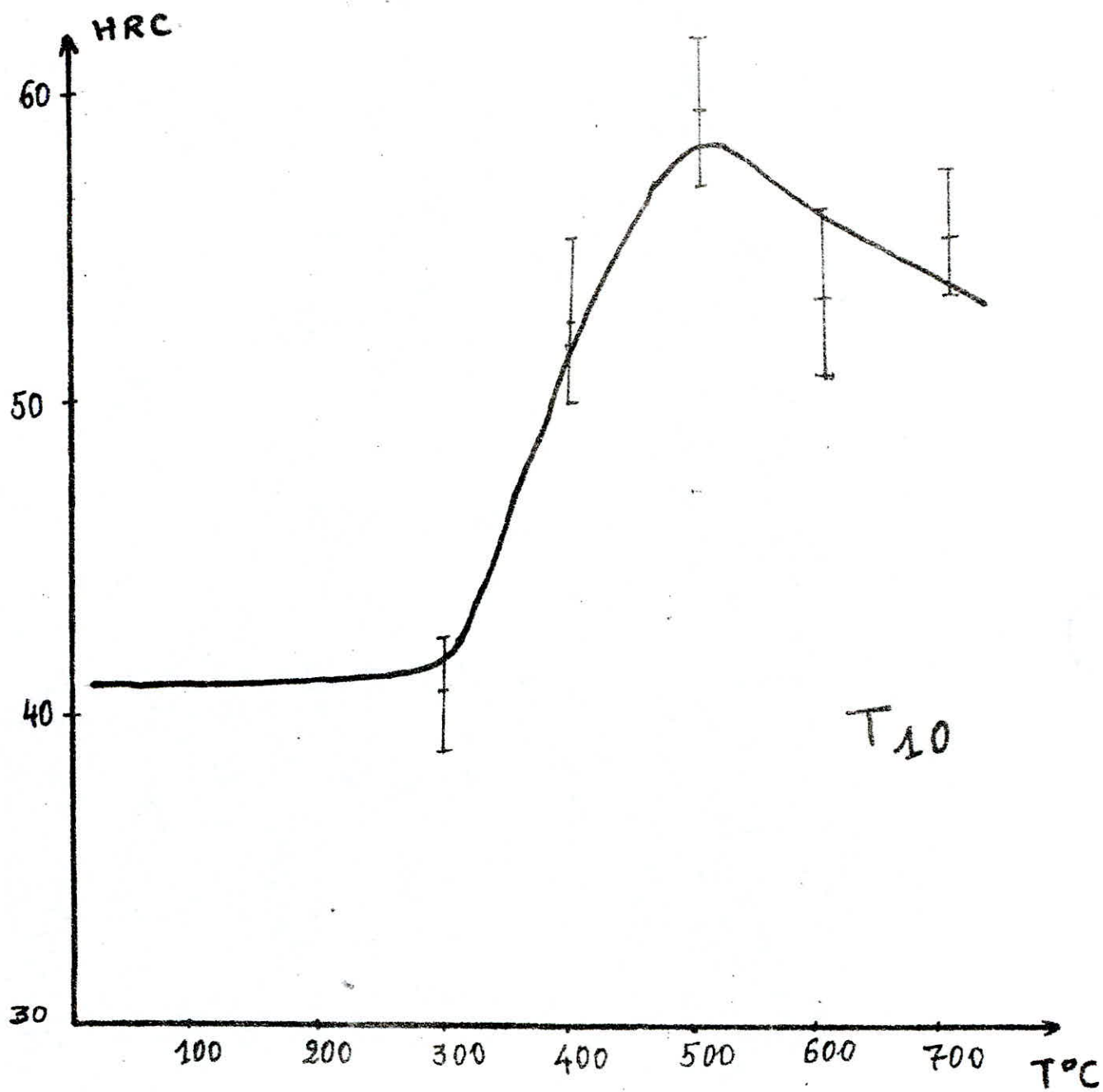


FIG. II-9

- 35 -

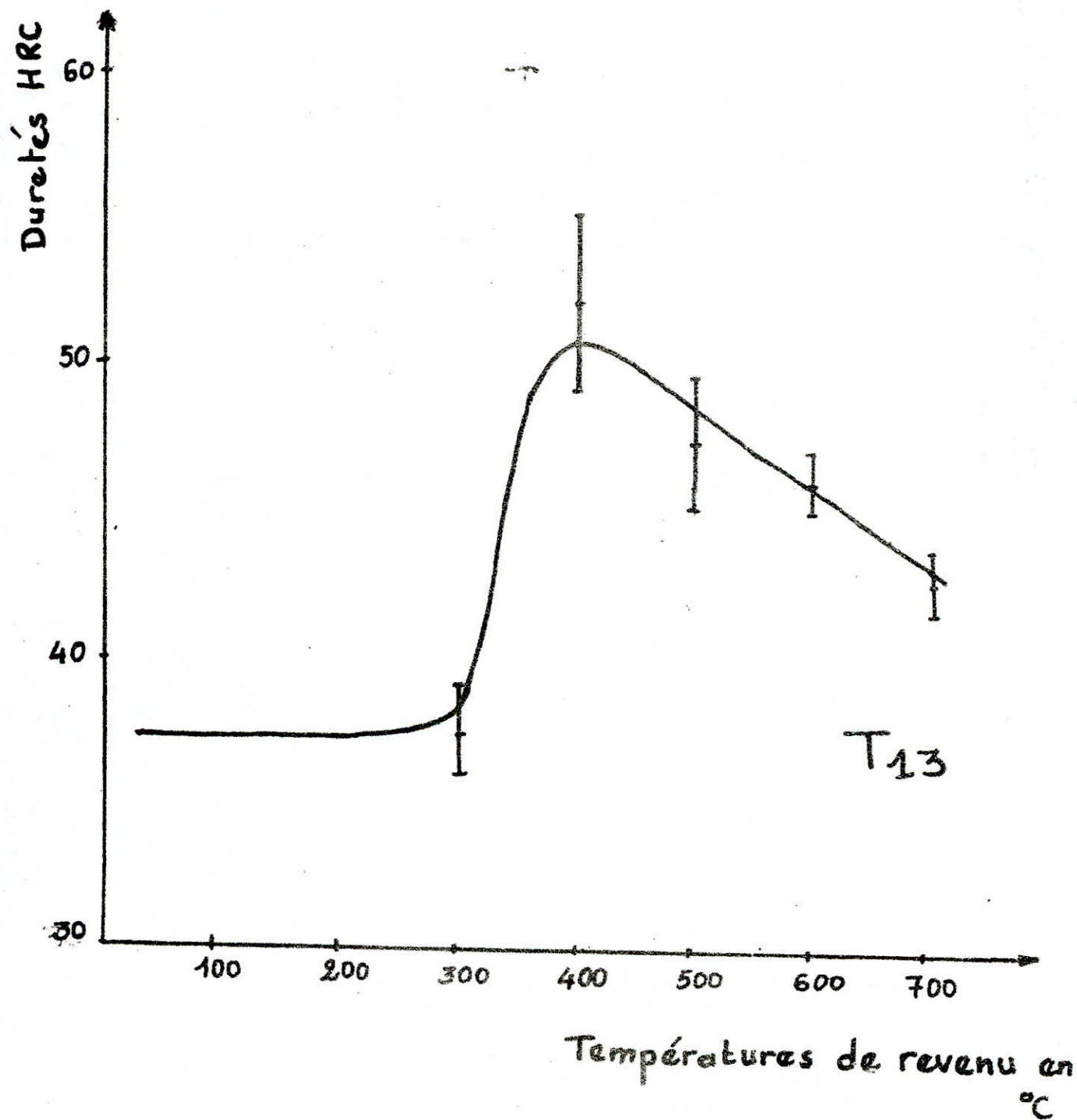


FIG II.10

-36-

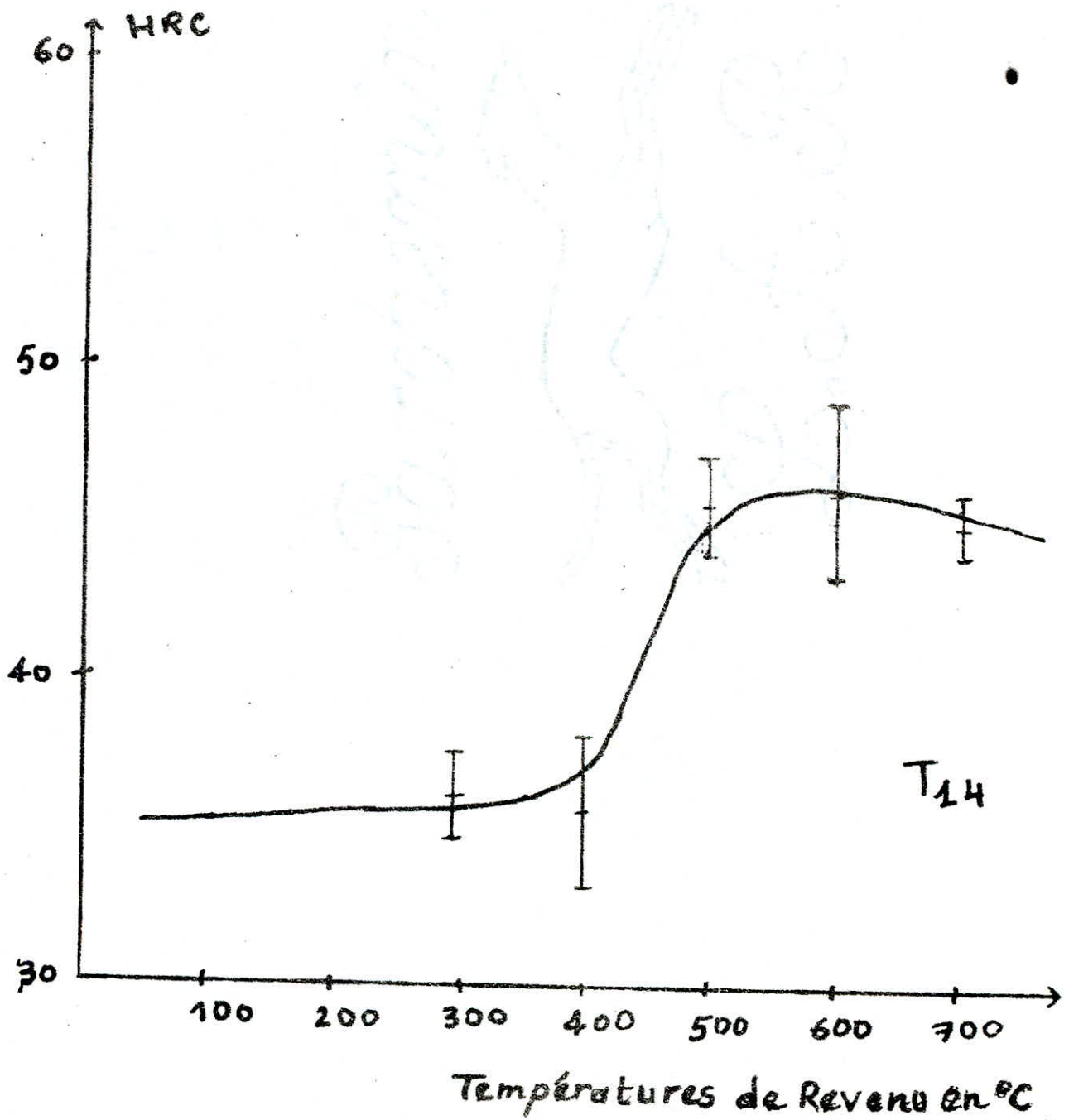


FIG. II.11

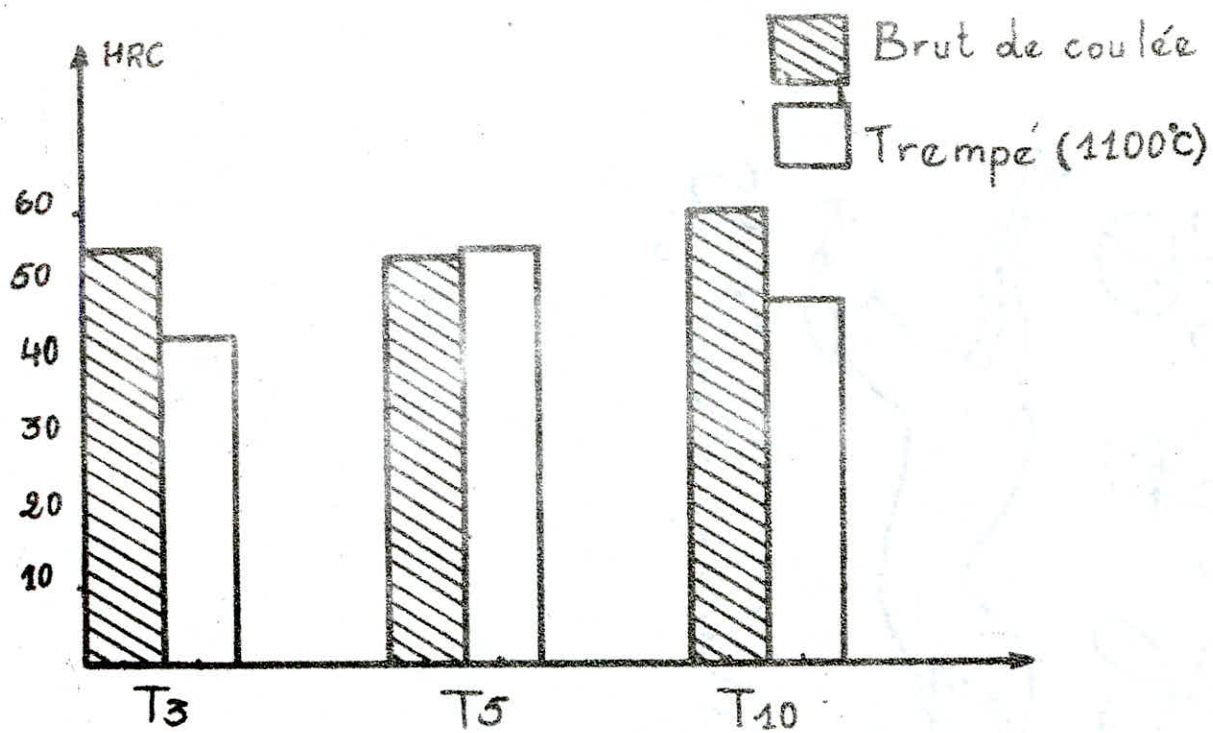


FIG. II. 12

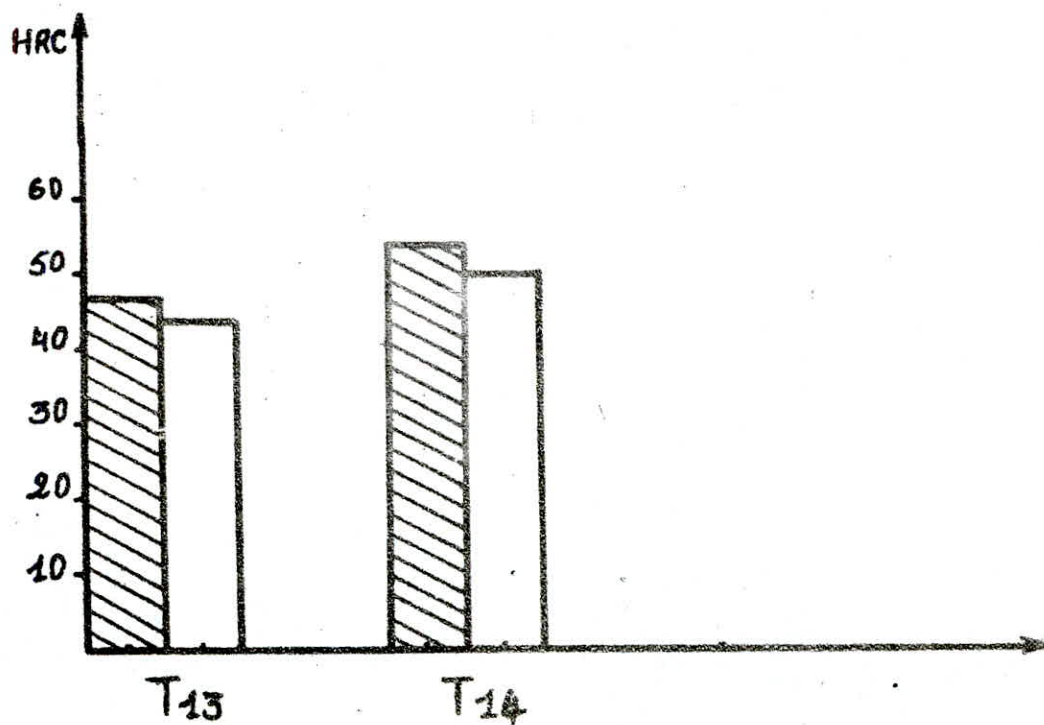


FIG. II. 13

B / Essais d'usure :

L'usure est la perte progressive de matières de la surface active d'un corps par suite du mouvement relatif d'un autre corps sur cette surface . On distingue plusieurs types d'usure : usure par érosion ; usure par frottement ; usure par corrosion ; usure par abrasion .

Notre travail s'est porté sur l'usure abrasive , pour cela nous éclaircissons ce type d'usure du point de vue théorique .

L'usure abrasive est définie comme étant l'usure par déplacement de matière , produite par des particules dures ou des protubérances dures . Les particules dures peuvent se trouver entre les deux surfaces en mouvement relatif ou être encastrés dans l'une des surfaces .

L'usure abrasive se manifeste par polissages , des griffages , des arrachements de copeaux .

Les nuances T3 , T5 , T10 , T13 et T14 ont été sollicitées à des essais d'usures par abrasion , pour cela on a utilisé le matériel suivant :

- Echantillons
- Matière abrasive
- Machine d'usure

a - Echantillons

Ce sont des éprouvettes normalisées de dimensions 10 X 10 X 25 mm³ , usinées par une fraiseuse au laboratoire du bâtiment mécanique de la S.N.V.I. de Rouiba , à partir du brut de coulée .

Les essais d'usure ont été effectués respectivement sur les éprouvettes brut de coulee ,trempées et les éprouvettes ayant subies des revenug à des températures de 300 , 400 , 500 , 600 et 700°C . Les éprouvettes ont été posées avant et après chaque essai .

b - Matière abrasive :

Les conditions principales d'obtention de l'abrasion sont les suivantes :

_ Les particules doivent être plus dures que la surface abrasée .

_ Les particules doivent avoir des coins ou des angles aigus convenablement orientés .

Composition chimique de l'abrasif utilisé :

SiC	99,2 - 99,6 % max.
SiO 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.

c - Machine d'usure :

Nos essais sont faits sur un modèle de machine réalisé récemment par deux étudiants (projet de fin d'étude) au profit du département .

Il paraît nécessaire de donner une description succincte et un aperçu sur son mode de fonctionnement .

Description: La machine est constituée (FigII 14) par :

Un moteur électrique :

* Nombre de tours par minute 1435 tr / mn .

* Tension d'alimentation 220 V .

Un cylindre enrobé : le cylindre est enrobé par du caoutchouc naturel résistant . Il a pour dimensions 58 X 200 mm³ .

Le caoutchouc a une dureté Shore de 35 $\pm$ 5 et une densité de 1,01 $\pm$ 0,05 g / cm³ .

Une tige : elle a un double rôle :

* Sur une extrémité se fixe l'échantillon .

* Sur l'autre se fixe le poids .

Un réservoir : C'est un réservoir où l'on stocke l'abrasif , son débit est réglable .

Mode de fonctionnement : Sur l'une des extrémité de la tige on fixe l'éprouvette , sur l'autre un poids de un Kg qui permet de mettre l'éprouvette en contact avec le cylindre durant l'essai .
Le réservoir débite l'abrasif au contact éprouvette - cylindre .
Le moteur en marche fait tourner une poulie solidaire au cylindre par l'intermédiaire d'une courroie .

RESULTATS DES ESSAIS :

Pour chaque essai le temps de maintien était fixé à 30 mn et le poids à 1 Kg .

Sur le tableau II.6 , nous présentons les résultats des essais .

TABLEAU II . 6

Echanti- llons	Brut	Trompé	300 °C	400 °C	500 °C	600 °C	700 °C
T3 (Δm) en g	0,1308	0,1389	0,1370	0,1228	0,1173	0,1458	0,1491
T5	0,1239	0,1458	0,1247	0,1228	0,1138	0,1260	0,1248
T10	0,1138	0,2133	0,1555	0,1344	0,1217	0,1420	0,1504
T13	0,2229	0,1557	0,1213	0,1107	0,1331	0,1594	0,1966
T14	0,1180	0,1363	0,1147	0,087	0,1102	0,1170	

Pour chaque alliage nous avons dressé un graphique mettant en évidence la variation de la perte de masse (Δm) en fonction de la température de revenu .

Commentaire des graphiques :

D'une ^{manière} générale on remarque que la résistance à l'usure augmente avec l'élévation de la température (c - à - d diminution de la perte de masse) jusqu'à atteindre un maximum (variable suivant l'alliage) , puis elle diminue .

Pour les alliages T13 ET T14(fig II.18 ; II.19) , on remarque que le maximum de la résistance à l'usure est atteint entre 375 et 425 °C . Tandis que pour les alliages T10 ; T3 et T5 , le maximum est déplacé vers de plus haute températures 450 - 500 °C .

Nous avons jugé utile l'ajout du tableau II.7 , sur lequel sont classés les alliages par ordre croissant de dureté et de résistance à l'usure. Seuls les résultats des revenus sont pris en considération .

TABLEAU II .7

Alliages	T10	T7	T6	T5	T13	T3	T14
Classement par ordre croissant de dureté .	<u>1^{er}</u> (59,6	<u>2^{ème}</u> 59,05	<u>3^{ème}</u> 56,1	<u>4^{ème}</u> 52,25	<u>5^{ème}</u> 52,5	<u>6^{ème}</u> ~~51~~ ,05	<u>7^{ème}</u> 46,05
Classement par ordre croissant de résistance à l'usure .	<u>5^{ème}</u> 0,1217	— 0,	—	<u>3^{ème}</u> 0,1138	<u>2^{ème}</u> 0,1107	<u>4^{ème}</u> 0,1173	<u>1^{er}</u> 0,087

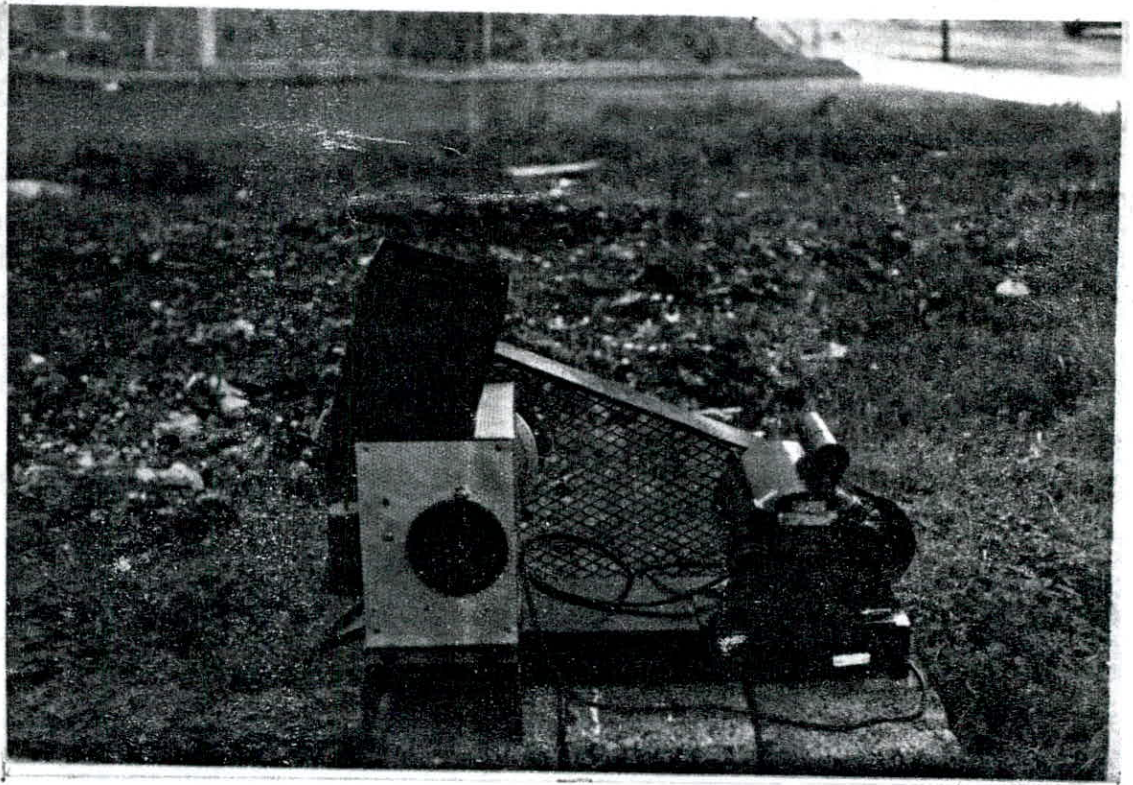


Fig II.14 : MACHINE D'USURE

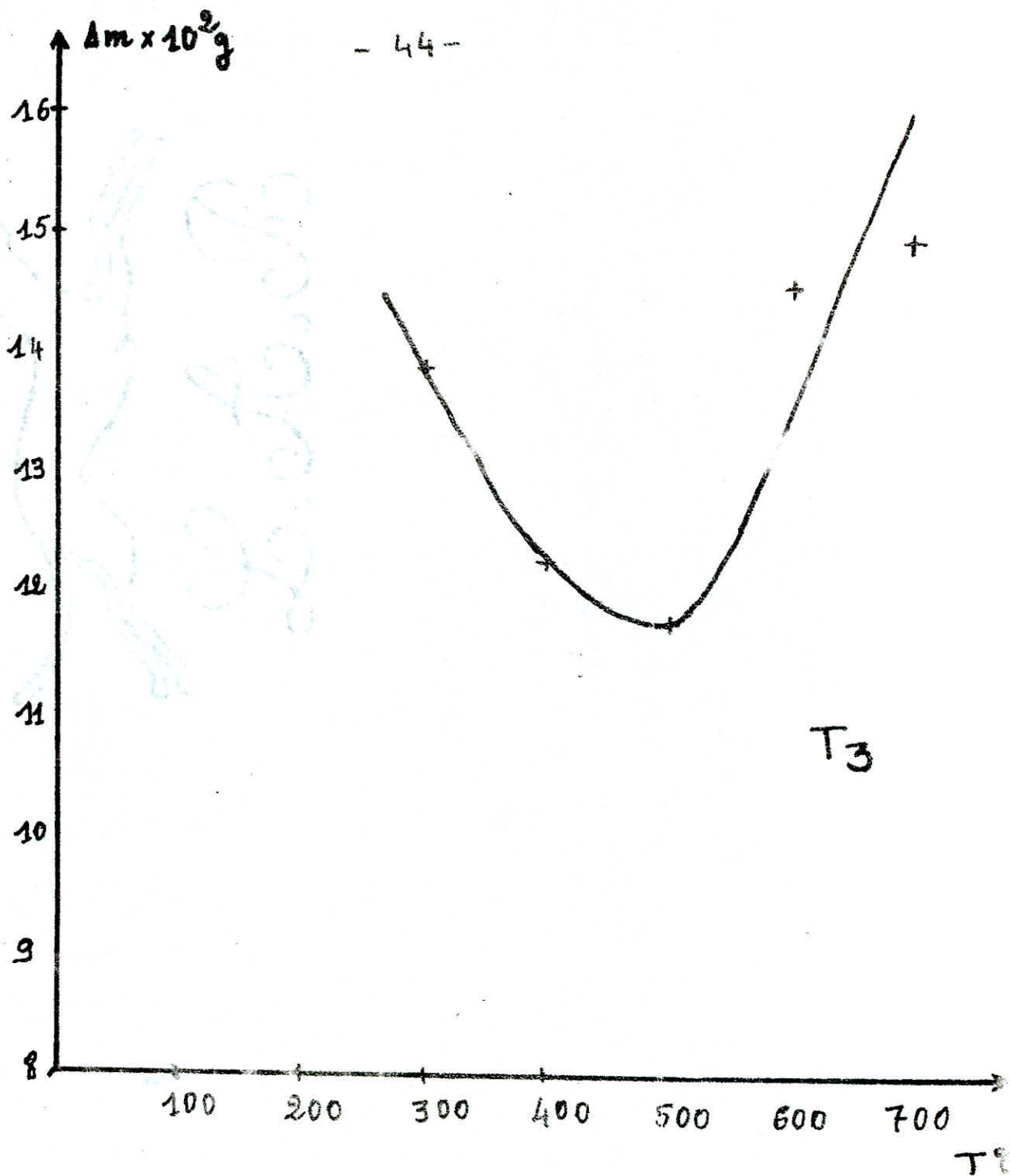


FIG. II.15

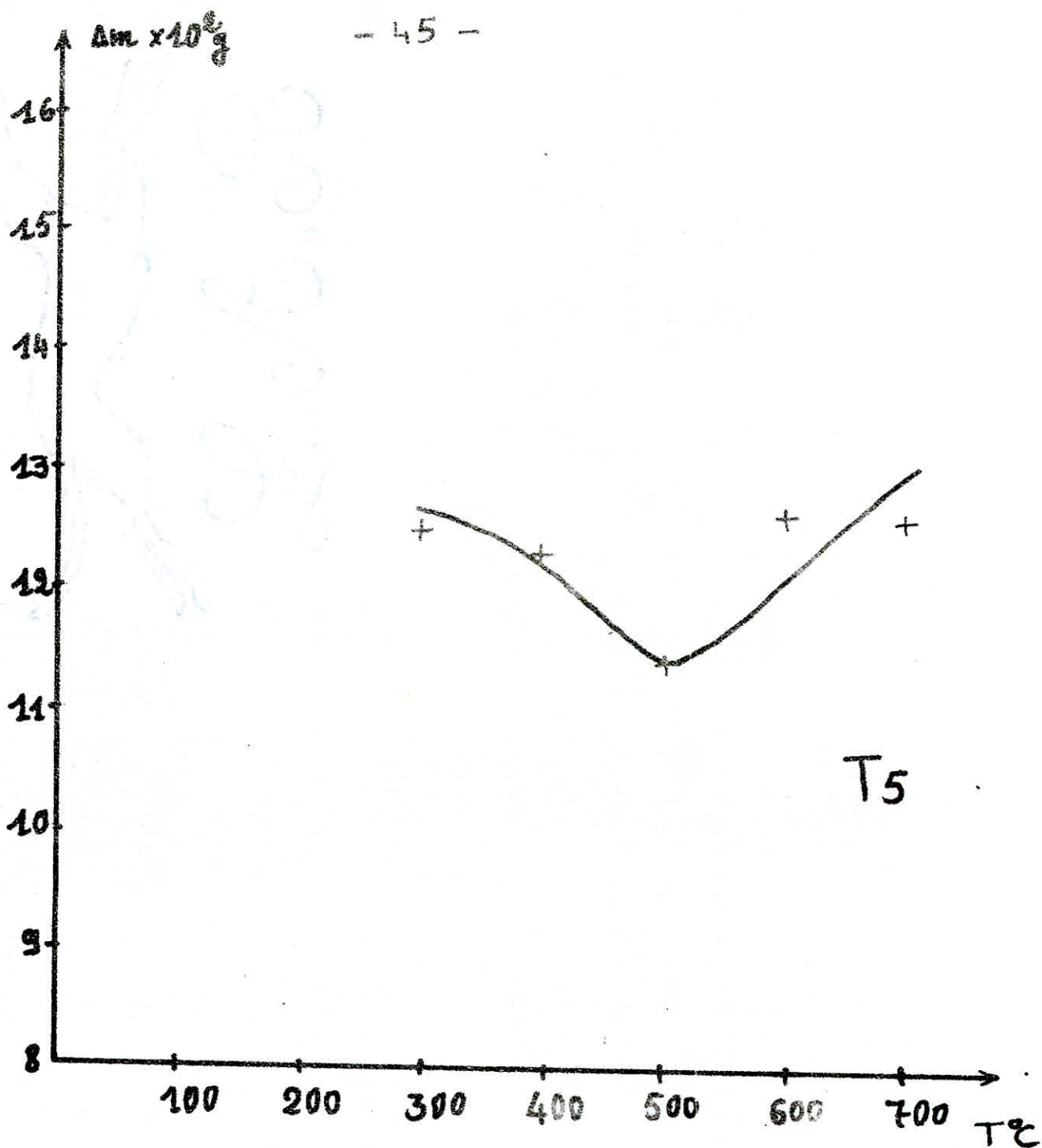


FIG. II.16

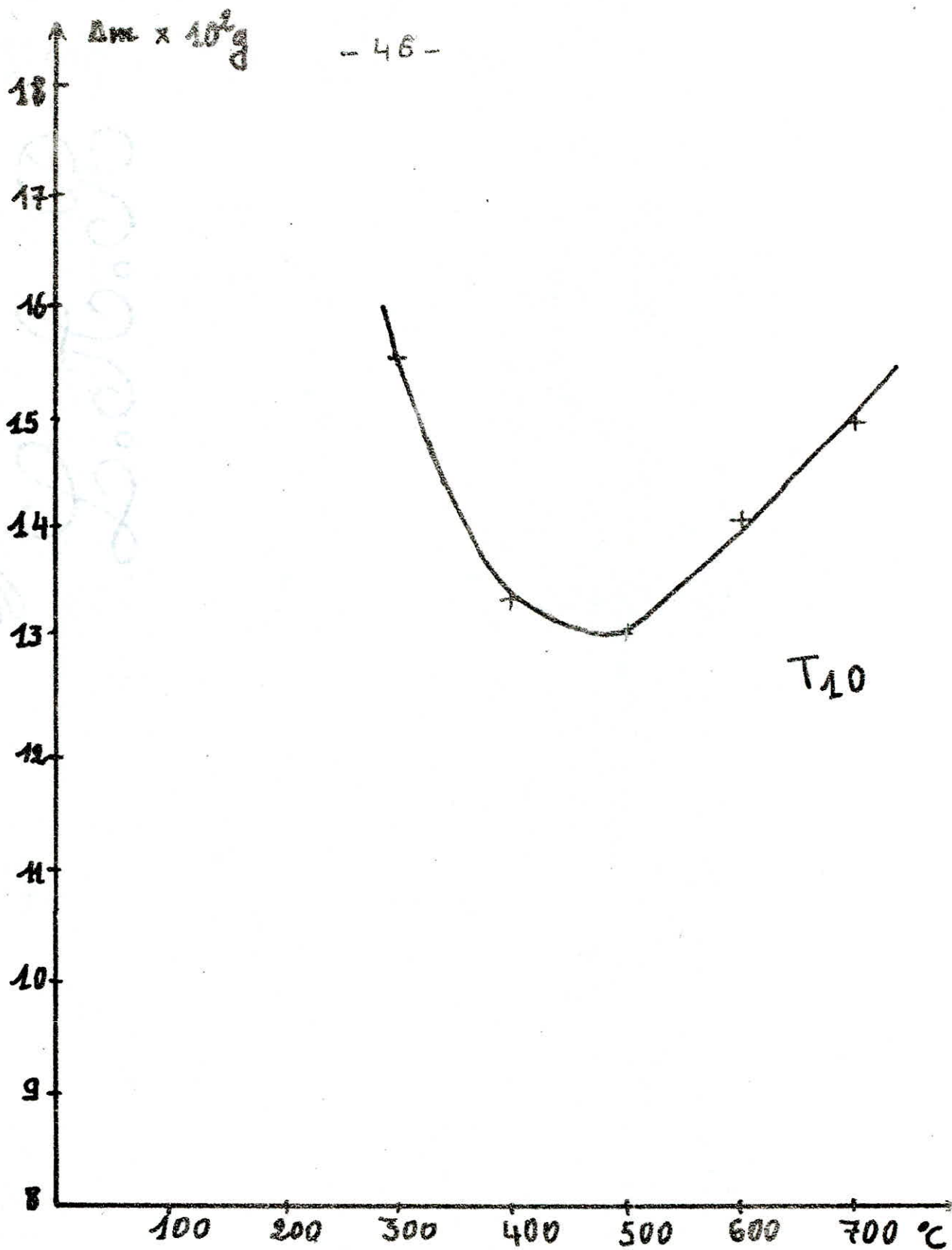


FIG. II-17

- 47 -

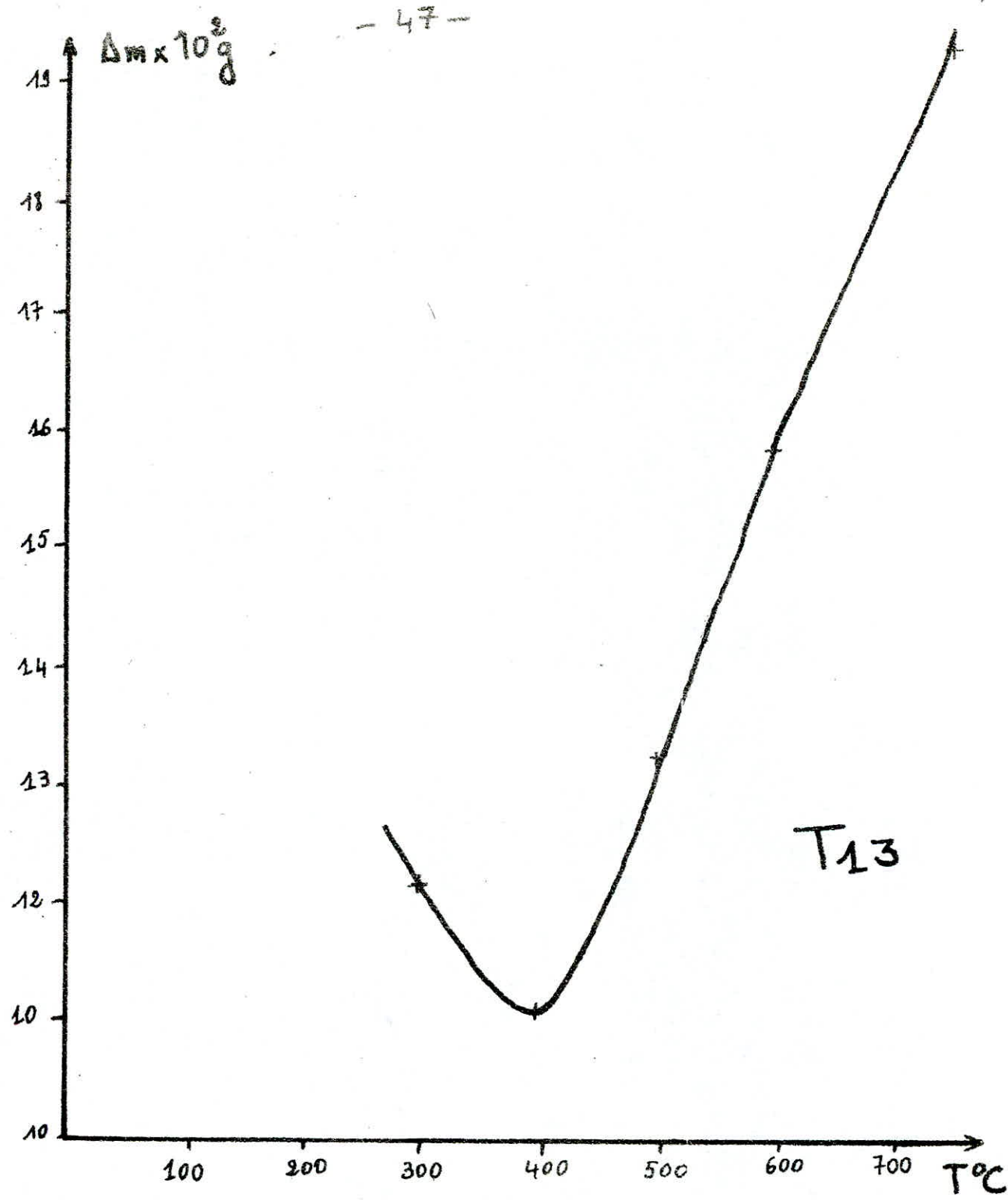
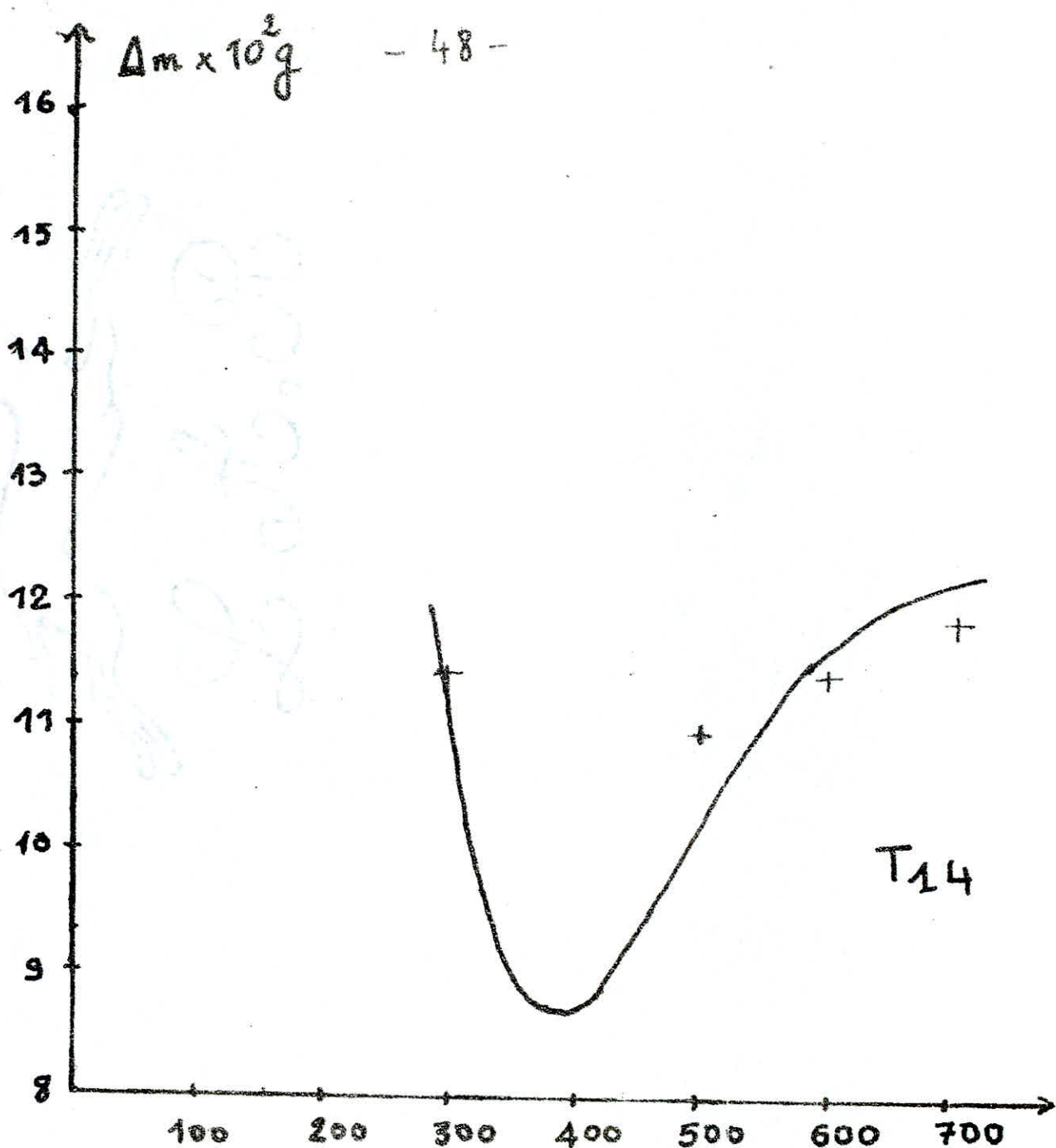


FIG. II. 18



Températures de Revenu en °C
FIG. II. 19

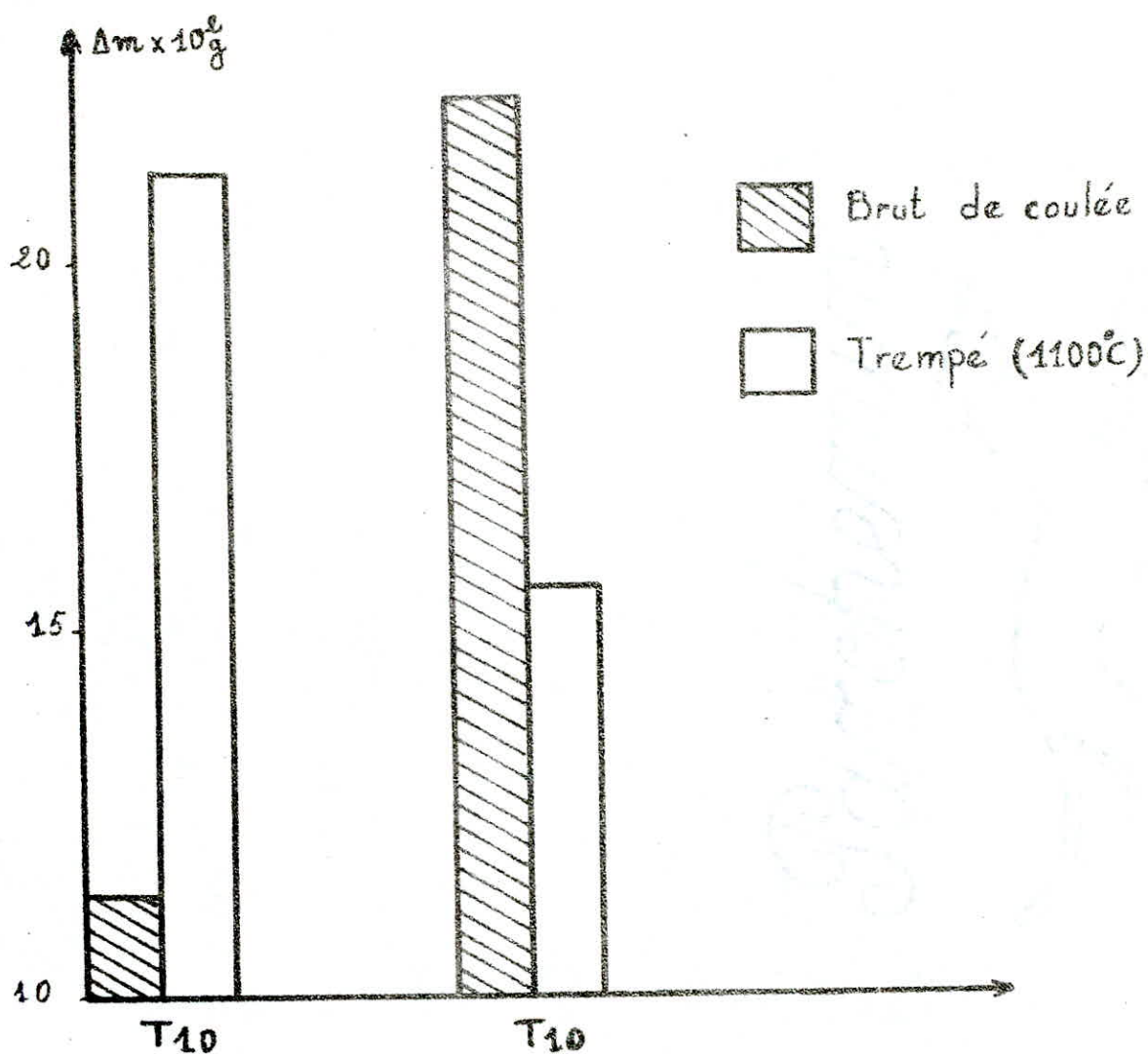


FIG. II.30

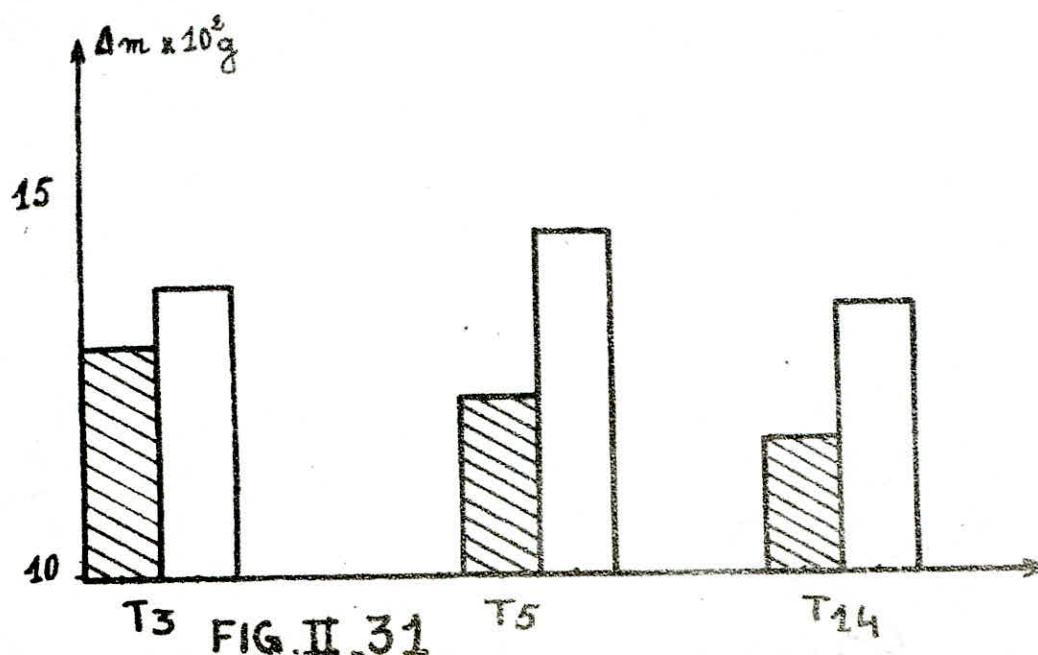


FIG. II.31

CHAPITRE - III :

ETUDE METALLOGRAPHIQUE DES STRUCTURES AVANT ET APRES

TRAITEMENTS THERMIQUES

Dans cette étude nous nous bernerons à faire une étude micrographique des différentes structures observées .

III - 1 Etude avant traitements thermiques :

Faite sur des échantillons brut de coulée . L'observation microscopique révèle des structures apparament identiques pour toutes les nuances , constituées essentiellement par une matrice austénitique , des carbures de fer (Fe_3C) , des carbures de titane (TiC) et un graphite déchiqueté ou légèrement déchiqueté .

Fonte alliée T14 :

La figure III .20 montre une matrice austénitique de couleur jaune , des carbures de fer de couleur marron et de forme lamellaire (allongée) , de fines taches blanches dispersées dans la matrice métallique (en grande quantité) ce sont notament des carbures de titane (TiC) et enfin un graphite déchiqueté .

III - 2 Etude après traitements thermiques :

L'observation microscopique des échantillons ayant subis une trempe à 1100 °C et un revenu , révèle des structures austénitiques dans tous les cas , avec présence de carbures , de graphite déchiqueté et parfois une phase intermétallique en aiguille .

Après trempe et revenu le volume et la couleur des ^{Phases} peuvent changer , c'est pourquoi nous avons préféré répéter à chaque fois la

couleur de chaque phase .

Fonte G.S.C alliée T14 :

- Revenu 300 °C : figure III. 21

-- Matrice austénitique , couleur rouge .

- Carbures : Les carbures de fer sont moins volumineux , de couleur jaune et apparaissent sous une forme allongée . Les carbures de titane existent en abondance et gardent toujours leur couleur sous forme de taches blanches .

- Graphite : on constate une dégénérescence de la ^{forme} sphéroïdale du graphite , qui se présente sous forme d'amas noduleux .

- Revenu 500 °C : figure III. 22 et III. 23 .

- Apparition de la phase intermétallique (Ti_3Al ; Fe_3Ti) en forme d'aiguilles aux joints de grains austénitique et à la surface de séparation cémentite - austénite .

-- Matrice : austénitique de couleur jaune orangée .

- Carbures : sous une forme allongée les carbures de fer apparaissent d'une couleur marron clair . les carbures de titane en taches blanches , sont dispersés dans la matrice métallique en grande quantité .

- Graphite : déchiqueté et peu apparent .

- Revenu 700 °C : figure III. 24 .

- Les aiguilles de la phase intermétallique sont affinées et se présente en amas noduleux , couleur grise .

- Matrice : austénitique de couleur jaune .

- Carbures : toujours présents , la cémentite apparait en bleu et les carbures de titane en taches blanches (en abondance) .

- Graphite : déchiqueté, de couleur noir .

Fonte G.S.C alliée T10 :

-Revenu 300 °C : figure III. 25 .

- Matrice : austénitique , de couleur jaune .
- Carbures : les carbures de fer en forme allongée , de couleur jaune clair . Les carbures de titane apparaissent en bleu ciel.
- Graphite : forme sphéroïdale ~~de~~ dégénérée , couleur noire.

- Revenu 500 °C : figure III. 26 .

- ~~Pr~~ésence de la phase intermétallique en aiguilles .
- Carbures : cémentite , couleur bleu et violet . Carbures de titane , taches blanches .
- Matrice : austénitique de couleur jaune .
- Graphite : déchiqueté .

- Revenu 700 °C : figure III. 27 .

- Cassure des aiguilles de la phase intermétallique .
- Matrice : austénitique de couleur rouge .
- Carbures : cémentite , couleur marron foncé . Carbures de titane , taches blanches .
- Graphite : non apparent .

Fonte G.S.C alliée T6 :

Revenu 500 °C : figure III. 28 .

- Nette apparition de la phase intermétallique en forme d'aiguilles .
- Matrice : austénitique de couleur jaune , avec présence de produit de décomposition de l'austénite de couleur rouge .

- Carbures : cémentite en lamelles violettes . Les carbures de titane en taches blanches (faible quantité) .

- Graphite : quantité plus ou moins grande de graphite déchiqueté et en nodules recouvert par une mince pellicule d'oxyde verdâtre .

Fonte G.S.C alliée T7 :

- Revenu 700 °C : Figure III.29

- Apparition de la phase intermétallique en aiguilles cassées.

- Matrice : austénitique de couleur rouge .

- Carbures : cémentite en lamelles jaunâtres . Carbures de Ti taches blanches (faible quantité) .

- Graphite : peu de graphite déchiqueté .

Nous résumons les différentes observations micrographique sur un tableau (tableau III. 8 , page 59) .



Fig III. 20 : T14 Brut de Coulée
G. 80

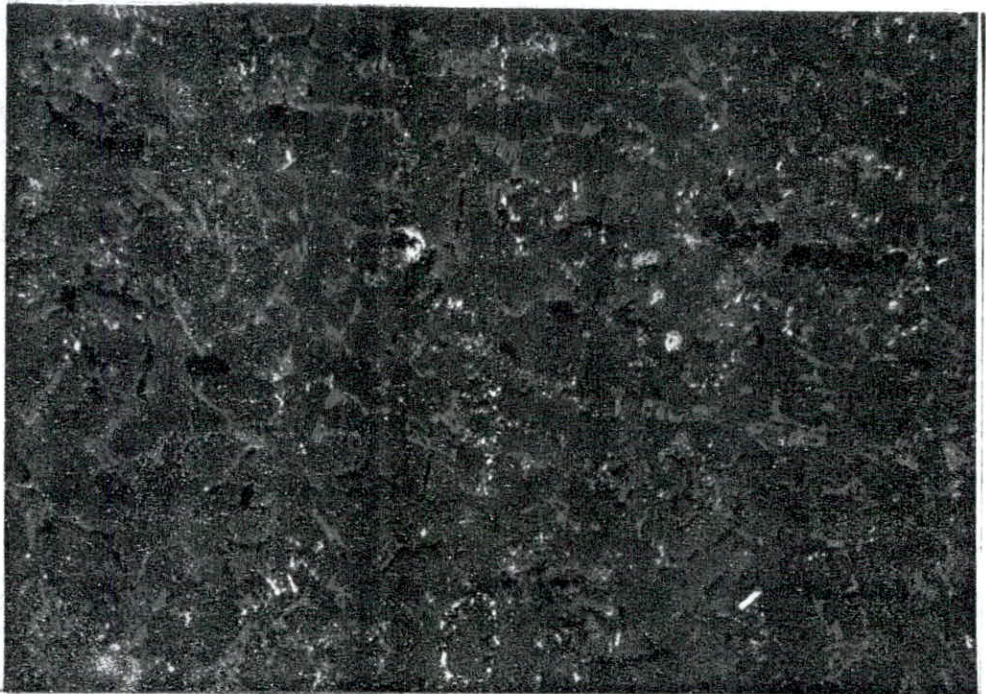


Fig III. 21 : T14 Revenu 300°C
G. 80

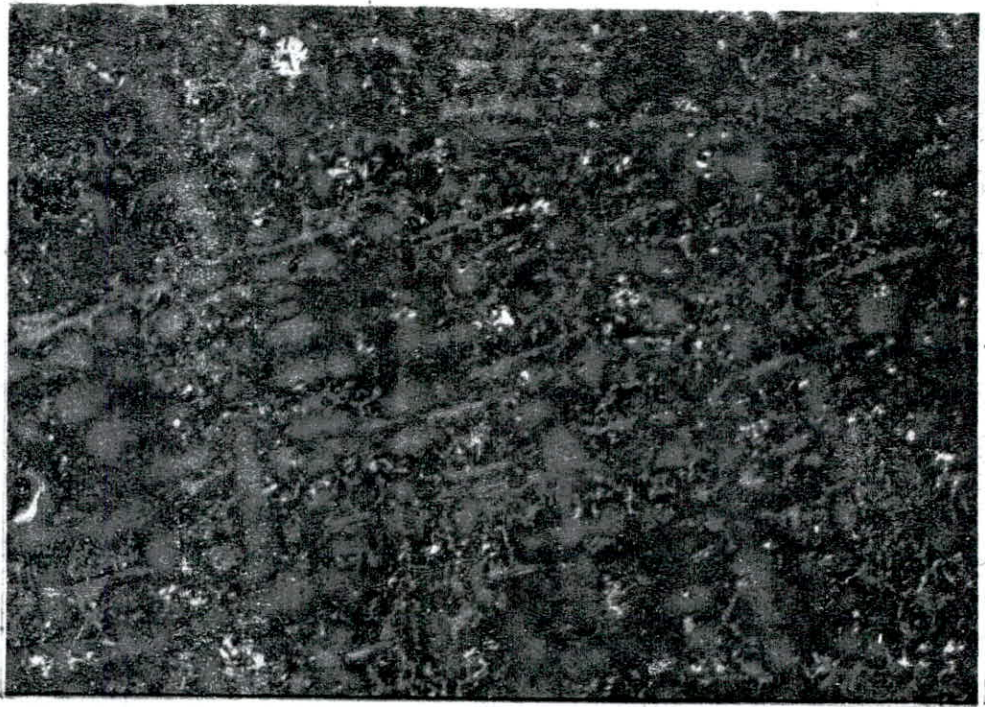


Fig III 22 : T14 Revenu 500°C
G.80

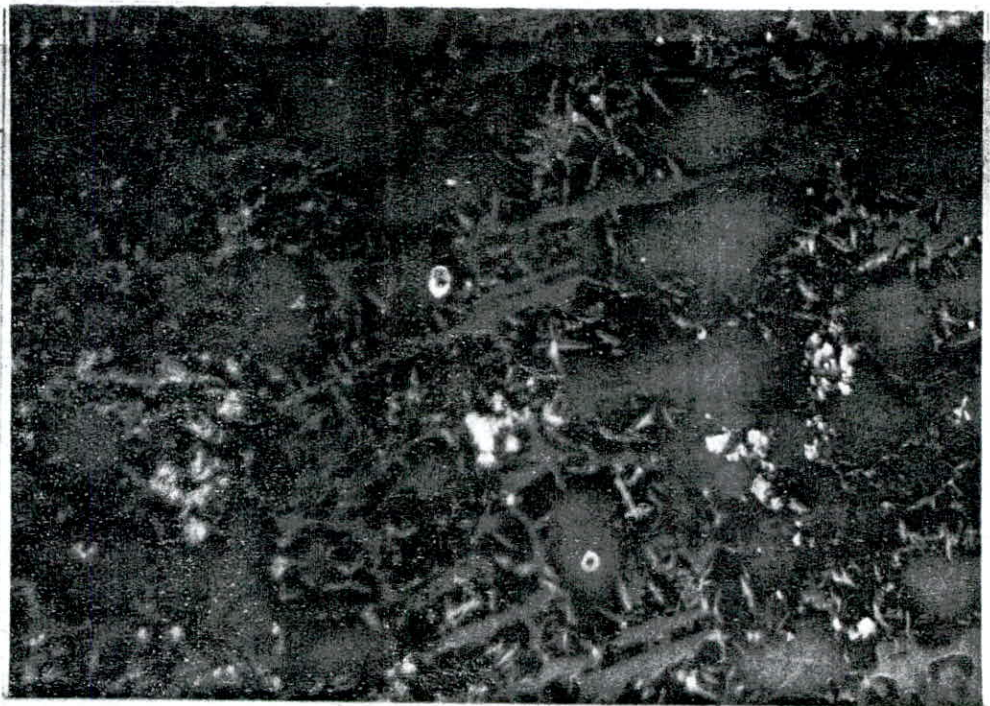


Fig III 23 : T14 Revenu 500°C
G.240

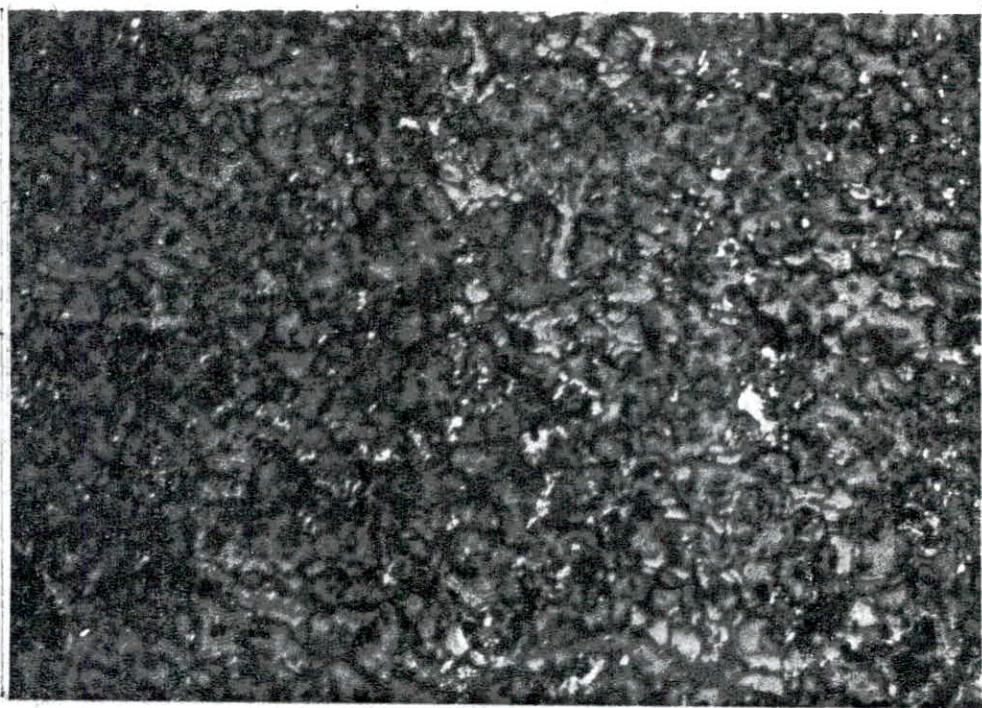


Fig III 24 : T14 Revenu 700 °C
G. 80

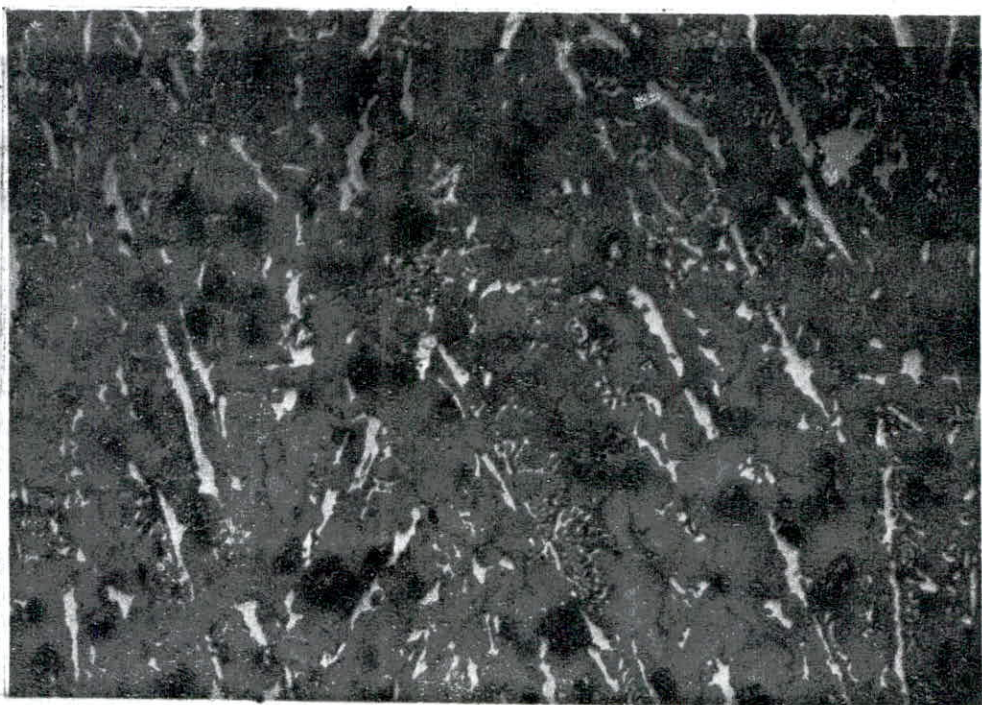


Fig III 25 : T10 Revenu 300 °C
G. 80

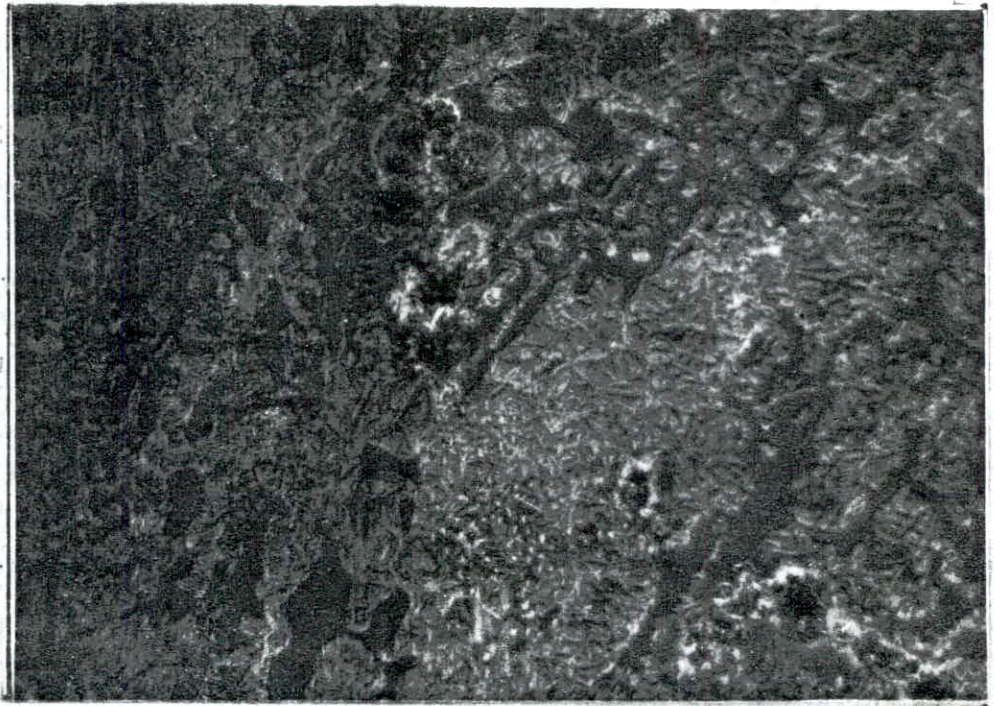


Fig III 26 : T10 Revenu 500°C
G. 240



Fig III 27 T10 Revenu 700°C
G. 80



Fig III 28 T6 Revenu 500 °c
G. 240



Fig III 29 T7 Revenu 700 °c
G. 80

TABLEAU III. 8

ALLIAGES	MATRICE	PHASE INTERMETALLIQUE	CARBURES		GRAPHITE	
			TiC	Fe ₃ C		
T14	Brut	austénitique jaune	—	tache blanche en abondances	En lamelles volumineuses marron	déchiqueté
	revenu 300 °C	austénitique rouge	—	taches blanches en abondances	lamelles marron clair	dégénéré
	revenu 500 °C	austénitique jaune orangée	en aiguilles	" " " " "	marron clair	déchiqueté
	revenu 700 °C	austénitique jaune	nodules coalescés	" " " " "	bleu	déchiqueté noir
T10	revenu 300 °C	austénitique jaune	—	couleur bleu	allongés blanche	déchiqueté
	revenu 500 °C	austénitique jaune	en aiguilles	taches blanches	bleu et violet	déchiqueté
	revenu 700 °C	austénitique jaune	cassure des aiguilles	taches blanches	marron foncée	non apparent
T6	revenu 500 °C	austénitique jaune	en aiguilles	taches blanches en faible quantité	marron foncée	déchiqueté recouvert d'une pellicule d'oxyde
T7	revenu 700 °C	austénitique rouge	en aiguilles cassées	taches blanches faible quantité	lamelles jaunes	déchiqueté faible quantité

CHAPITRE IV :

INTERPRETATIONS ET CONCLUSIONS

IV - 1 Interprétations :

Les observations micrographiques , ainsi que les essais de dureté et de résistance à l'usure ont montré :

- En comparaison à la fonte G.S.C (38 - 15) , la fonte alliée au Ti , Al , Mn présente :

- Une structure austénitique due à la forte proportion de manganèse .
- Apparition d'une intermétallique très dure après revenu .
- Une dureté et une résistance à l'usure très élevées .

Néanmoins les microstructures présentent une dégénérescence de la forme sphéroïdale du graphite , très remarquable sur les microstructures T14 300 et T10 300 (fig III. 21 et III. 25) . La très grande dureté confère aux alliages une fragilité accrue entraînant ainsi une faible résilience .

La matrice austénitique est apparente sur toutes les figures présentant les structures micrographiques des échantillons étudiés . Cette matrice résulte de la forte addition de Mn .

- Pour des teneurs de Mn inférieurs à 12 % , cas des alliages T3 , T5 , T6 , T13 et T14 la matrice n'est pas à 100 % austénitique et après trempe on aura une martensite de trempe , une austénite résiduelle et austénite sursaturée en éléments d'alliage .

- Pour des teneurs de Mn supérieurs ou égales à 12 % , cas des alliages T7 et T10 , la matrice est à 100 % austénitique même après

trempe mais avec une sursaturation en éléments d'alliage .

L'addition en excès de Mn avait donc pour but l'obtention d'une matrice austénitique qui avec la phase intermétallique forme une liaison cohérente difficile à dissocier .

Interprétations de l'évolution de la dureté et de la résistance à l'usure en fonction des microstructures .

- A l'état brut de coulée , l'austénite est stable et la présence des carbures de Ti et de Fe est remarquable (fig III. 20) , d'où une dureté et une résistance à l'usure élevées .

- La température de trempe choisie (1100 °C) , avait pour but de dissoudre une grande partie de carbures (TiC ; $(Fe, Mn)_3C$; Fe_3C) en solution solide dans l'austénite , qui devient alors sursaturée en éléments d'alliage . En effet les microstructures révèlent une diminution de carbures après trempe , ce qui explique d'ailleurs l'abaissement de la dureté (fig II. 13 , fig II. 14) .

- Le revenu à 300 °C abaisse la dureté des alliages T3 , T5 , T10 , T13 et T14 (tableau II. 5) à cause de la décomposition de la martensite de trempe en martensite de revenu moins dure .

- Les microstructures des échantillons de revenu révèlent , d'une part l'apparition entre 500 et 600 °C aux joints de grains austénitique et à la surface de séparation cémentite - austénite d'une nouvelle phase en aiguilles très dure appelée " phase intermétallique " (fig III. 23) . Les aiguilles ont une orientation préférentielle ce qui explique que cette phase est obtenue par glissement . D'autre part ils ont permis de voir la cassure de la phase intermétallique et sa coalescence entre 600 et 700 °C (fig III. 24 et III. 29) .

D'une manière générale on remarque sur tous les graphes que la dureté et la résistance à l'usure :

- Augmentent à partir de 300 °C , c'est l'étape du début de cristallisation de la phase intermétallique et des carbures .

- Atteignent un maximum entre 500 et 600 °C , c'est la fin de cristallisation .

- Chutent, à cause de la cassure des aiguilles de la phase intermétallique qui acquiert une ^{forme} sphéroïdale et coalescées et de la coagulation des carbures .

On remarque d'après le tableau II. 8 qu'une grande résistance à l'usure ne correspond pas forcément à une grande dureté (cas de T14 et T10) .

- T14 possède la plus grande résistance à l'usure ($\Delta n = 0,087g$) mais la plus faible dureté (HRC = 46,05) , ceci est justifié par sa composition chimique , la forte ^{teneur} de Ti et d'Al confère à l'alliage une quantité de phase intermétallique en cohérence avec la matrice métallique , d'où une très grande résistance à l'usure . La faible dureté est expliquée par la grande porosité due aux oxydes de Ti .

- T10 pendant les revenus , une forme par diffusion du carbone beaucoup de carbures complexes de Mn très durs , ces carbures ne forment pas une liaison cohérente avec la matrice métallique ce qui facilite leur arrachement , d'où une faible résistance à l'usure .

IV - CONCLUSIONS :

1 / Au cours du revenu des alliages se forment les phases intermétalliques (Ti_3Al , Fe_3Ti) qui possèdent une grande dureté donc une grande résistance à l'usure à cause de la liaison cohérente avec la matrice métallique .

2 / L'alliage T14 possède la plus grande résistance à l'usure à cause de la plus grande quantité d'Al et de Ti .

3 / Les phases intermétalliques sont stables aux hautes températures , voilà pourquoi ces alliages peuvent être utilisés à la condition de l'usure aux hautes températures .

4 / Les alliages additionnés par le Ti , l'Al et le Mn peuvent être recommandés pour la fabrication des pièces qui fonctionnent à la condition d'une grande usure sous l'action de charges statiques (exemple : tambours de frein) .

----- oOo BIBLIOGRAPHIE oOo -----

1 - Technique de l'ingénieur

M 392 Propriétés des fontes G.S.

M 761 Elaboration des fontes G.S.

M 1145 Traitements thermiques des fontes G.S.

2 - C. Chassin et G. Hilly

Métallurgie tome I : Elaboration des métaux édition Dunod- Bordas.

3 - Bénard : Métallurgie générale Edition Masson .

4 - Borsig ,A. Stahl , U. Eisen 14 - 1894 .

5 - Hogg .T.W , J.Iron . Steel Jinst - é - 1894 .

6 - Hogg T.W, J;Stahl , U.Eisen -15 - 1895 .

7 - Mélland .G ,Waldron H.W. Stahl .U .Eisen -21-1901 .

8 - -- -- "" "" "" - 9- 1940 .

9 - Lohberg .K . Schmidt . W. Arch . Eisenhütten .W -11-(1933 = 1934) .

10 - Piwoworsky .E, SOHNICHEN .E, Metallwirtschaft -12- 1933 .

11 - Everest A.B Foundry trade j -38- 1927 .

13 - A.ROOS Précis de métallurgie appliquée Edition Dunod- Bordas .

12 - Everest A.B CM Giessereiztg - 25 6 1928 .

14 - Tofaute .W , Buttinghaus .A, A.Arch Eisenhüttenw -12- (1938 - 1939) .

15 - Métallurgie de fonderie TOME I Edition Eyroles M . Geiger .

16 - Piwoworsky E . Stahl U. Eisen -43 - 1923 .

17 - Kuster J.H,Pfannen schmidt eC,G . Eisen - 18 - 1931 .

18 - Lakhtine Métallographie et traitement thermique des métaux

édition de Moscou .

19 - Traité de métallurgie structurale théorique et appliquée

Edition Dunod - Bordas . A . DE SY , J . VIDTS .

