

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT METALLURGIE

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE - المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

FABRICATION DES PIGNONS

EN

FONTE GS PAR FORGEAGE

Proposé par :

E . SALHI

Etudié par :

K . IDIR

Dirigé par

E . SALHI

PROMOTION Septembre 93

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

FABRICATION DES PIGNONS

EN

FONTE GS PAR FORGEAGE

Proposé par :

E . SALHI

Etudié par :

K . IDIR

Dirigé par

E . SALHI

PROMOTION Septembre 93.

Remerciements :

Je remercie avant tous mon promoteur Monsieur E. Salhi ,
enseignant au département Métallurgie pour le suivi et
l'encouragement qu'il a porté à nos travaux .

Mes remerciements vont à Monsieur Zouid qui m' a souvent
encouragé et pour ses précieux conseils , ainsi qu'à Monsieur
Hamroune pour l'intérêt qu'il porte à mon travail .

Je remercie de même les membres du jury pour avoir accepter
de participer au jury .

1. Introduction	1
2. Généralités	3
2.1 Gamme de fabrication des pignons en acier	3
2.2 Gamme proposée de fabrication des pignons en fonte grise	6
2.3 Influence des éléments d'additions dans les fontes grises	7
2.4 traitement thermique	8
2.4.1 Définition des fontes	8
2.4.2 Recuit de graphitisation	9
2.4.3 Recuit de ferritisation	11
3. Techniques expérimentales	16
3.1 Modèle	16
3.2 Calcul de la masselotte	16
3.3 Moulage	19
3.4 Fusion	20
3.5 Forgeage	25
3.6 Traitement thermique avant forgeage	27
3.7 Traitement thermique avant usinage	32
3.8 Traitement thermique après usinage	33
4. Interprétation des résultats	35
5. Conclusion	47
Bibliographie	

I. Introduction :

Dans le présent travail nous avons exposé , l'ancienne gamme de fabrication de pignons en acier , et la nouvelle gamme de fabrication de pignons en fonte grise .

Le choix de la nouvelle gamme résulte d'une part de son prix de revient et d'autre part de la légèreté des pièces fabriquées en fonte GS .

Elle est économique , car la fonte est moins coûteuse que l'acier et d'autre part on a supprimé l'élaboration des fontes blanches , l'élaboration de l'acier , l'étirage et le débitage .

La nouvelle gamme facilite aussi certaines opérations tel que l'usinage , grâce à la présence des nodules de graphite , qui jouent un double rôles : celui de lubrifiant d'une part ; et d'autre part permet d'obtenir des copeaux courts , en créant des discontinuités dans la matrice métallique .

L'opération de cémentation des pignons est complètement supprimée , car il suffit d'effectuer un traitement thermique adéquat .

En effet , on peut obtenir une matrice austénitique à 0.8 % de carbone grâce à la présence de réserves en carbone , puis on fait une trempe (structure martensitique en surface)

Dans la seconde étape du présent travail , nous avons réalisé une série de pignons en fonte GS en suivant la nouvelle gamme : moulage , traitement thermique , forgeage , traitement thermique , usinage , traitement thermique final .

Vu les difficultés rencontrées pour obtenir des lopins en fonte présentant une matrice ferritique d'une part , d'autre part lors du chauffage des lopins , nous n'avons pas réussi à obtenir ces pignons par forgeage .

2. Généralités :

2.1 Gamme de fabrication des pignons en acier :

a) Débitage:

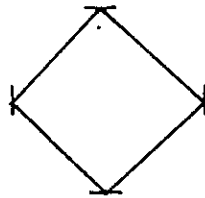
Cette opération consiste à débiter en série , les pièces destinées au forgeage . le sciage se fait sur une machine à scier à ruban .

b) Estampage :

On oblige par choc , le métal chauffé à épouser la forme de l'empreinte de la matrice . celle ci est fixée sur un pilon .
On facilite l'exécution du matricage en réalisant les opérations préalables :

* Première opération :

On casse les angles des quatres côtés pour enlever la calamine .



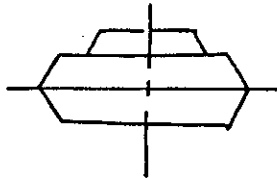
* Deuxième opération :

On écrase la pièce sous l'effet de choc pour faire la galette



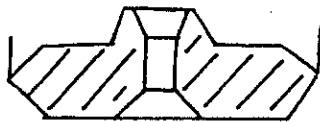
* Troisième opération :

On exécute la finition dans l'empreinte de la matrice par choc .



c) Ebarbage - débouchage :

Cette opération s'effectue par découpage sur matrice à ébavurer , on élimine la bavure extérieure et on libère l'axe



d) Traitement thermique :

Ce traitement est un recuit isotherme , on effectue les étapes suivantes :

- Chauffage à 960 C
- Maintien pendant 1 h 15 mn en température
- Refroidissement rapide de 960 C à 670 C en 6 minutes 30 secondes
- Maintien à 670 C pendant 3 heures
- Refroidissement final à l'air .

e) Grenailage :

f) Contrôle :

g) Usinage :

Dans cette étape on réalise les opérations élémentaires d'usinage adéquate suivant la définition de chaque surface , on distingue 4 types de surface :

* Surface restante brute

* Surface obtenue en deux passes d'usinage : ébauche et finition

* Surface obtenue en 3 passes d'usinage : ébauche , demi - finition , finition .

On prévoit une surepaisseur de rectification de 0.05 à 0.10mm

h) Cémentation :

La cémentation consiste à créer une couche d'acier eutectoïde d'épaisseur de l'ordre de 1 mm .

On effectue un chauffage à 900 - 920 C pendant 8 à 10 heures suivie d'un refroidissement lent

i) Trempe - revenu :

Ce traitement thermique consiste en une trempe et un revenu à basse température à 160 C d'une durée de 1 h 30 mn .

L'austénisation s'effectue sous atmosphère à 840 C

Le traitement de revenu transforme la martensite de trempe de la couche superficielle en martensite de revenu .

j) grenailage :

k) contrôle :

* Epaisseur de cémentation : $7 \div 9 / 10$ mm , dureté HV : 550
sous une charge de 500 grammes

* Micrographie à l'état recuit : couche eutectoïde avec
absence de carbure et d'austénite résiduelle .

* Après trempe et revenu : dureté Rockwell HRC : 60 - 68 , pas
de décarburation superficielle .

l) Rectification :

2.2 Gamme proposée de fabrication des pignons en fonte :

Le débitage est remplacé par l'opération de moulage dans la
nouvelle gamme de fabrication des pignons en fonte grise .

a) Moulage :

C'est l'exécution du moule en sable , dans un châssis à
l'aide d'un modèle .

b) fusion :

C'est l'élaboration du métal destiné à remplir le moule .

c) coulée :

Opération consistant à remplir le moule de métal liquide ,
après transport de ce métal du lieu de fusion jusqu'au moule

d) Décochage :

Ouverture et défonçage du moule pour sortir la pièce lorsque le métal s'est solidifié .

e) Ebarbage et finition :

Consistant à débarasser la pièce du sable adhérent , des jets de coulé , des masselottes et des bavures .

f) Contrôle et traitement thermiques éventuels

2.3 Influence des éléments d'additions :

- * Le silicium est un élément graphitisant le plus abondant dans la fonte grise .

Certains éléments défavorisent la germination (anti graphitisant - carburigène) forment une cémentite stable .

- * Le manganèse a un effet graphitisant nul , c'est un élément carburigène et gammagène .

Le manganèse fixe le carbone sous forme de carbure pour former un carbure stable (Fe , Mn)₃C selon la réaction :



appelé cémentite manganifère .

* Le cuivre est un élément alphagène et graphitisant, abaisse le point de perlite et conduit à un affinement de la perlite. Il est fortement ferritisant, et favorise la transformation austénite ----> ferrite.

Il durcit la ferrite, et contribue à l'amélioration des caractéristiques mécaniques en particulier la résistance à la traction et la limite élastique.

* Le nickel est un élément graphitisant pendant la solidification.

Il ne modifie pas la transformation austénite -----> perlite.

Etant gammagène, il affine la perlite. Il contribue à améliorer les caractéristiques mécaniques, en particulier la résistance à la traction et la limite élastique.

2.4 Traitements thermiques :

2.4.1 Définition des fontes :

Les fontes grises ou fontes tendres sont celles dans lesquelles le carbone est en partie finement précipité dans toute la masse à l'état de graphite sauf une faible partie qui est combinée au fer.

La matrice est ferritique, perlitique ou ferrito-perlitique.

Les fontes blanches ou fontes dures contiennent le carbone dissous ou combiné avec le fer Fe_3C .

Les fontes truitées , sont des fontes composites , intermédiaires entre les fontes blanches et les fontes grises , caractérisées par la présence simultanée de graphite et cémentite primaire eutectique et eutectoïde .

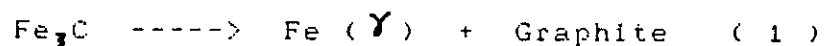
2.4.2 Recuit de graphitisation :

Dans les fontes truitées , recuits , on distingue trois sortes de graphite :

- * Graphite primaire de solidification
- * Graphite secondaire formé par un recuit de graphitisation
- * Graphite eutectoïde formé lors d'un recuit de ferritisation indirect .

Notons que les nodules de graphite obtenues lors de la ferritisation et de la graphitisation sont de taille plus faibles que les nodules de solidification , lesquelles sont plus volumineux à cause de la diffusion en partie du carbone lié vers les nodules préexistant .

La cémentite se décompose par traitement avec libération de graphite suivant une réaction du type :



Le graphite se forme , du fait de l'évolution du carbone de la forme métastable Fe_3C vers la forme stable C_g .

le graphite obtenu de cette façon , en phase solide , se présente en particules compactes généralement en nodules déchiquetés .

La décomposition de la cémentite se fait en phase austénitique , donc la réaction (1) dépend de la diffusion du carbone dans la matrice (γ) .

La réaction (1) met en jeu la germination et la croissance du graphite , de ce fait on peut accélérer la graphitisation en phase solide selon deux principes différents :

- * Action sur la vitesse de germination par formation de particules nouveaux de graphite (addition de ferro - silicium)
- * Action sur la stabilité de la cémentite et sur la vitesse de croissance du graphite par effet d'alliage .

Le silicium joue un rôle important dans la formation du graphite , car il augmente l'activité du carbone dans l'austénite et provoque la décomposition de la cémentite .

Des particules de graphite compacts , nombreuses sont plus recherchées dans les fontes à graphite sphéroïdal .

Lorsque la fonte contient du graphite primaire formé à la solidification, le carbone lié se dépose sur le graphite primaire, de nouveaux graphites peuvent se former lors du recuit de graphitisation.

Conformément aux diagrammes d'état de Fe - C et Fe - C - Si, la solubilité du carbone dans l'austénite diminue avec la température. Ceci explique la précipitation, à partir de l'austénite, de phase à teneurs élevées en carbone pendant le refroidissement.

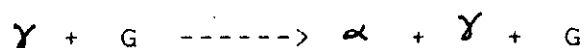
Ainsi, il se forme du graphite dans le cas d'un refroidissement lent, et de la cémentite secondaire dans le cas d'un refroidissement rapide.

2.4.3 Recuit de ferritisation :

La décomposition de l'austénite se produit suivant trois mécanismes différents qui peuvent évidemment se produire partiellement ou simultanément.

a) Ferritisation directe :

Une partie de l'austénite se décompose en ferrite et graphite dans l'intervalle de la bande triphasée, nous avons la réaction suivante :



Cette réaction est due à l'appauvrissement de l'austénite en carbone qui se transforme en ferrite .

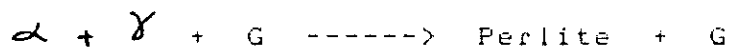
A la température inférieure à A_1 min toute l'austénite se transforme selon la réaction suivante :



à condition que le refroidissement dans l'intervalle de température A_1 max , A_1 min s'effectue lentement .

La ferrite se développe à partir de l'interface graphite / austénite en formant autour des nodules de graphite , des auréoles .

Quand la température se trouve dans le domaine de la bande triphasée ($\alpha + \gamma + G$) , L'austénite restante ; existante dans le domaine ($\alpha + \gamma + G$) se transforme en perlite selon la réaction ci dessous , si le refroidissement est rapide :



On rappelle qu'il existe dans les alliages Fe - C - Si , le domaine de température de la bande triphasée qui s'élargit avec l'augmentation de la teneur en silicium .

Vu que le silicium est un élément alphagène et graphitisant , il réduit le domaine gammagène , élargit le domaine alphagène et augmente le domaine de la bande triphasée .

la figure 1 illustre la position de cet intervalle de transformation eutectoïde dans le diagramme stable en fonction de la teneur en silicium .

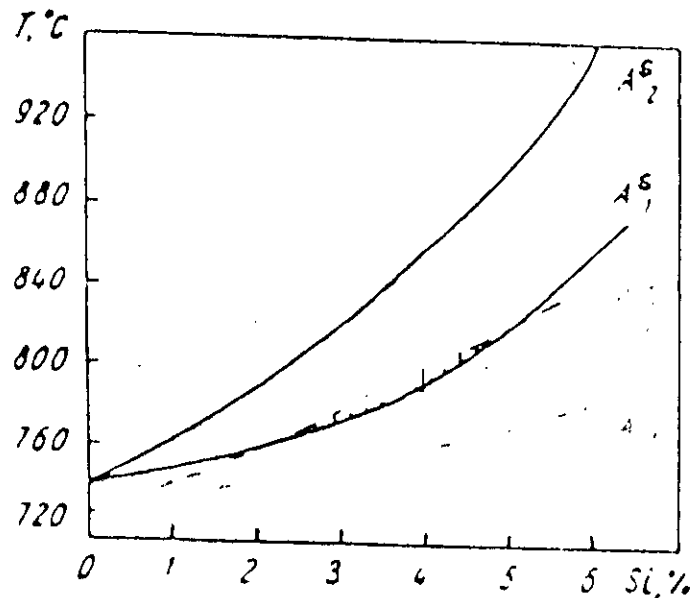


Figure 1 : Intervalle de température de la bande triphasée en fonction de la teneur en silicium

ou A₁ et A₂ selon le diagramme d'équilibre stable .

b) Ferritisation indirecte :

La perlite précédemment formée se décompose en ferrite et graphite . la cémentite globulaire se développe aux températures avoisinantes de 600 C .

Cette cémentite globulaire se transforme en graphite à la température inférieure à A₁ min avec maintien . lors du refroidissement, on obtient des traces de cémentite globulaire avec la ferrite et un taux de graphite qui aura augmenté .

La réaction ci dessous illustre ce fait :

cémentite lamellaire -----> cémentite globulaire

cémentite globulaire -----> α + Graphite

Dans un deuxième cas de ferritisation indirecte ,
le chauffage s'effectue entre A_1 min et A_1 max .

La germination de l'austénite s'effectue aux interfaces
 α - Cem de la perlite .

$\alpha_p + \text{Cem } p + G \text{ -----> } \gamma + G$

$\gamma + G \text{ -----> } \alpha + G$

Nous indiquons ci dessous le cycle classique de
ferritisation indirecte d'une fonte (figure 2) .

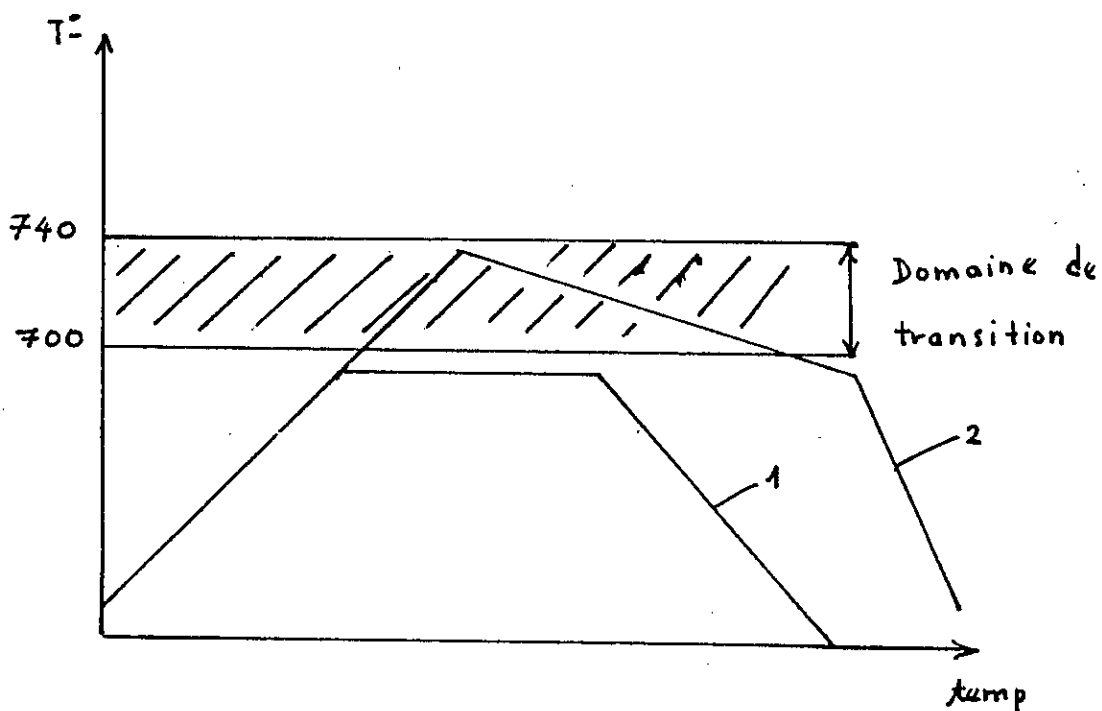


Figure 2 : Cycle de ferritisation indirect d'une fonte GS

Premier cas :

Cém lamellaire -----> Cém globulaire

Cém globulaire -----> α + G

Deuxième cas :

Cém lamellaire -----> Cém globulaire

Cém globulaire -----> γ -----> α + G

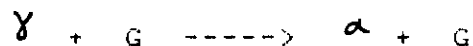
Des écarts de concentration du carbone existent entre l'austénite et le graphite . Un équilibre thermodynamique entre les deux phases s'effectue par diffusion du C (γ) vers le graphite , en traversant l'auréole de ferrite et par formation d'une germination de carbone libre (graphite).

Les facteurs qui influent sur la ferritisation indirecte sont :

- la distance mutuelle des nodules , et leurs nombre
- teneurs en éléments graphitisants : Si , Ni , Cu

En définitive , deux formes de transformation sont possibles pour obtenir une matrice ferritique :

- a) A partir du domaine austénitique , si le refroidissement est lent



- b) A partir du domaine de la bande de transition lors du recuit de ferritisation indirect



3. Techniques expérimentales :

3.1 Modèles :

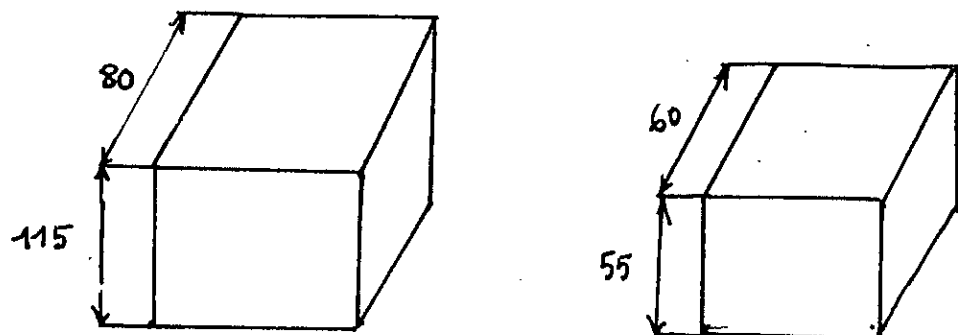


Figure 3 : Modèles

Les dimensions des modèles (figure 3) tiennent compte du retrait de la pièce , qui est de l'ordre de 10 %

3.2 Calcul de la masselotte :

La pièce que nous avons réalisée est massive , d'où ; il ya risque d'une retassure , que l'on évite par une masselotte borgne .

Le calcul du module de refroidissement de la pièce est :

$$M_p = \frac{V}{S} \quad (\text{cm})$$

V : volume de la pièce

S : surface de la pièce

Il faut que le module de refroidissement de la masselotte soit supérieur au module de refroidissement de la pièce :

$$M_m = M_p + M_p \cdot \text{coefficient de sécurité}$$

le coefficient de sécurité est égale à 10 % pour une fonte grise .

Le diamètre de la masselotte est :

$$D_m = \text{module de la masselotte} \cdot 5$$

sa hauteur est comprise entre 1 et 1.5 fois le diamètre , plus les talons supérieurs et inférieurs de la masselotte (figure 4) .

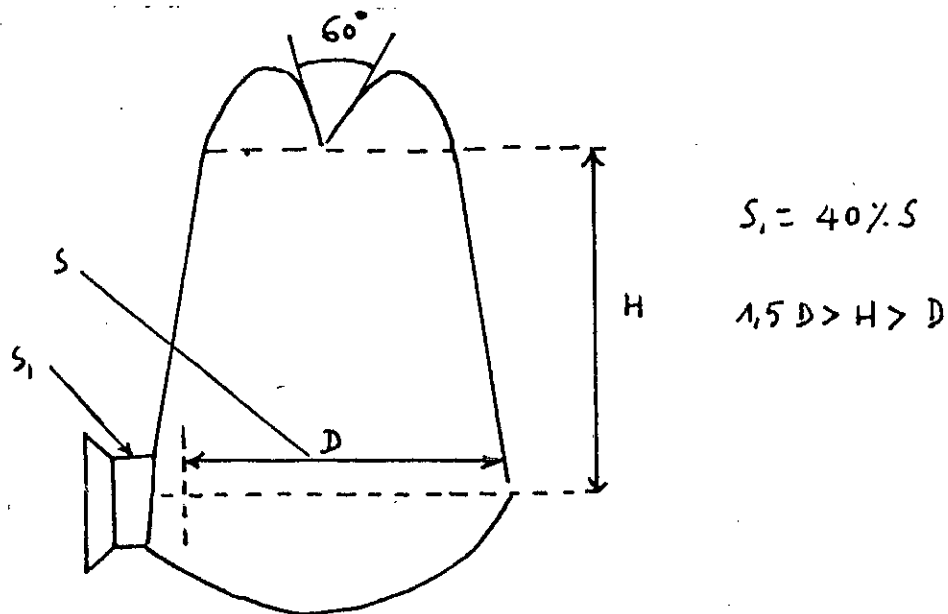


Figure 4 : Schéma représentatif de la Masselotte borgne

Le col de la masselotte est déterminé par une masselotte borgne . C'est un cylindre à 40 % de la section de la masselotte .

Les dimensions des masselottes correspondantes aux satellites et aux planétaires sont représentées dans le tableau 1 .

Dimension masselotte Piece	Dm (mm)	H (mm)	B (mm)
Planétaire n°720 184 977	80	80	45
Satellite n°720 184 979	50	50	28

Tableau 1 : Dimensions des masselottes correspondantes aux satellites et aux planétaires

avec :

Dm : diamètre de la masselotte

H : hauteur de la masselotte

B : côté du col de la masselotte de forme carrée

3.3 Moulage :

Les opérations de moulage réalisées à la fonderie sont :

- 1- Moulage
- 2- Démoulage
- 3- Retouche et finition
- 4- remoulage

Le modèle est encastré dans le sable du châssis inférieur , le châssis supérieur est assemblé par des broches , on prépare le trou de coulée, les masselottes sous forme d'un deuxième modèle on saupoudre au talc et on remplit par le sable tout le châssis supérieur .

On finit le trou de coulée , on soulève le châssis supérieur et les deux modèles , sans détérioration de l'empreinte du moule .

On procède aux éventuelles retouches , on réalise un cul d'oeuf et un canal d'alimentation en métal liquide .

On effectue un lissage et un saupoudrage au talc de toutes les empreintes .

La préparation du moule consiste à réaliser les opérations suivantes :

- Tirage d'air par des événements
- Fermeture du moule en fixant le châssis supérieur sur le châssis inférieur par des crampes .

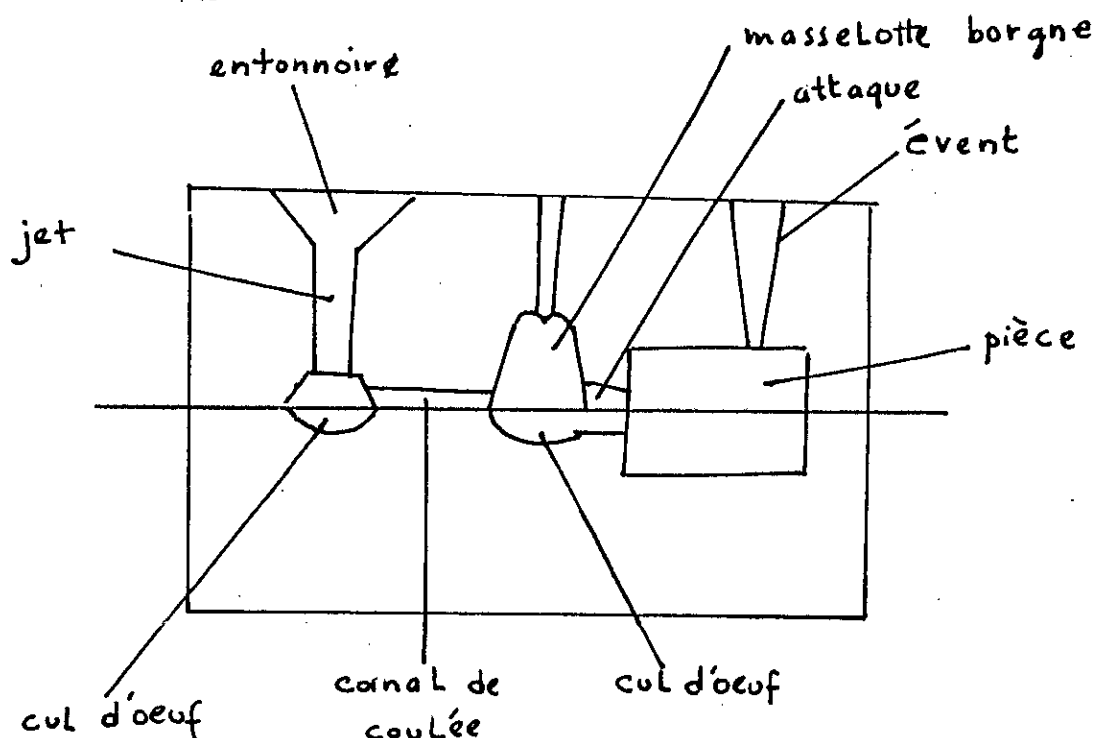


Figure 5 : Schéma représentatif des châssis supérieurs et inférieurs

les moules (figure 5) au nombre de 12 correspondant à 12 planétaires et 12 satellites .

3.4 Fusion :

Les matières premières utilisées pour l'élaboration de la fonte de base sont :

- Les retours de fonderie : masselottes , système de coulée , pièces rebutées GS
- Les tôles d'aciers : aciers à emboutissage , tôles minces , chutes
- La fonte neuve ou fonte de première fusion .

La composition du lit de fusion est déterminée sur la base de l'analyse chimique des constituants de la charge (tableau 2) .

Acier	Retour	Fonte neuve
6.500 kg	2.000 kg	1.500 kg

Tableau 2 : Composition du lit de fusion

Le four électrique à arc a une capacité de 10 tonnes , son revêtement est acide , sa production horaire moyenne est de 6 tonnes .

La puissance du transformateur est de 6.5 MVA .

Les matières premières sont disposées dans le four à arc dans un ordre bien déterminé ; tôles d'aciers légères au fond du four , puis on charge la fonte neuve et les retours de fonderie enfin des ferrailles légères .

La durée de fusion et le décrassage est de 2 heures .

La température de fin de fusion est de 1490 C .

C	Si	Mn	S	P	Mg
3.00	1.33	0.24	0.010	0.017	0.005

Tableau 3 : Composition chimique de la fonte de fin de fusion

A l'aide d'une poche de 10 tonnes , la fonte (tableau 3 est transvasée dans un four à induction pour procéder au maintien de la fonte liquide à une température déterminée et au réajustement de sa composition chimique .

Le four à induction a une capacité de 13 tonnes son revêtement est acide et sa puissance est de 3 MVA .

Pour réajuster la composition chimique de la fonte , nous avons ajouté du graphite à 75 % et des ferro silicium à 90 % , soit , 130 Kg de graphite et 60 Kg de ferro-silicium .

Un brassage magnétique pendant 40 minuts assure l'homogénéité des constituants chimiques de la fonte .

A la fin du brassage , la température du bain atteint une température stable de 1525 C , qui est la température de coulée effective .

C	Si	Mn	S	P	Mg	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Pb
3.68	1.85	0.24	0.014	0.021	0.06	0.061	0.025	0.007	0.035	0.005	0.021

Tableau 4 : Composition chimique de la fonte réajustée

La fonte réajustée (tableau 4) est transférée dans la poche de traitement de 2 tonnes .

Dans cette poche logent des ferro-alliages Fe , Si et Mg qui assurent l'innoculation de la fonte .

Cette étape ne doit pas dépasser 20 à 30 minutes avant la coulée de la fonte .

Mg	Si	Al	Ca	Mn	Fe
5-6	45-48	1	1	0.70	Complément

Tableau 5 : Composition chimique des ferro - alliages (Fe , Si , Mg)

La masse des ferro-alliages en Fe , Si et Mg utilisée est de 300 Kg pour 1.5 tonnes de métal liquide .

La fonte de base est transférée de la poche de traitement (2 T) vers la poche de coulée (500 Kg) .

Pour obtenir une fonte à 0.2 % de Cuivre et 1.5 de nickel , Nous avons ajouté des ferros-nickels à 98 % et des fils en cuivre à 95 % , soit 0.7 Kg de cuivre et 3.70 Kg des ferros-nickels pour 250 à 300 Kg de métal liquide .

Pour assurer une homogénéisation des constituants du bain liquide , le brassage du métal liquide a été effectué à l'aide d'une barre .

La température de la fonte liquide est de 1410 C .

La fonte obtenue (tableau 6) est coulée lentement dans les moules que nous avons réalisés .

C	Si	Mn	S	P	Mg	Ni	Cr	Cu	Al	Pb	CE
3.46	2.74	0.23	0.040	0.029	0.103	1.61	0.024	0.165	0.013	0.022	4.38

Tableau 6 : Composition chimique de la fonte destinée aux pignons (fonte brut de coulée) .

Après solidification du métal , les châssis passent sur une grille de décochage des pièces brutes , puis elles sont évacuées vers l'ébarbage à la meule .

3.5 Forgeage :

La capacité moyenne d'une matrice neuve est de 1500 pièces , son usage entraîne une détérioration de l'empreinte , due a l'usure du métal de l'empreinte .

La réparation des matrices usées (figure 6) consiste à effectuer un meulage à $\frac{2}{3}$ de la hauteur (H) de la matrice , puis on grave l'empreinte .

Après réparation , sa capacité est de 1500 pièces .

Après son usage , on effectue une deuxième réparation .

Après réparation , sa capacité est inférieure à 1500 pièces .

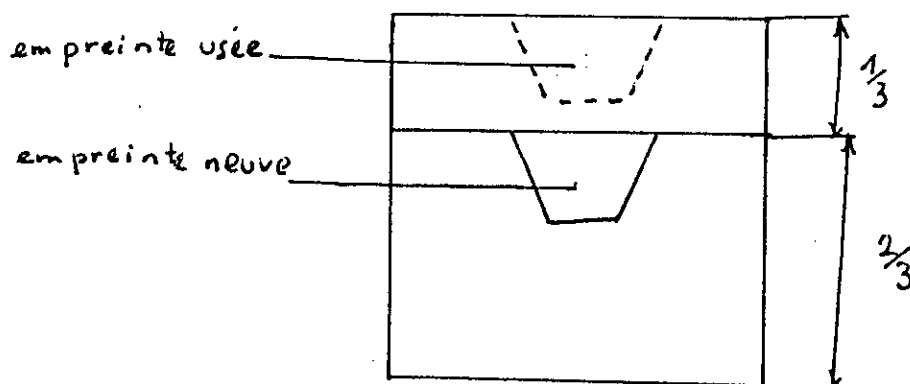


Figure 6 : schéma principal de réparation des matrices

Le chauffage des lopins s'effectue dans un four à gaz de caractéristiques suivantes :

Température maximale : 1250 C

Capacité horaire : 600 Kg

L'estampage est effectué sur un pilon à simple effet , à vapeur , de caractéristiques suivantes :

Pression de vapeur : 7 bars

Poids de la masse frappante : 1.350 tonnes

Les lopins réalisés en fonte grise à l'état brut de coulée ont subi le forgeage .

Les lopins destinés à la fabrication des planétaires , sont mis dans un four à 1100 C . Après stabilisation de la température , on effectue un maintien pendant 20 minutes , puis le forgeage .

Les lopins destinés à la fabrication des satellites , sont mis dans un four à 800 C , puis on effectue les mêmes opérations que sur les lopins précédents .

On élève la température du four à 900 C , et on met d'autre lopins qui n'ont pas subi le chauffage et le forgeage , le maintien est de 20 minutes , puis on effectue le forgeage .

3.6 Traitement thermique avant forgeage :

Les lopins en fonte grise à l'état brut de coulée ont subi un recuit d'homogénéisation et un recuit de ferritisation indirect car la fonte à l'état brut de coulée présente des ségrégations chimiques .

On ne peut parler de recuit de graphitisation car la fonte à l'état brut de coulée est de type ferrito - perlitique malgré que la température et le refroidissement sont identiques à celui du recuit d'homogénéisation .

Le premier traitement de recuit consiste à effectuer un chauffage sur des lopins de dimension (80 x 80 x 115) mm et (60 x 60 x 55 mm (figure 3) à la température de 900 C pendant 5 heures suivie d'un refroidissement dans le four .

Le deuxième recuit de ferritisation indirect consiste à effectuer un chauffage à la température de 700 C pendant 2 heures suivi d'un refroidissement dans le four (figure 7) .

Ces traitements thermiques ont été effectués dans un four à gaz industriel .

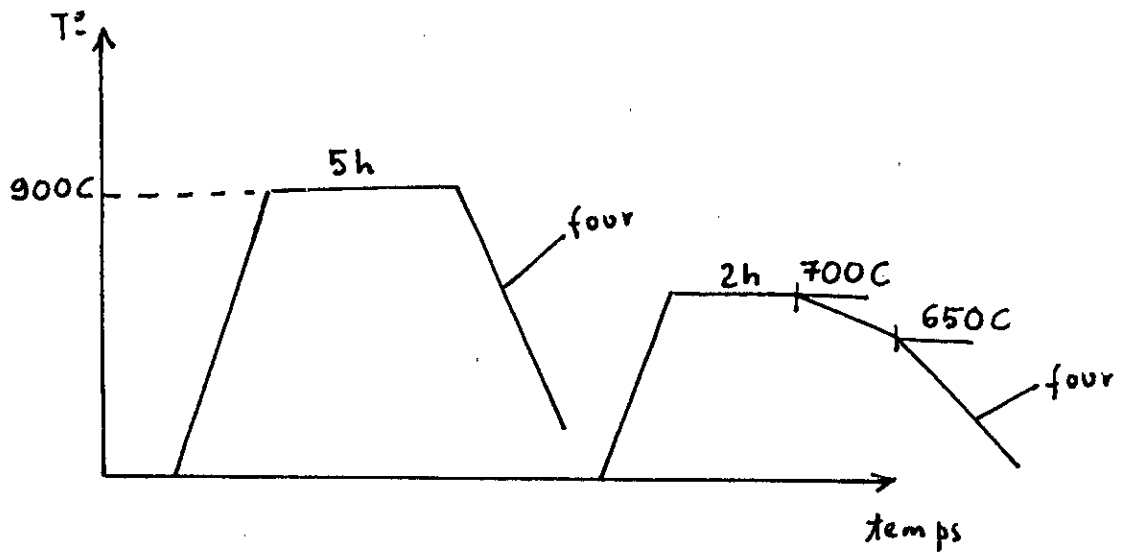


Figure 7 : Cycle du recuit d'homogénéisation et de ferritisation indirect

La fonte GS à l'état brut de coulée présente une matrice ferrito - perlitique (figure 12), et une dureté Brinell de 190 (tableau 8) .

L'absence de carbure libre dans la matrice après solidification est due à l'absence d'éléments carburigènes d'une part , d'autre par le nickel est un élément graphitisant de solidification .

Les proportions des constituants ferrite , graphite et perlite de la fonte GS a l'état brut de coulée sont représentées dans le tableau 7 .

Après recuit d'homogénéisation , la fonte au Ni - Cu présente une matrice ferrito - perlitique , et une dureté Brinell de 160 (tableau 8) .

Les proportions des constituants de la fonte au Ni - Cu après un recuit d'homogénéisation sont représentées dans le tableau 7 .

Evidemment nous constatons la croissance du taux de graphite (tableau 7) .

Après un recuit d'homogénéisation et un recuit de ferritisation indirect la fonte au Ni - Cu présente une matrice ferrito - perlitique (type globulaire) (figure 14) et une dureté Brinell de 150 (tableau 8) .

Les proportions des constituants de la fonte au Ni - Cu après un recuit d'homogénéisation et un recuit de ferritisation indirect sont représentées dans le tableau 7 .

Fonte Constituants	Brut de coulée	Recuit d'homogénéisation	Recuit de ferritisation indirect
% α	64	60	63
% P	19	20	15
% G	17	20	22

Tableau 7 : Proportions des constituants de la fonte au nickel - cuivre a l'état brut de coulée , recuit d'homogénéisation et ferritisation indirect .

Les lopins en fonte grise qui ont déjà subi un recuit d'homogénéisation et un recuit de ferritisation indirect (figure 7) subissent le forgeage .

Premier essai :

Les lopins sont mis dans un four à 950 C , après stabilisation de la température , on a effectué un maintien de 20 minutes , puis le forgeage .

On élève la température du four à 1050 et on remet les pièces qui ont déjà subi un cassage des angles et formation de la galette , le maintien a été de 30 minutes , puis un deuxième forgeage a lieu pour épouser la forme finale .

Deuxième essai :

Les lopins sont mis dans un four à 1000 C , après stabilisation de la température , on a effectué un maintien de 20 minutes , puis le forgeage .

On remet les lopins qui ont déjà subi un cassage des angles et formation de la galette dans le four , le maintien a été de 30 minutes , puis un deuxième forgeage a lieu pour épouser la forme finale .

La fonte au Ni - Cu qui a subi un recuit d'homogénéisation un recuit de ferritisation indirect , puis le forgeage présente une matrice perlitique (figure 16) et une dureté Brinell de 210 (tableau 8) .

Fonte	Brut de coulée	Recuit d'homogénéisation	Recuit de ferritisation indirect	Forgé
Dureté,	190	160	150	210

Tableau 8 : Dureté Brinell de la fonte au Ni - Cu à l'état brut de coulée , recuit d'homogénéisation , ferritisation indirect et forgé (charge : 3000 Kg , diamètre de la bille : 10 mm)

Pour obtenir une matrice ferritique , un deuxième recuit de ferritisation indirect a été effectué sur des lopins qui ont déjà subi un recuit d'homogénéisation et un recuit de ferritisation indirect (figure 7) .

Le traitement de recuit consiste à effectuer un chauffage à la température de 950 °C pendant 30 minutes suivie d'un refroidissement dans le four jusqu'à la température de 700 °C , puis un maintien de 3 heures , et enfin un refroidissement dans le four (figure 8) .

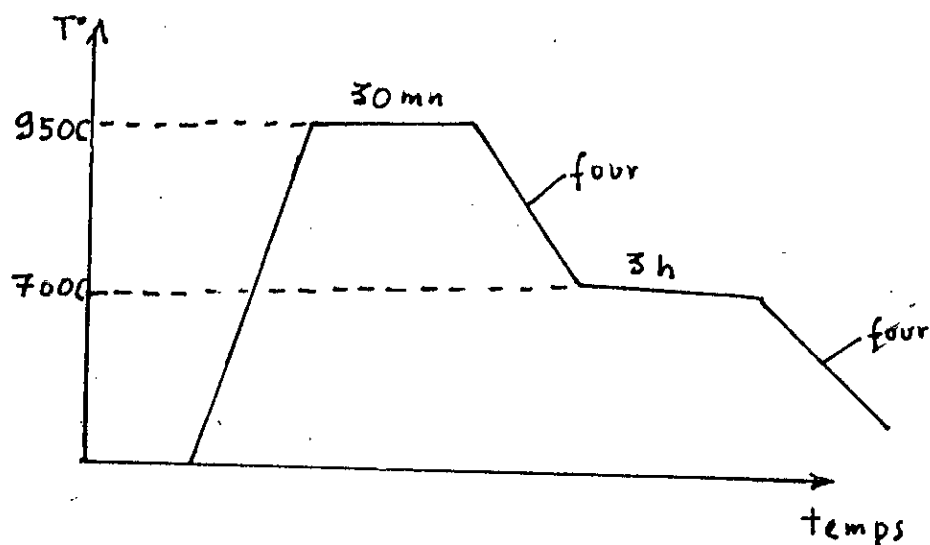


Figure 8 : Cycle du recuit de ferritisation indirect

La fonte au Ni - Cu obtenue , présente une matrice complètement ferritique (figure 18) et une dureté Brinell de 140 (tableau 8) .

La matrice ferritique est la plus recommandée pour effectuer le forgeage des lopins en fonte grise .

3.7 Traitement thermique avant usinage :

C'est un traitement de recristallisation et d'adoucissement pour faciliter l'usinage .

Le traitement thermique consiste à effectuer un chauffage à la température de 850 C pendant 1 heure suivie d'un refroidissement dans le four jusqu'à la température de 720 C , puis un maintien de 2 heures et enfin un refroidissement dans le four (figure 9) .

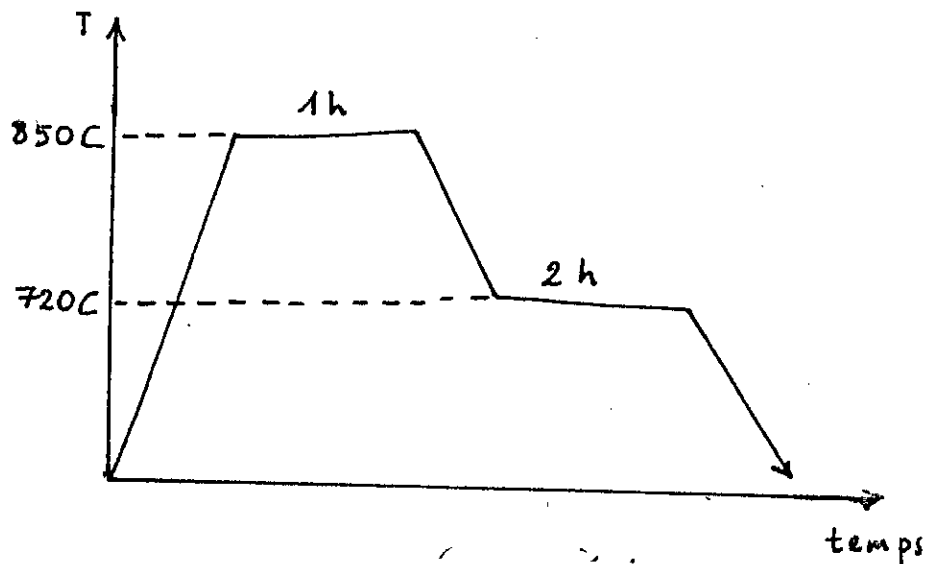


Figure 9 : Cycle du recuit de recristallisation et d'adoucissement avant usinage

3.8 Traitement thermique après usinage :

Le traitement thermique envisagé après usinage, consiste à effectuer une trempe et un revenu à basse température pour régler la dureté.

La trempe consiste à chauffer les pièces à la température A_1 maxi + 50 C pendant 1 heure suivie d'un refroidissement à l'huile.

Le revenu s'effectue à basse température, pour réduire les contraintes structurales martensitiques (figure 10).

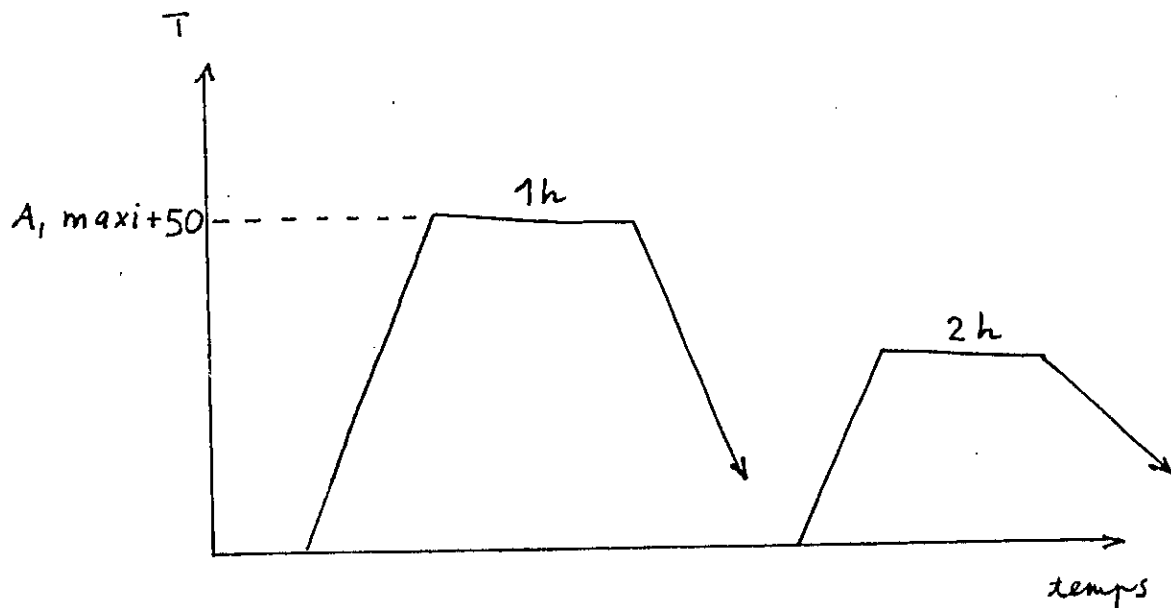


Figure 10 : Cycle de trempe et revenu après usinage

Dans le cas des fontes grises , la trempe à l'huile nous permet d'obtenir une structure martensitique en surface et une structure perlitique au cœur , alors que dans le cas des pignons fabriqués en acier , la ductilité au cœur est demandée ou la structure est ferrito - perlitique avec les aciers faiblement alliés (ex : 20 N C 6) .

Ainsi la structure la plus recommandée actuellement pour les pignons en fonte GS est la structure bainitique du type supérieure .

4. Interprétation des résultats :

La fonte GSC non alliée présente un taux de ferrite faible , par contre , la fonte alliée au Ni - Cu présente un taux de ferrite plus élevé , car les éléments d'addition (Ni , Cu , Si) contenus dans la fonte accélèrent la décomposition de γ en α + G .

En effectuant un recuit d'homogénéisation de cette fonte , nous remarquons une augmentation du taux de graphite , cette augmentation provient de la décomposition du constituant perlitique , mais le graphite se déchiquete , car la diffusion du carbone des nodules n'est pas uniforme .

Les plages perlitiques (figure 12) n'entourent pas les sphéroïdes de graphite uniformément .

En effectuant un deuxième recuit de ferritisation indirect , nous remarquons une augmentation du taux de ferrite et un développement de la perlite globulaire (figure 14) , cette augmentation provient de la transformation de la perlite lamellaire en perlite globulaire et la décomposition de celle ci en α + G . Cette graphitisation s'accompagne d'une diminution de la dureté .

Rappelons que les éléments graphitisant Cu , Ni et Si ont une action positive sur ces transformations .

En effectuant le forgeage nous remarquons une augmentation du taux de perlite , car le refroidissement depuis le domaine austénitique s'effectue à l'air .

La micrographie de la figure 15 présente la face transversale de la pièce forgée (figure 11) . Le graphite se déforme dans le sens de la déformation .

Les traitements thermiques et l'écrasage des nodules ne font que détériorer la morphologie sphéroïdale du graphite . La forme de ce graphite réduit la résistance à la fatigue de ces fontes et devient une source d'amorçage des fissures lors de toute contrainte .

Rappelons que l'écrasage des lopins s'est effectué par différentes opérations qui sont :

- cassage des angles ,
- formation de la galette ,

Après un réchauffage, on a effectué un deuxième forgeage qui consiste à épouser la forme finale qui nous présente des défauts de la morphologie du graphite (figures 15 - 16) .

La déformation si importante ne peut être conseillée surtout après l'obtention des fissures superficielles (figure 17) .

Cette macrographie présente un fibrage de forgeage illustrant l'orientation de la phase graphite , du constituant perlitique , et de tous les grains dont leur joints sont caractérisés par la présence d'impuretés lors du grossissement du grain pendant le recuit d'homogénéisation et le chauffage avant forgeage .

Les histogrammes présentés aux figures 19 , 20 , 21 , nous montrent une distribution meilleure des nodules de graphite à l'état brut de coulée , par contre la graphitisation est bien mise en évidence après les deux recuits (tableau 7) .

Vu que la forme du graphite est déchiqueté , les histogrammes des figures 20 , 21 ne traduisent nullement pas l'effet d'une graphitisation , car le graphite a la forme vermiculaire .

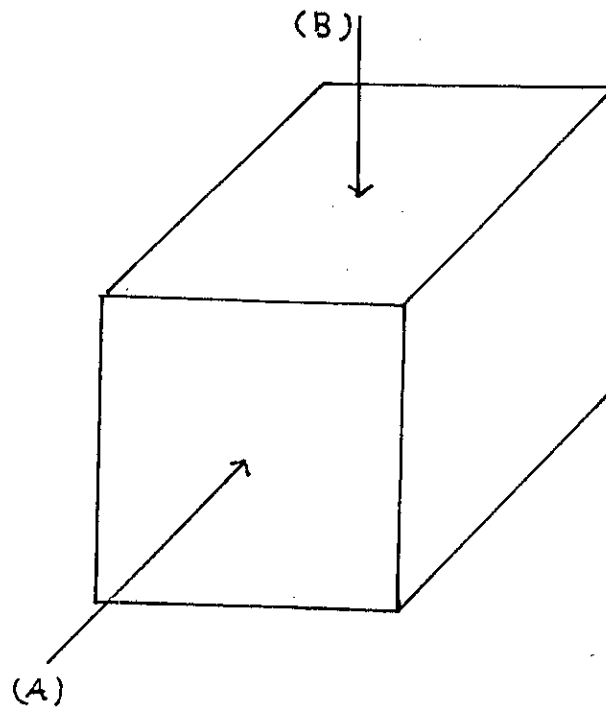


Figure 11 : Schéma représentant la face transversale (A)
et la face longitudinale (B) de la pièce forgée

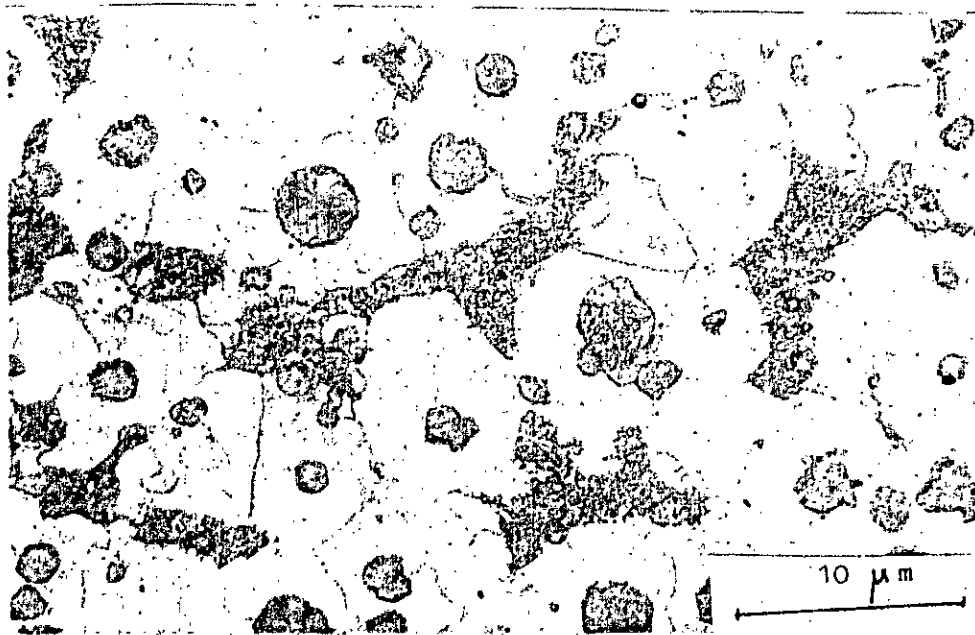


Figure 12 : Micrographie de la fonte GS à l'état brut de coulée

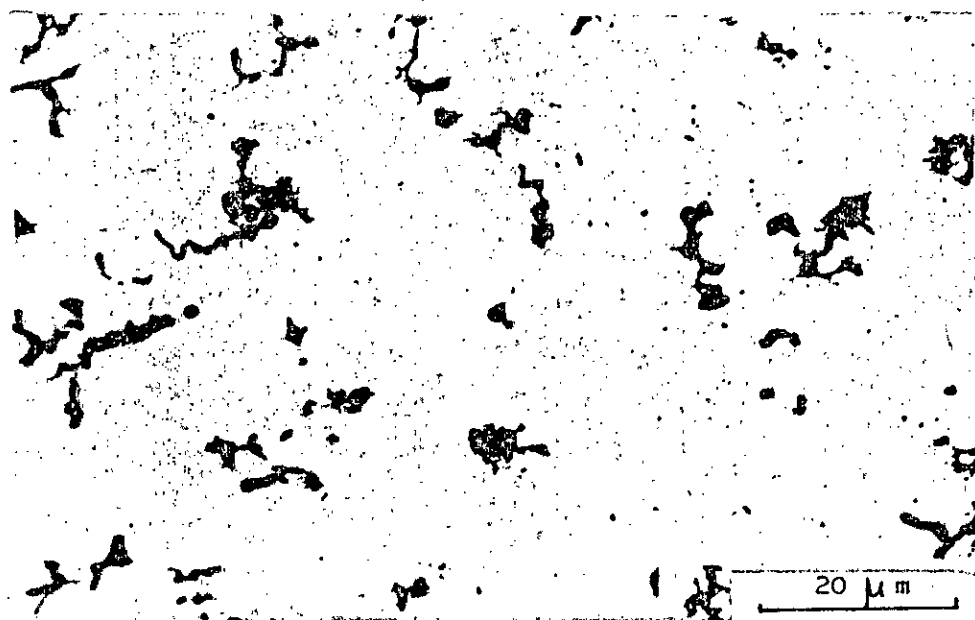


Figure 13 : Micrographie de la fonte au Ni - Cu à l'état recuit d'homogénéisation

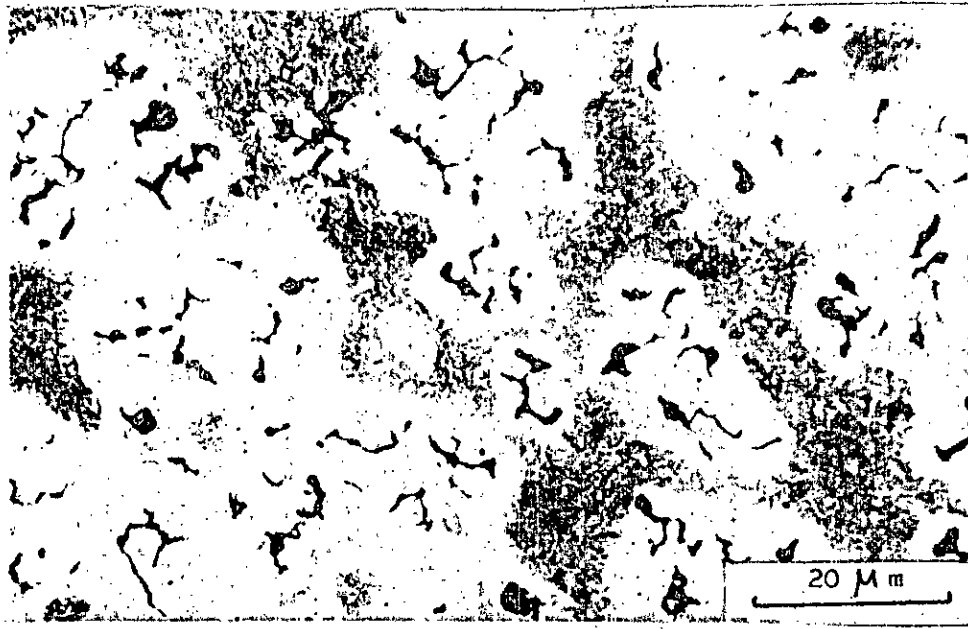
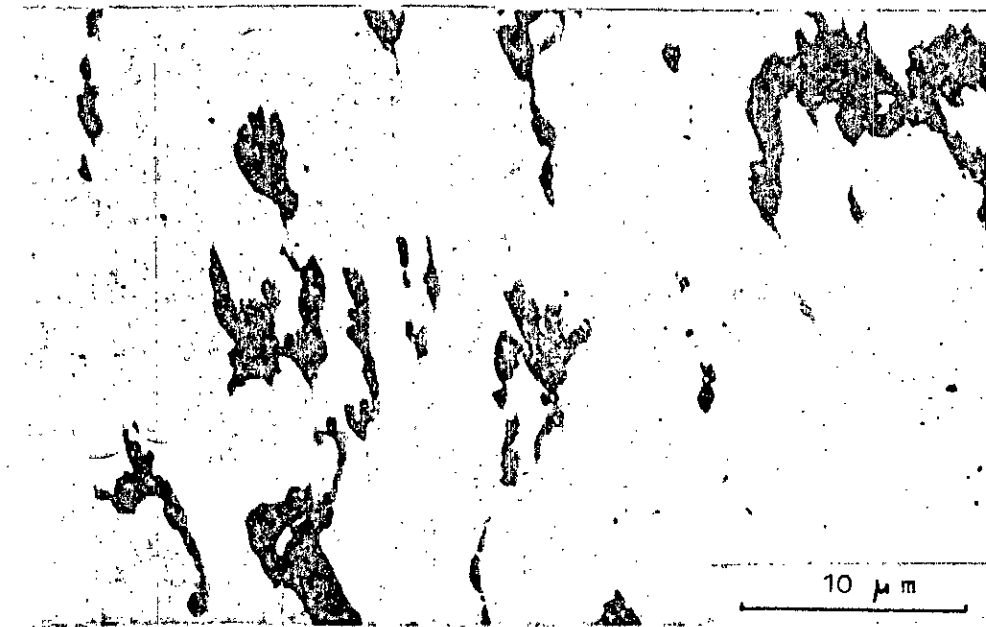


Figure 14 : Micrographie de la fonte au Ni - Cu à l'état recuit d'homogénéisation et ferritisation indirect



a)



b)

Figures 15 - a - b : Micrographie de la fonte au Ni - Cu à l'état recuit d'homogénéisation, ferritisation indirect et forgé (face trasversale)



Figure 18 : micrographie de la fonte au Ni - Cu a l'état recuit d'homogénéisation , ferritisation indirect et forgé (face longitudinale)

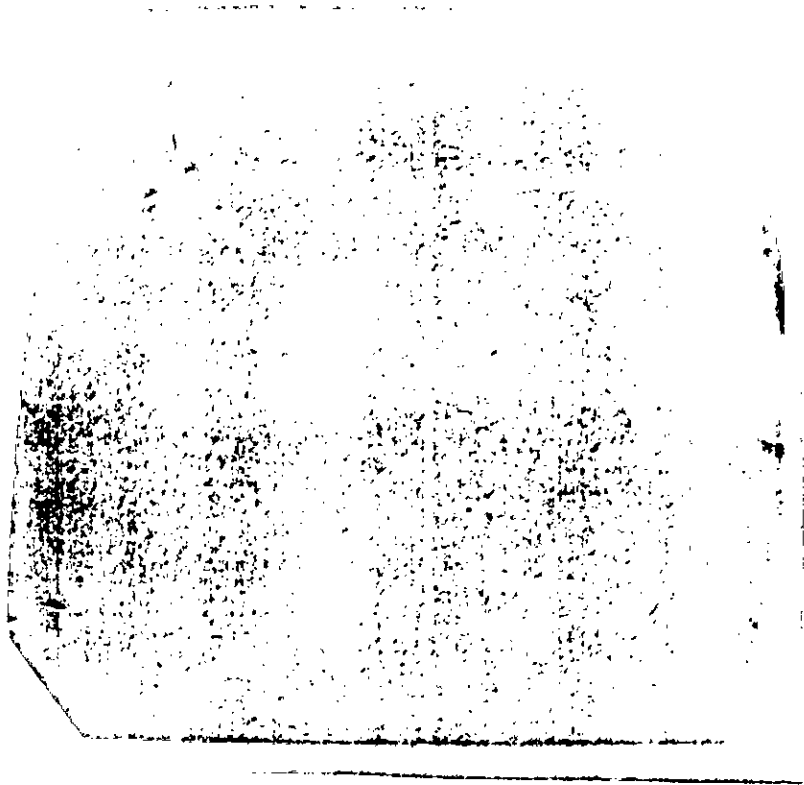


Figure 17 : Macrographie d'un pignon en fonte grise à l'état brut de forge (attaque a l'acide sulfurique a 20 %)

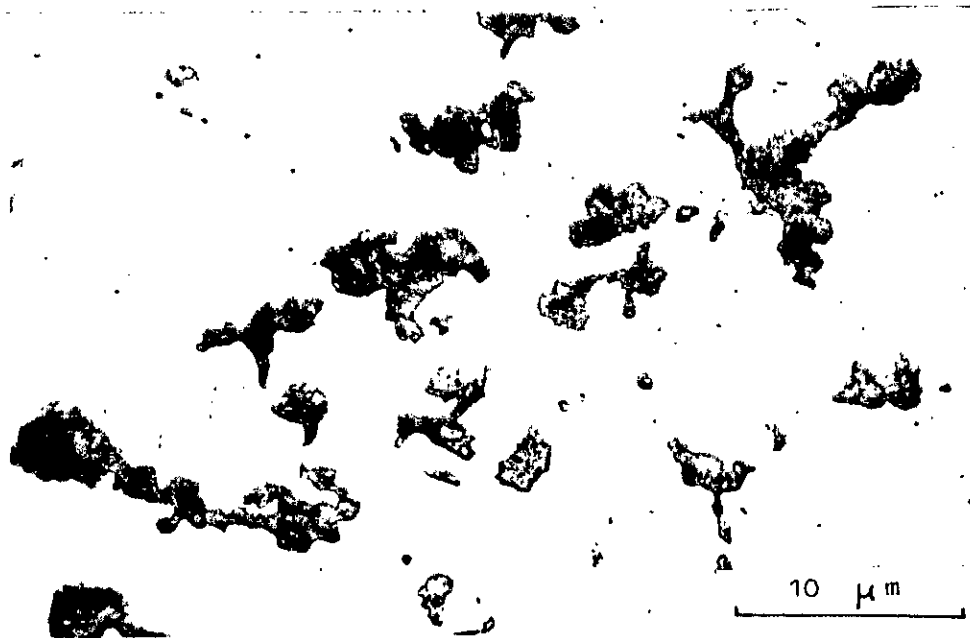
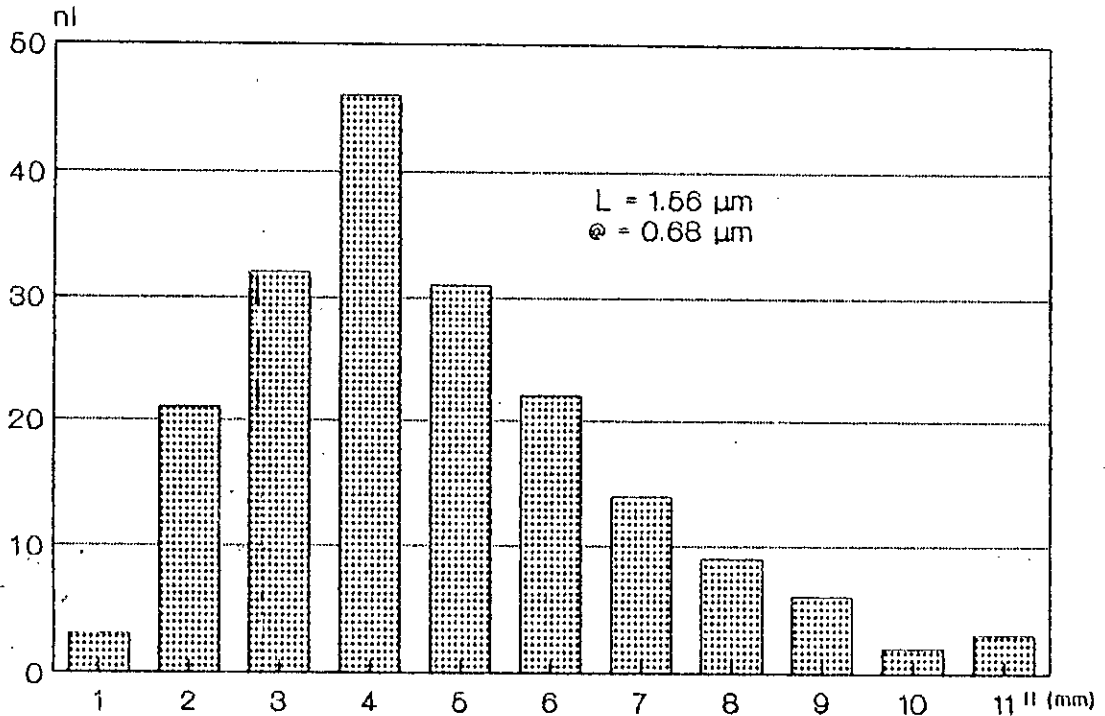
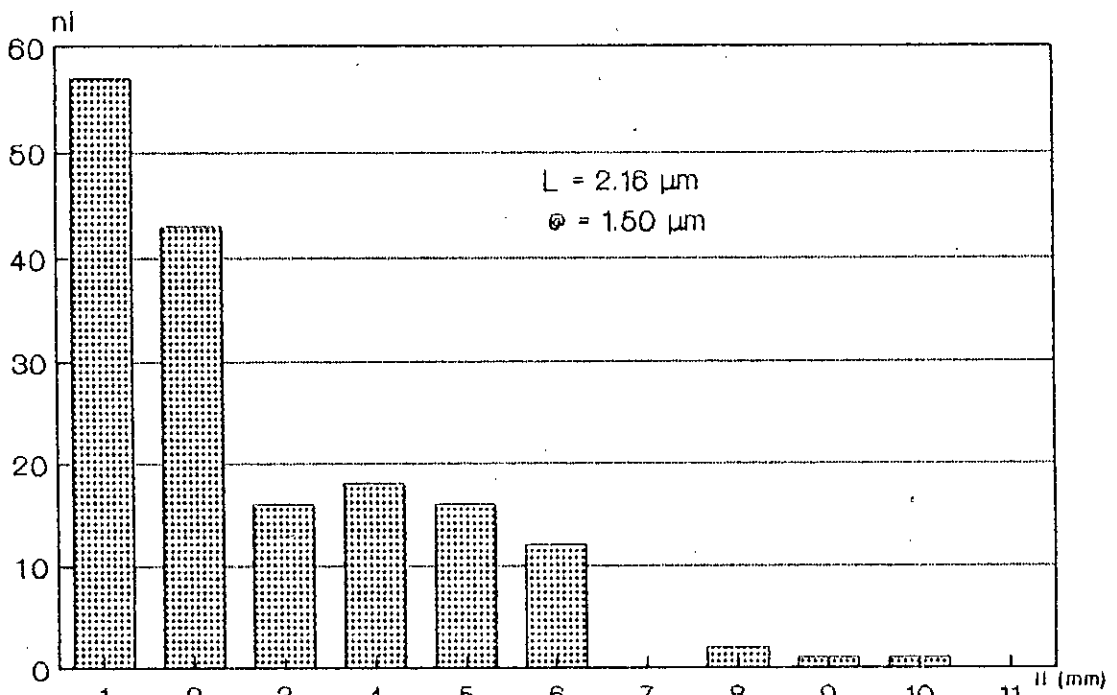


Figure 18 : Micrographie de la fonte au Ni - Cu à l'état recuit d'homogénéisation et ferritisation indirect



Figur89: Histogramme exprimant la variation des classes de la taille des nodules de graphites "II" en fonction des fréquences ni (nombre de nodules) à l'état brute de coulée .

10 μm



Figur20 Histogramme exprimant la variation des classes de la taille des nodules de graphites "II" en fonction des fréquences ni (nombre de nodules) à l'état recuit d'homogénéisation

20 μm

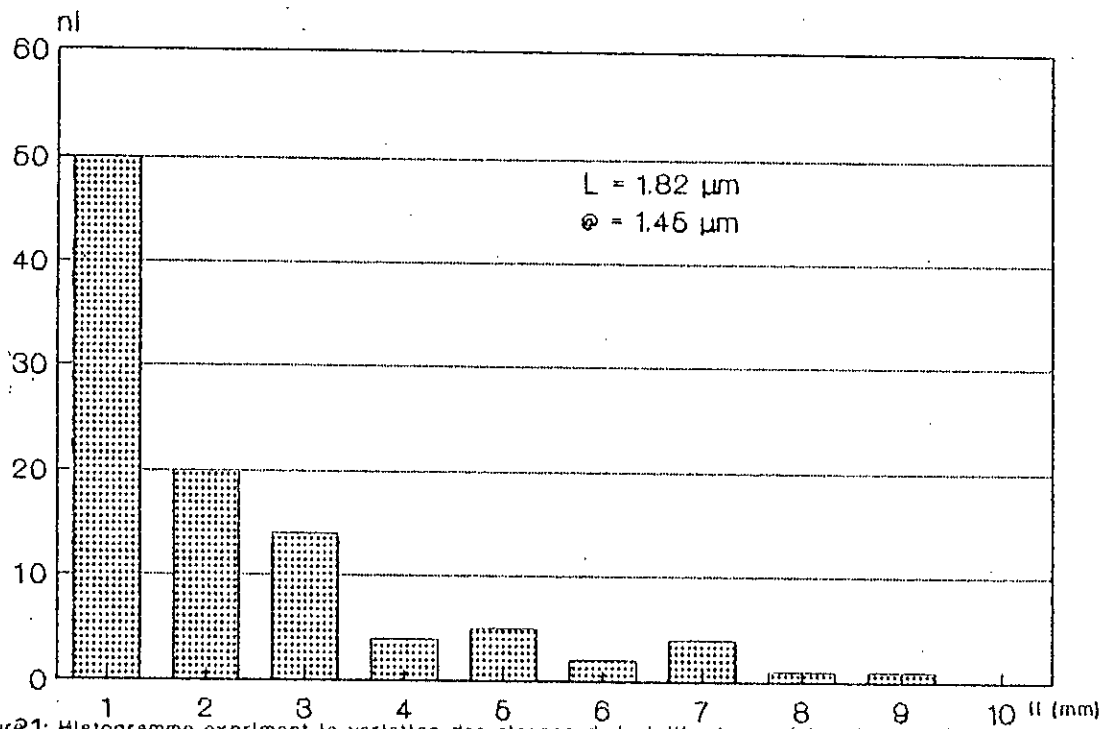


Figure 21: Histogramme exprimant la variation des classes de la taille des nodules de graphites "ii" en fonction des fréquences ni à l'état recuit d'homogénéisation et de ferritisation indirecte. 20 μm

5. Conclusion :

La fonte GSC non alliée présente une dureté plus élevée , par contre la fonte au Ni - Cu présente une dureté plus faible .
(190 HB) .

Après un recuit d'homogénéisation de la fonte au Ni - Cu , nous remarquons un adoucissement de 30 unités (160 HB) .

Après un recuit de ferritisation indirect de la fonte au Ni - Cu , nous remarquons un adoucissement de 10 unités (150 HB) .
Nous avons constaté que le recuit d'homogénéisation favorise la graphitisation , mais transforme les sphéroïdes en graphite déchiquetés ou vermiculaire qui favorise l'amorçage des fissures lors de l'augmentation des contraintes mécaniques .

L'ensemble des opérations de forgeage nous a détruit le graphite sphéroïdal qui est un inconvénient dans l'utilisation des pièces fabriquées avec cette gamme .

Cependant , il y a lieu d'envisager la réduction des opérations de forgeage par un moulage de la forme rapprochée de la pièce finie de forgeage . Cela nous permettrait d'éliminer le recuit d'homogénéisation qui sera remplacé par le chauffage avant forgeage et la frappe finale de forgeage .

Une seule opération de forgeage éviterait des températures de forgeage élevées .

Bibliographie

- (1) - J . BARRALIS , G . MAEDER
Precis de metallurgie : élaboration , structures ,
propriertes et normalisation (5 edition) .
- (2) - I . LAKHTINE
Metallographie et traitements thermiques des metaux .
(4 édition)
- (3) - Techniques de l'ingénieur
Traitements thermiques M 1145 .
- (4) - MICHEL GEIER
Métallurgie de fonderie tome 2 : aciers moulés ,
fontes grises , fontes malleables , fontes GS .
- (5) - Document fonderie (UFR) .