

المدرسة الوطنية للعلوم الهندسية

وزارة التعليم والبحث العلمي المكتبة

MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

ÉCOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

BIBLIOTHÈQUE

NEA

ÉCOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT: Mines et Metallurgie

PROJET DE FIN D'ÉTUDES

S U J E T

ÉTUDE TECHNICO-ÉCONOMIQUE
DES PIÈCES FORGÉES A
LA SNV-CVI DE ROUBA

Proposé par :
SNV-CVI

Étudié par :
Ahmed
Hachemane

Dirigé par :
Salhi

PROMOTION : Juin 85



A mon PÈRE

A ma MÈRE

A Mes FRÈRES

A Mes SOEURS

A Tous les amis

A Tous ceux qui me sont chers

JE DEDIE CE TRAVAIL

REMERCIEMENTS

Je ne saurais présenter ce travail sans exprimer mes remerciements à toutes les personnes qui y ont contribué

Mes remerciements vont particulièrement à Messieurs :

- SALHI, mon promoteur et professeur
- SAADA, chef du département mines et métallurgie
- AMRAOUI responsable du laboratoire de métallurgie au CVI de Rouiba qui m'a accueilli dans son laboratoire
- AKROUR responsable du service formation au CVI qui a mis à ma disposition tout dont j'ai besoin.

Je voudrais témoigner ma sincère et profonde reconnaissance à tous les professeurs du département mines et métallurgie pour les conseils précieux dont ils nous ont fait profiter.

Mes remerciements vont également à Messieurs KOUADRIA, BOUDERBALLAH, SAADOUNI, SAIDI et HOUCINE du laboratoire de métallurgie du CVI

TABLE DES MATIERES

Introduction	1
Chapitre I. Parcours bibliographiques	3
I - A - étude théorique de la déformation plastique	4
- A-1 - état plastique des corps	4
- A-2 - étude géométrique de la déformation plastique	4
- A-3 - étude des propriétés mécaniques	5
- B - transformations dans l'état solide de l'austénite	8
- B-1 - germination	8
- B-2 - croissance	9
- B-3 - influence de la vitesse de refroidissement	9
- B-4 - Transformation perlitique	10
- B-5 - transformation martensitique	12
- B-6 - transformation bainitique	14
- C - influence des éléments d'alliages	16
Chapitre II - Suivi de fabrication	20
II-A - forgeage	21
- B - traitements thermiques après forgeage	21
- B-1 - recuit isotherme	22
- B-2 - recuit de normalisation	22
- C - usinage	24
- C-1 - tournage	25
- C-2 - taillage	26
- C-3 - Peçage	27
- C-4 - calcul de la puissance absorbée	28
- D - traitement thermique final	33
- D-1 - cémentation des aciers	33
- D-1-1 - cémentation gazeuse	34
- D-1-2 - contrôle de la cémentation	35
- D-2 - Austénitisation et trempe	36
- D-3 - revenu	37
Chapitre III contrôles et résultat expérimentaux	38
III - A - techniques expérimentales	39

- A-1) Macro dureté	39
- A-2) micrographie	40
- A-3) micro dureté	41
- B- contrôles	41
- B-1- contrôles à la forge	42
- B-2- contrôles après usinage	42
- B-3) contrôles après traitement thermique final	44
- C- résultats expérimentaux et interprétations.	45
- C-1- résultats des essais de dureté et interprétations	45
- C-2 résultats des essais de micro duretés et interprétations.	47
Microstructures de l'acier 20NC6	51
Microstructures de l'acier 18CD4	52
Conclusion	59

TABLE DES TABLEAUX.

- Tableau 1 : valeur de la puissance absorbée lors de l'usinage
pour les deux types de pièces - - - - - 32
- Tableau 2 : résultats des essais de duretés pour les pièces
forgées seulement et les pièces forgées et recuites des
deux nuances - - - - - 45
- Tableau 3 : résultats des essais de duretés pour les pièces
cémentées - - - - - 46
- Tableau 4 : résultats de mesures des microduretés des
phases ferritiques et perlitiques des 3 faces "a" "b" et "c"
des pièces de nuance 18CD4 - - - - - 47
- Tableau 5 : Résultats des mesures des microduretés des phases
ferritiques et perlitiques des 3 faces "a" "b" et "c"
des pièces de nuance 20NC6 - - - - - 48

TABLE DES FIGURES

N° de figure :	Page
Fig 1 : Schéma du glissement théorique à l'échelle atomique	6
Fig 2 : déformation plastique par maillage	6
Fig 3 : influence de la vitesse de refroidissement sur les points de transformations	11
Fig 4 : courbe enthalpie libre - composition	11
Fig 5 : Représentation schématisée du mécanisme de la formation de la perlite	13
Fig 6 : Maille de la martensite	13
Fig 7 : variations des paramètres de la maille de martensite en fonction de la teneur en carbone	13
Fig 8a : variation des températures de début M_s et de fin M_f de transformation martensitique en fonction de la teneur en carbone de l'austénite initiale	15
Fig 8b) : représentation schématisée de la formation de la bainite	15
Fig 9 : Diagramme de GUILLET	17
Fig 10 : Domaine d'existence de l'austénite pour divers teneurs en Chrome [%C et température]	17
Fig 11 : recuit isotherme	23
Fig 12 : recuit de normalisation	23
Fig 13 : courbes de pénétration de temps en profondeur de la couche cémentée pour l'acier 20VC6	49
Fig 14 : courbes de pénétration de temps en profondeur de la couche cémentée pour l'acier 18CD4	50

INTRODUCTION

Le forgeage est la technique de transformation des métaux, la plus ancienne. Elle reste d'ailleurs longtemps la seule utilisée pour la fabrication des armes. L'estampage, remonte, lui aussi à une époque extrêmement lointaine. La première industrie à utiliser l'estampage pour la fabrication des monnaies au XVI^e siècle. Cette méthode de formage fut discutée à l'époque et il fallut la naissance et le développement des chemins de fer pour donner à l'estampage tout son essor. Plus tard, ce fut l'industrie automobile, qui avec la production de séries de plus en plus importantes, de pièces identiques, acheva de conférer à cette industrie un caractère particulier. Généralement les pièces fabriquées en forge subissent des recuits. Ces derniers ont été établis pour tenir à un niveau élevé de performance et garantir une grande fiabilité du produit. Les cycles de transformation et de traitements concernés entraînent un engagement énergétique important. La conjoncture actuelle a amenée la SNVI-CVI à reexaminer les possibilités de bilan énergétique plus judicieux. Le but visé dans ce travail consiste, tout en maintenant les caractéristiques d'emploi des pièces, à réduire pour chaque opération de fabrication, la consommation énergétique.

La voie que nous proposons est celle qui concerne à étudier les possibilités de supprimer pour certaines pièces, le traitement thermique préalable.

Les pièces brutes forgées se refroidissent à l'air libre jusqu'à l'ambiante avant d'être reprises par un traitement thermique ultérieur qui assure une régénération de l'acier par affinage du grain.

Ce qui importe, dans cette étude sur les traitements thermiques

après forgeage, ce n'est pas la description des méthodes de forgeage mais bien plutôt, l'utilité de ces traitements. Pour cela on choisit deux nuances différentes : 20VC6 et 18CD4 et on étudie un type de pièces de masse moyenne et de forme non compliquée

Le choix de ces deux nuances a été fait de manière à avoir des pièces qui subissent une cémentation et: est ce que le temps de séjour des pièces dans les fours de cémentation ne remplace pas le recuit? et est ce que nos pièces auront les mêmes caractéristiques mécaniques? c'est le but visé dans ce travail.

on a procédé à faire le prélèvement comme suit:

- a) des ^{pièces} forgées que l'on suit de près à l'usinage et voir si les efforts d'usages changent ou non, puis leur faire subir le traitement thermique final.
- b) des pièces forgées ayant subi le traitement thermique préalable
- c) des pièces forgées seulement.
- d) des pièces qui ont subi toute la gamme de fabrication.

on effectue des contrôles de caractéristiques mécaniques et de structures. Ainsi qu'un contrôle visuel et on compare les résultats obtenus pour les pièces a), b), c) et d).

A noter que pour chaque cas (a, b, c et d) on prend 4 pièces.

CHAPITRE I

Parcours bibliographiques.

I- A) Etude théorique de la déformation plastique. -4-

I- A-1) Etat plastique des corps.

Une des propriétés essentielles des matériaux métalliques est leur aptitude à se déformer. La connaissance des propriétés plastiques est d'un grand intérêt, puisqu'elle est nécessaire aussi bien pour une utilisation correcte du matériau que pour la mise en forme des pièces par forgeage, laminage, matriçage etc. Ces opérations permettent d'obtenir économiquement des produits de dimensions très régulières, possédant des caractéristiques mécaniques élevées et généralement exempts de défauts internes, ce qui les destine tout naturellement à l'exécution des pièces de sécurité. Si nous faisons agir, sur un corps solide des forces extérieures dont nous augmentons peu à peu la valeur, le corps va d'abord se déformer élastiquement, si dans les conditions de l'essai, la matière expérimentée est fragile, le corps se rompt sous déformation permanente notable dès que la valeur des forces exercées dépasse une certaine limite. Si au contraire la matière est plastique, apparaissent, pour une augmentation suffisamment grande des efforts exercés, des déformations permanentes. On dit que la matière "coule" c'est le domaine plastique.

I- A-2) Etude géométrique de la déformation plastique.

Les mécanismes fondamentaux qui interviennent dans la déformation plastique sont :

- le glissement
- le maclage

I- A-2-1) Déformation par glissement. (voir Fig 1)

Le glissement est le mode le plus fréquent de déformation, il correspond à une translation d'une partie du cristal par rapport à une autre, sous l'effet de contraintes tangentielles

En fait cette translation ne s'effectue pas en bloc c'est à dire que deux parties considérées du cristal ne doivent pas être envisagées comme deux entités rigides. Au contraire ce processus de glissement débute sur le plan de glissement et se propage progressivement sur la totalité de ce plan. L'effort nécessaire au glissement par bloc est beaucoup plus grand que dans le cas réel. On explique cet écart par le fait que le glissement se produit grâce aux déplacements des dislocations au sein du cristal.

I - A - 2 - 2) Déformation par maclage. (voir Fig. 2)

Alors que la déformation par glissement est caractérisée par un déplacement des atomes par translation dans la déformation par maclage, les atomes du cristal se déplacent de telle manière que le réseau transformé et le réseau maclé deviennent symétriques par rapport à un plan dit "plan de macle". Dans ce mode de déformation, chaque atome située à une distance donnée du plan est l'objet d'une translation constante parallèle au plan de macle et la direction du maillage. La déformation des macles est parfois accompagnée d'un bruit et leur développement est très rapide.

I - A - 3) Etude des propriétés mécaniques.

Dans les principaux procédés de déformation plastique des métaux, les possibilités de déformations qui sont mises en jeu découlent de l'application des variations des caractéristiques mécaniques. En même temps qu'elles amènent les produits à leur forme d'emploi, ou à une forme approchée, ces opérations de déformation changent la structure du métal et en résulte des modifications, plus ou moins importantes des propriétés du métal, selon que les déformations ont été à froid ou à chaud.

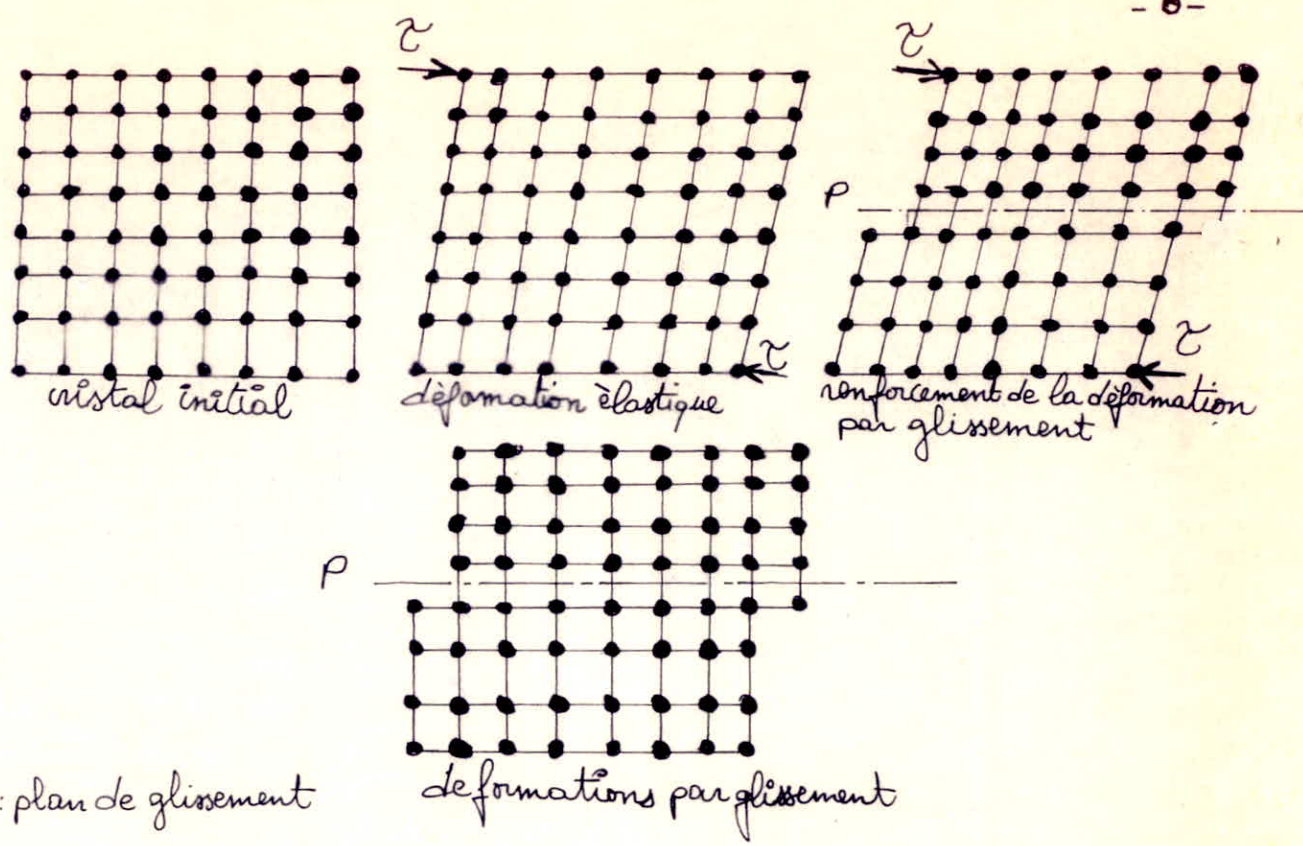


Fig 1: Schéma du glissement théorique à l'échelle atomique

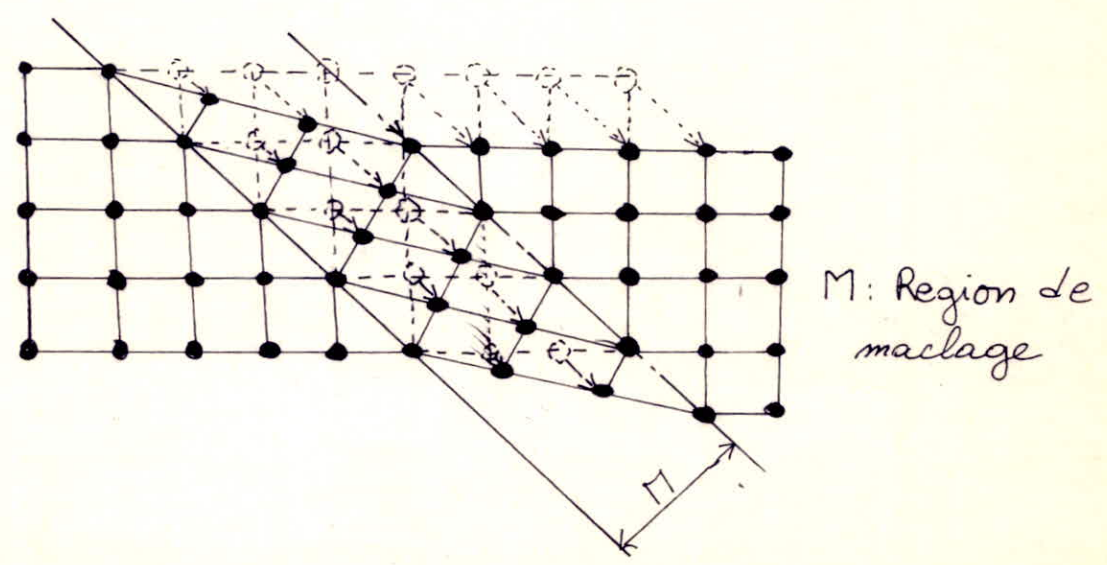


Fig 2: Déformation plastique par maillage.

I - A - 3 - 1) Déformation plastique à froid.

Lorsqu'on soumet un métal à une déformation plastique à froid, il en résulte un écrouissage qui se traduit par une élévation de la limite élastique, de la dureté et un abaissement de la malleabilité. Donc une modification des caractéristiques mécaniques. A noter que l'état écroui est parfois recherché pour améliorer la résistance à la rupture, l'élasticité ou la dureté. Ce qui précède montre que la déformation à froid est limitée par les effets même de cette déformation. Le métal devient dur et cassant car ses cristaux sont déformés. Il perd sa malleabilité et il faut la lui restituer en le chauffant si on veut poursuivre la déformation. L'élévation de la température produit une recristallisation et le retour à l'état malleable. La recristallisation supprime pratiquement l'écrouissage et le métal retrouve presque toutes ses propriétés initiales, de même, elle réduit brusquement la charge de rupture et surtout la limite élastique, alors que la plasticité s'améliore.

I - A - 3 - 2) Déformation plastique à chaud.

A chaud la déformation plastique conduit au phénomène de corroyage, pour lequel on définit un taux ou indice de corroyage ($S_{initial} / S_{final}$). Dans le corroyage on effectue le travail de déformation à une température telle que la recristallisation se produit en même temps que la déformation. Dans ces deux cas de déformation (à chaud ou à froid) le procédé reste le même mais à chaud le travail nécessaire pour le provoquer est plus faible car la capacité de déformation augmente. Les divers facteurs qui influent sur l'aptitude aux déformations plastiques sont :

- a) la composition chimique, en veillant à l'absence d'impuretés dans le métal car ces dernières gênent la déformation et accentuent les zones de fragilités et l'aptitude à l'oxydation à chaud

b) la température est un facteur important car elle est responsable à la fois de la modification des structures et de l'évolution des caractéristiques mécaniques.

c) le mode de déformation (forgeage, laminage, ...)

d) les caractéristiques du contact entre pièce - outillage (état de surface, lubrification, ...)

e) les caractéristiques propres de la pièce à former (mat, forme, dimensions, homogénéité de sa structure ...)

I-B) Transformation dans l'état solide de l'austénite.

Les paramètres essentiels déterminant la nature de la transformation sont la température et la vitesse de refroidissement

- aux températures élevées, la transformation se fait par diffusion
- aux températures moyennes, la transformation est bainitique
- aux températures basses, la transformation est martensitique

I-B)-1) Germination et croissance.

Les transformations, par germination et croissance sont des transformations par diffusion dans lesquelles on distingue deux étapes la germination et la croissance.

I-B-1-1 germination.

Pour expliquer le mécanisme de la germination, on a supposé que des atomes contenus dans un certain volume sont l'objet de fluctuations coopératives qui conduisent à la formation du réseau qui définit la nouvelle phase. La phase mère a une composition chimique et une structure cristalline identique en tous ses points. La naissance des germes de la nouvelle phase implique la création d'interfaces dont l'énergie est très importante par rapport à l'énergie d'activation, les germes ne sont stables que lorsqu'ils ont atteint un volume critique suffisant pour que la diminution de l'énergie associée compense l'énergie d'interface. De

nombreux travaux montrent que la germination est hétérogène, c'est à dire qu'elle se produit de préférence là où se trouve des imperfections telles que : les joints inter cristallins, les dislocations isolées ou les défauts d'empilement. En effet, le niveau d'énergie des atomes dans ces régions est plus élevée, et l'énergie à mettre en jeu pour provoquer l'apparition d'une nouvelle phase est moindre, et se traduit par la diminution de la taille critique des germes.

I - B - 1 - 2) Croissance :

La croissance des germes stables se fait par transfert d'atomes de haute énergie du réseau de la phase mère vers la nouvelle phase. Par exemple dans le cas des aciers et à l'exclusion des transformations sans diffusion comme la transformation martensitique, la transformation correspondant au passage du point A_{r3} se fait par germination et croissance de la ferrite dans le réseau mère de l'austénite " γ ". La cinétique des transformations de phase dépend de la vitesse de diffusion des divers éléments dans l'alliage. La température intervient par son influence marquée sur les coefficients de diffusion, et agit sur la distance que les atomes peuvent traverser.

I - B - 3 influence de la vitesse de refroidissement.

Dans les aciers hypoeutectoïdes, les points A_{r3} et A_{r1} , correspondant respectivement à la transformation $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$ et à la transformation perlitique, sont d'autant plus abaissés que le refroidissement est rapide.

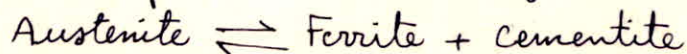
WIESTER a montré (figure 3) qu'au delà de la vitesse critique inférieure, les points A_{r3} et A_{r1} se rencontrent en un seul point de transformation $A_{r'}$, en même temps apparaît un palier $A_{r''}$ correspondant à la transformation martensitique. Dans ce cas, la transformation se fait en deux étapes, la formation

de la ferrite étant supprimée, une partie de l'austénite donne de la perlite ultra-fine, et le reste se transforme en martensite. A la vitesse critique supérieure la transformation est uniquement du type martensitique.

Morphologiquement, la ferrite obtenus dépend elle aussi de la vitesse de refroidissement. Aux faibles vitesses, la ferrite se forme aux joints des grains de l'austénite. Ces grains isotropes tendent vers la forme de polygones réguliers. Quand la vitesse de refroidissement est augmentée, les cristaux deviennent irréguliers et présentent des angles de plus en plus vifs. A la limite, la forme des cristaux de ferrite devient aiguillée, on parle alors de "ferrite aciculaire". Pour la transformation perlitique, une vitesse de refroidissement accrue ayant pour conséquence un abaissement du point A_1 , correspond à un déplacement du point eutectoïde vers les basses teneurs en carbone. Ce phénomène affecte la transformation austénite \rightarrow perlite en provoquant une germination abondante. Les nombreux germes se développent dans toutes les directions augmentant ainsi la surface de contact austénite - perlite. La structure obtenue est très fine et à la limite ne peut être résolue au microscope optique au quel cas on l'appelle "troostite".

I-B-4) Transformation perlitique :

Dans les aciers, la transformation eutectoïde est une transformation au cours de laquelle la phase homogène δ donne naissance à un mélange de deux phases de composition chimique différentes. La réaction d'équilibre qui intervient à 723°C lorsque l'austénite atteint la composition eutectoïde (0,8% de carbone) s'écrit



à cette température, les trois phases se trouvent en équilibre et par conséquent, la force motrice de la transformation est nulle.

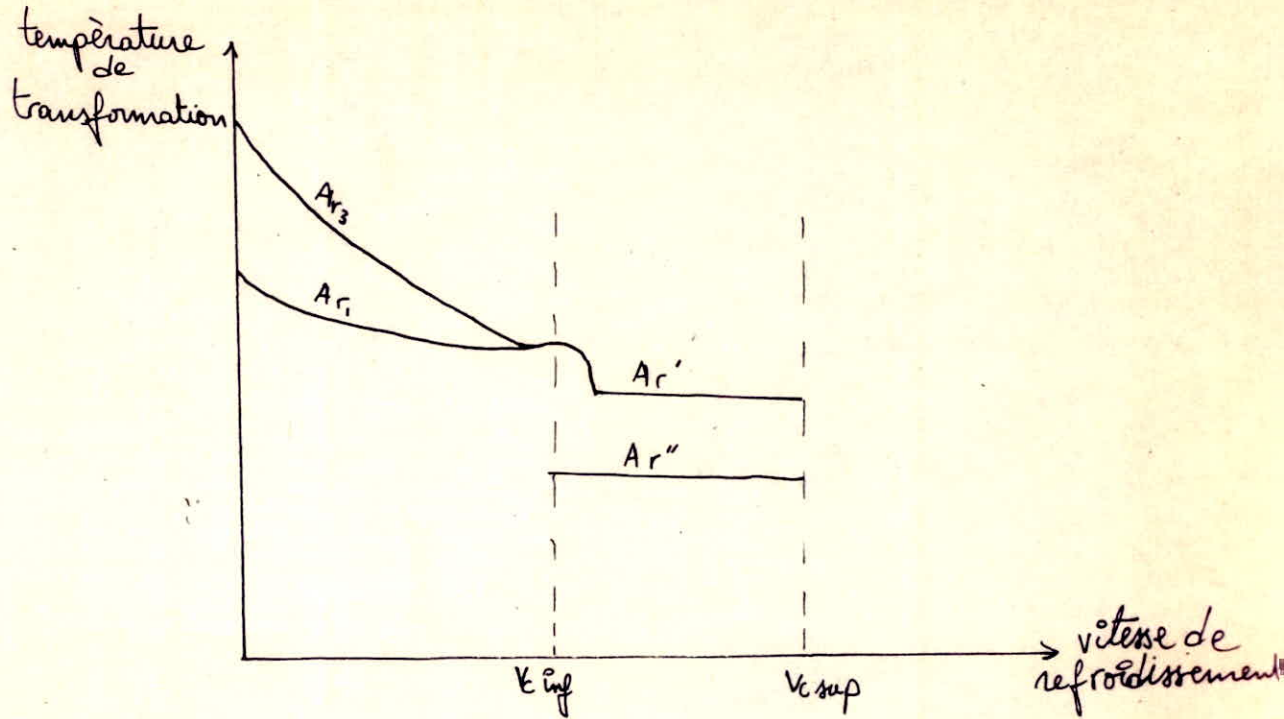


Fig 3: influence de la vitesse de refroidissement sur les points de transformations.

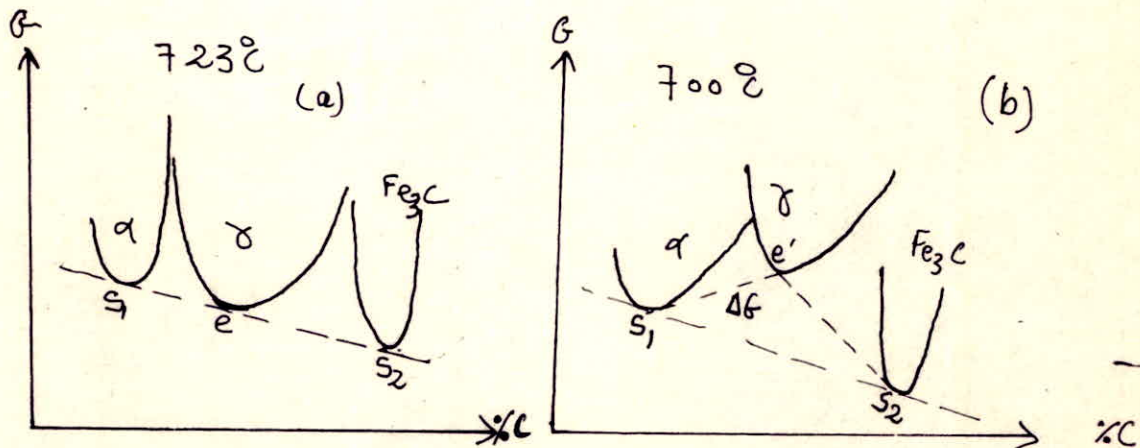


Figure 4 : courbe enthalpie libre - composition

a : $\Delta G = 0$

b : $\Delta G = \text{cste}$

A une température plus basse la variation d'enthalpie libre de la réaction ci dessus rend la transformation possible. on montre que la vitesse reste constante pendant toute la transformation (figures 4a et 4b). La réaction s'annule quand la phase mère est complètement épuisée et que les germes formés se rencontrent.

Les résultats de nombreuses recherches réalisées pour expliquer le mécanisme de la germination et la croissance de la perlite permettent de distinguer trois étapes principales.

- a) apparition aux joints des grains de l'austénite d'un germe de cémentite Fe_3C dont la croissance est sensiblement normale au joint
- b) germination de la phase dans la zone appauvrie en carbone autour du germe de cémentite et croissance parallèle des deux types de germes.
- c) Apparition de nouveaux germes de cémentite dans les zones bordants les germes en croissance: le carbone est refoulé en raison de sa faible solubilité dans la ferrite. Les colonies perlitiques se développent ainsi de proche en proche (voir fig 5).

I-B-5) Transformation martensitique

La transformation martensitique est une transformation sans diffusion et se distingue aussi bien sur le plan de la cinétique que sur celui de la structure. Du point de vue de la cinétique, la transformation martensitique apparaît rapidement dès que l'on dépasse, par un refroidissement, une certaine température dite de début de transformation martensitique (M_s), mais elle ne se poursuit pas en conditions isothermes.

Du point de vue structural, la transformation martensitique est réalisée par un basculement coopératif des atomes qui participent à la formation d'une lentille ou plaquette de martensite. Dans ce mouvement, le déplacement de chaque

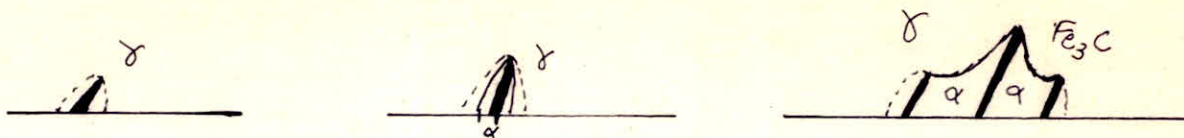


Fig 5: Représentation schématique du mécanisme de la formation de la perlite.

- o position des atomes de fer
- x position possibles des atomes de carbone.

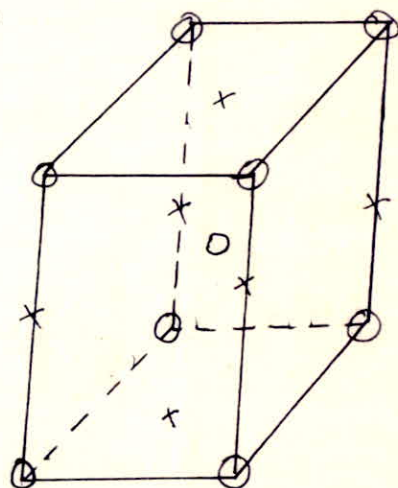


Figure 6 : Maille de la martensite

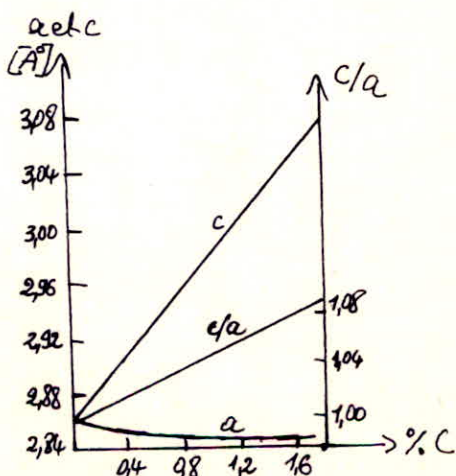


Figure 7: variation des paramètres de la maille de martensite en fonction de la teneur en carbone.

atome est inférieure à une distance inter atomique.

La maille de la martensite est une maille de ferrite légèrement déformée. Le réseau devient quadratique centré et les atomes de carbone y occupent quelques sites octaédriques (Figure 6). Les dimensions de la maille dépendent essentiellement de la teneur en carbone. Comme le montre la figure 7, le paramètre "c" croît avec la teneur en carbone alors que "a" décroît très légèrement et finalement le rapport "c/a" augmente linéairement.

Austenite résiduelle :

La transformation martensitique s'effectue sans diffusion, on obtient ainsi une martensite qui a la même teneur en carbone que l'austénite dont elle provient. Cependant, la transformation de l'austénite n'est pas totale si on n'a pas atteint une température dite de fin de transformation martensitique (M_f), l'austénite à côté de la martensite est appelée austénite résiduelle. L'influence de la teneur en carbone de l'acier sur les points M_s et M_f est indiquée par la figure 8.

I-B-6) Transformation bainitique :

Les deux types de transformation cités auparavant sont des cas limites. La transformation par diffusion qui se produit à haute température se caractérise par une mobilité importante associée à une faible force motrice responsable de la période d'incubation précédant la transformation. La transformation sans diffusion se produit à basse température où la mobilité est négligeable mais la force motrice considérable.

La transformation bainitique prend place aux températures intermédiaires et met en jeu des phénomènes de diffusion à courte distance. En effet, la ferrite se forme par cisaillement du réseau de la martensite car la mobilité des atomes est insuffisante pour permettre la diffusion. Les atomes de carbone,

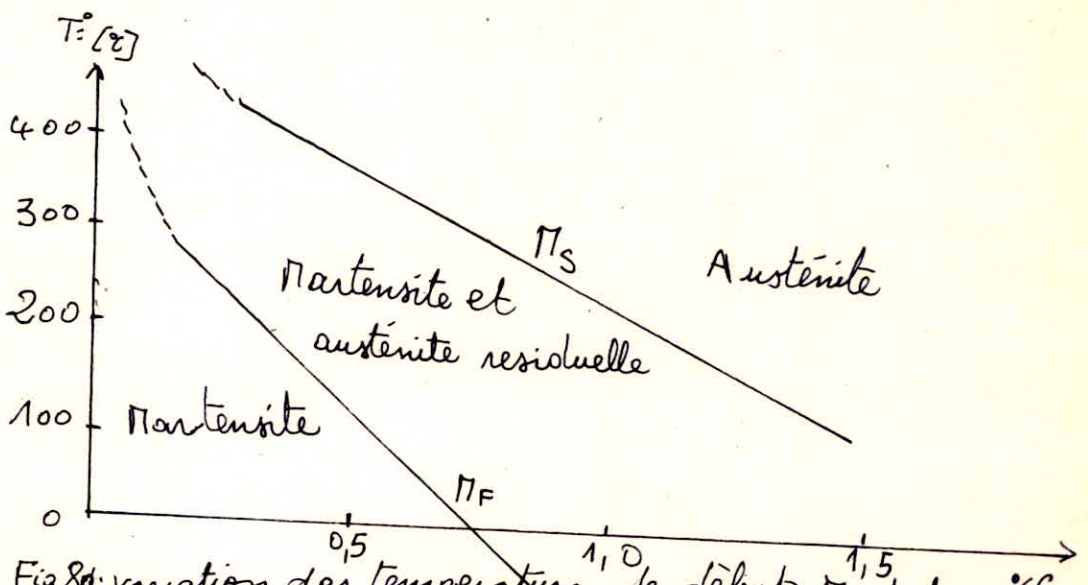


Fig 8a: variation des températures de début M_s et de fin M_f de transformation martensitiques en fonction de la teneur en carbone de l'austénite initiale.

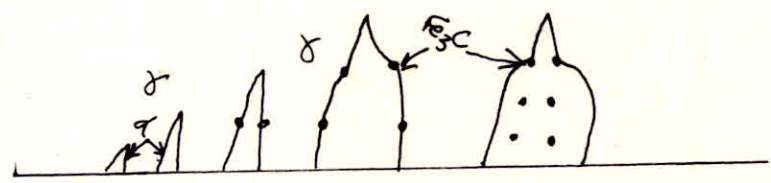


Figure 8-b) représentation schématique de la formation de la bainite

beaucoup plus petits peuvent encore se rassembler par diffusion dans le réseau austénitique et former une dispersion très fine de carbures. La figure 8 montre que pendant la croissance des cristaux de ferrite, le carbone est refoulé au front de l'interface puis précipité sous forme de carbures.

La structure bainitique est très recherchée en raison de l'état très dispersé des carbures qui confèrent à l'acier une grande résistance mécanique associée à une ductilité satisfaisante.

I-C Influence des éléments d'alliages

I-C-1) Action du NICKEL.

Le nickel abaisse les points critiques A_1 et A_3 en fonction de son pourcentage. Pour de faibles teneurs en nickel, les aciers sont perlitiques. Pour des teneurs élevées, ils sont martensitiques. Enfin, au-dessus d'un certain pourcentage, les aciers sont austénitiques (voir Fig 9 : Diagramme de GOILLET). Le nickel est soluble dans le fer en toutes proportions à l'état solide ou liquide. Dans les aciers, il est en solution dans la ferrite dont il augmente la résistance mécanique sans augmenter la fragilité. Il tend à faire passer la perlite de l'état lamellaire à l'état sorbitique, ce qui concourt à augmenter sa résistance.

Le nickel s'oppose au grossissement des grains de ferrite par chauffage prolongé.

I-C-2) Action du CHROME

L'effet du chrome est de diminuer le pourcentage de carbone nécessaire pour obtenir de l'austénite dans les aciers à bas carbone. Il réduit l'intervalle de température nécessaire pour l'obtention de l'austénite. Pendant le refroidissement à partir de l'état austénitique, le chrome retarde la transformation de l'austénite, de telle sorte qu'on a formation des constituants micrographiques durs.

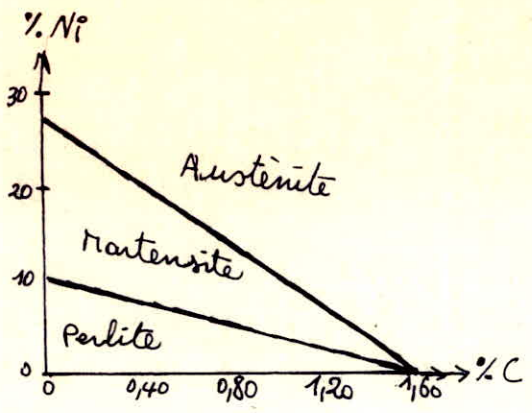


Figure 9: Diagramme de GUILLET

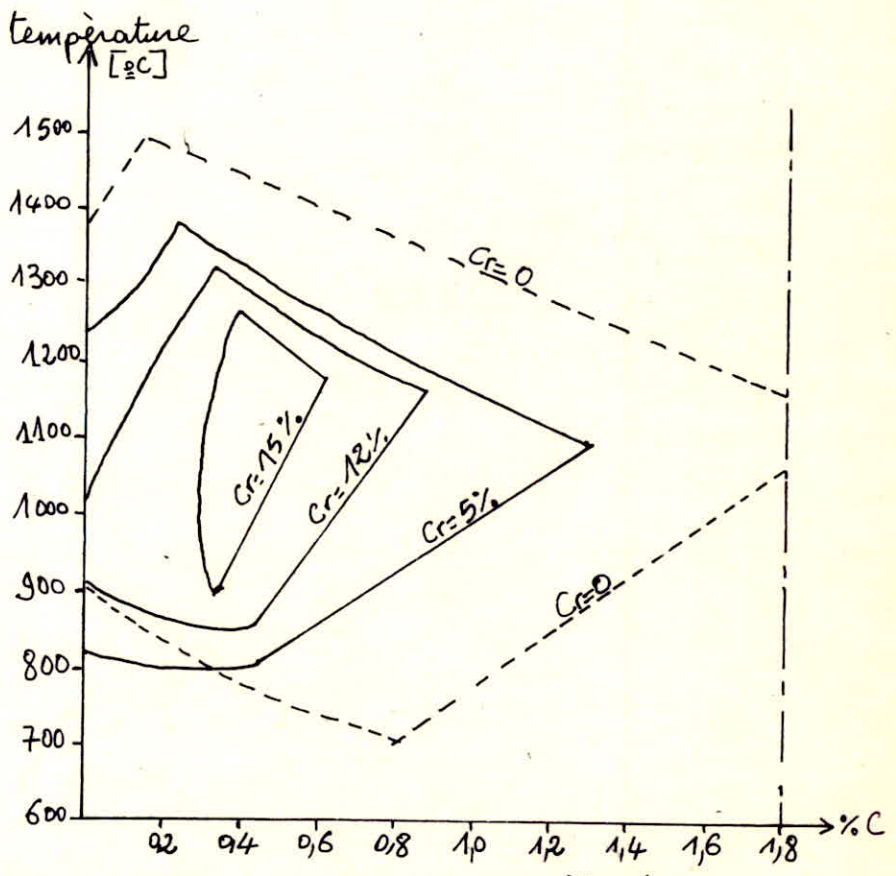


Fig 10: Domaine d'existence de l'austénite [C et température] pour diverses teneurs en chrome.

Le domaine de formation de l'austénite dû à l'action du chrome est indiqué sur la figure 10.

Les aciers au chrome résistent à l'effet généralement adoucissant du revenu. Les carbures du chrome formés se concentrent en chrome par diffusion. Plus on élève la température de revenu, plus on note une résistance à l'adoucissement.

I-c-3 Actions combinées du nickel et du chrome

Dans les aciers au carbone, le chrome élève les points de transformation Ac_1 et Ac_3 . Dans les aciers au nickel, l'effet du chrome est différent. Si le point Ac_1 est encore légèrement élevé, le point Ac_3 semble plutôt un peu abaissé, du moins pour les aciers à teneur en carbone inférieure à 0,30%. Pratiquement l'effet est très faible. Au contraire, le chrome abaisse très fortement la température de transformation au refroidissement.

Le chrome ajouté à un acier au nickel diminue beaucoup la vitesse de refroidissement nécessaire pour obtenir l'état martensitique; il abaisse la vitesse critique de trempe.

Le chrome élève la résistance à la traction des aciers au nickel particulièrement après trempe la résilience est abaissée mais conserve une bonne valeur. L'effet est dans le même sens mais un peu moins marqué pour les aciers plus carburés trempant à l'huile. Le chrome améliore la résistance à l'usure des aciers au nickel.

I-c-4 Action du Manganèse:

L'action du manganèse est différente selon qu'il s'agit d'aciers perlitiques ou d'aciers austénitiques. Pour les aciers perlitiques, le décalage entre Ac_3 et Ar_3 est d'une dizaine de degrés centigrades avec 1% de manganèse. Avec un pourcentage de 4,4% de manganèse, ce décalage peut atteindre 200°C. Pour les aciers à bas carbone (aciers ferritiques) l'effet du

manganèse comme élément d'alliage est très réduit.

Pour les aciers à moyen carbone et haut carbone perlitique, le manganèse a une action double : il augmente la dureté de la ferrite et affine la perlite.

Pour les traitements thermiques de ces aciers, on n'a pas observé, la formation de carbures de manganèse. Mais il faut noter que l'eutectoïde contient moins de carbone pour les aciers au manganèse. Le manganèse retarde la transformation de l'austénite au refroidissement. La courbe en S est décalée vers la droite, d'autant plus que le pourcentage en manganèse augmente.

I - C - 5 Action du Molybdène.

Ce métal soluble dans le fer alpha produit une expansion du réseau du fer. Il est soluble aussi dans la phase carbure où il forme un complexe fer-Mo-C. La vitesse de diffusion du molybdène est très lente, comparée surtout à la vitesse de diffusion du carbone. Aux températures supérieures à 1100°C, le molybdène augmente la vitesse de diffusion du carbone dans l'austénite et retarde sensiblement cette vitesse, aux températures inférieures. Les effets du molybdène dans les aciers sont le résultat de l'action de ce métal sur la ferrite, en solution solide, et sur la composition et la distribution des carbures. Des teneurs de 0,15% de molybdène suffisent à espacer les lamelles de perlite. A 0,75% de molybdène la structure est considérablement modifiée, car déjà à 0,30% on peut avoir une structure bainitique, due au ralentissement de la formation de la perlite par le molybdène. Il diminue la fragilité de revenu. Il augmente de façon très notable la résistance aux hautes températures et diminue le fluage.

CHAPITRE - II

Suivi De Fabrication relative aux pièces

- Engrenage recepneur de marche arrière "20NC6"
- Levier de commande des *règlettes*. "18CD4"

II - A) Forgeage

II-A-1) Principe: Le forgeage recouvre l'ensemble des opérations et des moyens qui permettent de produire des pièces en exploitant la déformation plastique du métal (soit à chaud soit à froid). Ainsi à partir des barres laminées de section carré pour la nuance 20VC6 et ronde pour la nuance 18CD4. Ces barres débitées en lopins pour faciliter l'opération de forgeage, ces derniers sont chauffés dans un four à gaz, à la température environ 1200°C.

II-A-2 Matricage.

Les lopins de départ chauffés sont comprimés entre deux matrice du marteau pilon 1350 kg ou chacune des empreintes est liée aux matrices dont la matrice supérieure est liée à la masse frappante et la matrice inférieure est fixe. Avant matricage un décalaminage est nécessaire. Les lopins sont comprimés entre deux matrices de manière à remplir les empreintes (appelées gravures). Suivant la complexité de la pièce, la déformation est réalisée en une ou plusieurs passes. Pour garantir un remplissage complet des gravures, un excédent de métal est prévu. Le surplus de métal s'écoule sous forme de bavure entre les deux matrices. Un cordon de bavure permet de régler l'écoulement du métal. Sur la presse s'effectue l'ébarbage et le débouchage selon les pièces (à noter que les engrenage récepteur de marche arrière sont ébarbés et débouchés sur la presse 200T, les leviers de commande des réglètes sur la presse 100T).

II - B) Traitements thermiques après forgeage.

Les pièces brutes fabriquées en forge à chaud subissent après forgeage un refroidissement jusqu'à l'ambiante avant d'être reprises par un traitement thermique ultérieur qui devait assurer une régénération de l'acier par affinage du grain

métallique. Tout traitement qui réduit la dureté ou modifie la structure granulaire de l'acier est dit "traitement de recuit"
II-B-1) recuit isotherme. (voir Figure 11)

En principe le recuit isotherme consiste à austénitiser l'acier, puis à le faire transformer aussi complètement que possible dans la zone perlitique. on l'applique généralement dans le but d'adoucir suffisamment l'acier pour les opérations d'usinage.

Les pièces de nuance 20VC6 subissent le recuit isotherme. Les pièces sont chargées dans des plateaux, ces derniers sont chargés dans le four de traitement C.F.I de capacité 600kg/8

Les pièces sont chauffées à partir de la température ambiante jusqu'à la température d'austénitisation 950°C pendant environ 50 mn, maintenues à cette température pendant 1 heure 15 minutes puis refroidies à l'air éjectée jusqu'à 670° en 7 mn, pour être dans le domaine perlitique, puis un maintien à cette température pendant 3 heures et refroidies à l'air libre jusqu'à l'ambiante. Ce recuit est basé sur le diagramme T.T.T pour l'obtention d'une structure ou d'une dureté déterminée ou les deux caractéristiques simultanément.

II-B-2 Recuit de normalisation.

Ce traitement affine les grains et les régularises, il vise à produire la structure perlitique régulière qui correspond aux propriétés mécaniques optimales. Il produit en fait deux recristallisations successives, l'une par l'austénitisation et l'autre par la perlitisation. Les pièces sont chargées dans des plateaux, ces derniers sont enfournés pour un préchauffage jusqu'à 780°C en 1 heure, puis chauffées rapidement jusqu'à 870°C en 1 heure 15 minutes, un petit temps de maintien à cette température (de 5 à 10 mn), puis refroidies à l'air libre jusqu'à l'ambiante (voir Fig 12)

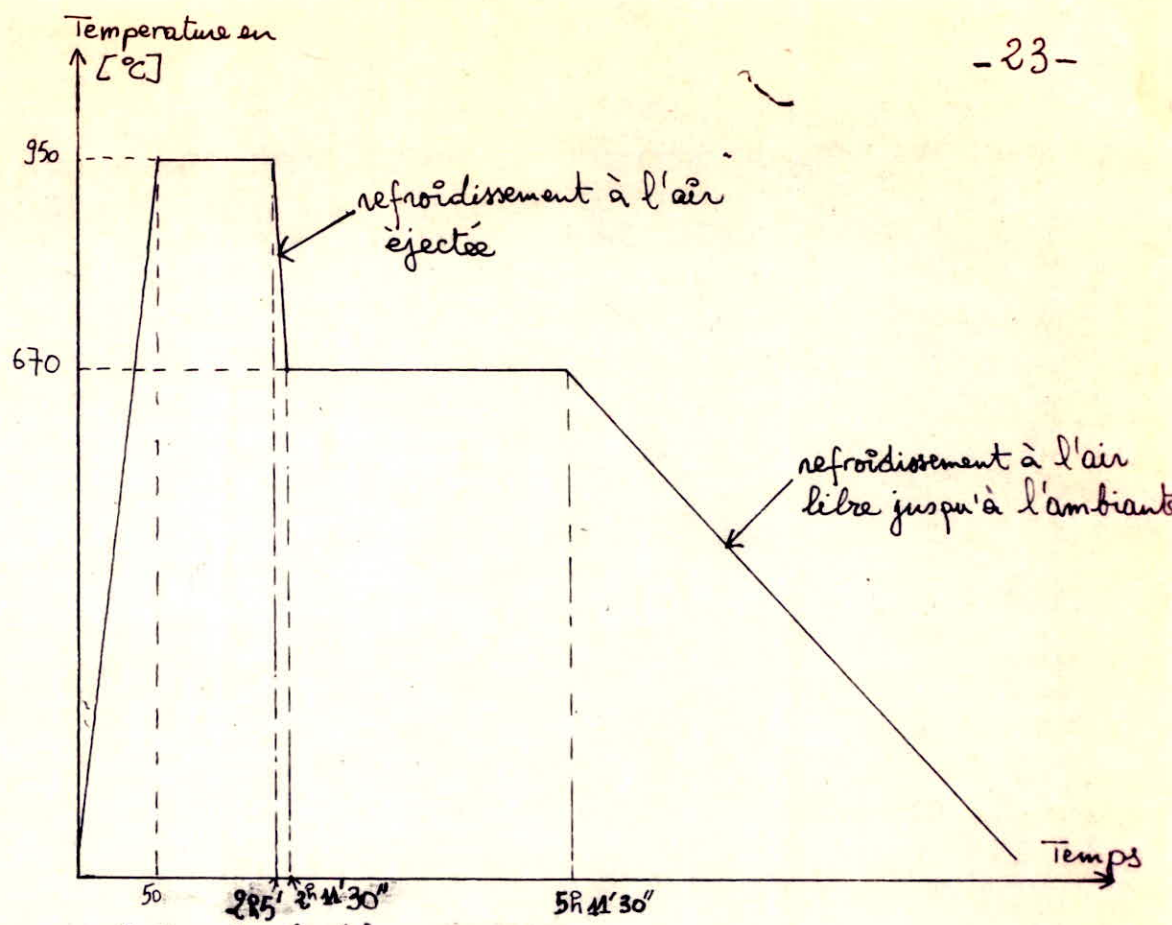


Figure 11: Recuit isotherme

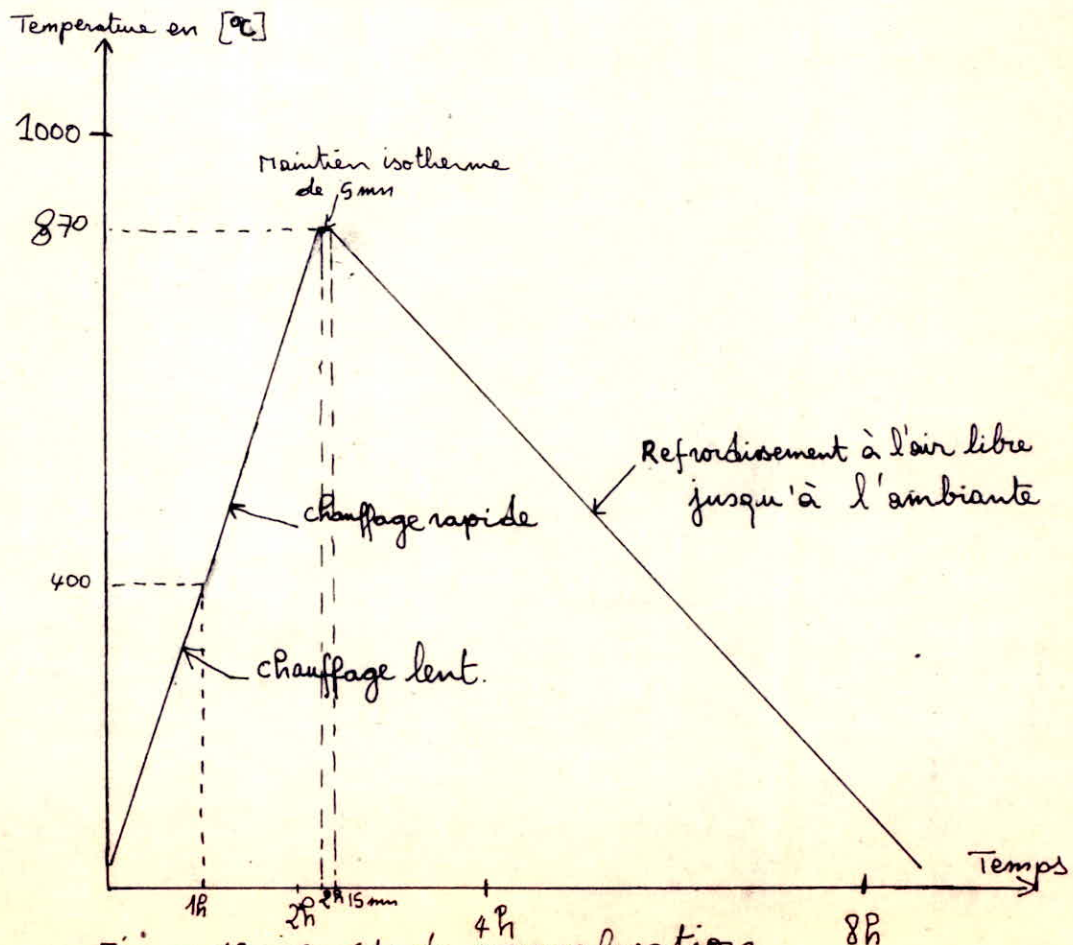


Figure 12: Recuit de normalisation

II - C) USINAGE. Des pièces de nuance LONC 6

La coupe des métaux est effectuée par des machines outil à l'aide de divers outils de coupe. Pendant l'usinage l'ébouche et l'outil, animés d'un mouvement de travail transmis par des mécanismes de la machine, se déplacent l'un par rapport à l'autre. Pour réaliser la coupe, la machine-outil doit être munie de mécanisme réalisant les mouvements d'exécution, c'est à dire le mouvement principal, appelé aussi mouvement de coupe, dont la vitesse est supérieure à celles des autres mouvements, et le mouvement d'avance, dont la vitesse est inférieure à celle du mouvement principal. La vitesse de coupe n'est pas quelconque, on ne peut pas augmenter inconsidérablement la vitesse de coupe sous peine de provoquer une détérioration prématurée de l'arête de coupe de l'outil.

L'avance est la grandeur de la translation de l'arête de coupe de l'outil à chaque tour effectué par la pièce.

La profondeur de coupe P est mesurée le long d'une perpendiculaire à l'axe de la pièce.

Efforts de coupe: au cours de son usinage, le métal résiste à l'action de l'outil de coupe, cette résistance est surmontée par la force de coupe appliquée à la face d'attaque de l'outil. La force de coupe est absorbée par l'effort nécessaire pour détacher le copeau du métal de base, pour le déformer, ainsi que pour surmonter le frottement de ce copeau contre la face d'attaque de l'outil et le frottement de la surface de dépouillée de l'outil contre la surface usinée. La grandeur de la force de coupe est fonction des propriétés du métal ou de l'outillage usiné, de l'avance et de la profondeur de coupe, des angles d'affûtage de l'outil, de la vitesse de

Coupe, de l'arrosage et de plusieurs facteurs.

II-c-1) Tournage: il est effectué par des tours, dans ce groupe de machines, la rotation de la pièce est le mouvement principal tandis que le mouvement rectiligne du chariot muni de l'outil tranchant est le mouvement d'avance. L'activité essentielle de fabrication mécanique consiste à réaliser des pièces isolées par enlèvement de matière, puis à les assembler pour créer des mécanismes dont le prix de revient doit être compétitif.

Les opérations d'usinage que la réalisation de nos pièces nécessite sont les suivantes.

a) tournage coté crabot: ces opérations s'effectuent sur le tour SALONE 760

- Ebauche des faces
- demi finition alésage, ébauche diamètre crabot simultané avec l'opération précédente.
- finition alésage, chanfrein et finition diamètre extérieur extérieur crabot face pente.
- plongée gorge.

b) tournage coté dégagement: ces opérations sont effectuées sur le tour SALONE 760.

- ébauche finition coté dégagement.
- tournage diamètre extérieur chanfrein
- chanfrein alésage et sous jante
- finition face et diamètre denture, finition face moyenne en rebait.

L'expression générale de la vitesse de coupe pour le tournage:

$$V = \frac{\pi \cdot D \cdot N}{1000}$$

V : vitesse de coupe en [m/min]

D : diamètre de la pièce avant exécution de la passe en [mm]

N : vitesse de rotation ou fréquence de rotation en [tr/min]

Puissance absorbée lors du tournage: P_a

$$P_a = \frac{R_m \cdot h \cdot a \cdot V}{60.000} \text{ [CR]} \quad \begin{array}{l} R_m : \text{dureté du métal à usiner [N/mm}^2\text{]} \\ h : \text{épaisseur du copeau en [mm]} \\ a : \text{avancement en [mm/tour]} \\ V : \text{vitesse de coupe en [m/min]} \end{array}$$

c) Tour reprise des rainures de graissage

d) Tour reprise de l'alésage.

II - c - 2) Taillage.

Le taillage s'effectue sur des machines à tailler par outil pignons, dans ce type de machine la pièce effectue un mouvement de rotation tandis que le mouvement d'avance et de percussion sont effectués par l'outil.

Le taillage de nos pièces se fait en deux opérations.

a) taillage de crochet

b) taillage denture en deux pièces.

La nature de la matière à usiner et la qualité du métal de l'outil sont des facteurs principaux qui permettent de déterminer les vitesses à utiliser.

expression de la vitesse de coupe :

$$V = \frac{\pi \cdot H \cdot n}{1000}$$

V = vitesse de coupe en [m/min]

H = course de l'outil en [mm]

n = nombre de coups d'outil par minute

Puissance absorbée P_a :

$$P_a = \frac{R_m \cdot a \cdot f \cdot V}{60000}$$

R_m = dureté du métal à usiner [N/mm²]

a = avancement en [mm/tour]

V = vitesse de coupe en [m/min]

f = profondeur de passe en [mm]

II-C-3) Perçage des trous de graissage.

Le perçage est un mode d'usinage très répandu pour percer dans le métal des trous débouchons ou borgnes. Les outils qui assurent l'exécution de cette opération s'appellent forets. La génération des surfaces par perçage nécessite des mouvements.

- une rotation autour de l'axe de l'outil appelée mouvement de coupe
- une translation parallèle à l'axe de l'outil appelée mouvement d'avance.

La vitesse de coupe lors du perçage est la vitesse circonférentielle d'un point de l'arête de coupe le plus éloigné de l'axe du foret. Le choix de la vitesse de coupe dépend de plusieurs facteurs, parmi lesquels il convient de citer les propriétés du matériau à usiner et de celui de la partie active du foret, le diamètre de l'outil, grandeur de l'avance, l'aérosoyage etc....

Dans notre cas on a les données suivantes

$$\phi \text{ du foret} = 4 [\text{mm}]$$

$$R_m = 61 [\text{kg/mm}^2] \text{ acier}$$

à partir des tableaux

$$v = 20 [\text{m/mm}]$$

Puissance absorbée.

$$P_a = \frac{S \cdot R_s \cdot v}{9000} [\text{CR}]$$

P_a : puissance absorbée en [CR]

R_s : résistance spécifique de la matière

v : vitesse de coupe en [m/mm]

$S = \frac{d}{2} \cdot a' =$ section du copeau en [mm²]

d : diamètre à percer en [mm]

a' : avancement en [trs/mm]

R_s est déterminée suivant des tableaux, elle dépend de la dureté du métal à usiner et du diamètre du foret dans notre cas $R_s = 275 [N/mm^2]$

Les pièces forgées ayant subi un recuit ont une dureté inférieure à celles forgées seulement, l'usinage de ces dernières entraînent une chauffe des outils de coupe d'où une usure plus rapide de ces derniers. Cette constatation nous a amené à calculer la puissance absorbée lors de l'usinage des pièces qui n'ont pas de recuit et la comparer à celles qui ont subi le recuit

II-c-4) Calcul de la puissance absorbée.

II-c-4-1) Tournage.

a) tournage coté rabot.

- ébauche des faces.

$$N = 270 \text{ tr/mm}$$

$$a = 0,37 \text{ mm/tr}$$

$$h = 0,5 \text{ mm}$$

- face sous rabot

$$D = 143 \text{ mm}$$

$$v = \frac{\pi \cdot D \cdot N}{1000} = \frac{\pi \cdot 143 \cdot 270}{1000} = 121,29 \text{ [m/min]}$$

$$P_a = \frac{R_m \cdot h \cdot a \cdot v}{60000} = \frac{610 \cdot 0,5 \cdot 0,37 \cdot 121,29}{60000} = 0,228 \text{ [Ch]}$$

- face rabot.

$$D = 90 \text{ mm}$$

$$v = \frac{\pi \cdot D \cdot N}{1000} = \frac{\pi \cdot 90 \cdot 270}{1000} = 76,34 \text{ [m/min]}$$

$$P_a = \frac{R_m \cdot h \cdot a \cdot v}{60000} = \frac{610 \cdot 0,5 \cdot 0,37 \cdot 76,34}{60000} = 0,141 \text{ [Ch]}$$

- demi finition alésage - ébauche ϕ rabot.

$$N = 555 \text{ trs/min}$$

$$a = 0,26 \text{ [mm/tr]}$$

$$h = 0,5 \text{ [mm]}$$

- demi finition alésage.

$$D = 57 \text{ [mm]}$$

$$V = \frac{\pi D N}{1000} = \frac{\pi \cdot 57 \cdot 555}{1000} = 99,38 \text{ [m/min]}$$

$$P_a = \frac{R_m \cdot h \cdot a \cdot v}{60000} = \frac{610 \cdot 0,5 \cdot 0,26 \cdot 99,38}{60000} = 0,131 \text{ [Ch]}$$

- ébauche ϕ crabot.

$$D = 90,5 \text{ [mm]}$$

$$V = \frac{\pi D N}{1000} = \frac{\pi \cdot 90,5 \cdot 555}{1000} = 157,794 \text{ [m/min]}$$

$$P_a = \frac{R_m \cdot h \cdot a \cdot v}{60000} = \frac{610 \cdot 0,5 \cdot 0,37 \cdot 157,79}{60000} = 0,2968 \text{ [Ch]}$$

- finitions alésage - finition ϕ extérieur crabot face pente

$$N = 805 \text{ trs/[mm]}$$

$$a = 0,12 \text{ [mm/tr]}$$

$$h = 0,5 \text{ [mm]}$$

- finition alésage.

$$D = 58,7 \text{ [mm]}$$

$$V = \frac{\pi D N}{1000} = \frac{\pi \cdot 58,7 \cdot 805}{1000} = 148,45 \text{ [m/min]}$$

$$P_a = \frac{R_m \cdot h \cdot a \cdot v}{60000} = \frac{610 \cdot 0,5 \cdot 0,12 \cdot 148,45}{60000} = 0,09 \text{ [Ch]}$$

- finition ϕ extérieur crabot.

$$D = 89 \text{ [mm]}$$

$$V = \frac{\pi \cdot 89 \cdot 805}{1000} = 225,08 \text{ [m/min]}$$

$$P_a = \frac{R_m \cdot h \cdot a \cdot v}{60000} = \frac{610 \cdot 0,5 \cdot 0,12 \cdot 225,08}{60000} = 0,137 \text{ [Ch]}$$

b) tournage coté dégagement.
- finition diamètre denture.

$$N = 550 \text{ trs/min}$$

$$a = 0,25 \text{ mm/tr}$$

$$h = 0,2 \text{ mm}$$

$$D = 141 \text{ mm}$$

$$V = \frac{\pi \cdot D \cdot N}{1000} = \frac{\pi \cdot 141 \cdot 550}{1000} = 243,63 \text{ m/min}$$

$$P_a = \frac{610 \cdot 0,2 \cdot 0,25 \cdot 243,63}{60000} = 0,124 \text{ [CR]}$$

- Tournage diamètre extérieur chanfrein.

$$N = 375 \text{ trs/min} \quad D = 142 \text{ mm}$$

$$a = 0,25 \text{ mm/tr} \quad h = 0,2 \text{ mm}$$

$$V = \frac{\pi \cdot D \cdot N}{1000} = \frac{\pi \cdot 142 \cdot 375}{1000} = 167,29 \text{ m/min}$$

$$P_a = \frac{R_m \cdot h \cdot a \cdot v}{60000} = \frac{610 \cdot 0,2 \cdot 0,25 \cdot 167,29}{60000} = 0,085 \text{ [CR]}$$

c) tour reprise de l'alésage :

$$N = 630 \text{ trs/min} \quad D = 59,4 \text{ mm}$$

$$a = 0,15 \text{ mm/tr} \quad h = 0,3 \text{ mm}$$

$$V = \frac{\pi \cdot D \cdot N}{1000} = 117,56 \text{ m/min}$$

$$P_a = \frac{610 \cdot 0,3 \cdot 0,15 \cdot 117,56}{60000} = 0,0538 \text{ CR}$$

π -c-4-2) Taillage.

a) taillage rabot:

$$H = 10,50 \text{ mm}$$

$$a = 0,248 \text{ mm/tr}$$

$$V = 24 \text{ m/min}$$

$$r = 3,5 \text{ mm}$$

$$P_a = \frac{R_m \cdot a \cdot \mu \cdot v}{60\,000} = \frac{610 \cdot 0,248 \cdot 24 \cdot 3,5}{60\,000} = 0,212 \text{ ch}$$

b) taillage denture.

$$v = 55 \text{ [m/min]}$$

$$\mu = 0,03 \text{ mm}$$

$$a = 3,5 \text{ mm/tr}$$

$$P_a = \frac{610 \cdot 3,5 \cdot 0,03 \cdot 55}{60\,000} = 0,02935 \text{ ch}$$

c) Perçage.

$$v = 20 \text{ m/min}$$

$$R_s = 275 \text{ N/mm}^2$$

$$S = \frac{d}{2} \cdot a = 2 \cdot 0,2 = 0,4 \text{ mm}^2$$

$$P_a = \frac{S \cdot R_s \cdot v}{9\,000} = \frac{0,4 \cdot 275 \cdot 20}{9\,000} = 0,244 \text{ ch pour 1 trou}$$

$P_a \text{ pour 4 trous} = 0,244 \times 4 = 0,976 \text{ ch}$

les paramètres d'usinage n'ont pas changés et de plus

$P_a = \frac{R_m \cdot h \cdot a \cdot v}{60\,000}$, on peut comparer la puissance absorbée lors de l'usinage des pièces ayant subi le recuit et celles forgées seulement.

$$P_{a1} = P_a (\text{pièces forgées seulement}) = \frac{610 \cdot h \cdot a \cdot v}{60\,000}$$

$$P_{a2} = P_a (\text{pièces forgées ayant subi le recuit}) = \frac{520 \cdot h \cdot a \cdot v}{60\,000}$$

on tire [pour le tournage et le taillage] $\frac{P_{a2}}{P_{a1}} = \alpha = 0,85$

$$P_a (\text{pièces forgées recuites}) = 0,85 P_a (\text{pièces forgées seulement}).$$

Pour le perçage, on a la même valeur de R_s donc on aura les mêmes valeurs de P_a .

les résultats numériques et la comparaison sont résumés dans le tableau suivant → TABLEAU 1

A noter que pour la conversion du cheval en watt : $1 \text{ ch} = 735 \text{ W}$

TABLEAU 1: de la puissance absorbée lors de l'usinage pour les deux types de pièces

VALEUR de P_a en ch						
	Tournage coté crabot	Tournage coté dégagement	Tournage reprise de l'alesage	Taillage crabot	Taillage serrure	Perçage
Pièces forgées seulement	1,0238	0,209	0,0538	0,212	0,02935	0,244
	Total Tournage: 1,2866			Total Taillage: 0,24135		Total perçage: 0,976
	Total cycle usinage 2,50395					
Pièces forgées ayant subi le recuit	0,87023	0,17765	0,04573	0,1802	0,02348	0,244
	Total Tournage: 1,0936			Total Taillage: 0,205		Total perçage: 0,976
	Total cycle usinage 2,128375					

II-D) Traitement thermique final

II-D-1) La cimentation des aciers

II-D-1-1) Principe et but

La cimentation est un traitement thermo-chimique de diffusion ayant pour but l'enrichissement en carbone d'une couche superficielle de la pièce à traiter. Cet enrichissement se fait par mise en contact avec un carburant gazeux. L'opération de diffusion est toujours suivie d'un traitement thermique de trempe afin d'obtenir le durcissement de la couche enrichie par formation de martensite. En outre, la trempe martensitique crée des contraintes de compression dans la zone superficielle pièce dont la tenue en fatigue est ainsi améliorée.

II-D-1-2) Etape d'enrichissement en carbone.

C'est l'étape thermo-chimique du traitement. Par mise en contact avec un milieu cimentant, on forme à la surface de l'acier une couche superficielle plus ou moins profonde enrichie en carbone. Les teneurs atteintes en surface varient selon les applications (de 0,5 à 0,7 pour le 18CD4 et de 0,7 à 0,9 pour le 20VC6). Deux phénomènes en fait interviennent simultanément :

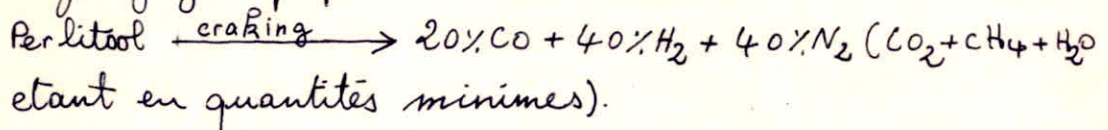
- une réaction chimique qui fournit du carbone à la surface du métal
- Un processus de diffusion de l'élément carbone dans la zone superficielle, de la surface vers l'intérieur.

La solubilité du carbone en phase austénitique étant beaucoup plus élevée qu'en phase ferritique et le coefficient de diffusion augmentant avec la température, le traitement d'enrichissement a lieu à l'état γ vers 900°C pour le 18CD4 et 920°C pour le 20VC6. Les temps de maintien étant importants (plusieurs heures : 8h 30 min pour le 20VC6 et 7h pour le 18CD4), l'emploi d'une température plus élevée risquerait de conduire à un

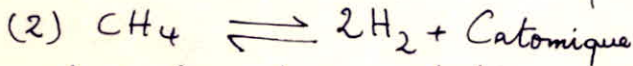
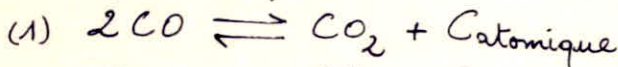
grossissement du grain inacceptable.

II-D-2) Cimentation gazeuse:

L'atmosphère du four "étanche" est produite par le cracking du perlitol, c'est à dire par dissociation à la température de cimentation gazeuse, se transforme spontanément pour former un mélange gazeux propre à la cimentation.



Les réactions de production du carbone sont:



Une atmosphère de cimentation gazeuse est caractérisée par son potentiel carbone. Le potentiel carbone est la teneur en carbone d'un échantillon de l'acier en équilibre à l'état austénitique avec l'atmosphère cimentante à la température et à la pression d'utilisation. Comme on admet dans la définition du potentiel carbone que l'équilibre est atteint, il suffit de considérer une seule réaction (1) ou (2). Considérons (1), sa constante d'équilibre s'écrit :

$$K = \frac{P_{\text{CO}_2} \cdot a_c}{P_{\text{CO}}^2}$$

ou a_c est l'activité du carbone en solution solide austénitique, qu'on peut aussi écrire $a_c = f_c \times (\%C)$ ou f_c est le coefficient d'activité du carbone. Il vient donc.

$$(\%C)_{\text{équilibre}} = \text{potentiel carbone}$$

$$(\%C)_{\text{équilibre}} = \frac{K \cdot P_{\text{CO}}^2}{f_c \cdot P_{\text{CO}_2}}$$

Les données thermodynamiques fournissent K et f_c .

$$\log K = \frac{8918}{T} - 9,1148$$

$$\log f_c = \frac{2300}{T} - 2,24 + a(\%C) + b(\%M)$$

Pour un système ternaire Fe-C-M. Par exemple pour le système Fe-C-Mn

$$a = \frac{183}{T}; \quad b = \frac{19,2}{T} + 0,003.$$

on peut donc par itération calculer le potentiel carbone de l'atmosphère si on connaît P_{CO} et P_{CO_2} : pressions partielles du monoxyde et du dioxyde de carbone.

Une atmosphère sera carburante ou décarburante vis-a-vis d'un acier selon que son potentiel carbone sera supérieur ou inférieur à la teneur en carbone du métal.

Les pièces sont chargées dans des paniers de cimentation et mis dans le four de cimentation, les pièces sont préchauffées jusqu'à la température de cimentation pendant 1h20 minutes les pièces séjournent à l'intérieur du four 8h30 min pour le 20Mn6 et 7h pour le 18CD4. Après cimentation les pièces sont refroidies jusqu'à 200°C dans une cellule à atmosphère neutre pendant 5 heures puis refroidies à l'air libre jusqu'à l'ambiante.

II-D-3) contrôle de la cimentation.

La cimentation gazeuse se fait à 0,8% de carbone, ce potentiel a été choisi car on souhaite une structure martensitique sans réseau de cémentite, pour la pignométrie, c'est la raison pour laquelle, on vise la valeur eutectoïde, valeur limite pour ne pas avoir de cémentite libre. on évite la formation de cémentite car celle-ci se dépose aux joints de grains et le réseau ainsi formé est fragile, n'a pas de souplesse et toute déformation amènerait une rupture par décohesion à l'intérieur de la structure.

Au début de l'opération de cimentation on injecte beaucoup de perlitol, une fois l'eutectoïde est atteint on régularise le débit du perlitol. ce temps de réglage du débit est déterminé par expérience de l'ouvrier spécialisé. Par contre pour contrôler l'épaisseur de cimentation, on introduit

Dans le four des témoins. Après 2h, on enlève un et on le contrôle au laboratoire, l'opération se répète périodiquement jusqu'à l'obtention de l'épaisseur désirée.

II-D-4) Austénitisation et temps.

L'austénitisation comporte un chauffage à une température correspondant au domaine monophasé de l'austénite et un maintien isotherme pendant un temps assez long pour permettre l'homogénéisation de l'austénite. Dans un acier allié, l'homogénéisation demande d'avantage de temps, il faut parfois chauffer à plus haute température pour dissoudre tous les carbures. La croissance des grains de l'austénite est bloquée tant que les carbures et les inclusions ne sont pas dissous. On se place parfois dans de telles conditions pour limiter la taille des grains qui garantit une structure finale ferritique très fine, pour laquelle on obtient d'excellentes propriétés mécaniques. Pour tremper un acier, un chauffage à la température d'austénitisation est nécessaire. La loi de transformation à la base de la teneur s'exprime ainsi: Pour qu'il y ait trempe, il est indispensable que le point critique correspondant à la fin de la transformation à l'échauffement ait été dépassé que la température atteinte soit telle que le fer se trouve totalement à l'état stable à chaud et contienne le carbone dissous et uniformément reparti dans toute la masse.

Le traitement des aciers après cémentation se différencie des autres classes d'aciers, dans ce sens qu'il faut tenir compte que l'opération de cémentation est pour toute la pièce. Un chauffage prolongé à haute température, or, une telle opération est préjudiciable au métal, en raison de la recristallisation grossière qu'elle développe. Il faut aussi ne jamais perdre

Le roue qu'une pièce cémentée est composée de deux aciers au carbone très différents.

1^o l'âme de la pièce demeure de l'acier doux

2^o la couche cémentée est un acier très carburé

Après refroidissement des pièces cémentées, elles sont austénitisées et trempées, cette opération est comme suit :

- nuance 20VC6.

Les pièces sont mises dans des caisses, qui seront introduites dans le four à atmosphère contrôlée, un préchauffage de 2h, puis austénitisation pendant 2h et ensuite une trempée à l'huile, à noter que l'huile utilisée est une huile minérale et elle est chauffée à 80 - 100°C.

- nuance 18CD4.

Les pièces sont suspendues dans un bain de sel, ou elles y seront austénitisées partiellement pendant 15 mn et trempée à l'huile, à noter que cette huile est à l'ambiante.

La trempée à l'huile est utilisée couramment parce que, d'abord, elle offre une grande sécurité et il est beaucoup plus facile de tremper à l'huile qu'à l'eau.

Les bacs de trempée sont refroidies par des serpentins à eau, ces derniers sont immergés dans la cuve de trempée.

II-D-5) Revenu.

Après trempée les pièces sont lavées, l'opération terminale des pièces ayant subi la cémentation est un revenu à basse température (à 160°C) pendant 1h 30 mn pour le 20VC6 et 2h pour le 18CD4, qui transforme la martensite de trempée de la couche superficielle en martensite de revenu supprimant les contraintes.

CHAPITRE III

Contrôles et résultats expérimentaux.

III - A) techniques experimentales

III-A-1) Macroducté

La dureté peut être définie comme la résistance qu'oppose un matériau à sa pénétration par un corps plus dur que lui

III-A-1-1) Principe de l'essai de dureté Brinell.

Cet essai consiste à imprimer dans la pièce une bille en acier de diamètre "D" sous une charge "F" et à mesurer le diamètre "d" de l'empreinte après suppression de "F"

- Le nombre de Brinell : il est définie par le quotient de la charge "F" exprimée en [daN] par l'aire en [mm²] de l'empreinte considérée comme une calotte sphérique d'où :

$$HB = \frac{F}{S} = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

on a effectuer l'essai Brinell normal suivant la norme NFA03-152 c'est à dire

- une bille de 10 mm de diamètre
- une charge de 3000 kgf.
- une durée d'application de la charge 10 secondes

III-A-1-2 Essai de dureté Rockwell.

Cet essai consiste à imprimer dans la pièce étudiée un pénétrateur de type normalisé, à mesurer l'accroissement rémanent de la profondeur de pénétration et en déduire le nombre HRC. Dans notre étude le pénétrateur est un cône droit en diamant d'angle au sommet 120°.

L'exécution a été effectuée de la façon suivante

- Application d'une precharge P = 10 daN
- Application d'une surcharge P = 140 daN.
- Supression de la charge P = 140 daN.
- on lit directement sur un comparateur le nombre HRC

Les essais sont effectués sur des pièces après avoir été meulées à l'endroit choisi.

III - A - 2) Micrographie.

La métallographie microscopique ou micrographie a pour but de mettre en évidence les constituants des produits métallurgiques (métaux purs, solutions solides, ...). Pour cela on procède à l'examen au microscope optique par réflexion d'une surface polie et attaquée, ce microscope est muni d'une chambre photographique.

III - A - 2 - 1) Prélèvement de l'échantillon.

Le lieu et le sens du prélèvement dépendent du but à atteindre, le prélèvement est pratiqué comme suit

- on prélève un échantillon dans le sens du forgeage, et dans le sens du fibrage face "a"
- on prélève un échantillon dans le sens du forgeage et est normale au fibrage face "c"
- on prélève un échantillon dans normale au forgeage et est latéral au fibrage face "b"

voir figures x1 et x2

Le mode de prélèvement ne doit pas provoquer une grande élévation de température, sinon, il pourrait y avoir modification de la constitution du métal.

Les échantillons sont alors enrobés dans une matière plastique appelée "résine"

III - A - 2 - 2) Polissage.

Le polissage consiste à rendre la surface plane et brillante de façon à ce qu'elle ne présente aucune rayure susceptible de gêner l'examen ultérieur. Pour cela on frotte le métal sur des abrasifs de plus en plus fins respectivement:

80, 180, 600, 1000 [grains/mm²]. on prolonge l'action de chacun d'eux jusqu'à ce que les raies créés par le produit précédent aient disparu. on a utilisé au finissage de la pâte diamantée

3[μ m] ϕ des grains de diamant enrobés dans liant soluble dans l'eau et l'alcool.

III - A - 2 - 3) Attaque chimique.

L'attaque a pour but de révéler les joints des grains et de différencier les constituants de l'acier. La méthode que nous avons utilisée consiste à temper la face à attaquer dans le nital pendant un certain moment, puis laver l'échantillon à l'alcool et on le sèche à l'air comprimée. Puis on passe à l'examen au microscope optique, à l'aide duquel on prend des photos, pour examiner les structures obtenues, à noter que l'attaque a lieu à température ambiante.

III - A - 3) La microdureté.

Le microscope métallographique permet en outre les mesures de duretés à l'échelle microscopique. La charge appliquée est de 100g. Cet essai consiste à imprimer sur une surface choisie une petite pyramide en diamant de diagonale "d", sous une charge de 100g pour les pièces non cémentées et 300g pour les pièces cémentées, puis mesurer les deux diagonales et faire la moyenne de ces dernières, puis lire sur un table la valeur correspondante du nombre VICKERS. Le but de la mesure est l'étude des caractéristiques et de la répartition des phases des métaux (micro-constituants) ainsi que la dureté des couches cémentées.

III - B - contrôles

Les pièces métalliques sont soumises à des essais plus ou moins nombreux soit sur le produit brut, soit au cours des différents stades de la fabrication, soit en fin sur les pièces finies. Généralement, les essais sont opérés sur quelques échantillons considérés comme représentatifs de l'ensemble.

En dehors d'une raison de limitation du prix de revient, cette méthode est la seule possible dans le cas fréquent où l'échantillon sur lequel porte le contrôle est rendu inutilisable (essais destructifs)

III - B - 1) contrôles à la forge :

III - B - 1 - 1) contrôles des pièces après forgeage.

Toutes les pièces forgées sont contrôlées visuellement afin de détecter les défauts, parmi ces derniers on cite :

- Défauts de formes
- manque de métal dans une partie de la pièce.

Un calibrage à froid est effectué sur chaque pièce afin de les redresser. Les pièces qui ont le défaut de manque de métal sont rebutées (bien sûr si ce défaut est important)

III - B - 1 - 2) contrôles des pièces après recuit.

Les traitements après forgeage ou recuits sont contrôlés suivant la dureté.

les cahiers de charge exige une dureté Brinell de :

- 20NC6: $HB = 184 \text{ à } 156$ où $d_{[10/3000\text{kg}]} = \frac{44 \text{ à } 48}{10} [\text{mm}]$

- 18CD4: $HB = 225 \text{ à } 179$ où $d_{[10/3000\text{kg}]} = \frac{40 \text{ à } 45}{10} [\text{mm}]$

on effectue un contrôle visuel de 10% et un contrôle métalloscopique à 100%.

III - B - 2) contrôles après usinage

Après chaque opération d'usinage on fait un contrôle métrologique (c'est à dire contrôle des dimensions de la pièce avec des outils classiques) à 100%.

III - B - 2 - 1) contrôle tour.

a) contrôle tour côté crabot.

on contrôle le diamètre extérieur crabot

$$\phi = 88,5 \text{ mm} + 10 \mu\text{m}$$

- on contrôle le diamètre de l'alésage.

$$\phi = 59,4 \text{ mm} \pm \frac{7}{10} \text{ mm}.$$

- on contrôle le diamètre plongée gorge.

$$\phi = 79 \text{ mm} \pm 14 \text{ } \mu\text{m}.$$

- on contrôle la hauteur du crabot R

$$R = 11,25 \pm 0,1 \text{ [mm]}.$$

b) contrôle tour côté dégagement.

- on contrôle le diamètre extérieur denture.

$$\phi = 140,6 \text{ mm} \pm 10 \text{ } \mu\text{m}.$$

- on contrôle la hauteur des dents.

$$R = 23 \text{ mm} \pm 11 \text{ } \mu\text{m}$$

- on contrôle la hauteur face moyenne en retrait - crabot

$$R = 30,1 \text{ mm} \pm 10 \text{ } \mu\text{m}.$$

c) contrôle tour reprise de l'alésage

- on contrôle le diamètre de l'alésage

$$\phi = 60 \pm 7 \text{ } \mu\text{m}.$$

III - B - 2 - 2) Contrôle - Taillage - perçage

a) contrôle Taillage crabot.

après l'opération de taillage crabots, on procède au contrôle du crabot, ce dernier est effectué à l'aide d'un outil cylindrique à dentures internes, on pose cet outil sur la pièce de face à ce que cet outil s'ajuste avec la pièce sur le côté crabot et on vérifie le jeu existant entre les dents de l'outil et celles de la pièce.

$$\text{Tolérance - lecture - comparateur } \left\{ \begin{array}{l} \text{mini } 0,015 \\ \text{maxi } 0,136 \end{array} \right.$$

b) contrôle Taillage denture.

après le taillage des dents et fraisage des dents, on procède au contrôle des dents.

- on contrôle la hauteur des dents.

- on contrôle la hauteur des dents
- les tolérances admises Pied-sommet sont : $\left. \begin{array}{l} \text{mini } 8 \mu\text{m} \\ \text{maxi } 25 \mu\text{m} \end{array} \right\}$
- on contrôle le jeu entre dents.
- les tolérances admises sont :

$$\text{jeu normal mini} = 0,070 \mu\text{m}$$

$$\text{jeu normal max} = 0,137 \mu\text{m}$$

c) contrôle perçage

Pour contrôler les trous de graissage, on introduit un outil de forme cylindrique dans le trou de graissage et on contrôle le diamètre de ce dernier.

$$\phi = 4\text{mm} \pm 0,002 \mu\text{m}.$$

III - B-3) contrôle traitement thermique final.

après les opérations de cémentation, trempe, revenu on fait un contrôle sur quelques pièces.

- contrôle Brinell:

Pour les pièces de nuance 20NC6, les cahiers de charge exigent une dureté Brinell de :

$$HB = 430 \text{ à } 302. \text{ ou } d_{5/750\text{kg}} = \frac{14,75 \text{ à } 17,5}{10} [\text{mm}]$$

- contrôle ROCWELL.

$$HRC = 60 \text{ à } 64 \text{ pour le } 20\text{NC6}$$

$$HRA \text{ mini } 81 \text{ pour le } 18\text{CD4}$$

A noter que le contrôle Rocwell pour le 18CD4 se fait sur les 2 becs $\phi 16$ et dans l'alésage $\phi 22^{H9}$.

- contrôle lime pour le 18CD4:

les pièces de cette nuance sont dur sous la lime, ce contrôle se fait sur l'alésage $\phi 22^{H9}$

- Contrôle d'épaisseur de cémentation: elle est définie par la distance entre la surface de la pièce et le point de

de dureté $HV_{0,5} = 550$ mesurée dans un plan perpendiculaire à la surface de la pièce :

$$\frac{7 \text{ à } 9}{10} \text{ du mm pour le 20NC6}$$

$$\frac{5 \text{ à } 7}{10} \text{ du mm pour le 18CD4}$$

III - c) résultats expérimentaux et interprétations

III - c - 1) résultats des essais de duretés et interprétations

TABLÉAU 2 : résultats des essais de duretés pour les pièces forgées seulement et les pièces forgées et recuites dans deux nuances

NUANCES	NATURES DES PIÈCES	BRINELL		
		ϕ_{10} [mm]	R_m [dan/mm ²]	HB
20NC6	Pièces forgées seulement	45	61	179
	Pièces forgées ayant subi le recuit isotherme	48	52	156
18CD4	Pièces forgées seulement	41	74	217
	Pièces forgées ayant subi le recuit de normalisation.	45	61	179

Interprétation: Pour les deux types de pièces, on observe une structure ferrito-perlitique. Cette structure justifie les valeurs faibles des duretés obtenues. On remarque que les pièces n'ayant pas subi de recuit ont une dureté élevée que celles des pièces qui l'ont subi. cela s'explique par le fait adoucissant du recuit. on remarque que la différence de dureté pour les pièces du 20NC6 n'est pas assez grande, elle est de 23 unités HB par contre les pièces du 18CD4 ont une différence de duretés de 38 unités HB.

TABLEAU 3 : résultats des essais de duretés pour les pièces cémentées.

NUANCES	Natures des pièces	BRINELL au coeur			ROCWELL à la surface
		Φ^2 [mm]	R _m [daN/mm ²]	HB	
20NC6	Pièces finies sans recuit isotherme	35	103	302	61
	Pièces finies avec recuit isotherme	33	116	341	62
18CD4	Pièces finies avec recuit de normalisation	36	97	285	60

Dans notre étude on a pas pu suivre les pièces de nuance 18CD4 à l'usinage car ces dernières sont programmées pour les mois de juillet - Aout. Pour ce fait on a pas fait d'essais sur les pièces qui n'ont pas subi de recuit de normalisation et ayant subi les opérations d'usinage et celles du traitement thermique final, mais on essaye de comparer les résultats obtenus à la forge et comparer avec ceux du 20NC6 et donner une idée là dessus.

on remarque que les pièces qui ont subi le recuit sont plus durs à la surface que celles qui n'en ont pas subi, cela est due à l'effet du recuit qui affine les grains donc on aura à la surface une martensite de revenu dont sa dureté est plus élevée que celle des pièces qui n'ont pas subi de recuit. mais cette différence n'est pas importante, de plus on agit toujours dans les conditions exigées par les cahiers de charge. Au coeur, c'est la même remarque, qu'on constate mais dans ce cas, l'effet d'avoir au coeur de la pièce une dureté moindre, n'est qu'un avantage, dans ce cas aussi on a dans les conditions exigées par les cahiers de charge.

III-C-2) Résultats et interprétations des essais de microdureté

Tableau 4 : résultats de mesure des microduretés des phases ferritiques et perlitiques des 3 faces "a", "b" et "c" des pièces de nuance 18CD4

NUANCE	nature des pièces	nature des échantillon	HV	
			sur la ferrite	sur la perlite
18CD4	Pièces forgées seulement	face "a"	247	280
		face "b"	243	278
		face "c"	241	268
	Pièces forgées ayant subi un recuit de normalisation	face "a"	197	240
		face "b"	195	238
		face "c"	189	225

Interprétation : on remarque que la dureté sur la face "a" est plus élevée que celle de la face "b" qui est elle aussi supérieure à celle de la face "c", sur les deux phases, cela s'explique par le fait que la face "a" a un fibrage plus serré que celle de "b", par contre la face "c" est normale au fibrage. ainsi cela s'explique aussi par le sens du forgeage. on remarque aussi que la dureté sur les plages perlitiques est plus élevée que sur la ferrite cela s'explique par le fait que la perlite est plus dure que la ferrite.

Tableau 5: Resultats de mesures des microduretés des phases ferritiques et perlitiques des 3 faces "a", "b" et "c" des pièces de Nuance 20VC6

NUANCE	nature des pièces	nature des échantillons	H V	
			sur la ferrite	sur la perlite
20VC6	Pièces forgées seulement	face "a"	218	247
		face "b"	216	245
		face "c"	215	244
	pièces forgées ayant subi un recuit isotherme	face "a"	200	233
		face "b"	189	218
		face "c"	186	216

Interpretation:

Les mêmes constatations sont remarquées dans ce tableau que dans dans le tableau précédent. Mais on remarque que les duretés de la ferrite et de la perlite ne sont pas trop éloignées l'une de l'autre. Ainsi que l'écart de dureté vickers entre les pièces ayant subi le recuit et celles qui ne l'ont pas subi.

Les figures 13 et 14 représentent les courbes de pénétration de temps en profondeur de la couche cémentée pour l'acier 20VC6 et l'acier 18CD respectivement.

on remarque sur ces diagrammes que la dureté varie du maximum possible au minimum correspondant à l'état initial du métal et remonte à la valeur qui est celle du revenu du coeur de la pièce. La présence de cette zone étroite adoucie n'a pratiquement aucun effet.

d = distance de la surface vers le coin de la pièce en [μm]

— Pièces recuit + cémentation + temps et revenu
 ---- Pièces cémentées + temps et revenu sans du forgeage

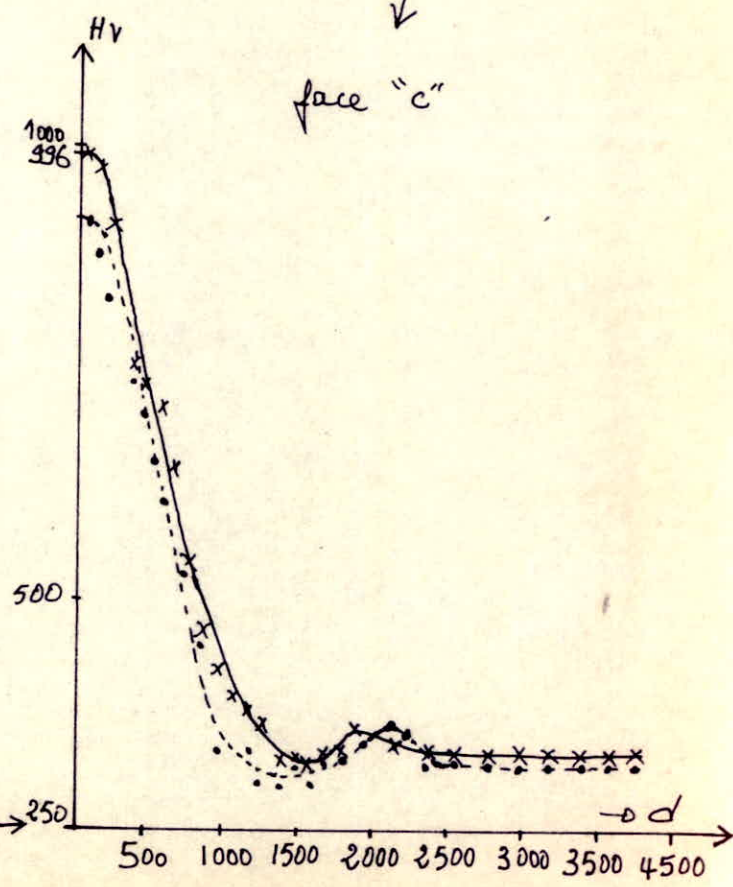
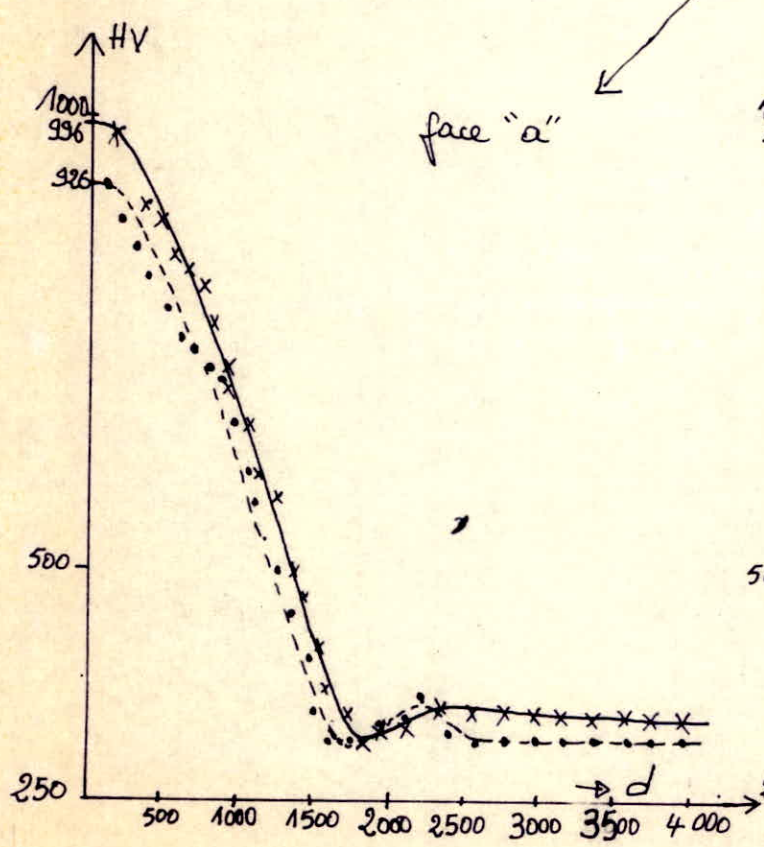
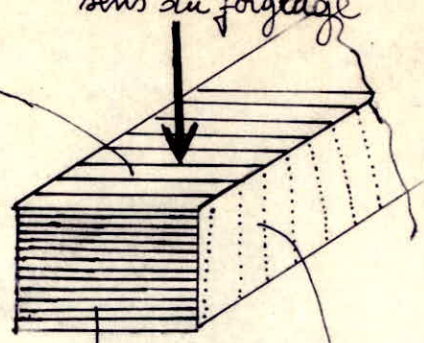
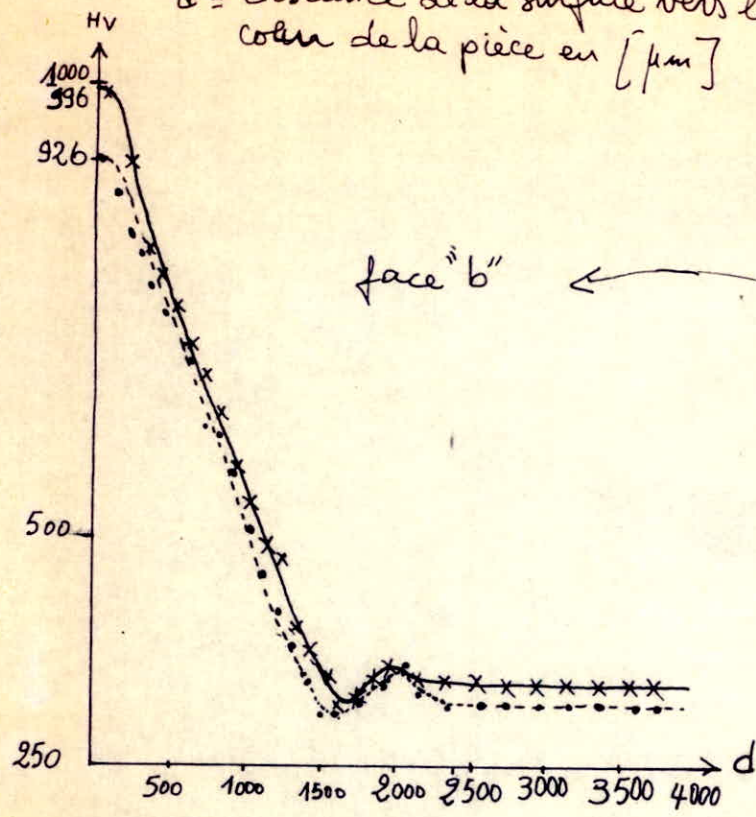
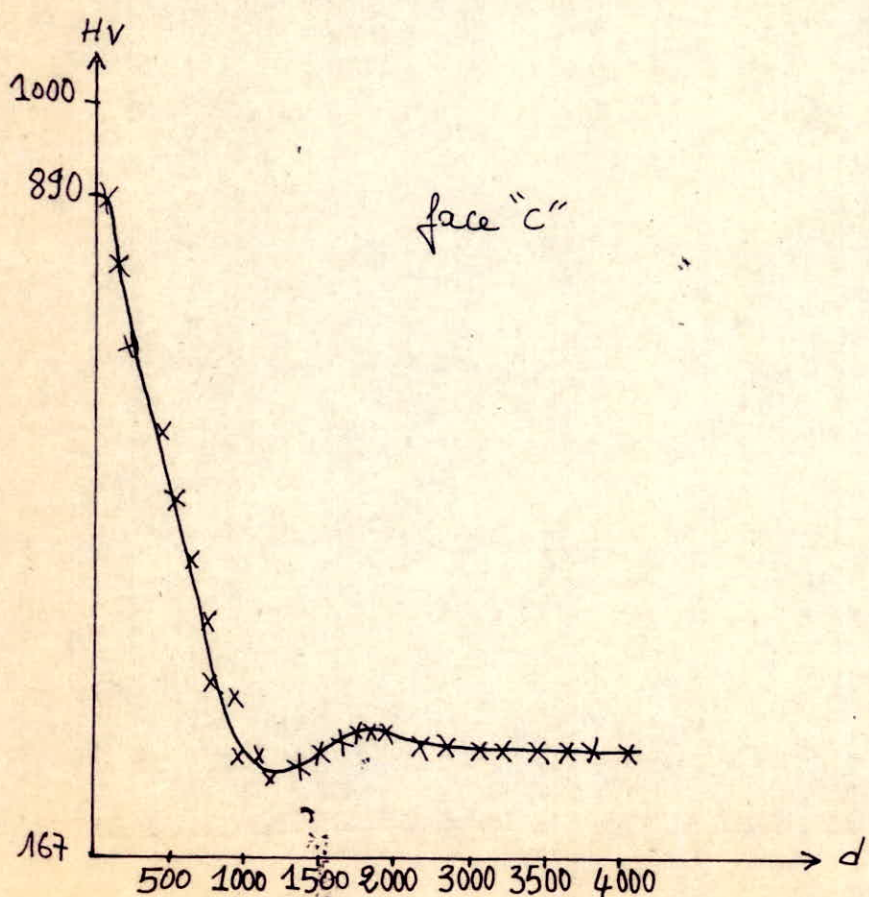
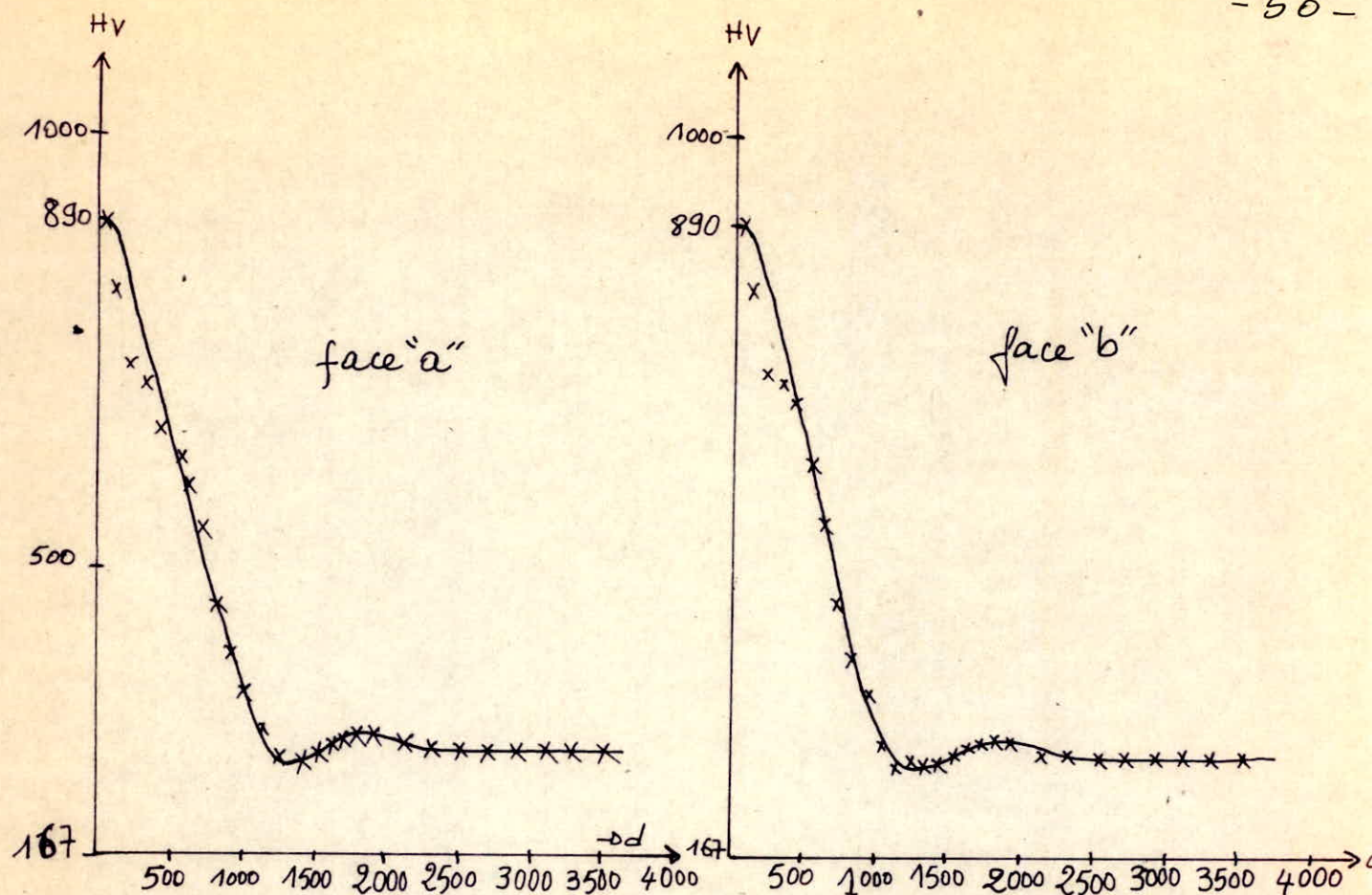


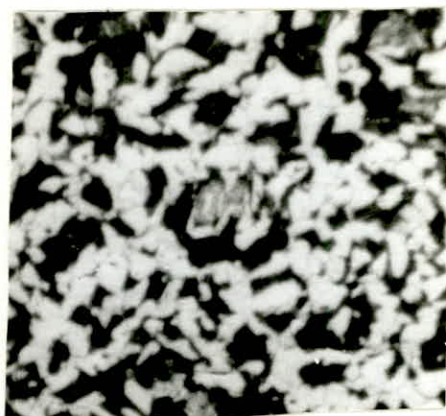
Fig. 13 - courbes de pénétration de ténape en profondeur de la couche cémentée de l'acier 20NC6



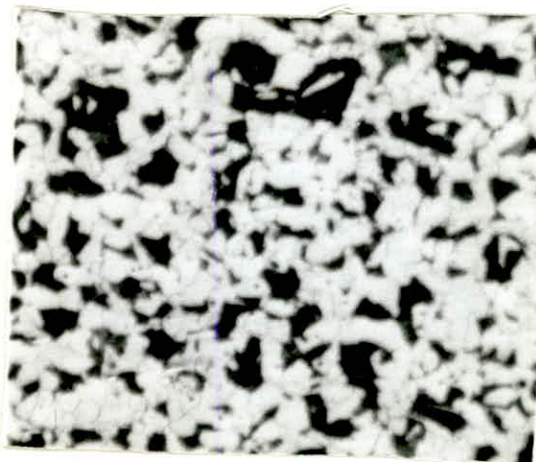
F.14 : courbes de penetration de hennpe en profondeur de la couche cimentee de l'acier 18CD4.

Micrographie de l'acier 20NC6

Pièces forgées seulement



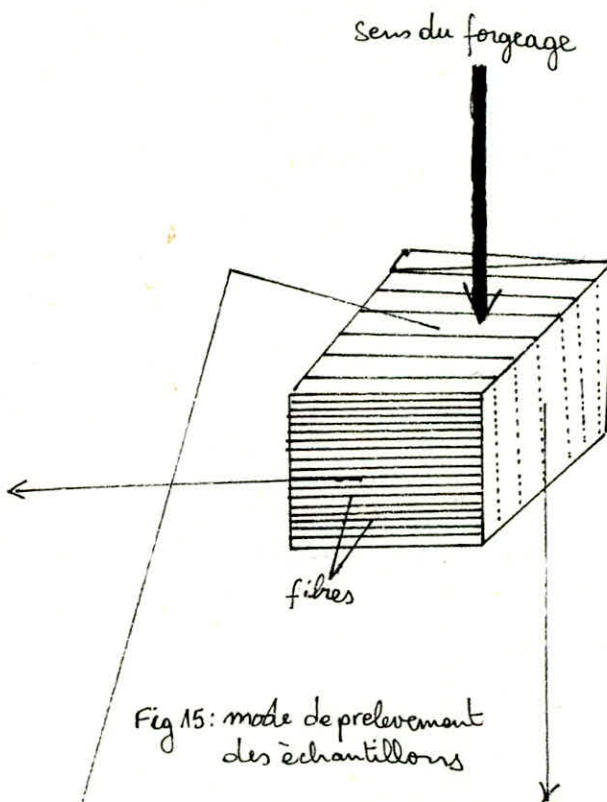
face "a" x 160



face "b" x 160

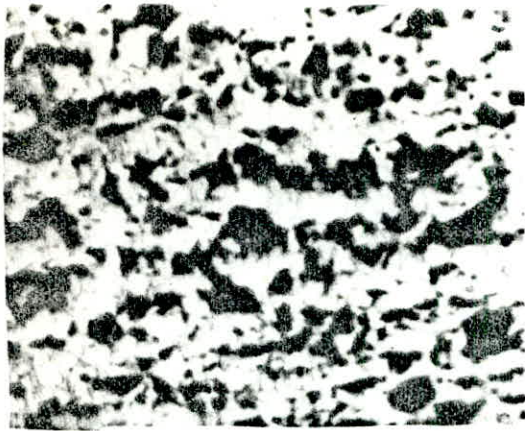


face "c" x 160



"a", "b" et "c" structures ferrito - perlitique

b) Pièces ayant subi un recuit isotherme à 950°C



face "a" x 160



face "b" x 160



face "c" x 160

"a", "b" et "c" structures en bande (ferrite - perlite)

c) Pièces cémentées, trempées et revenues à 160°C



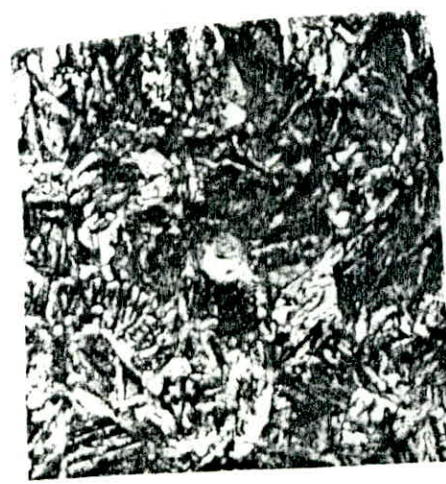
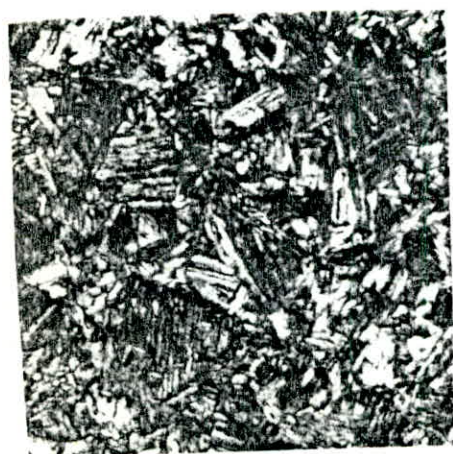
face "a" x 500

face "b" x 500

face "c" x 500

"a", "b" et "c" structures ferrite-bainitique (près du coeur)

d) Pièces recuites, cémentées, trempées et revenues à 160°C



face "a" x 1000

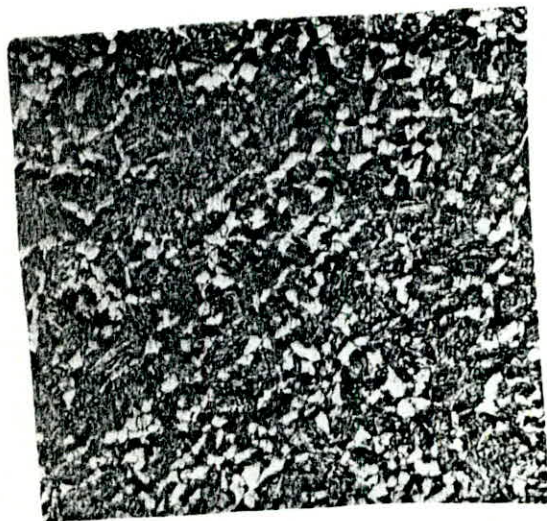
face "b" x 1000

face "c" x 1000

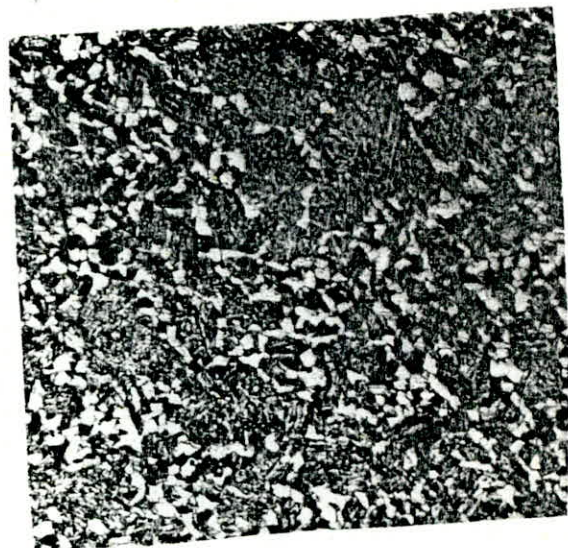
"a", "b" et "c" structures ferrite-bainitique (près du coeur)

Micrographie de l'acier ABCD4

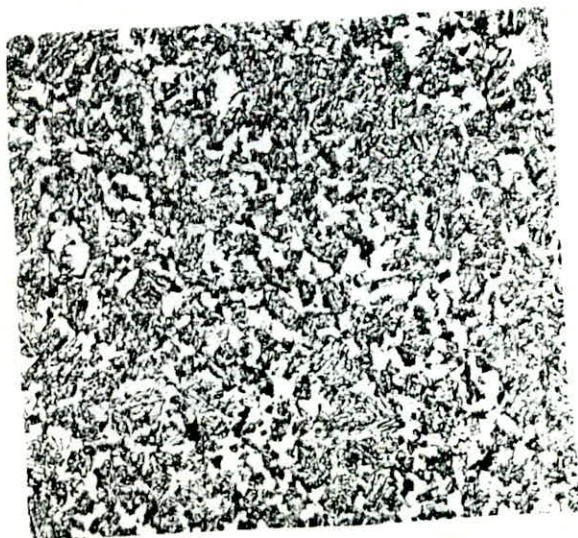
a) pièces forgées seulement.



face "a" x 160



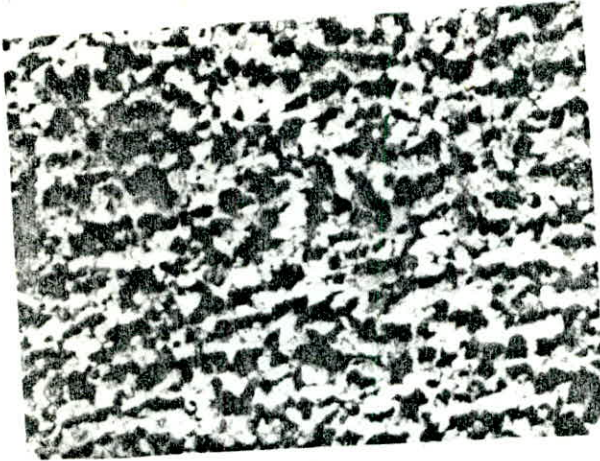
face "b" x 160



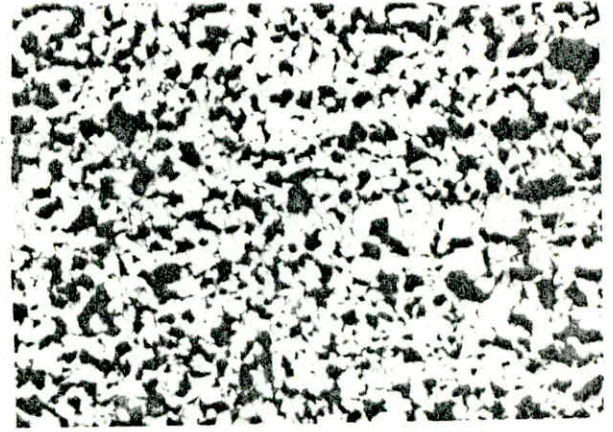
face "c" x 160

"a", "b" et "c" structures ferrite - perlite.

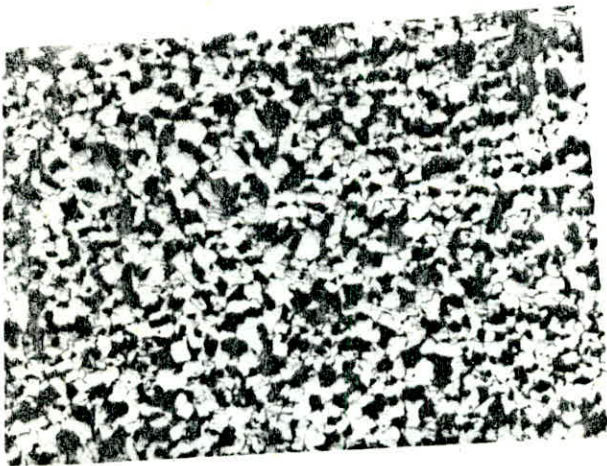
b) Pièces ayant subi un recuit de normalisation



face "a" x 160



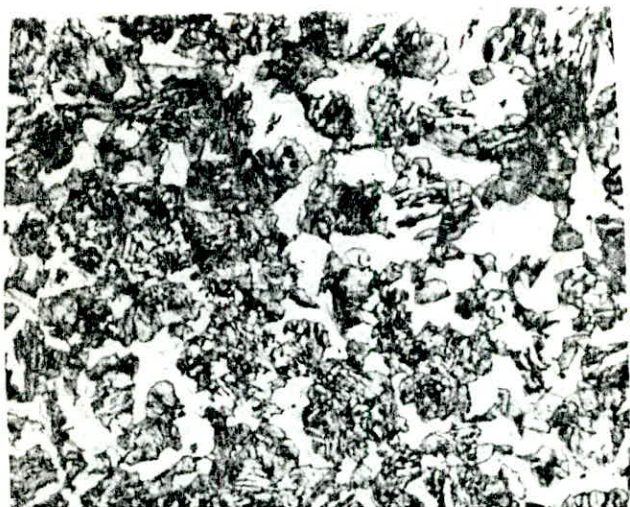
face "b" x 160



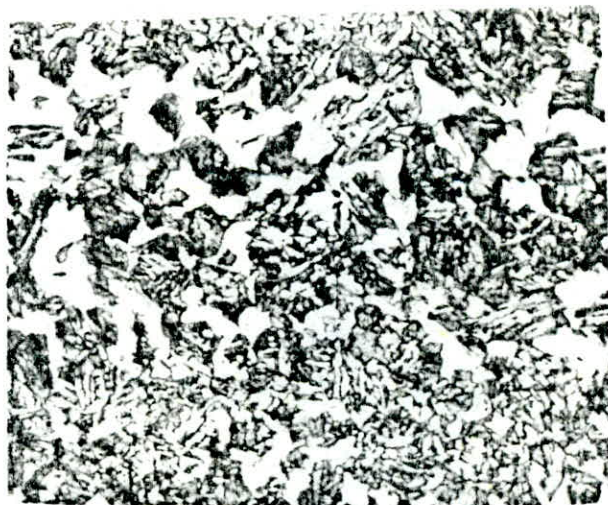
face "c" x 160

"a", "b" et "c" structures en bandes (ferrite-perlite)

c) pièces ayant subi la gamme complète de fabrication



face "a" x 500

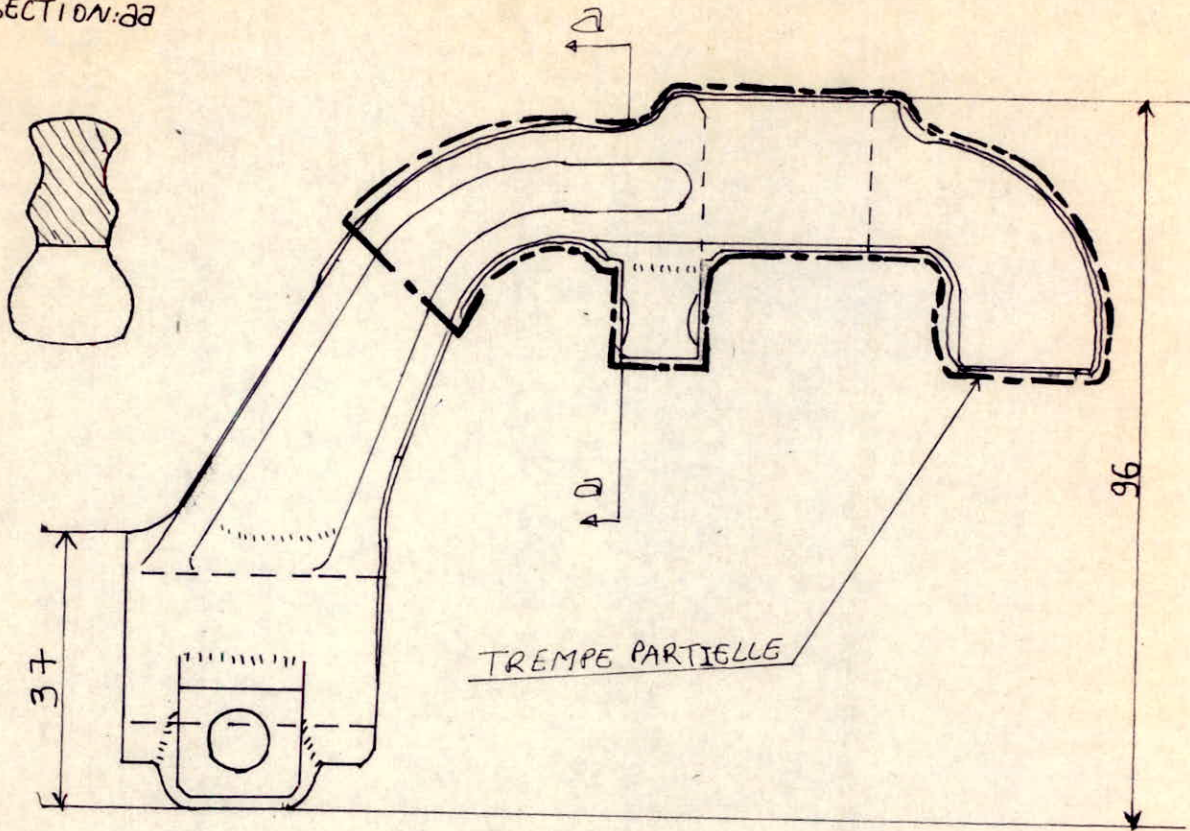


face "b" x 500

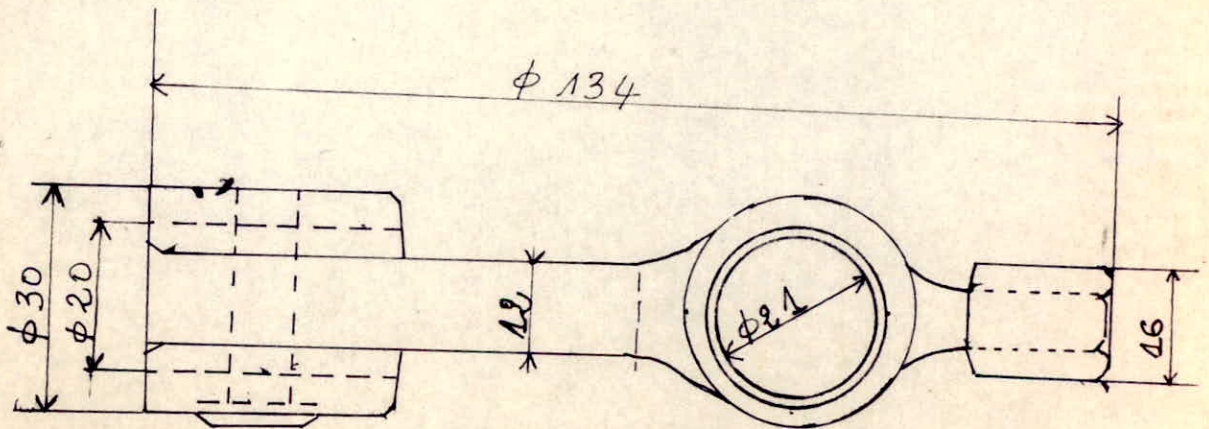
"a" et "b" structures ferrite-perlitique (au coeur)

VUE DE FACE

SECTION:aa

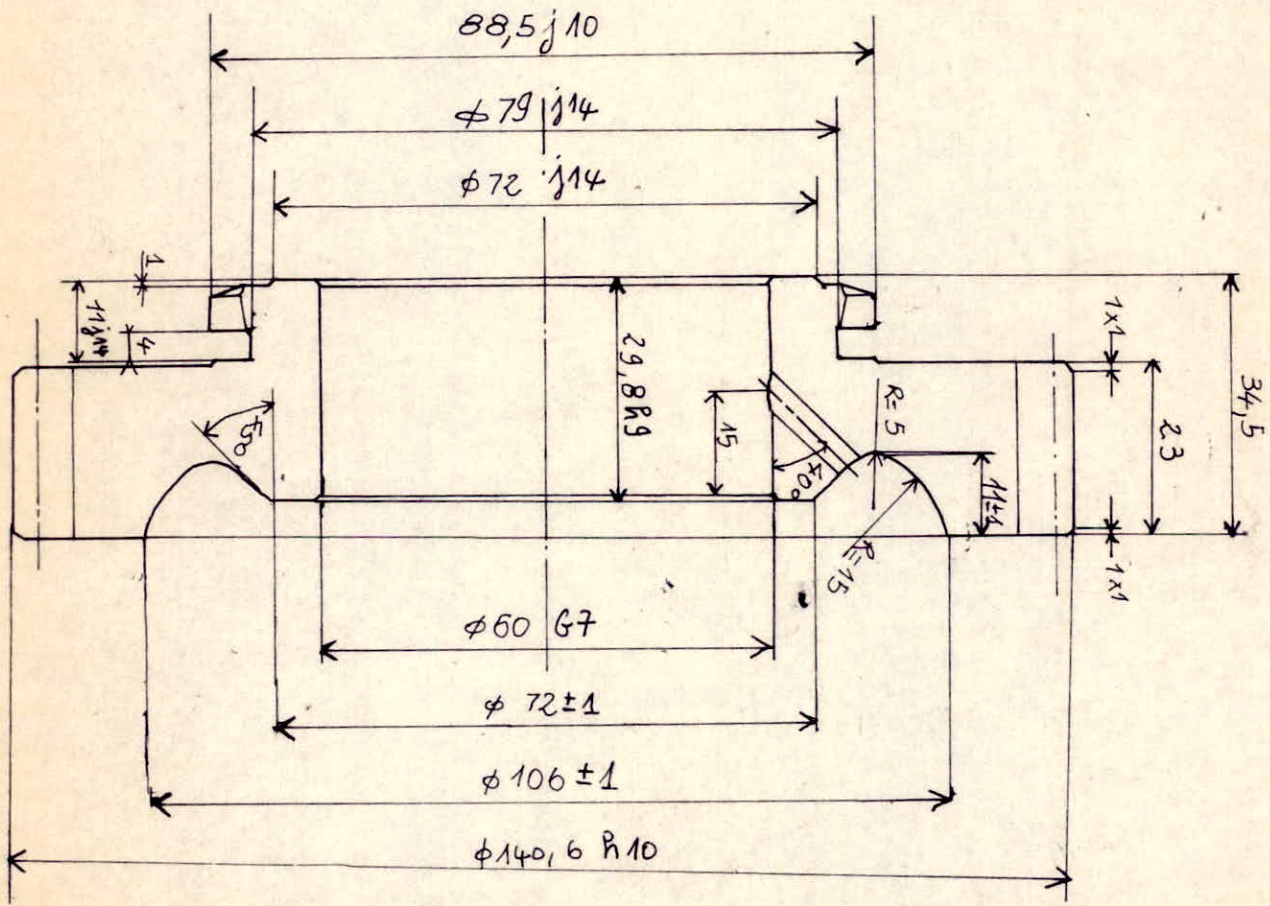
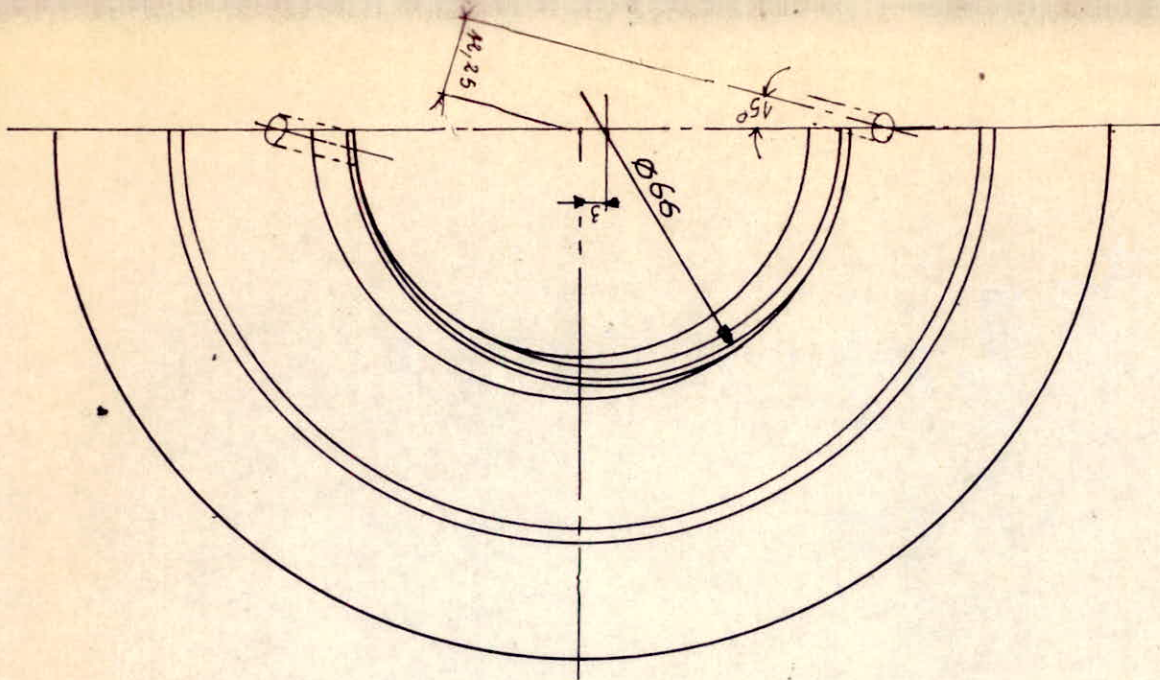


VUE DE DESSOUS



BOITE 5 VITESSES TYPE BXL
 LEVIER DE C^{DE} des réglottes
 N° SNVI-CVI 165 264

ECHELLE 1



BOITE BBS 4/5 VITESSES
 TOUTS TYPES
 ENGRENAGE RECEP. MAR
 DESNVI-CVI 164-980

REPÈRE	DENTURE	CRABOT
Nombre de dents	37	38
Module normal	3,5	2,25
Angle de pression	20°	25°
ECHELLE 1		

CONCLUSION

Ce qui à été important dans mon étude c'est le contact avec l'industrie qui m'a permis de développer mes relations humaines dans ce milieu ouvrier. L'aide qui m'a été fournie par toutes les personnes que j'ai pu solliciter m'est très précieuse aussi bien pour ma future carrière industrielle que pour mon sujet de mémoire de fin d'étude, qui est un problème purement pratique. Les possibilités relatives aussi bien à la durée de mon stage qu'au moyens matériels existants au C.V.I, m'ont permis de tirer des conclusions avec des réserves. Est-ce le traitement thermique préalable pour les pièces "engrenage récepteur de M.A.R" en 20NC6 et "le levier de commande des réglottes" est vraiment nécessaire? Le suivi de la pièce en 20NC6 lors de toutes les opérations d'usinage pour 4 pièces se sont effectuées sans aucun changement de tous les paramètres de réglage des machines.

Cependant à l'aide des mesures de dureté, on a calculé pour l'engrenage récepteur de M.A.R" la puissance absorbée par l'outil, qui s'est montrée supérieure à celle de la pièce qui a subi le traitement thermique préalable dont le coefficient $\frac{Pa_2}{Pa_1} = 0,85$.

Il est clair que cette augmentation de la puissance absorbée influe énormément sur la consommation des outils de coupe. Ce qui représente un inconvénient économique non négligeable, mais on ne peut évaluer cette consommation que qualitativement par $Pa = f(c)$ où "c" est la consommation d'outils de coupe. Probablement la croissance est linéaire. Cependant aurait un gain de 4,14 DA qui comprend les frais directs

et indirects du traitement thermique préalable.

Pour ce qui est du levier de commande des réglages, les frais pour le traitement thermique préalable sont évalués à 9,50 DA. Ainsi, il y a lieu de comparer simplement le gain obtenu au bâtiment forge et la perte des outils évalués en dinars A.

Si nous observons cette étude du point de vue technologique :
caractéristiques mécaniques de l'engrenage receveur :

1^{er} cas - avec la gamme complète

2^{ème} cas - avec la gamme sans traitement thermique préalable

La dureté au cœur de la pièce dans le premier cas est supérieure à celle du deuxième cas, avec une différence de 39 unités HB. Ce résultat n'est que favorable au bon fonctionnement des pièces, car cela présente une plasticité meilleure, sans traitement thermique préalable.

La dureté à la surface est respectivement de 62 et 61 HRC

Tous ces résultats existent dans la fourchette du cahier des charges.

Les microduretés, du 1^{er} cas, de la ferrite et de la perlite sont inférieures à celles du 2^{ème} cas, dans le cas des trois faces "a" "b" et "c". La différence entre toutes les valeurs est inférieure à 20 unités HV. D'où cela ne présente pas d'inconvénient, ni de fragilités ni d'une ductilité faible.

Les courbes de tempabilité ne présentent pas une différence importante.

Les micrographies ne présentent également aucune particularité pour les deux gammes en question.

Ainsi on peut déduire que le traitement thermique final permet d'éliminer la structure en bande et de donner des caractéristiques mécaniques acceptables pour pouvoir préconiser une décision sur l'élimination du traitement

thermique préalable en se basant sur les résultats techniques. Quoique l'étude peut être complétée par d'autres résultats des mesures statistiques des grains et de l'orientation des textures de forgeage pour les deux gammes en question, qu'il faut comparer.

L'étude du levier de commande des réglées n'a pas pu être faite complètement car, on n'a pas pu faire leur prélèvement avant traitement thermique préalable et le suivre pendant l'usinage.

En conclusion, on propose qu'il ^{est} souhaitable de faire un essai avec la gamme du 2^{ème} cas sur l'acier 20VC6 de l'engrenage récepteur, sur un lot de pièces et observer les difficultés éventuelles de l'usinage et l'usure des outils de coupe. Certes une déduction ne peut être faite sur l'usinage de 4 pièces seulement.

- BIBLIOGRAPHIE -

- 1 - G de smet . La pratique des traitements thermiques des metaux industriels
(1979) DUNOD
- 2 - A roos et B. nilet . Precis de metallurgie appliquee (1982) TEC et DOC
- 3 - R. Butin - M. Pinot - fabrication mecanique - technologie t₁ (1983) FOUCHER
- 4 - P. Poloukhine - technologie des metaux - (1967) MIR - MOSCOU
- 5 - I. Lakhine - Metallographie et traitements thermiques des metaux
(1982) Mir - Moscou.
- 6 - H - De Leiris - Metaux et alliages t₂ (1971) Masson et Cie
- 7) - C. Chaussin - Manuel pratique des aciers et de leurs traitements
: thermiques. (1981) DUNOD
- 8 - C - Chaussin - G. Hilly - Metallurgie t₁ (1982) DUNOD
- 9 - J. Bernard, A. Michel, J. Prilibert et J. Talbot . Metallurgie generale
(1969) Masson et Cie
- 10 - techniques de l'ingenieur . Traitements thermiques
- 11 - Revues metallurgiques : traitements thermiques.

