



ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : **METALLURGIE**

**Projet de Fin d'Etudes**

SUJET

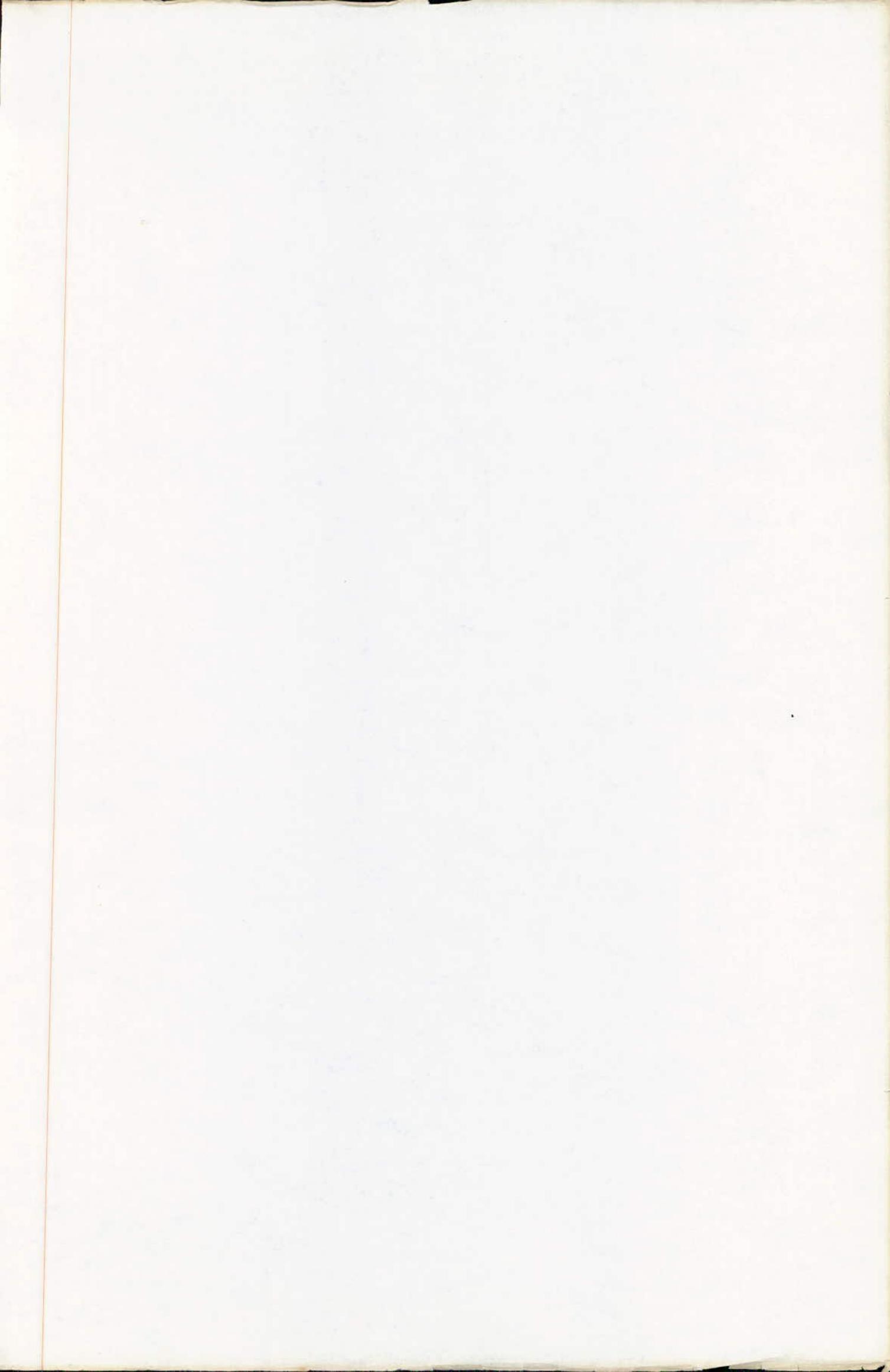
**influence des éléments  
d'addition sur la  
cémentation des aciers**

Proposé par :  
MAISTROUK

Etudié par :  
DJERDJAR Boubekeur  
KARA Abdelaziz

Dirigé par :  
MAISTROUK

PROMOTION : 1989 (JUN)



Je dédie ce modeste travail à :

ma mère et mon père en signe de reconnaissance ce pour leurs soutien moral et matériel durant mes études

- à mes frères et à toute la famille

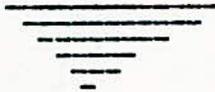
- à mes amis et l'ensemble de mes camarades

à tous ceux qui me sont chers

DJERDJAR Boubekeur

Je dédie ce modeste travail à mon père et ma mère qui sont toujours présents dans mon coeur, ainsi qu'à mes frères et sœurs, à mes amis et l'ensemble de mes camarades, à tous ces êtres chers, je dirai merci.

KARA Abdelaziz



REMERCIEMENTS



Au terme de ce travail, nous tenons à remercier vivement notre promoteur MONSIEUR MAISTROUK pour ses précieux conseils qui nous ont aidés dans l'élaboration de ce projet.

Nous tenons à remercier tous ceux qui nous ont facilité la tâche au laboratoire centrale de la S N V I et d'une façon particulière MM DJAMEL, BOJDERBALA, SAID ...

Nous exprimons notre profonde reconnaissance à MONSIEUR DEROUICHE ABD-EL-KRIM pour sa précieuse aide à la mise en forme et la réalisation technique de ce mémoire.

Nos remerciement vont également à tous ceux qui ont contribué de loin ou de près à l'accomplissement de notre travail.

S O M M A I R E

Introduction	1
<u>C H A P I T R E I</u>	
I - 1 : Etude théorique	3
I - 1 - 1 : Principe de la cémentation	
I - 1 - 2 : L'acier	
I - 1 - 3 : Aciers alliés	5
I - 1 - a : Influence sur la position des points de transformation	
I - 1 - b : La structure martensitique	9
<u>C H A P I T R E II</u>	
II - 1 : Paramètres physico-chimiques de la cémentation	10
II - 1 - 1 : Rôle de la diffusion dans la cémentation	
II - 1 - 2 : Rôle particulier du carbone	
II - 1 - 3 : Equilibres chimiques réversibles	11
II - 1 - 4 : Réaction de base	
II - 1 - 5 : Equilibre de Boudouard	12
II - 1 - 6 : Production de Co	
- a : Craquage de $CH_4$ en présence d'air	
- b : Craquage d'un hydrocarbure lourd	
- c : Dans les bains de sels fondus	
II - 1 - 7 : Réaction chimiques de la cémentation	14
a : Réaction chimique en surface	
<u>C H A P I T R E III</u>	
III - 1 : Etude de la diffusion	15
III - 1 - 1 : Loi simple de la diffusion	
III - 1 - 1 - a ; Coefficient de diffusion	
III - 1 - 2 : Loi générale de la diffusion	
III - 1 - 3 : Cémentation dans le cas idéal	16
III - 1 - 3 - a : Courbe réduite	17
III - 1 - 4 : Retouches successives à la loi générale de la diffusion ( <u>loi de FICK</u> )	18
III - 1 - 4 - a : 1ère retouche au cas idéal	
- 1 : Variation de la concentration en surface	
III - 1 - 4 - b : 2ème retouche au cas idéal	19
- 1 : Variation du coefficient de diffusion D avec la concentration C	

III-1-4-C :	3 <sup>ème</sup> retouche au cas idéal.	
	1- : Intervention de l'activité.	21
	2- : Calcul du coefficient de diffusion d'après le coefficient d'activité.	22
	3- : Influence des éléments de substitution sur l'activité et le coefficient de diffusion.	23
	4- : Influence de la température et des divers facteurs.	24
	a- : Variation du coefficient de diffusion avec la température.	24
	b- : Dimensions des grains.	25
	c- : Influence de la température et du temps de maintien.	25

CHAPITRE IV :      TECHNIQUES EXPERIMENTALES

IV-1 :	Pratique de la cémentation en caisse	26
	IV-1-1 : Principe	
	IV-1-2 : Choix des aciers	
	IV-1-3 : Formes et dimensions des éprouvettes	27
	IV-1-4 : Le ciment	28
	IV-1-5 : Caisses de cémentation	29
	IV-1-6 : Four de cémentation	
	IV-1-7 : Enfournement	
	IV-1-8 : Défournement	
IV-2 :	Défauts et anomalies de la cémentation	30

CHAPITRE V :

V-1 : Méthode de mesure de la profondeur de la couche cémentée.	31
V-1-3-a : Influence des éléments d'addition sur l'épais- seur de la couche cimentée.	32
Résultats des mesures de l'épaisseur	33
V-1-3-b : Influence de la température sur l'épaisseur de la couche cimentée.	34
V-1-4 : Influence du temps sur la couche cimentée.	35

CHAPITRE VI :

VI-1 : Calcul du coefficient de diffusion.	36
Résultat pour XC10	38
" " 10 NC 6	39
" " 18 CD 4	40
Interprétation	41
Variation de D en fonction de la température	42
VI-1-2 : Influence des éléments d'addition sur le coefficient de diffusion	43
VI-1-3 : Influence de la température sur le coef- ficient de diffusion.	44
VI-1-4 : Etude micrographique.	45

CHAPITRE VII :

VII-1 : Caractéristiques mécaniques des aciers cimentée	46
VII-1-a : Condition d'essais	46
VII-1-a : Essai ROCKWELL	47
Interprétation	48

CONCLUSION	49
------------	----

BIBLIOGRAPHIE	50
---------------	----

## INTRODUCTION /

L'emploi des aciers et le développement de nouveaux matériaux ont une importance sans cesse grandissante. Un traitement thermique *et est* généralement obligatoire (conseiller) afin de conféré au matériau certaines caractéristiques (mécaniques,.....etc) lui permettant de résister aux différents conditions de travail.

La résistance à l'usure demande une forte dureté superficielle et cette qualité correspond à celle des aciers riches en carbone, dans lesquels pendant le traitement thermique, des méthodes appropriées permettent de conserver la teneur superficielle en carbone.

à L'état trempé, les caractéristiques mécaniques des aciers varient considérablement avec leur teneur en carbone (résistance, dureté, élevées, allongement, résilience très faibles) pour les aciers durs Propriétés exactement opposées pour les aciers doux et extra-doux. Si l'on superpose les nuances extrêmes dans une même pièce, l'acier, le plus dur étant en surface, on peut obtenir un ensemble de propriétés contradictoires qui peuvent être extrêmement favorable.

Le meilleur matériau est celui qui a simultanément une surface dure et une âme ductile, ce dernier a une résilience qui lui permet *de* résister aux chocs tandis que la surface à toutes les qualités requises pour bien se comporter vis à vis de l'usure.

La réalisation de cette exigence fait appel de manière générale au traitement thermo-chimique qui est un enrichissement superficiel de l'acier en tel élément, par sa diffusion, à partir d'un milieu extérieur porté à une température élevée. Ceci va permettre de conférer à cette couche superficielle des caractéristiques, mécaniques, physiques, ou chimiques particulières. Voici quelques procédés de traitement thermo-chimique en fonction des éléments employés comme agent d'enrichissement superficiel :

- Cémentation : c'est un enrichissement superficiel en carbone.
- Nituration : c'est un enrichissement superficiel en azote.
- Chromisation : c'est un enrichissement superficiel en chrome.
- Carbonituration : c'est un enrichissement superficielle en carbone et l'azote.

Boruration : c'est un enrichissement superficiel en bore...etc  
Nous nous intéresserons qu'à la cémentation au carbone, la plus répandue  
ou on distingue trois procédés de cémentation :

- Cémentation solide : la plus ancienne.
- Cémentation liquide : l'enrichissement en carbone d'opère par l'intermédiaire d'un sel fondu.
- Cémentation gazeuse : (la plus répandue) dans les atmosphères contrôlées.

à l'instar de la cémentation au carbone, notre étude se base en grande partie sur l'influence des éléments d'additions, tel que (Cr, Mo, Ni, Si, Si) sur la profondeur de la couche cémentée, ainsi que sur les paramètres qui influent sur la cémentation (T, t, D,...).

L'attention sera spécialement attirée sur l'augmentation des caractéristiques mécaniques de l'acier à cémenter.

## C H A P I T R E : I

### I - 1 ETUDE THEORIQUE /

#### I - 1 - 1 PRINCIPE DE LA CEMENTATION :

La cémentation usuelle effectuée sur pièce à sa forme définitive est une opération métallurgique qui comprend essentiellement l'enrichissement des couches superficielles en carbone dans le but d'améliorer les propriétés d'usage de la pièce par duraiement superficiel.

L'enrichissement en carbone comporte plusieurs stades :

- 1° - Réaction chimique à haute température du milieu ambiant sur la surface de la pièce avec fixation de carbone.
- 2° - Simultanément diffusion du carbone dans les couches superficielles dans l'acier qui est à l'état austénitique.
- 3° - Traitement thermique consécutif ayant pour effet, par le mécanisme de la trempe, de durcir les couches cémentées.

#### I - 1 - 2 L'ACIER :

On peut distinguer plusieurs formes de fer qui diffèrent par leur magnétisme, leur pouvoir de dissolution du carbone, ou leur structure cristalline.

Le fer  $\delta$  existe aux températures inférieures à 1401°C et supérieures à 910°C. Dans l'intervalle de températures comprises entre 1401° et 1539°C, le fer  $\alpha$  est désigné souvent par la lettre  $\delta$ , le fer  $\alpha$  a un réseau cubique centré, jusqu'à 768°C (point de curie) le fer  $\alpha$  est magnétique, le fer ne dissout pratiquement pas le carbone; à 732°C la solubilité maximale du carbone dans le fer  $\alpha$  est de 0,025% la solution solide d'insertion du carbone dans le fer  $\alpha$  s'appelle ferrite.

Le fer  $\delta$  existe à partir de 910°C dont le réseau cristallin est cubique à faces centrées. Le fer  $\alpha$  à 1147°C atteint 2% la solution solide d'insertion du carbone dans le fer  $\delta$  porte le nom d'austénité qui est très plastique mais dans la résistance à la rupture est faible.

La solubilité du carbone dans le Fe  $\delta$  est nettement plus élevée que celle du Fe  $\alpha$ . Il en est ainsi parce que les interstices du Fe  $\delta$  sont plus grands que ceux du Fe  $\alpha$ .

Avec le carbone, le fer forme également une combinaison chimique le carbone de Fer Fe<sub>3</sub>C, qu'on appelle cémentite.

La teneur de la cémentite en carbone est de 6,67 %, ses propriétés caractéristiques sont la dureté élevée et une très faible plasticité.

(caractéristiques sont la dureté élevée et une très faible plasticité.)

Nous représentons ci-joint le diagramme Fer - Carbone (cémentite) qui traduit la composition des phases et la structure des alliages dont la concentration varie du fer pur à sa cémentite.

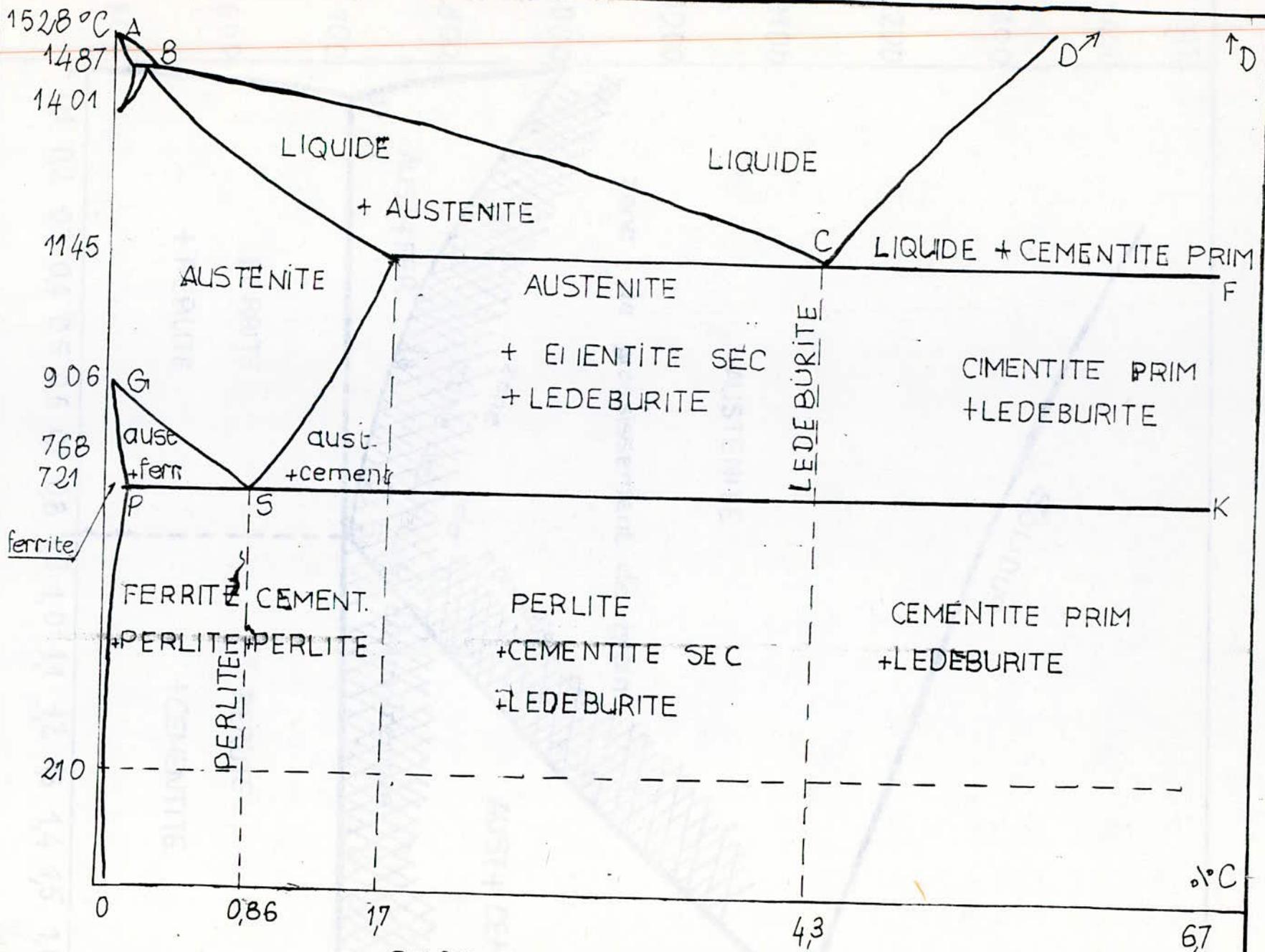


DIAGRAMME FER-CEMENTITE

I - 1 - 3 ACIERS ALLIES :

Les aciers alliés sont des alliages Fe - C avec <sup>des</sup> éléments ajoutés intentionnellement en ~~quantités~~ <sup>quantités</sup> suffisantes pour modifier les caractéristiques mécaniques, physiques, chimiques, etc :.....

Les aciers au ~~au~~ <sup>au</sup> carbone contiennent toujours des éléments étrangers comme sont : Mn, Si, S, P, etc..... Ces éléments ne sont pas ajoutés intentionnellement ~~mais~~ <sup>mais</sup> sont présents en proportion minime et proviennent du processus d'élaboration.

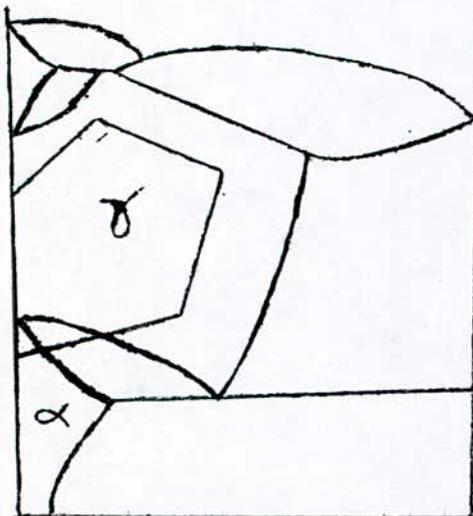
Les (proportions) pourcentages d'addition <sup>e</sup> variant en fonction des caractéristiques qui doivent être modifiées <sup>S</sup>.

I - 1 - a INFLUENCE SUR LA POSITION DES POINTS DE TRANSFORMATION :

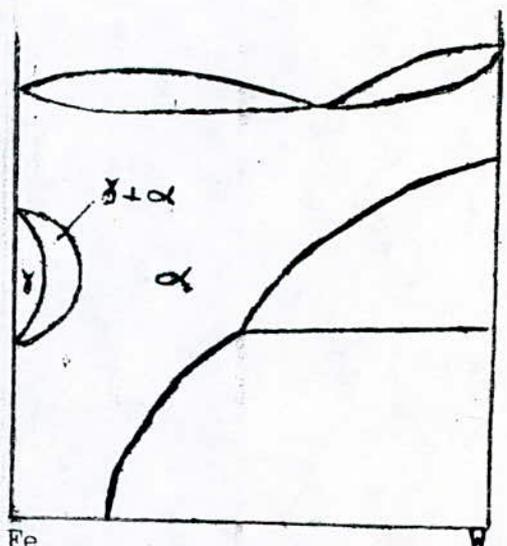
L'effet d'un élément d'alliage se manifeste par un déplacement de divers lignes et de la position de point de transformation eutectoïde et de la limite de solubilité du carbone en l'austénité.

Les éléments qui provoquent l'agrandissement du domaine ferritique sont appelées éléments alphagènes. Les éléments qui provoquent l'agrandissement du domaine austénitique s'appellent éléments gamma-gènes.

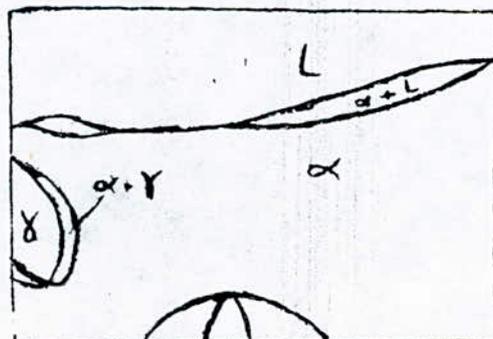
Les éléments alphagènes relèvent le point  $A_3$  et abaissent le point  $A_4$ , rétrécissant ainsi le domaine austénitique. Ces éléments donnent soit un domaine austénitique fermé comme sont Cr, W, Mo, V, Ti, Al, Si etc.....(fig 3)



Fe Acier Fe - C + 5% Cr C  
(fig 3 - a)

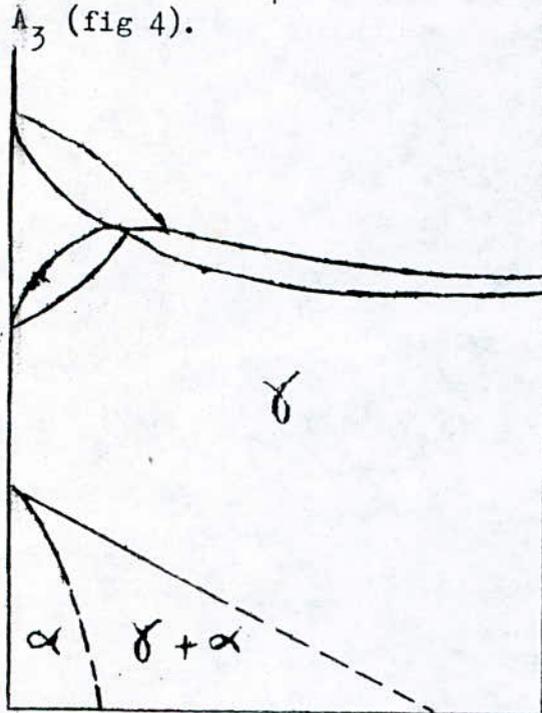


Fe W  
(fig 3 - b)

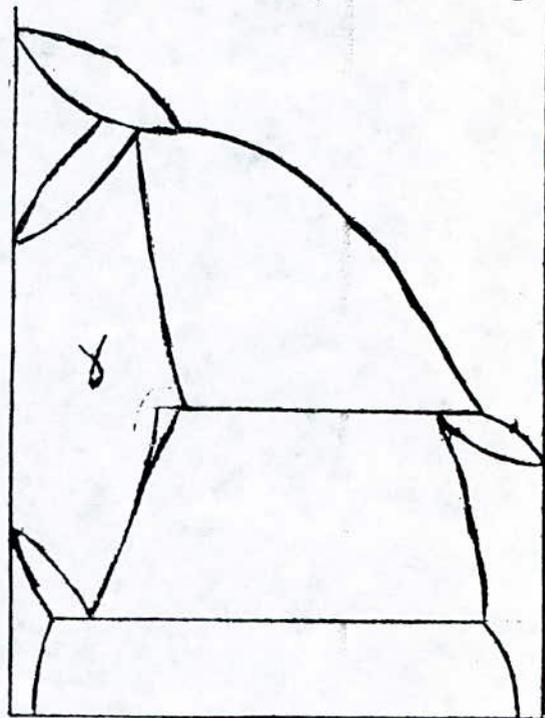


Fe Cr  
(fig 3 - c)

Soit un domaine ansténitique rétréci comme sont S, Nb, Ta, etc... (fig 4)  
Les éléments gammagènes ont une solubilité totale à l'état solide. Ces éléments sont : Ni, Mn, Co, etc..... dans les diagrammes d'équilibres apparaissent fort clairement l'extension du domaine ansténitique par l'élévation du point  $A_4$  et surtout par l'abaissement ou la disparition du point  $A_3$  (fig 4).



(fig 4 - a)



(fig 4 - b)

Un autre groupe d'éléments qui le domaine ansténitique par élévation du point  $A_4$  et abaissent le point  $A_3$  (N, Cu, Zn, etc....). Le déplacement du point eutectoïde qui correspond à la température de traitement. En particulier, dans le cas des éléments formant des carbures la mise en solution de ceux-ci, exigera une température d'autant plus élevées que l'élément a un effet plus marqué sur le point de transformation.

ément d'alliages	Influence sur les caractéristiques de l'acier allié
<u>Cr</u>	Solubilité <del>dans</del> maximale dans le fer <sup>x</sup> pur Z 12% (0,5%C) dans l'austénité Z 20%, dans le fer pur infini pouvoir carburigène : supérieur à celui du manganèse, inférieur à celui du tungstène. Contribution modéré à la trempabilité. <u>FONCTIONS PRINCIPALES</u> : a - Augmente la résistance à la corrosion et à l'oxydation. b - Augmente le trempabilité. c - Augmente le résistance à la traction, la résilience la limite de fatigue, à froid et aux hautes température d - Résiste à l'abrosion et à l'usure (Acier à forteteneur en carbone).
<u>Mn</u>	Solubilité maximale dans le fer ) pur : infini solubilité maximale dans le fer <sup>x</sup> pur : Z 10% à 245°C Fe, Mn <sub>3</sub> C forme avec le carbone le carbure. <u>FONCTIONS PRINCIPALES</u> : a - Forme des sulfures qui améliorent l'usinabilité. b - Augmente modérément la trempabilité pour un prix réduit. c - Utilisé dans les aciers ansténitiques à forte teneur en carbone. d - Utilisé dans l'acier ansténitique Cr - Ni - Mn à bas carbone. c - Augmente la résistance de la ferrite, mais réduit la plasticité.

élément : Influence sur les caractéristiques de l'acier allié  
d'alliage :

Ni

Solubilité maximale dans le fer  $\gamma$  pur : infini  
solubilité maximale dans le fer  $\alpha$  pur : 25 à 30% reste  
localisé dans la ferrite si la teneur en carbone est élevée  
(solubilité maximale dans le fer  $\alpha$ ).  
pouvoir carburigène : inférieur à celui du fer; favorise  
la graphitisation se dissout en quantité importante dans la  
ferrite, même en présence de beaucoup de carbone et contribue  
ainsi au duraiement des aciers par effet de mise  
en solution.

FONCTIONS PRINCIPALES :

- a - Rend austénitiques les aciers à forte teneur en chrome.
- b - Sert à produire des aciers de trempabilité modérée ou élevée (selon les autres éléments présents), à faible température d'austénisation et de résilience élevée après revenu.
- c - Augmente la résilience des aciers perlitiques.
- d - Les alliages fer - nickel à très forte teneur en nickel ont des (caractérisation) caractéristiques spéciales de dilatation et de magnétisme.
- e - Retarde le grossissement du grain de l'austénité.

Si

Solubilité maximale dans le fer  $\gamma$  : ~ 2% (0,35%C)  
solubilité maximale dans l'austénité : ~ 9%  
solubilité maximale dans le fer  $\alpha$  pur : 18,5%.  
pouvoir carburigène : nul, favorise la graphitisation.

FONCTIONS PRINCIPALES :

- a - Présent dans toutes les pôles magnétiques, il permet d'obtenir les orientations cristallines convenables et augmente la résistivité électrique.
  - b - Améliore la résistance à l'oxydation de plusieurs aciers réfractaires.
  - c - Augmente légèrement la trempabilité des aciers ne contenant pas d'autres éléments favorisant la graphitisation.
  - d - Augmente la résistance des aciers trempés, servis, et des aciers perlitiques, au détriment d'une perte de plasticité.
  - e - Des oxydant efficace, usuels.
- Accroît la tendance au grossissement du
  - Améliore aux teneur de 0,15 .. 0,25% la profondeur et la régularité de la cémentation;
  - Accélère la décarburation.

### I - 1 - b LA STRUCTURE MARTENSITIQUE

Les phases en présence, à l'équilibre thermodynamique; ont exception faite de la cementite des caractéristiques mécaniques de dureté et de charge de rupture assez faibles mais entre des possibilités importantes de déformation plastiques.

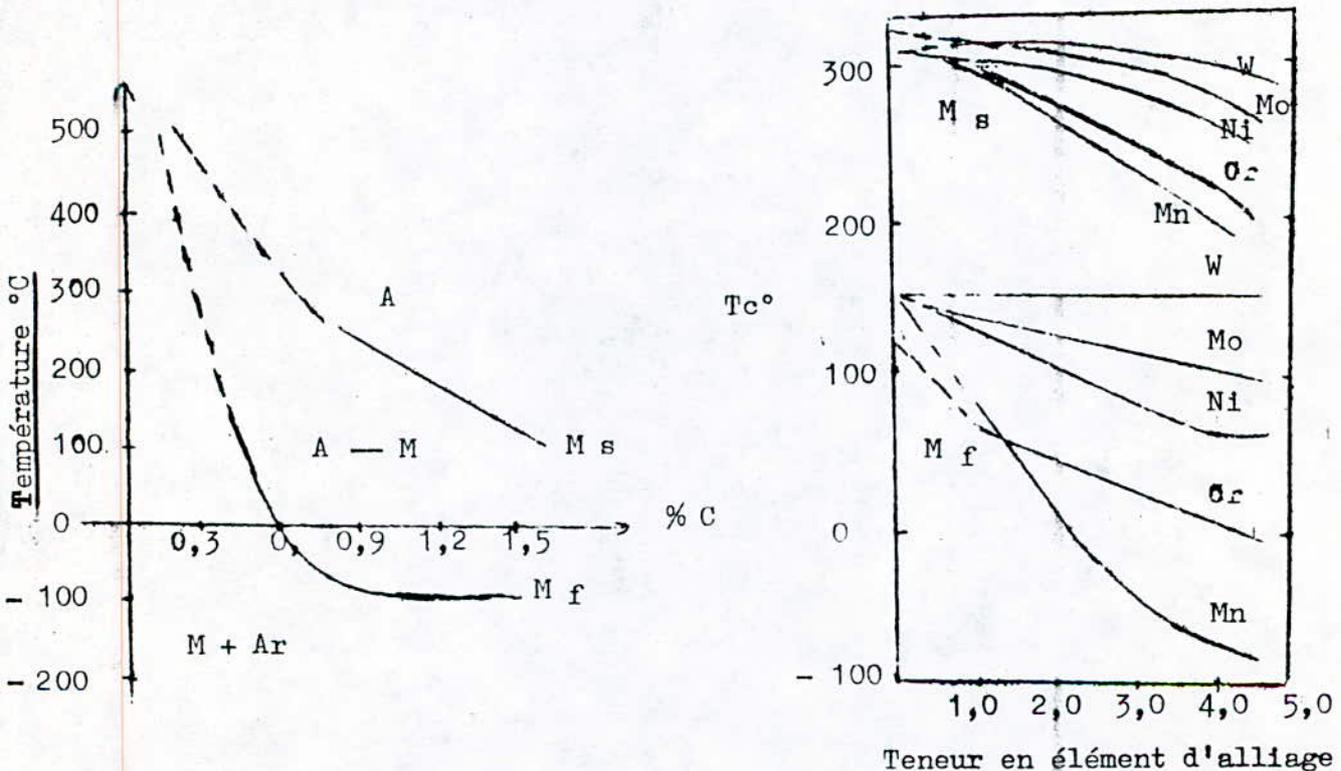
par un refroidissement brutal de l'austénité, on obtient un état hors d'équilibre, cette nouvelle phase étant appelée martensite.

Ses caractéristiques mécaniques, dureté et une résistance élevées, allongement et résilience très faibles.

L'avantage d'une structure à haute résistance est une grande limite élastique et une bonne résistance à l'usure, mais l'inconvénient est une résilience faible et des possibilités de rupture du type fragile pour de très faibles sollicitations de déformation.

L'idée est donc venue d'obtenir un matériau dur en surface et résilient à coeur; cela étant obtenue par traitements thermo-chimiques faisant apparaître un gradient en carbone depuis la surface vers le coeur, suivi d'un refroidissement brutal qui a pour but de transformer l'austénite superficiellement riche en carbone, en martensite.

Les graphes ci-dessous montrent l'influence de % C et de % d'éléments d'alliage sur la température du début et de la fin de la transformation martensitique.



## C H A P I T R E II

### II - 1 PARAMETRES PHYSICO-CHIMIQUES DE LA CEMENTATION

#### II - 1 - 1 ROLE DE LA DIFFUSION DANS LA CEMENTATION :

La migration du carbone dans l'acier pendant la cémentation est un processus de diffusion solide normal. Mais la complexité des conditions techniques de l'opération de cémentation rend difficile l'analyse mathématique du processus, sauf dans des cas simples auxquels les équations de la diffusion peuvent être appliquées.

C'est par l'étude de la cémentation gazeuse que l'analyse du phénomène a pu être poussée. Ces études ont permis de montrer que la surface du métal agit de façon catalytique sur le gaz, ce dernier lui abandonnant du carbone atomique, pouvant être soit absorbé par l'acier, soit transformé en carbone élémentaire qui donne une suie graphitique entravant au contraire la cémentation.

La vitesse de cémentation sera ainsi fonction, d'une part, du potentiel ou de l'activité du carbone à la surface (qui dépend lui-même du gaz et de l'action qu'exerce sur lui à la surface) et d'autre part, du coefficient de diffusion du carbone dans le métal, ce coefficient étant lui-même fonction, en première approximation, de la température et variant peu avec la composition du métal.

L'absorption du carbone à la surface de l'acier fait apparaître une différence de concentration de cet élément entre la surface et le cœur. Comme le carbone est en solution dans le fer, il diffuse à l'intérieure vers les zones de concentration plus faible et continue à diffuser tant que la composition ne s'est pas uniformisée. Le degré d'approche de cette uniformité est fonction non seulement de la vitesse de diffusion du carbone dans le fer et du temps de séjour en température, mais aussi de la vitesse d'absorption du carbone par la surface de l'acier.

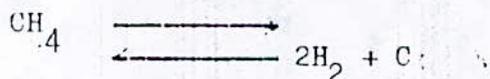
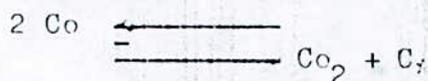
#### II - 1 - 2 ROLE PARTICULIER DU CARBONE :

L'élément d'apport destiné à diffuser dans les couches superficielles de l'acier pour en modifier convenablement les propriétés d'usage doit satisfaire un certain nombre de conditions auxquelles le carbone répond.

- a - L'élément doit donner avec le Fe  $\gamma$  une solution étendue de cristaux mixtes d'insertion susceptibles par trempe de donner de la martensite;
- b - Cette martensite étant de structure très fragile, un revenu à température modérée 150° à 180°C doit ramener le fer à l'état cubique avec précipitation ultrafine d'une combinaison dure du fer et de l'élément d'addition;
- c - L'élément doit avoir une grande vitesse de diffusion dans la phase  $\gamma$ , d'où élément léger et petit s'insérant dans le réseau cubique à face centrée - C.F.C - et à bonne solubilité dans les cristaux mixtes  $\gamma$  ;
- d - Cet élément doit pouvoir être apporté dans les couches superficielles par réaction de composés gazeux pour assurer une action régulière sur la totalité de la surface.

### II - 1 - 3 EQUILIBRES CHIMIQUES REVERSIBLES :

Les composés gazeux les plus simples susceptibles d'apporter du carbone sont : l'oxyde de carbone - Co - et le méthane CH<sub>4</sub>; l'un et l'autre donnent avec l'austénite des équilibres réversibles :



### II - 1 - 4 REACTION DE BASE :

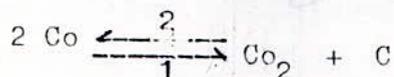
En 1901 G.CHARPY a montré que Co donne une cémentation douce de l'acier Limité par l'équilibre réversible; puis en 1909, il a prouvé la nécessité d'une vitesse de circulation gazeuse suffisante à la surface des pièces pour obtenir cette carburation qui avait été mise en doute. L'expérience montre, en effet que le gaz carbonique qui se forme à la surface, s'y accumule, parcequ'il diffuse mal et limite l'équilibre à une valeur beaucoup plus faible que ne le voudrait la composition moyenne de l'atmosphère.

De plus, la réaction  $2\text{Co} \xrightleftharpoons{\Delta} \text{Co}_2 + \text{C}$  est paresseuse puisque sa probabilité est faible; elle nécessite en effet que deux molécules d'oxyde de carbone viennent simultanément au même point frapper la surface du réseau gamma ( $\gamma$ ), à moins qu'on la considère comme la résultante des deux réactions successives :



Ce qui trouverait sa justification dans l'analogie suivante : Les métaux d'addition Mn et Cr s'oxydent pendant la cémentation de l'acier.

II - 1 - 5 EQUILIBRE DE BOUDOUARD :



Boudouard a montré qu'à toute température entre 400°C et 1000°C il s'établit un équilibre caractérisé par l'existence, en présence de carbone d'un mélange de Co et de Co<sub>2</sub> d'une composition bien déterminée sous une pression donnée : seul Co<sub>2</sub> existe au dessus de 400°C et au delà de 1000°C seul Co est stable (voir courbe).

La courbe I indique la composition du mélange à l'équilibre en fonction de la température sous une pression atmosphérique. La réaction 2 étant endothermique, la formation de l'oxyde de carbone est favorisé par une élévation de température comme l'indique le diagramme.

La courbe II relative à une pression réduite montre qu'une baisse de pression favorise la formation de l'oxyde de carbone.

La courbe I caractéristique de l'équilibre :  $\text{Co}_2 + \text{C} \rightleftharpoons 2\text{Co}$

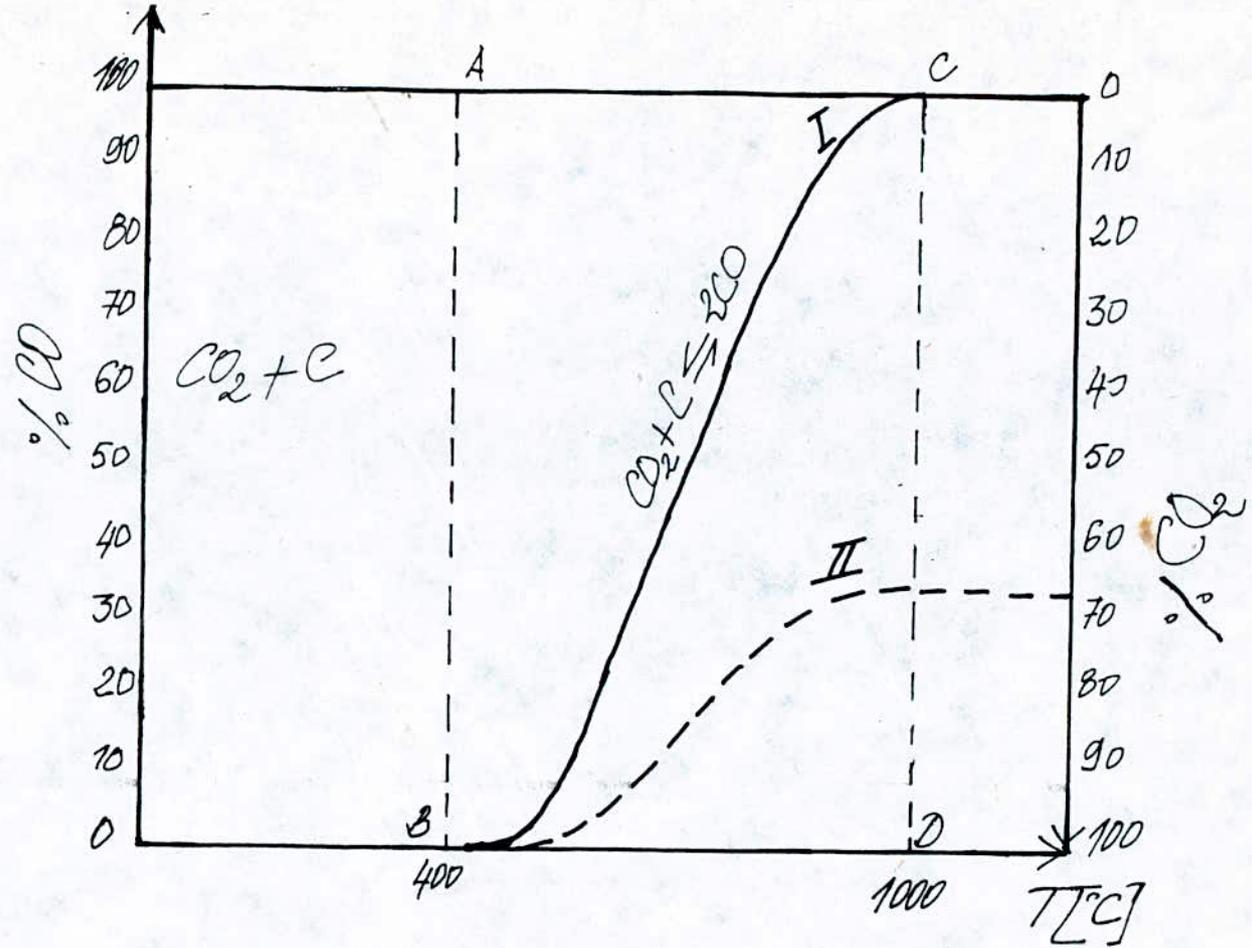
divise pratiquement l'espace : % CD, T, en 3 domaines :

l'une à droite de CD correspond aux températures supérieures à 1000°C auxquelles seul Co<sub>2</sub> (en présence de carbone) est stable. Celui-ci entre 400 et 1000° ou coexistent Co et Co<sub>2</sub> selon une composition déterminée à chaque température et celui à gauche de AB au dessous de 400°C où seul l'anhydride carbonique est stable et où par conséquent, l'oxyde de carbone ne devrait pas exister.

Pratiquement on constate :

une présence de carbone et au-dessus de 1000°C, la transformation de Co<sub>2</sub> en Co est pratiquement totale.

\* Équilibre de Boudouard.



Courbe I: Équilibre réalisé au départ d'oxygène

Courbe II: Équilibre obtenue à partir de l'air

II - 6 - REACTION CHIMIQUE DE LA CEMENTATION :

II - 6 - 1 REACTION CHIMIQUE EN SURFACE :

Les gaz tels que  $\text{CH}_4$ ,  $\text{NH}_3$ ,  $\text{CNH}$  réagissent à chaud à la surface de l'acier de telle sorte que le carbone et l'azote s'incèrent dans le réseau cristallin du fer.

Il y a chaque instant équilibre entre la quantité de carbone, apportée en surface par la réaction chimique du gaz, et la quantité qui diffuse de la surface vers l'intérieur du métal. A température, pression et composition gazeuse constantes, la vitesse de réaction est, à chaque instant, proportionnelle à l'écart entre la concentration actuelle  $C_{x=0}$  des cristaux mixtes en surface et la concentration finale d'équilibre  $C_f$ ; d'autre part, la quantité qui diffuse est proportionnelle au gradient de composition chimique en surface  $\left(\frac{\partial C}{\partial X}\right)_{x=0}$  et au coefficient de diffusion  $D$  par définition on a donc l'égalité :

$$K (C_f - C_{x=0}) = - D \left( \frac{\partial C}{\partial X} \right)_{x=0}$$

On voit de suite que dans la cémentation l'apport de carbone en surface, aussi bien que l'existence d'un gradient chimique  $\frac{\partial C}{\partial X}$  impliquent une composition gazeuse beaucoup plus carburante que celle qui serait en équilibre avec la composition désirée dans les couches superficielles de la pièce d'acier.

Les équilibres chimiques définissent donc une valeur limite loin de laquelle se tenir la composition de l'atmosphère de cémentation, ils permettent donc de définir le sens dans lequel il convient de modifier une composition chimique selon le but à atteindre.

C H A P I T R E III

III-1 ETUDE DE LA DIFFUSION :

Le terme diffusion est utilisé pour décrire toutes les modifications de positions relatives des atomes ou des molécules dans un milieu stationnaire. La diffusion s'effectue dans les gaz, dans les liquides, et dans les solides soumis à certaines conditions.

La cause principale de la diffusion dans les solutions solides est la tendance à l'égalisation de la concentration dans tout le volume. La concentration de l'élément diffusant à la surface est déterminé par l'activité du milieu ambiant qui assure l'afflux des atomes de cet élément vers la surface et par la vitesse de diffusion qui provoque l'évacuation de ces atomes en profondeur dans le métal.

La pénétration ou la profondeur de pénétration est fonction de la température et de la durée de saturation, ainsi que de la concentration de l'élément diffusant à la surface.

III-1-1 LOI SIMPLE DE LA DIFFUSION :

a- COEFFICIENT DE DIFFUSION :

Soit  $d$  la densité de l'acier,  $c$  la concentration en carbone et  $c.v$  la masse de carbone par unité de volume, et soit en un point  $\frac{\partial c}{\partial x}$  le gradient de concentration et  $ds$  un élément de surface normal à ce gradient. La masse du carbone  $dq$  qui (se dirige) passe à travers cette surface dans le temps  $dt$  en se dirigeant vers les basses teneurs en carbone est proportionnelle à ces trois (gradients) grandeurs. C'est la 1<sup>ère</sup> loi de FICK.

$$dq = -D.d ds \left( \frac{\partial c}{\partial x} \right) dt \quad (2)$$

Où :  $D$ -coefficient de diffusion de dimension  $L^2.T^{-1}$  et s'exprime en  $cm^2/s$ , si  $q$  est la quantité de carbone qui diffuse par unité de temps et de section, on peut écrire :

$$q = -D.d \left( \frac{\partial c}{\partial x} \right) \quad (3)$$

III-1-2 LOI GÉNÉRALE DE LA DIFFUSION :

Considérons la diffusion par tranches planes parallèles selon l'axe  $OX$ , le flux entrant dans l'élément de volume  $dx.dy.dz$  est :

$$-D.d \left( \frac{\partial c}{\partial x} \right) dy dz dt$$

Le flux sortant est :

$$\left[ D d \frac{\partial c}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial x} \left( D d \frac{\partial c}{\partial x} \right) \right] dx dy dz dt .$$

L'augmentation de la masse de carbone contenue dans cet élément de volume est égale à la différence entre ce qui entre et ce qui sort, c'est à dire égale à :

$$-\frac{\partial}{\partial x} \left[ D d \frac{\partial c}{\partial x} \right] dx dy dz dt .$$

D'autre part cette augmentation peut par définition s'écrire :

$$d \left[ \frac{\partial c}{\partial t} \right] dx dy dz dt .$$

en égalant ces deux expressions, on a :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[ D \frac{dc}{dx} \right] \quad (4)$$

dans la mesure où D peut être considéré indépendant de C, cette équation peut s'écrire :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (5) \quad (2^{\text{ème}} \text{ loi de FICK})$$

### III - 1 - 3 CÉMENTATION DANS LE CAS IDEAL :

Dans le cas le plus simple, on suppose que le coefficient de diffusion D est indépendant de la concentration en carbone C et que la concentration finale  $C_f$  d'équilibre chimique avec le milieu ambiant est atteinte instantanément en surface, dès le début de la cémentation à température constante, dans le régime transitoire, la solution, de l'équilibre aux dérivées partielles (5) satisfaisant aux conditions aux limites est :

$$y = 1 - G(u) \quad (6)$$

On posant  $y = \frac{C - C_i}{C_f - C_i} \quad (7) ; \quad u = \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \quad (8) ;$

$$G(u) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^u e^{-u^2} du \quad (9)$$

Où  $(C_i)$  la concentration initiale en carbone de l'acier; u la solution CAUSEY et G(u) la fonction de GAUSS.

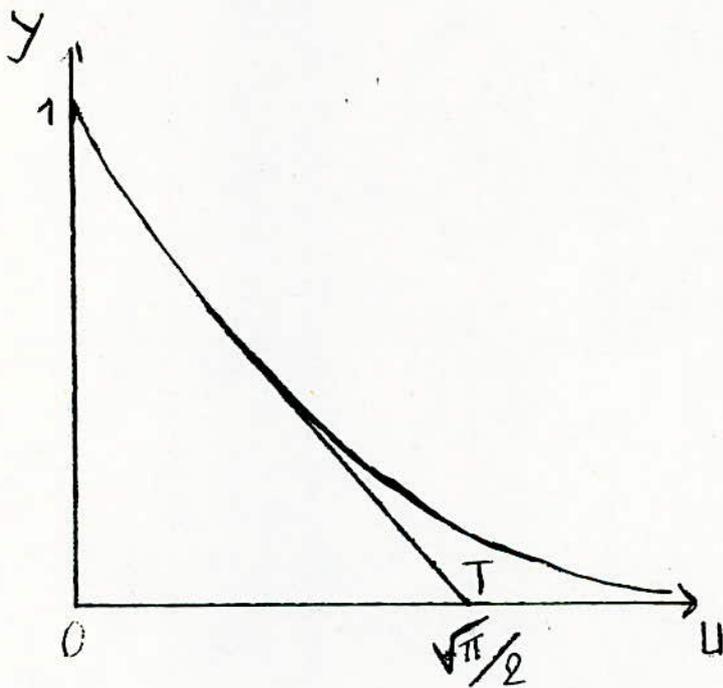
III - 1 - 3 - a COURBE REDUITE :

*Dm*

En déduit de ce que précède les lois suivantes :

- \* Les courbes isochromes  $C = f(X)$  peuvent se ramener à la même courbe réduite  $Y = 1 - G(U)$  quelque soit les conditions de la cémentation.
- \* L'accroissement de la concentration en carbone  $C - C_i$  en chaque point est proportionnel à l'écart entre la cémentation d'équilibre chimique  $C_f$  et  $C_i$ .
- \* Pour de mêmes valeurs de  $C_f$  et  $C_i$  on retrouve la même concentration en carbone  $C$  pour les profondeurs  $X$  proportionnelles à

$$t : \quad x = k\sqrt{t}$$

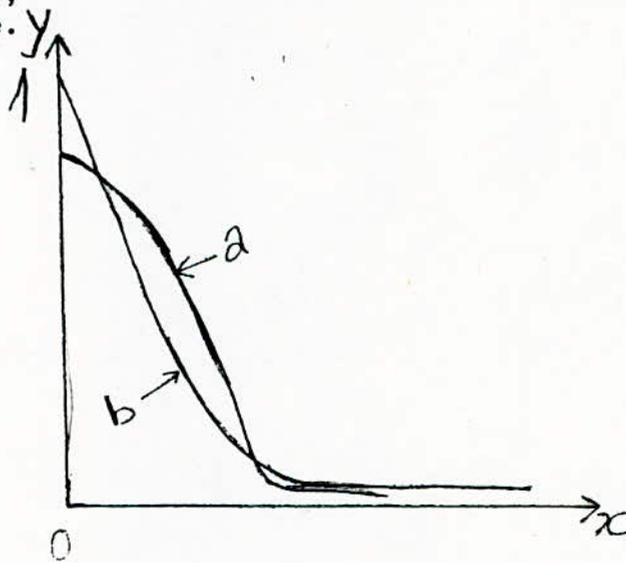


III - 1 - 4 RETOUCHES SUCCESSIVES A LA LOI GENERALE DE LA DIFFUSION (LOI DE FICK)

Il en résulte que la pratique s'éloigne du cas idéal précédent et que les hypothèses simplificatrices que nous avons faites ne sont pas valables en toute rigueur, nous allons donc examiner les retouches successives qui ont été apportés à la formule précédente.

fig \* Différence entre courbe réelle et courbe idéal de cémentation

a - Courbe réelle,  
b - Courbe idéale.



III - 1 - 4 1er RETOUCHE AU CAS IDEAL

a \* VARIATION DE LA CONCENTRATION EN SURFACE :

Il est raisonnable d'admettre qu'à chaque instant, il y a équilibre entre le carbone apporté en surface par réaction chimique du gaz et le carbone qui diffuse à travers cette surface en se dirigeant vers l'intérieur, il est également raisonnable d'admettre que l'apport du carbone par réaction chimique superficielle est proportionnelle à l'écart entre la concentration d'équilibre  $C_f$  et la concentration actuelle  $C_{x=0}$  on a donc à chaque instant :

$$K(C_f - C_{x=0}) = -D \left( \frac{\partial C}{\partial X} \right)_{x=0}$$

K - Constante de vitesse de réaction chimique T et P fixe

La solution de l'équation aux dérivées partielles

$$K (C_f - C_x = 0) = -D \left( \frac{\partial C}{\partial x} \right)_{x=0} \quad (10)$$

D - indépendant de C

Satisfaisant à l'équation (10), et aux nouvelles conditions limites à été donnée par J. E. Dorn, J. T. Gier, D. E. X. BOELTER et N. F. WARD.

$$Y = 1 - G(u) - \left[ 1 - G(v) \right]_C (v^2 - u^2) \quad (11)$$

$$v = u + \frac{K \sqrt{G}}{\sqrt{D}} \quad (12)$$

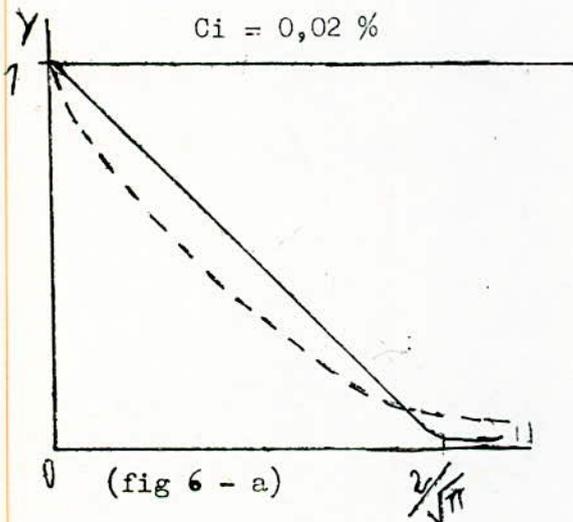
Cette solution diffère de la solution du cas idéal par l'ajout du terme correctif.

III - 1 - 4 - b : 2ème RETOUCHE AU CAS IDEAL.

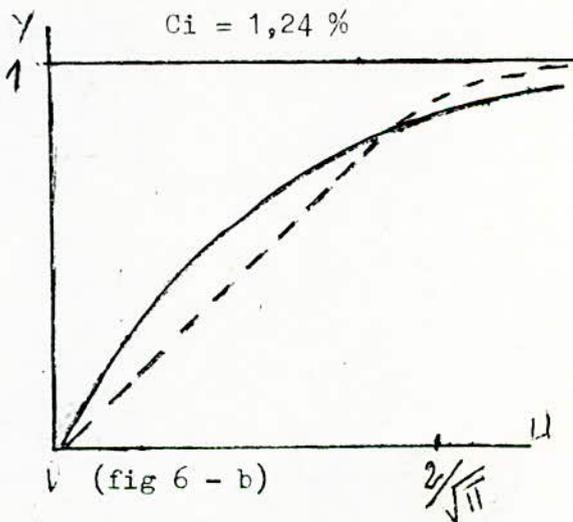
11 - VARIATION DU COEFFICIENT DE DIFFUSION D AVEC LA CONCENTRATION C :

Dans les essais de cémentation la courbe expérimentale correspond à une valeur de Y plus élevée pour les valeurs faibles de X, c'est à dire les hauts carbonés, et plus basse pour les couches profondes, c'est à dire les bas carbonés fig (6 a) que ne le voudrait la courbe idéale. Dans les essais de décarburation d'un échantillon d'acier extra-dur fig (6b)

Les valeurs de Y sont plus basses pour les couches profondes et les hautes concentrations en carbone et, inversement, sont plus hautes pour les basses concentrations que ne le voudrait la courbe idéale.



(fig 6 - a)  
Sens de la diffusion  
a) cémentation



(fig 6 - b)  
Sens de (diffusion  
b) décarburation

- Variation de la vitesse de diffusion du carbone avec sa concentration
- Courbe réelle (opération 8h à 926° C d'après HARRIS)
- - - Courbe theorique

Tableau: coefficient de diffusion D en fonction de la concentration C.

C %	HARRIS	WELLS et MEHL
0	$0,7 \cdot 10^{-7}$	$1,05 \cdot 10^{-7}$
0,7	$1,75 \cdot 10^{-7}$	$1,68 \cdot 10^{-7}$
1	$2,2 \cdot 10^{-7}$	$1,95 \cdot 10^{-7}$

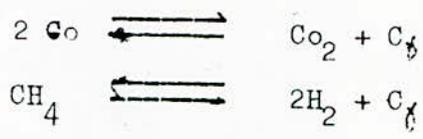
On voit que le carbone passant de 0 à 1, le coefficient de diffusion est sensiblement doublé d'après les données de WELLS et MEHL alors que d'après HARRIS il serait triplé.

III - 1 - 4 - C : 3ème RETOUCHE AU CAS IDEAL

1 - INTERVENTION DE L'ACTIVITE :

L'activité a est définie comme la quantité devant se substituer à la concentration C parceque les lois idéales des gaz parfaits s'appliquent aux solutions réelles.

En particulier, l'activité a même valeur dans les phases en équilibre. Il en résulte que l'activité du carbone dans l'austénite peut se déduire des équilibres gazeux



C'est ce que a fait R.P SMITH :

exemple : soit, l'équilibre  $\text{CH}_4 \rightleftharpoons 2\text{H}_2 + \text{C}_\gamma$  à température constante, soit a, l'activité du carbone à la concentration C, dans la phase austénite; soit  $r_1$  le rapport

$$r_1 = \frac{P_{\text{CH}_4}}{P_{\text{H}_2}^2}$$

La constante d'équilibre à la température considérée est  $K = \frac{r_1}{a}$ .

Le graphite a été pris comme état de référence pour définir les activités; a c'est à dire a = 1 pour l'équilibre des cristaux mixtes gamma avec le graphite, soit  $r_2$  le rapport  $P_{\text{CH}_4} / P_{\text{H}_2}^2$  relatif à l'atmosphère gazeuse en équilibre à la fois avec le graphite pur et avec les cristaux mixtes en équilibre avec le graphite on a :  $K = r_2$

La courbe d'équilibre se trouve ainsi définie et, à chaque concentration C de l'austénite on peut faire correspondre une composition gazeuse et par suite une valeur de  $r_1$  et calculer une valeur  $a = r_1 / r_2$

Puisque le coefficient de diffusion D est fonction de la concentration C. L'équilibre aux dérivées doit s'écrire sous la forme :

$$\frac{\partial Y}{\partial t} = - \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial Y}{\partial x} \right)$$

MATANO a montré qu'on pouvait séparer les variables (pour en tirer) et intégrer pour en tirer D :

$$D = - 1/2t \frac{\partial x}{\partial y} \int_0^y x \, dy$$

Cette intégrale contient compte des conditions limites, aux cas de loi

Cémentation gazeuse (fig 7) à T et t constantes

WELLS ET MEHL ont établi la formule linéaire suivante pour le coefficient de diffusion :

$$D = (0,07 + 0,06 \text{ } ^\circ\text{C}) - 32000/RT \quad \text{Cm}^2/\text{s} \quad (13)$$

dans le cas du régime transitoire;

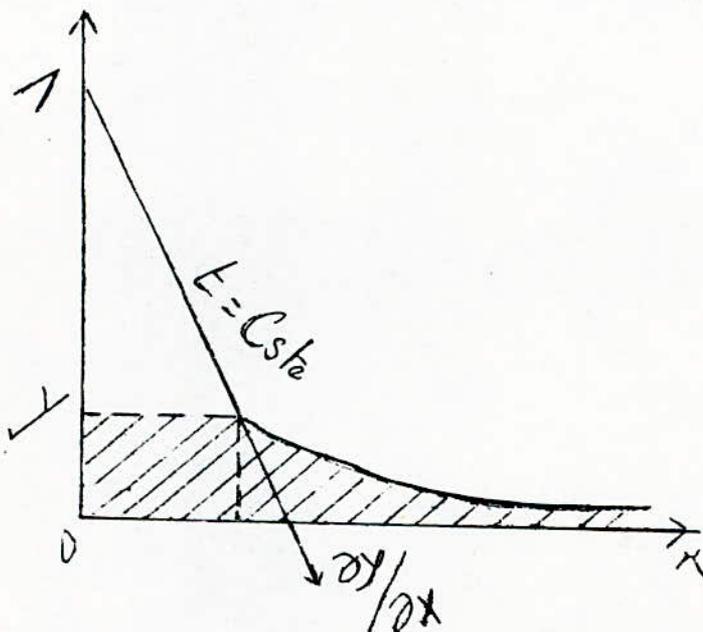
Par une autre méthode expérimentale comportant le régime permanent HARRIS et arrivée à la formule suivante :

$$D = (1 + 2,15 \text{ } ^\circ\text{C}) 0,7 \cdot 10^{-7} \text{ Cm}^2 \quad (14)$$

valable pour la température du 927° C (1200° K)

\* Calcul du coefficient D d'après la formule D

$$D = -1/2t \frac{\partial x}{\partial y} \int_0^y x \, dy$$



- 2 CALCUL DU COEFFICIENT DE DIFFUSION D'APRES LE COEFFICIENT D'ACTIVITE :

R : F MEHL, C . E BIRCHENALL à la suite de W . A JOHNSON admettent que c'est l'activité plutôt la concentration du carbone qui règle la diffusion, dans cette hypothese la 1ère loi de FICK, peut s'ecrire :

$$q = - D_1 d \left[ \frac{\partial a}{\partial x} \right] \quad (15)$$

Où  $D_1$ , serait par définition la constante de diffusion relative à l'activité  $a$ , et serait constante dans toute l'étendue des concentrations en carbone dans le cas de l'austénite où seule la concentration en carbone serait variable d'un point à un autre et où, par définition du coefficient d'activité  $a$  on a :  $a = \delta C$  on en déduit :

$$q = - D d \left[ \delta + C \frac{\partial \delta}{\partial C} \right] \frac{\partial C}{\partial x} \quad (16)$$

en identifiant avec l'équation (3) on  $D$  est ce coefficient de diffusion relatif à la concentration  $C$  et que l'on sait être une fonction de  $C$  on a :

$$D = D_1 \left[ \delta + C \frac{\partial \delta}{\partial C} \right] \quad (17)$$

$D$  a put être déterminé par MEHL, WELLS et calculé d'après la moyenne des données de R . P SMITH.

On peut reprendre la theorie de la cémentation à partir de ces hypothèses sur l'activité, l'équation au derrives partielles (4) est remplacée par :

$$\frac{\partial a}{\partial t} = D_1 \left[ \frac{\partial^2 a}{\partial x^2} \right] \quad (18), \quad y = \frac{a - a_1}{a_f - a_1} \quad (19),$$

$$U = \frac{x}{2\sqrt{D_1 t}} \quad (20), \quad V = U + \frac{K\sqrt{t}}{\sqrt{D_1}}$$

et la solution (11) reste valable et devient la plus satisfaisante

3 - INFLUENCE DES ELEMENTS DE SUBSTITUTION SUR L'ACTIVITE ET LE COEFFICIENT DE DIFFUSION :

Pour une austénite de concentration donnée en carbone  $C$ , l'activité  $a$  et par suite le coefficient d'activité  $a$  dépendent des concentrations des autres éléments de substitution Si, Mn, Cr, etc..... d'après DARKEN :

4% de silicium doublent le coefficient d'activité  $\gamma$ , alors que le coefficient de diffusion est abaissé d'un tiers et qu'inversement 6% Mn réduisent le coefficient d'activité d'un cinquième en agissant peu sur le coefficient de diffusion d'après le même auteur le Molybdène (6%) abaisserait le coefficient d'activité du carbone d'une manière un peu plus énergique que le Manganèse, alors que le Cobalt (4%) resterait sans effet.

D'après WELLS et MAHL, le Manganèse et le Nickel aux teneurs usuelles des aciers spéciaux de cémentation n'ont pas d'effet marqué sur la vitesse de diffusion, mais par contre, aux teneurs élevées, accroitraient la coefficient de diffusion.

4 - INFLUENCE DE LA TEMPERATURE ET LES DIVERS FACTEURS

a - VARIATION DU COEFFICIENT DE DIFFUSION AVEC LA TEMPERATURE :

WELLS et MEHL ont montré que le coefficient de diffusion croit très vite avec la température; on le voit sur le tableau X.

Tableau X .coefficient de diffusion ( $D_{0,1}^2/S$ ) .  $10^{-7}$

T.C % C	800	850	925	1000	1100
0,10			1,1	2,1	1,7
0,34	0,31		1,4	2,8	9,2
0,70	0,4	0,6	1,6	3,1	10,0
1			2,1	4,6	14,0

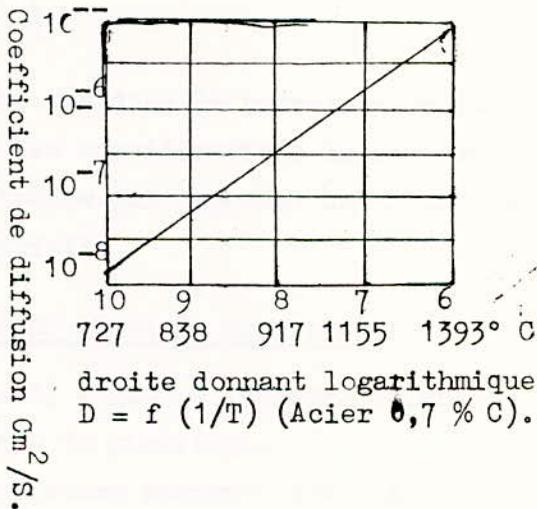
L'expérience montre que si, pour un acier donné, on porte en ordonnée logarithmique  $D$  et en abscisse  $1/T$  inverse de la température absolue  $T$ , les points s'alignent très bien, bien que, dans l'exemple choisi,  $D$  se rapporte à la diffusion du carbone dans l'acier, MEHL a montré que cette règle est très générale quel que soit l'élément diffusant et le métal solvant. On peut exprimer le coefficient de diffusion pour une formule de la forme.

$$D = A e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (21)$$

A et  $Q/R$  sont indépendants de  $T$ .

R constante des gaz parfait prise égale à  $2\text{Cal}/^\circ\text{C}$

Q : Cal/at gramme : chaleur d'activation de la diffusion.



C'est l'énergie nécessaire pour qu'un atome de carbone puisse sauter d'une position d'équilibre à l'une des positions d'équilibres voisines. D'après les mêmes auteurs, A croit à peu près linéairement avec la concentration en carbone suivant la formule :

$$A = 0,07 + 0,06 C \quad (C_{\text{cm}}^2/S) \quad (22)$$

PARTIE PRATIQUE

Techniques expérimentales

- 6 -

## C H A P I T R E IV

### TECHNIQUES EXPERIMENTALES

#### IV - 1 - PRATIQUE DE LA CEMENTATION EN CAISSE :

IV - 1 - 1 PRINCIPE : Il consiste à noyer les pièces dans un cément, le tout est maintenu dans une caisse fermée et portée à haute température. L'air contenu entre les grains de charbon réagit sur celui-ci en donnant une atmosphère riche en Oxyde de carbone et carburante après fixation du carbone en surface et diffusion dans les couches superficielles, la caisse est défournée, les pièces sont sorties des caisses et refroidies à l'air calme.

#### IV - 1 - 2 CHOIX DES ACIERS :

L'opération de cémentation a été réalisée sur trois nuances différentes et se caractérisent par une teneur en carbone située entre 0,10 - 0,18 %, leur désignation Afnor est la suivante

- . X C<sub>10</sub> pris comme référence, destiné à la fabrication des axes de pistons, axes de cadrans, bagues de butés.
- . 18 CD 4 avec 1% du Cr et < 1% Mo destiné à la fabrication de vilebrequins, axes d'articulation,.....
- . 10 NC 6 avec 1,5% Ni et < 1% de Cr on le trouve dans la fabrication d'arbre de transmission, engrenages, clavettes, .....

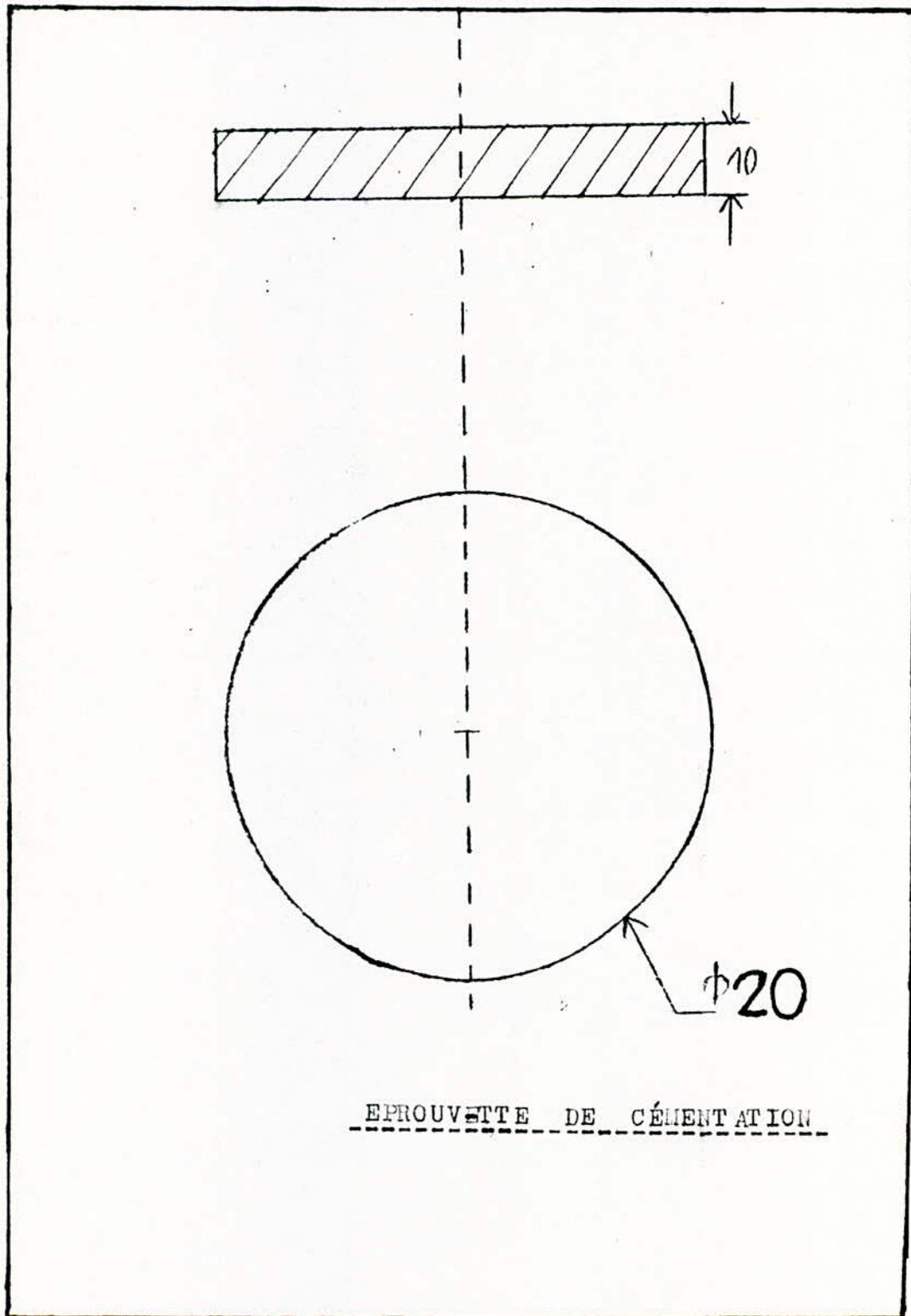
#### COMPOSITION CHIMIQUE DES ACIERS

---

% élément	C	Cr	Ni	Mo	Si	S	Mn
acier							
XC 10	0.10		/	/	0.02	0.029	0.38
10 NC 6	0.10	< 1	1.5		0.28	0.010	0.67
18 CD 4	0.18	1	/	< 1	0.30	0.015	0.23

IV - 1 - 3 FORMES ET DIMENSIONS DES EPROUVETTES :

Les éprouvettes sur lesquelles on a réalisé la cémentation sont de forme cylindrique, coupée et usinée à partir d'un barreau de l'acier à étudier, leurs diamètres varient entre 15 - 20 mm et d'une hauteur de 10 - 15 mm.



EPROUVETTE DE CÉMENTATION

IV - 1 - 4 LE CEMENT : l'agent de saturation dans cette opération est un ciment solide, c'est un mélange constitué de carbone amorphe sous une forme reactive telle que le charbon de bois, additionné de produits adjuvant<sub>s</sub>.

(carbonate alcalins ou alcalins-terreux) dont en particulier le carbonate de baryum avec des proportions bien défini<sup>es</sup> allant de 60% en masse du charbon de bois et 40% en masse de Ba Co<sub>3</sub>.

La courbe fig X présente la dissociation du carbonate de baryum

Ba Co<sub>3</sub>  $\longrightarrow$  Bao + Co<sub>2</sub> et la courbe d'équilibre du carbone et de ces

Oxydes Co<sub>2</sub> + C  $\rightleftharpoons$  2 Co , à la température inférieure au point d'é-

quilibre E, la pression partiel de Co<sub>2</sub> provenant de l'oxydation du carbo-

neest plus élevée, des que la température dépasse le point E ou a la dis-

sociation totale du carbonate car sa pression de dissociation est supérieur<sub>e</sub>

à la pression partielle de Co<sub>2</sub> dans l'équilibre avec le carbone.

Notons aussi que la granulométrie du ciment n'est pas indiffé-  
-rante, un ciment en poudre et <sub>s</sub> un moins efficace qu'un ciment de granulla-  
tion dans notre cas elle est de l'ordre 1,5 - 2,5 mm.

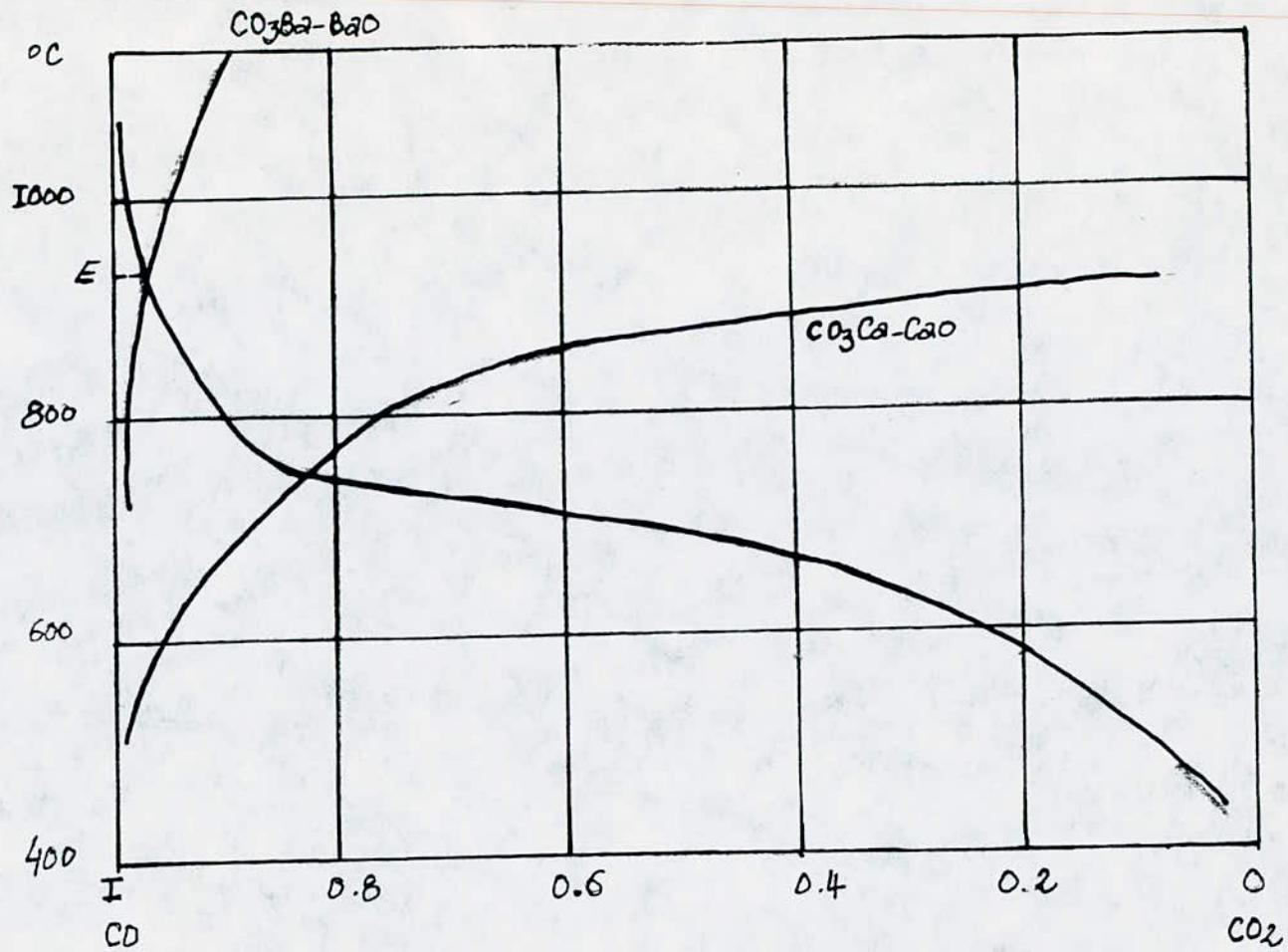


fig X Superposition de l'équilibre C-CO-CO<sub>2</sub> et de l'équilibre de dissociation des carbonates alcalino-terreux.

#### IV - 1 - 5 CAISSES DE CEMENTATION :

Les pièces prévues pour cémentation sont placées après (après) décapage préalable dans des caisses bien calorisées ou en métal spécial inoxydable à haute température, ne produisant pas de calamine et n'absorbant pas ou très peu de carbone.

Les dimensions des caisses doivent être en rapport avec l'importance des pièces à cémenter, leurs formes étant rectangulaires pouvant contenir de 1 à 3 échantillons.

Lors de la pose des éprouvettes; on couvre le fond de la caisse d'une couche de ciment damée de 20 - 30 mm. sur laquelle on place nos éprouvettes, puis, on les couvre d'une deuxième couche de ciment damée, enfin la caisse doit être bien fermée à l'aide d'un couvercle, dont les bords sont mastiqués avec de l'argile réfractaire évitant ainsi l'échappement des gaz.

#### IV - 1 - 6 FOUR DE CEMENTATION :

Le four utilisé pour la réalisation de la cémentation en caisse est un four électrique à température réglable et maintenue constante grâce à une commande électrique liée à un thermo-couple donnant des valeurs sur un cadran gradué en degré Celsius. Les résistances du four sont disposées suivant un montage en étoile c'est un four triphasé 380 Volts - 38 Ampères.

#### IV - 1 - 7 ENFOURNEMENT :

Après la mise en caisse des éprouvettes on règle le four à la température correspondant au traitement, on met les caisses à l'intérieur (de préférence sur des butés) assurant une bonne homogénéité de la température, et on compte le temps nécessaire pour chaque traitement à savoir 1h, 3h, 5heures.

#### IV - 1 - 8 DEFOURNEMENT :

On retire les caisses dès que le temps mis pour le traitement soit écoulé, et de prévoir un refroidissement à l'air des éprouvettes après l'ouverture de la caisse.

IV - 2 : DEFAUTS ET ANOMALIES DE LA CEMENTATION :

Après contrôle final des éprouvettes sur les quelles on a réalisé la cémentation, on a constaté que dans la plus part d'entre-eux l'absence de la couche cémentée due aux mauvaises conditions de traitement, qui peuvent être expliquées par la présence des fissurations au niveau de l'argile utilisé ou la zone soudée provoquant ainsi l'échappement des gaz et par la suite l'abaissement de la pression nécessaire à la décomposition du ciment utilisé.

De plus l'utilisation d'un ciment humide causant l'évaporation d'eau et la formation d'une couche d'oxyde à la surface des éprouvettes entravant ainsi la diffusion du carbone dans les couches superficielles d'autre part on constate que le ciment s'épuise très vite à haute température et perd ces capacités à la décomposition pour donner l'élément diffusant.

C'est pourquoi il faut choisir un ciment riche <sup>qui</sup> se décompose facilement à ces température.

Autres facteurs peuvent être la cause de ces anomalies constatés. Parmi eux on peut citer : la composition de l'acier destiné à la réalisation de ce procédé, une analyse chimique avant chaque opération est souhaitable. Ajouté à cela un mauvais réglage de la température et l'existence d'une différence de température entre le milieu et les éprouvettes et le mauvais positionnement de ceux-ci, l'état de surface et les risques de décarburation.

C H A P I T R E V

V - 1 METHODE DE MESURE DE LA PROFONDEUR DE LA COUCHE CEMENTEE :

V - 1 - 1 METHODE MICROGRAPHIQUE :

Après la réalisation du traitement envisagé (la cémentation) on laisse refroidir les éprouvettes à l'air calme, puis les coupées en deux parties identiques, ou une partie est destinée à l'étude micrographique et la mesure des épaisseurs de la couche cimentée, l'autre partie subit un traitement thermique après cémentation afin de déterminer les caractéristiques mécaniques obtenues. A noter que l'étude micrographique nécessite des opérations préliminaires qui sont indispensables pour la réalisation de cette étude et qui consiste en : un enrobage à froid afin d'éviter toute transformation au niveau de la structure de l'acier cimenté.

- . Polir soigneusement ce qui nous permet d'avoir une surface lisse et ne présentant pas de rayure
- . L'attaqué en Nital 5% solution permettant de distinguer les phases et les détail de la structure de la couche cimentée et le coeur.
- . enfin lavé l'échantillon à l'eau et le séché.

Ces opérations nous permettent de contrôler la couche cimentée à l'oeil nu car la couche cimentée devient visible, elle est caractérisée par un contour noir le long de la surface de l'échantillon, à l'aide du microscope optique disposant d'un agrandissement suffisant et gradué on mesure l'épaisseur de la couche cimentée de chaque échantillon et qui est définie comme étant la distance où la structure est différente de celle du coeur .

NOTE : Plusieurs méthodes sont appliquées dans ce contexte permettant de mesurer cette profondeur parmi lesquelles on distingue :  
La micro-dureté, micro-analyse par micro-sonde.

Les résultats sont présentés dans le tableau ci-dessous :

V - 1 - 3 - a INFLUENCE DES ELEMENTS D'ADDITION SUR L'EPAISSUR  
DE LA COUCHE CEMENTEE :

Pour aborder cet aspect du rôle des éléments d'alliages dans la variation de la couche cémentée, nous avons eu recours à des histogrammes (fig 1 a, b, c,) caractérisant l'évolution de cette couche dans chaque acier à différentes températures et temps de chauffage.

On constate alors que les éléments présents dans ces aciers ont un effet primordial sur la profondeur de la couche cémentée. L'Examen de la (fig) 1 montre que la couche cémentée est beaucoup plus faible pour l'acier 18 CD4, alors qu'elle augmente dans l'acier 10 NC6 mais inférieure à celle de l'acier de référence XC 10, ce qui confirme d'une part que la présence du couple Cr - Mo éléments carburigène provoquant la formation des carbures spéciaux gênent ainsi la pénétration du carbone dans les couches superficielles d'autre part la présence du couple Ni - Cr (à une teneur négligeable en élément carburigène Cr), où le Ni élément graphitisant provoque ainsi l'abaissement du point de transformation et freine quelque peu la pénétration du carbone.

Par contre, on voit que cette couche devient de plus en plus épaisse dans les aciers additionnés au Cr - Mo ou en Ni - Cr que pour l'acier de référence XC 10 en fait et à mesure que la température et le temps augmente (fig) 2, 3. Ce qui trouve son explication par le fait qu'à haute température les carbures formés se dissolvent facilement dans la solution solide (austénité) et ne forment aucun obstacle à la pénétration du carbone présent avec une concentration assez grande et augmente ainsi l'épaisseur de la couche cémentée.

RESULTAT DES MESURES DE L'ÉPAISSEUR :

Résultats :

X (mm)	T° C			
	800° C	900° C	1000° C	
XC 10	0.00	0.08	0.22	1
	0.15	0.20	0.63	3 h
	0.25	0.30	1.02	5
10 N C C	0	0.12	0.40	1
	0.16	0.25	0.80	3 h
	0.24	0.34	1.10	5
18 CD 4	0.00	0.10	0.20	1
	0.04	0.25	0.85	3 h
	0.08	0.35	1.15	5

HISTOGRAMME A T=800 C

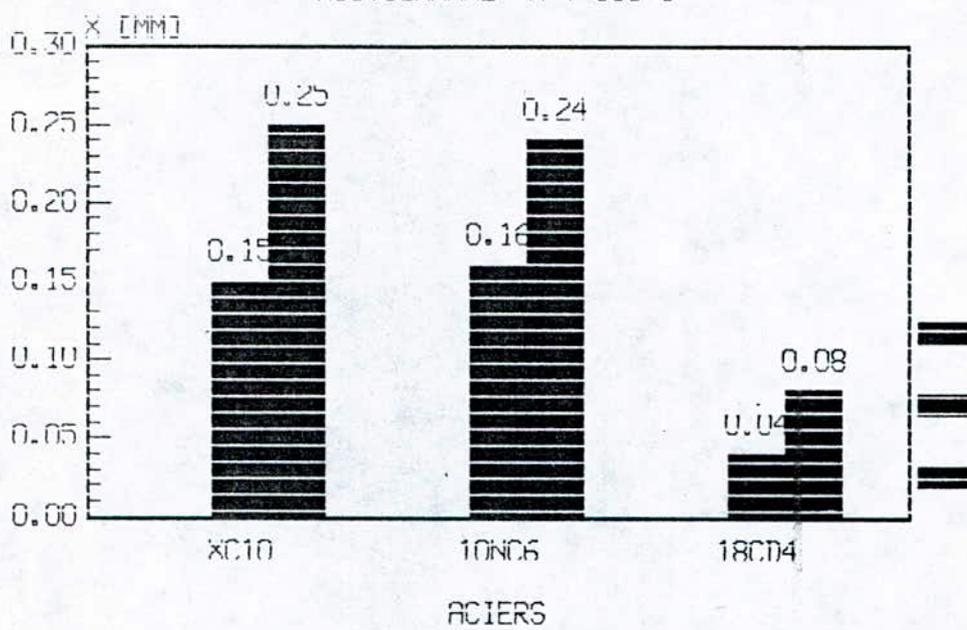


Fig 1-a

HISTOGRAMME A T=900 C

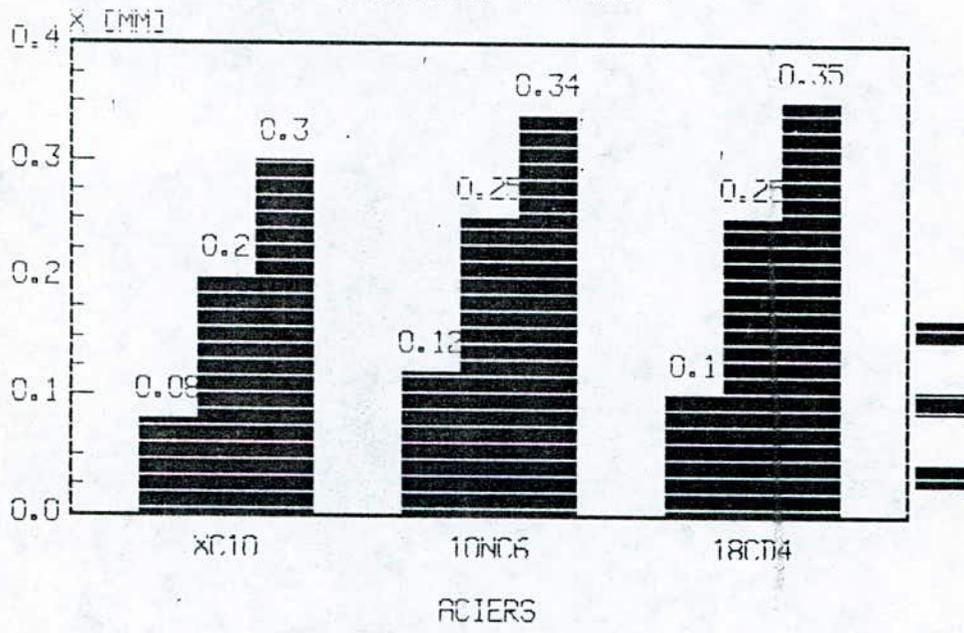


FIG 1-b

HISTOGRAMME A T=1000 C

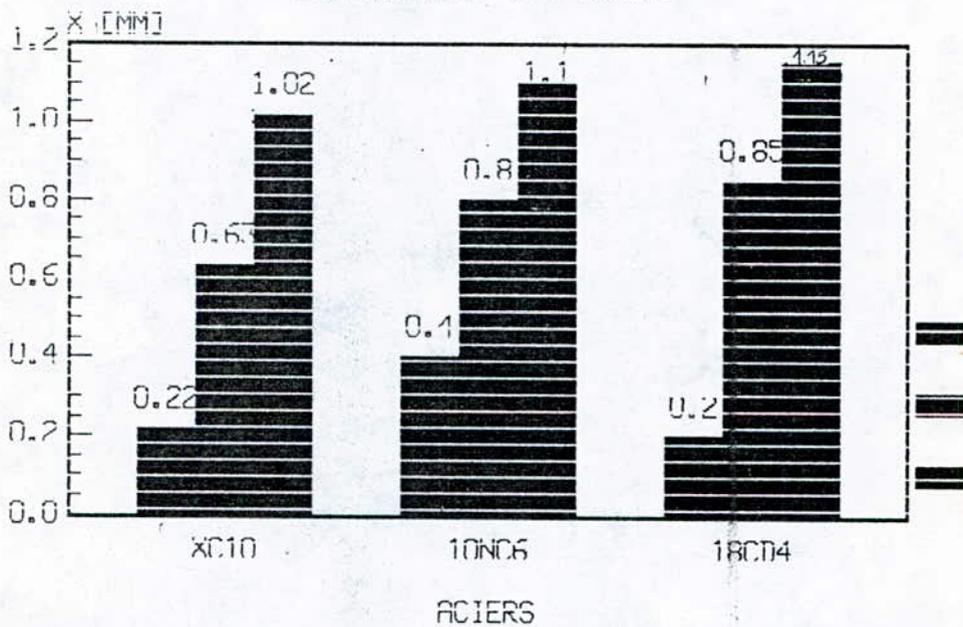


FIG 1-C

V - 1 - 3 - b INFLUENCE DE LA TEMPERATURE SUR L'ÉPAISSEUR DE LA COUCHE CEMENTÉE :

L'analyse de la (fig. 2) montre l'effet d'un paramètre important qui est la température sur la variation de la couche cimentée.

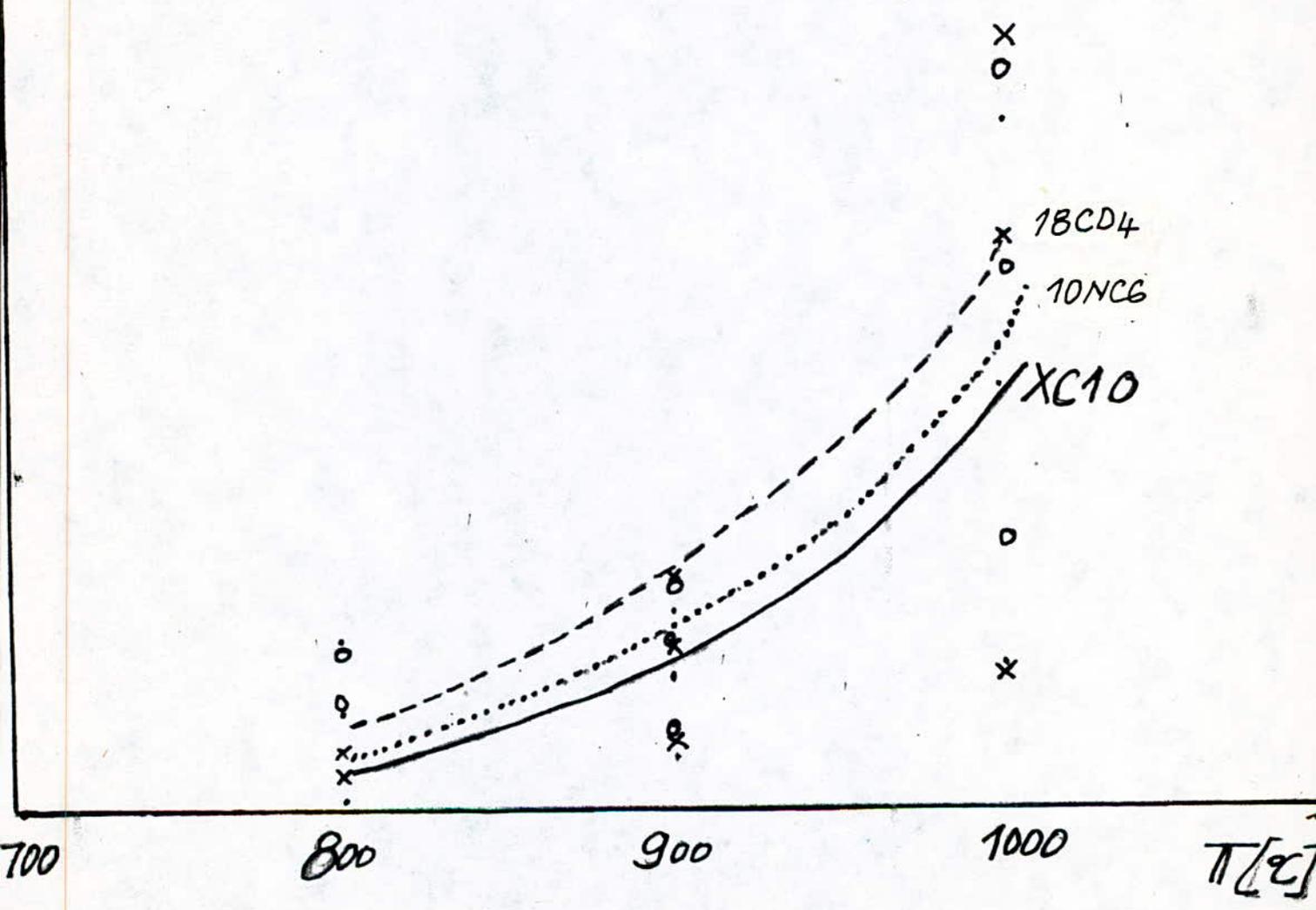
On voit que la profondeur est systématiquement plus grande quand la température est plus élevée, par conséquent la température en s'élevant accélère la diffusion et accroîterait la mobilité des atomes de carbone dans les couches superficielles.

L'étude comparative des trois courbes tracées sur un même graphe des aciers traités nous permettant de suivre l'évolution de cette couche dans chaque acier en variant la température et en fixant le temps du processus, on constate alors qu'à la température 800° C la couche est beaucoup plus faible dans l'acier 18 CD4 que pour l'acier 10 NC 6 ou XC 10 par contre dès que la température augmente entre (900 - 1000)° C, l'ordre de croissance de la couche change, elle est alors beaucoup plus grande pour l'acier 18 CD 4 et 10 NC 6 que pour XC 10. Ceci nous permet de faire un choix judicieux de la température de traitement toute en respectant les autres conditions de travail et les propriétés qu'on veut obtenir.

- Variation de l'épaisseur de la couche Cémentée

en fonction De la Température

$X \text{ (mm)} \cdot 10^2$



- fig 2 -

V - 1 - 4 INFLUENCE DU TEMPS SUR L'ÉPAISSEUR DE LA COUCHE CEMENTÉE

Un autre paramètre important qui influe sur la couche diffusée, les graphes (3 a - b - c) nous permettent de suivre la variation de celle-ci en fonction de la durée du phénomène à la température considérée.

On constate alors que l'allure des courbes obtenues ~~varient~~ suivant une loi parabolique, la couche augmente considérablement à un certain interval de temps, par conséquent la vitesse de l'augmentation de l'épaisseur ne cesse de diminuer avec le temps ce qui est en concordance avec les résultats théoriques. On peut écrire alors la formule approchée donnant la relation entre X et t ou  $X = K \sqrt{t}$  ou K est un facteur qui prend des valeurs suivant la température considérée.

Exemple : pour 10 NC 6 , t = 5h  $\longrightarrow$  T = 900° C  $\longrightarrow$  X = 0.34 mm

$$K = \frac{X}{\sqrt{t}} = \frac{0.34}{\sqrt{5}} = 0,152 \text{ mm/h}$$

Pour 18 CD 4, t = 5h, T = 900° C  $\longrightarrow$  X = 0.35 mm

$$K = \frac{0.35}{\sqrt{5}} = 0.156 \text{ mm/h}$$

Pour XC 10 , t = 5h, T = 900° C  $\longrightarrow$  X = 0.30mm

$$K = \frac{0.30}{\sqrt{5}} = 0.134 \text{ mm/h}$$

Concernant l'étude comparative des trois nuances, on remarque que la croissance de la couche cémentée change d'un acier à un autre la (fig 3 - a) de l'acier de référence XC 10 à une allure beaucoup plus d'une droite que celle des autres aciers 10 NC 6 ou 18 CD 4 respectivement la (fig 3 - b, fig 3 - c) ce phénomène peut s'expliquer par le fait que la vitesse de diffusion est uniforme alors qu'elle est non uniforme dans le cas de la présence des éléments d'alliages et les transformations qui peuvent avoir lieu avec le temps. Même influence que la température, l'épaisseur de la couche cémentée des deux aciers à savoir 10 NC 6 et 18 CD 4 ne présentent pas une grande différence, chose qui trouve son explication en se référant au paragraphe précédent concernant l'effet des éléments d'additions sur l'épaisseur

VARIATION DE LA PROFONDEUR EN FONCT DU  
TEMPS  
ACIER XC10

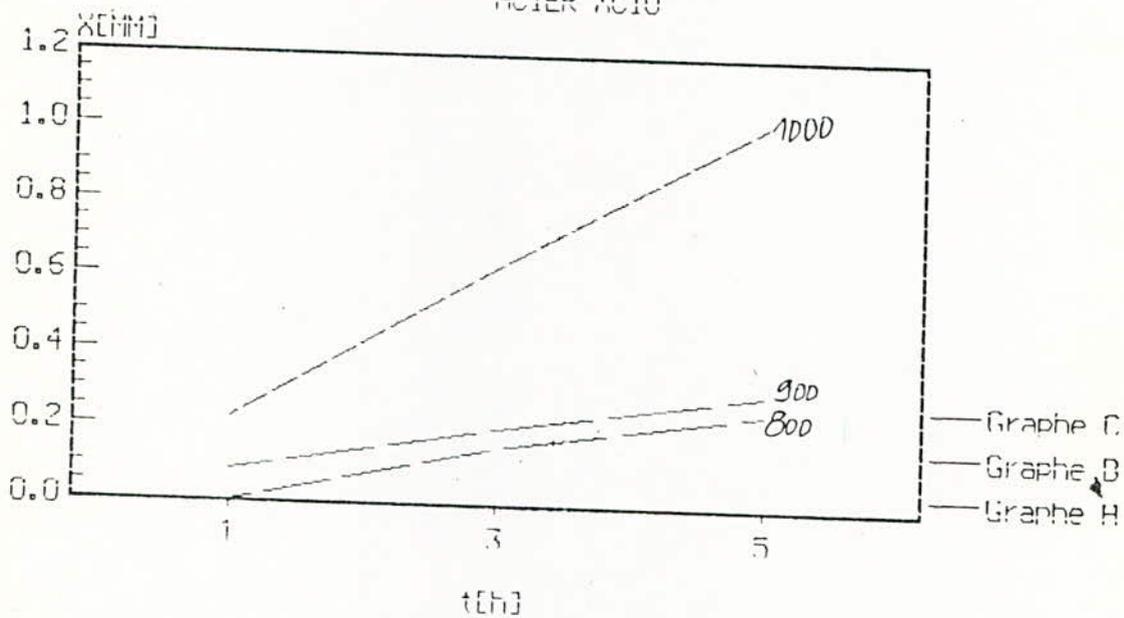


Fig 3-a

VARIATION de la PROFONDEUR en FONCTION  
DU TEMPS  
ACIER 10NC6

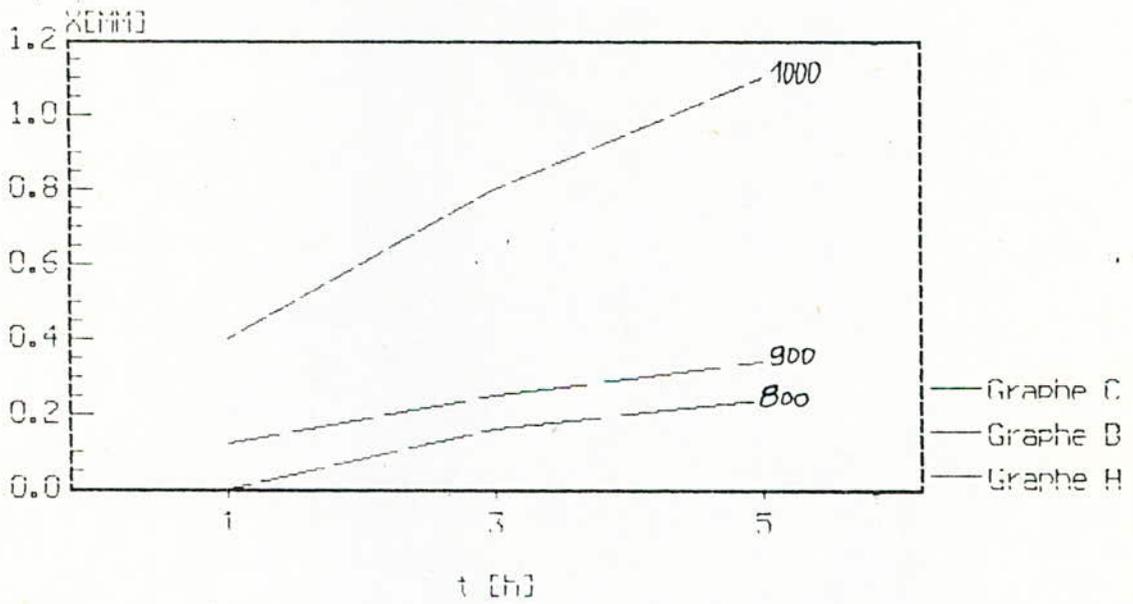


FIG3-b

VARIATION DE LA PROFONDEUR EN FCT DU  
TEMPS  
ACIER 18CD4

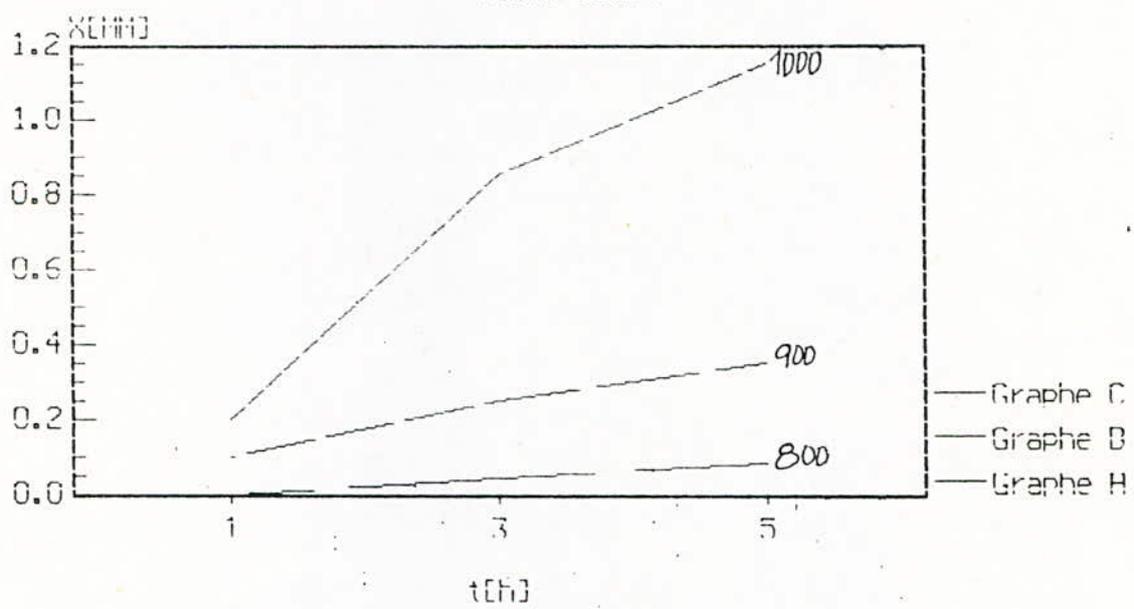


FIG 3-C

C H A P I T R E VI

VI - 1 CALCUL DU COEFFICIENT DE DIFFUSION :

Par convention l'épaisseur de la couche cimentée <sup>est égale à</sup> et la distance entre la surface dont la dureté <sup>est</sup> est de 550 <sup>HV</sup> points Vickers <sup>et la couche</sup> en partant de la théorie de diffusion, la profondeur de cette couche et exprimée alors par

la relation ;  $X = 2 \sqrt{Dt}$

X - Distance de diffusion (mm)

D - Coefficient de diffusion

t - Temps de diffusion

<sup>en</sup> combinant cette relation avec la 1ère loi de Fick et la loi de transmission de Choleur de fourner et comme :

$D = D_0 e^{-Q/RT}$  (loi d'arrhénius)

Q - Energie d'activation de l'élément diffusant (carbone)

T - Température à laquelle se produit la diffusion

R - Constante des gaz parfaits (R = 2 Cal/oC)

Cette loi est vérifiée si un seul mécanisme de diffusion est opérant, si par contre plusieurs mécanismes de diffusion interviennent, la loi d'Arrhénius n'est plus vérifiée.

Le coefficient de diffusion tient compte de la composition chimique de l'acier et de la température du maintien.

$X = 2 \sqrt{Dt}$

$D = D_0 e^{-Q/RT}$

$X^2 = 4Dt$

$\frac{X^2}{t} = 4D_0 e^{-Q/RT}$

$\log \frac{X^2}{t} = \log (4D_0 e^{-Q/RT})$

$\log \frac{X^2}{t} = \log 4D_0 - \frac{Q}{2,3R} \frac{1}{T}$

Cette équation est de la forme  $Y = Ax + b$ .

Ou :

$$Y = \log \frac{x^2}{t}$$

$$b = \log 4D$$

$$A = - \frac{Q}{2,3R}$$

$$x = \frac{1}{T}$$

$$T_1 = 800 \text{ } ^\circ\text{C} = 1073 \text{ } ^\circ\text{K} \quad , \quad \frac{1}{T_1} = 9,32 \cdot 10^{-4} \text{ } ^\circ\text{K}^{-1}$$

$$T_2 = 900 \text{ } ^\circ\text{C} = 1173 \text{ } ^\circ\text{K} \quad , \quad \frac{1}{T_2} = 8,52 \cdot 10^{-4} \text{ } ^\circ\text{K}^{-1}$$

$$T_3 = 1000 \text{ } ^\circ\text{C} = 1273 \text{ } ^\circ\text{K} \quad , \quad \frac{1}{T_3} = 7,82 \cdot 10^{-4} \text{ } ^\circ\text{K}^{-1}$$

Résultat pour XC 10

	: 800° (1073°K)	: 900° (1173°K)	: 100° (1273°K)	:
Log $\frac{X^2}{t}$	/	- 7,750	- 6,871	1h
	- 7,681	- 7,431	- 6,434	3h
	- 7,459	- 7,301	- 6,238	5h

On trace le graphe  $\log \frac{X^2}{t} = f\left(\frac{1}{T}\right)$  fig. a

qui a pour pente  $-\frac{Q}{2,3h}$

à partir du graphe, on choisi 2 points et on tire la valeur de la pente ( $\lg \alpha$ )

$$\text{Alors: } \lg \alpha = \frac{(-7,34) - (-6,52)}{(8,525 - 7,855) \cdot 10^{-4}} = -1,22 \cdot 10^4$$

d'où :  $\frac{-Q}{2,3 \cdot R} = -1,22 \cdot 10^4$  et avec  $R = 1,987 \text{ cal/}^\circ\text{K}$

$$Q = 1,22 \cdot 10^4 \cdot 2,3 \cdot 1,987 = 5,575 \cdot 10^4 \text{ Cal}$$

$$Q = 55,75 \text{ Kcal}$$

il reste à déterminer  $D_0$ .

$$\text{Log } \frac{X^2}{t} = -6,7 \longrightarrow \frac{X^2}{t} = 1,995 \cdot 10^{-7}$$

Comme :

$$\frac{X^2}{t} = 4 D_0 \cdot e^{-Q/RT} \quad \text{ou } \frac{1}{T} = \frac{1}{900} = \frac{1}{1173} =$$

$$D_0 = \frac{1,995 \cdot 10^{-7}}{4 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)} = \frac{1,995 \cdot 10^{-7}}{4 \exp\left(-\frac{5,575}{1,987 \cdot 1173}\right)} = 279,26 \text{ Cm}^2/\text{s}$$

et enfin  $D = D_0 \cdot e^{-Q/RT}$

$$D = 1,14 \cdot 10^{-8} \text{ Cm}^2/\text{s}$$

$$Q = 55,75 \text{ Kcal} = 55750 \text{ cal}$$

$$D_0 = 279,26 \text{ Cm}^2/\text{s}$$

$$D = 1,14 \cdot 10^{-8} \text{ Cm}^2/\text{s}$$

ACIER XC10

$\log \frac{x^2}{L} [cm^2/s]$

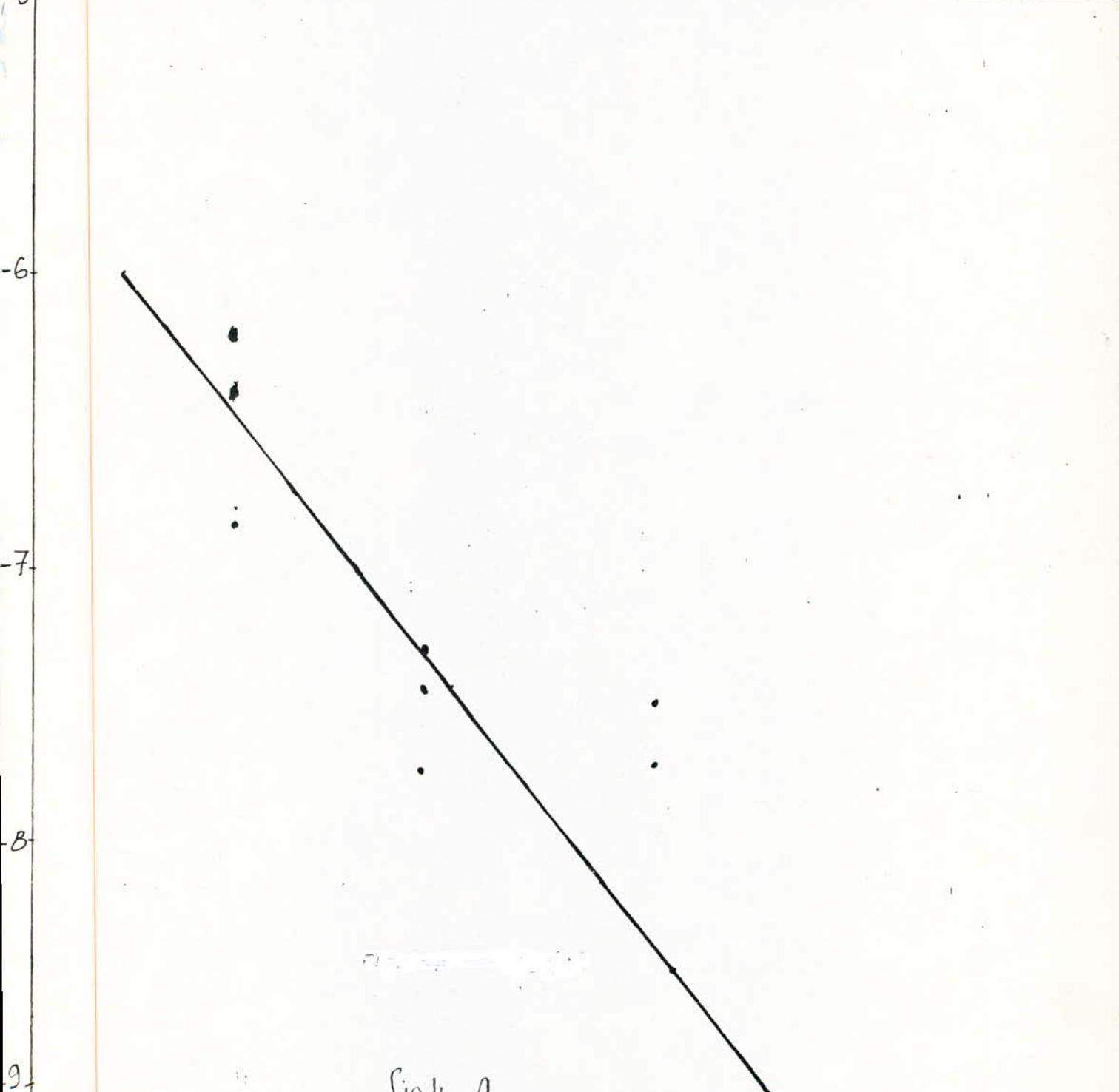
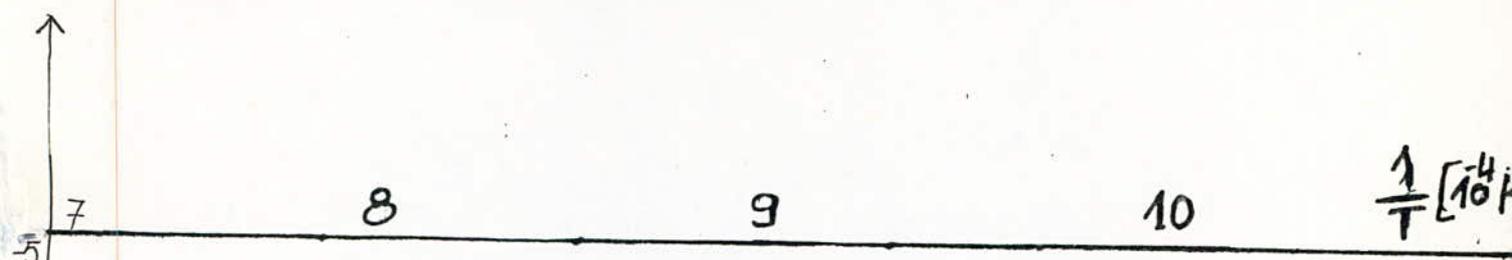


fig 4-a

Pour 10 NC 6

	: 800° C (1073°K)	: 900° C (1173°K)	: 1000° C (1273°K)	:
	:	:	:	:
	:	- 7,398	- 6,352	1h
	:	:	:	:
$\log \frac{X^2}{t}$	- 7,625	- 7,237	- 6,227	3h
	:	:	:	:
	- 7,494	- 7,192	- 6,172	5h
	:	:	:	:

On trace le graphe  $\log \frac{X^2}{t} = f\left(\frac{1}{T}\right)$  fig 4 b

$$t_{90} = \frac{-6,88 + 6,52}{(8,6 - 8,4) \cdot 10^{-8}} = -0,93 \cdot 10^4$$

donc :  $-\frac{Q}{2,3R} = -0,93 \cdot 10^4 \longrightarrow Q = 42,5 \cdot 10^3 \text{ CAL} = 42,5 \text{ Kcal}$

et :  $\log \frac{X^2}{t} = -6,84 \longrightarrow \frac{X^2}{t} = 1,51 \cdot 10^{-7}$

même chose on trouve :  $D_0 = 3,67 \text{ Cm}^2/\text{s}$

alors  $D = D_0 \cdot e^{-Q/RT} = 3,76 \cdot 10^{-8} \text{ Cm}^2/\text{s}$

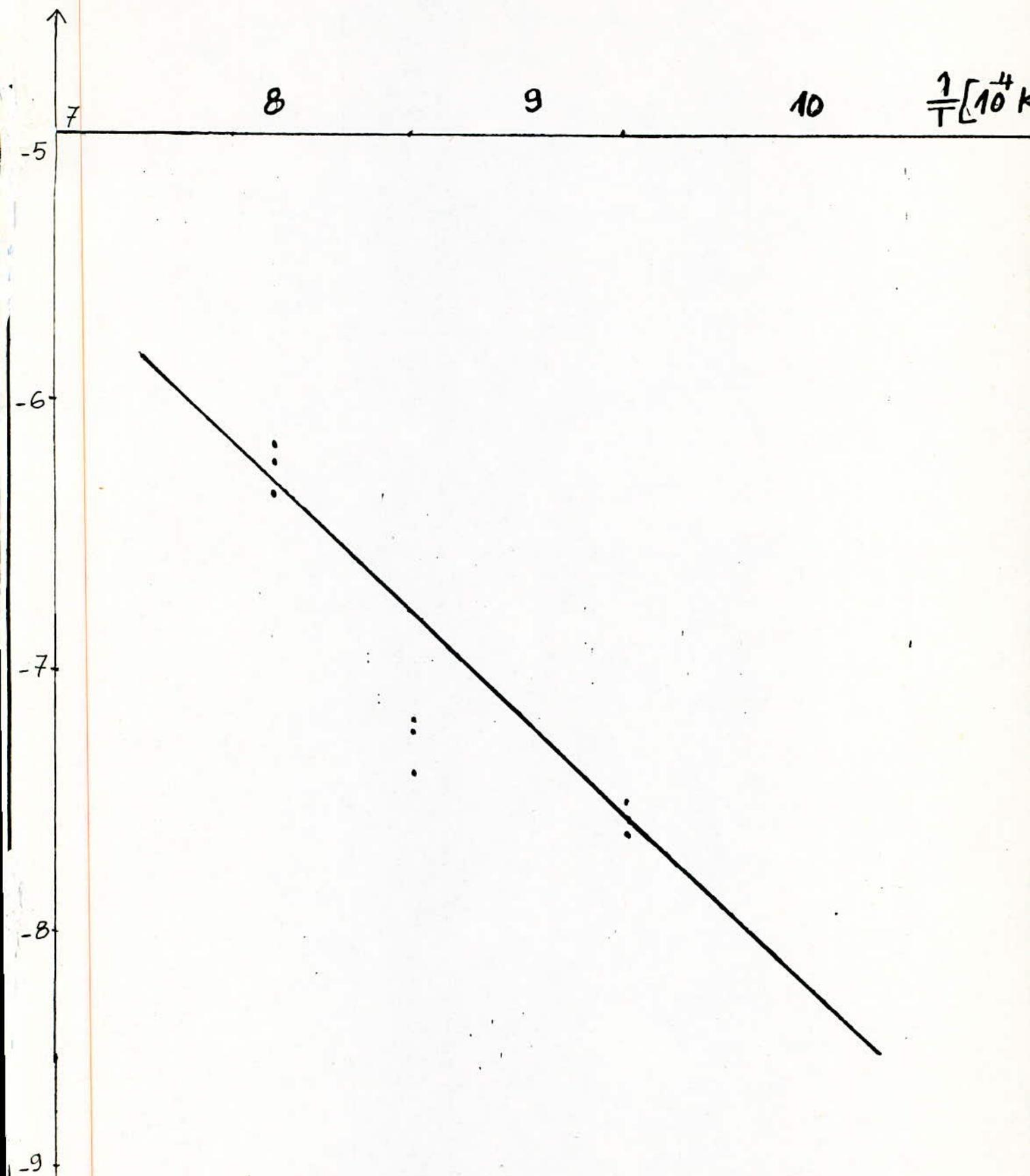
$Q = 42,5 \text{ Kcal} = 42500 \text{ cal}$

$D_0 = 3,67 \text{ Cm}^2/\text{s}$

$D = 3,76 \cdot 10^{-8} \text{ Cm}^2/\text{s}$

# ACIER 10NC6

$\log \frac{X^2}{t} \text{ [cm}^2/\text{s]}$



acier 10NC6

fig4-b

Pour 18 CD 4

	: 800° C (1073° K)	: 900° C (1173° K)	: 1000° C (1273° K):	
$\log \frac{X^2}{t}$		- 7,556	- 6,954	1h
		- 7,237	- 6,174	3h
	- 8,449	- 7,167	- 6,134	5h

On trace le graphe  $\log \frac{X^2}{t} = f\left(\frac{1}{T}\right)$  fig/4 C

$$\text{tg} \alpha = \frac{-6,82 + 6,42}{(8,2 + 7,94) \cdot 10^{-4}} = -1,54 \cdot 10^4$$

alors  $Q = 70,38 \text{ Kcal}$

d'où :  $\log \frac{X^2}{t} = -7,3$  ,  $\frac{1}{T} = 8,525 \cdot 10^{-4} \text{ } ^\circ\text{K}^{-1}$  (900° C)

$$\frac{X^2}{t} = 5,03 \cdot 10^{-8}$$

$$D_0 = 162874,7 \text{ Cm}^2/\text{s}$$

$$D = 1,25 \cdot 10^{-8} \text{ Cm}^2/\text{s}$$

$Q = 70,38 \text{ Kcal} = 70380 \text{ cal} \dots$
$D_0 = 162874,7 \text{ Cm}^2/\text{s}$
$L = 1,25 \cdot 10^{-8} \text{ Cm}^2/\text{s}$

ACIER 18CD4

$\log \frac{X^2}{L} \text{ [cm}^2/\text{s]}$

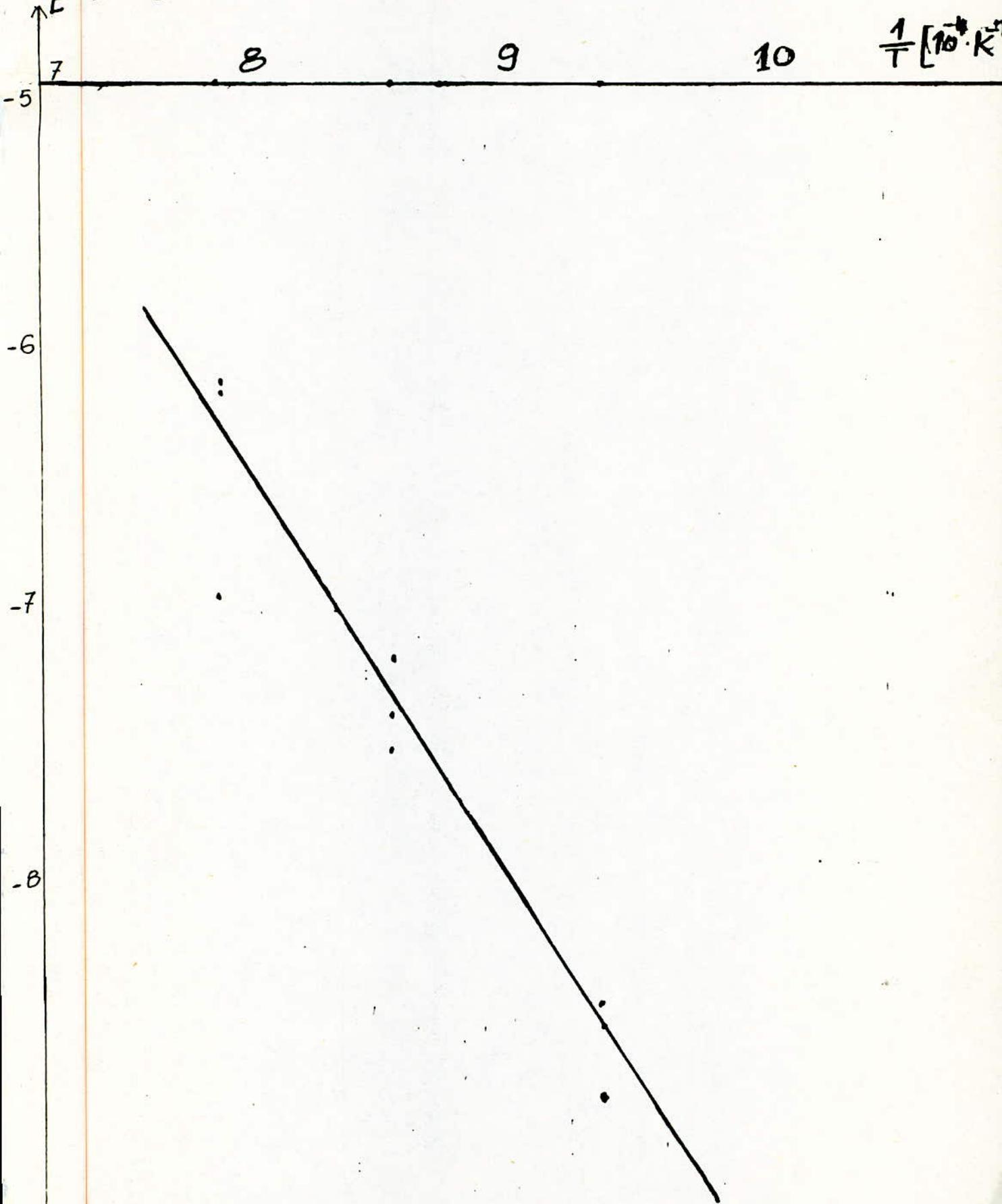


fig 4-C

acier 18CD4

INTERPRETATION

Les courbes fig 4 : a - b - c donnant la variation du logarithme du coefficient de diffusion en fonction de l'inverse de la température nous permettent de calculer l'énergie  $Q$  qui est l'énergie nécessaire pour qu'un atome de carbone diffuse dans les couches superficielles.

On voit alors que les valeurs obtenues diffèrent d'un acier à un autre de qui est évident car il faut produire plus d'énergie dans le cas de l'acier 18 CD 4 ( $Q = 70.38 \text{ K cal}$ ) que pour XC 10 ( $Q = 55.75 \text{ K cal}$ ) ou pour l'acier 10 NC 6 ( $Q = 42.5 \text{ K cal}$ ), ce qui met en évidence l'effet des éléments d'addition sur la variation de l'énergie d'activation  $Q$ , ou le couple Cr - Mo accroîterait considérablement cette énergie alors que le couple Ni - Cr diminue cette énergie.

Un autre point intéressant à remarquer est l'existence de la relation directe entre le coefficient de diffusion et l'énergie d'activation, plus il augmente plus l'énergie d'activation diminue.

VARIATION DE D EN FONCTION DE LA TEMPERATURE

-----6-----

$\frac{D \text{ cm}}{s} \backslash T \text{ } ^\circ\text{C}$	800	900	1000	t h
XC IO	/	$0,444 \cdot 10^{-8}$	$3,33 \cdot 10^{-8}$	1
	$0,521 \cdot 10^{-8}$	$0,926 \cdot 10^{-8}$	$9,18 \cdot 10^{-8}$	3
	$0,868 \cdot 10^{-8}$	$1,25 \cdot 10^{-8}$	$14,45 \cdot 10^{-8}$	5
IO HC 6	/	$1 \cdot 10^{-8}$	$11,11 \cdot 10^{-8}$	1
	$0,526 \cdot 10^{-8}$	$1,44 \cdot 10^{-8}$	$14,8 \cdot 10^{-8}$	3
	$0,8 \cdot 10^{-8}$	$1,60 \cdot 10^{-8}$	$16,80 \cdot 10^{-8}$	5
I8 CD 4	/	$0,69 \cdot 10^{-8}$	$1,71 \cdot 10^{-8}$	1
	$0,04 \cdot 10^{-8}$	$1,44 \cdot 10^{-8}$	$16,72 \cdot 10^{-8}$	3
	$0,09 \cdot 10^{-8}$	$1,70 \cdot 10^{-8}$	$18,30 \cdot 10^{-8}$	5

VI-1-2 - INFLUENCE DES ELEMENTS D'ADDITION SUR LE COEFFICIENT DE DIFFUSION :

Pour étudier cet aspect, nous avons eu recours une autre fois à des histogrammes fig : 5-a-b-c qui caractérisent l'évolution du coefficient de diffusion en fonction des éléments présents dans chaque acier.

Leurs allures nous donnent une idée précise sur la variation à différentes températures et temps de maintien.

On voit alors que la majorité des éléments présents dans ces aciers exercent une action différente sur le coefficient de diffusion et donc sur la variation de la quantité du carbone apportée par diffusion dans les couches superficielles.

L'explication de ce phénomène peut être donné par :  
En présence du NICKEL (élément graphitisant), le coefficient de diffusion augmente de plus en plus, alors que la présence des éléments carburigènes tel que le couple Cr-Mo diminuent considérablement ce coefficient, ceci nous permet de tirer la relation existant entre les deux facteurs (X et D) par la formule empirique suivante :

$$X = 2\sqrt{D.t}$$

ce qui confirme les résultats trouvés précédemment, et ils sont proches des données théoriques.

En plus de cela on constate que les résultats obtenus révèlent qu'à haute température le coefficient de diffusion des aciers 18CD4 et 10NC6 est presque le même, alors qu'il est le double de celui de l'acier de référence XC10 à cause de la sursaturation de la couche cémentée, à basse température (800) le coefficient de diffusion est plus faible pour l'acier 18CD4(1/10) de celui de XC10.

Enfin ces histogrammes représentent l'analyse quantitative, et qui vient confirmer comme nous l'avons signalé précédemment l'analyse qualitative.

HISTOGRAMME A T=800 (C)

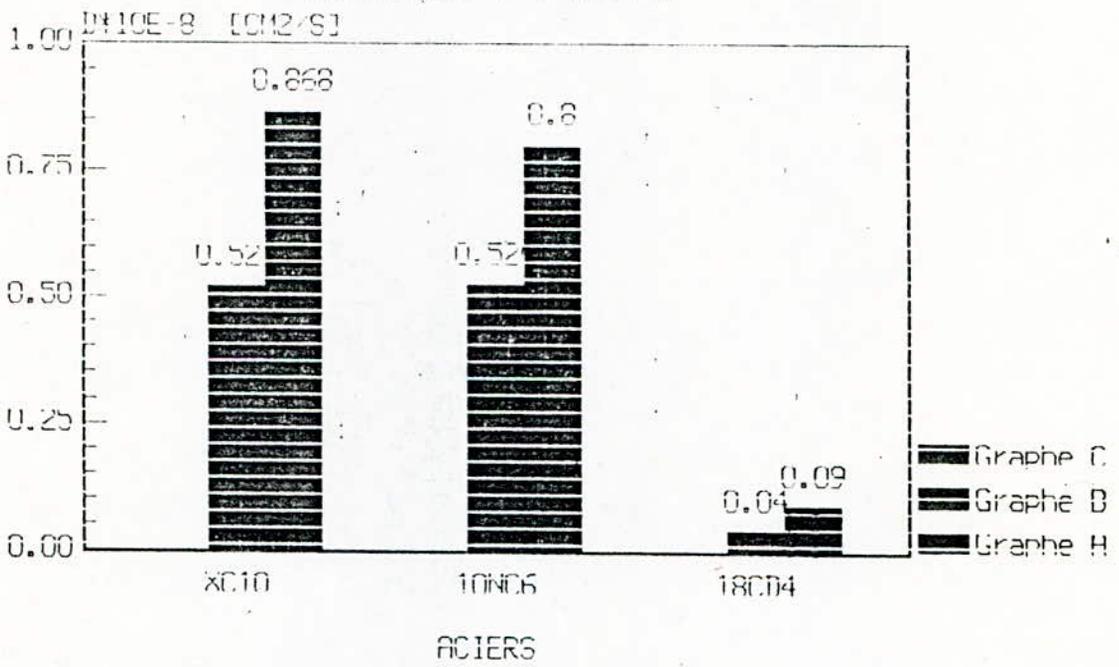


FIG 5-a

15

VI - 1 - 3 INFLUENCE DE LA TEMPÉRATURE SUR LE COEFFICIENT DE

DIFFUSION :

La première remarque qui s'impose est l'effet primordial de la température sur la variation du coefficient de diffusion ou ~~les~~ courbes fig 6; a - b - c, montrent que plus la température augmente, plus le coefficient de diffusion augmente, ce phénomène peut être expliqué par l'augmentation de la mobilité des atomes donc de la vitesse de diffusion du carbone dans les couches superficielles.

D'autre part l'évolution du coefficient de diffusion avec la température change d'un acier à un autre, par simple comparaison des trois graphes, on voit qu'entre (800° - 900°) C le coefficient de diffusion D varie faiblement dans l'acier 18 CD 4 que dans l'acier 10 NC 6 ou XC 10

Alors qu'entre (900 - 1000)° C devient plus grand dans l'acier 18 CD 4 et 10 NC 6 que dans l'acier XC 10.

Ce qui confirme de plus en plus les résultats obtenus précédemment et d'établir la relation approchée existant entre le coefficient de diffusion et la température en négligeant les autres paramètres

D ou  $D_0 = D_0 e^{-Q/RT}$  en tenant compte des éléments d'alliages présents dans chaque acier ainsi que leurs effets sur D.

Variation du coeff de diff en fonct de  
la temperature  
ACIER XC10

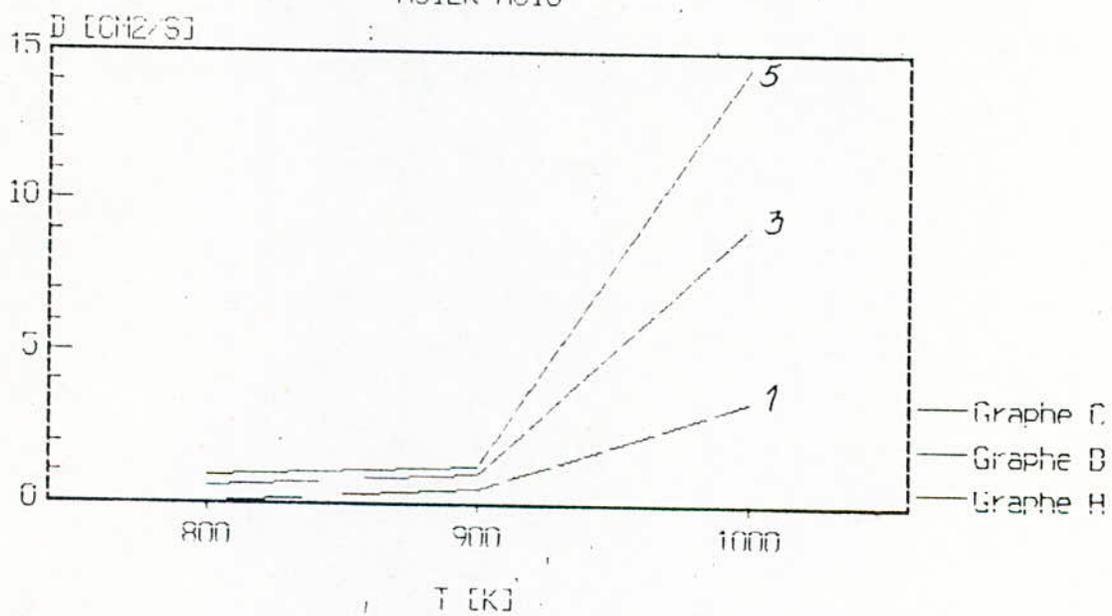


FIG 6-a

VARIATION DU COEFF. DE DIFFUSION EN FCT  
DE LA TEMPERATURE  
ACIER 19CD4

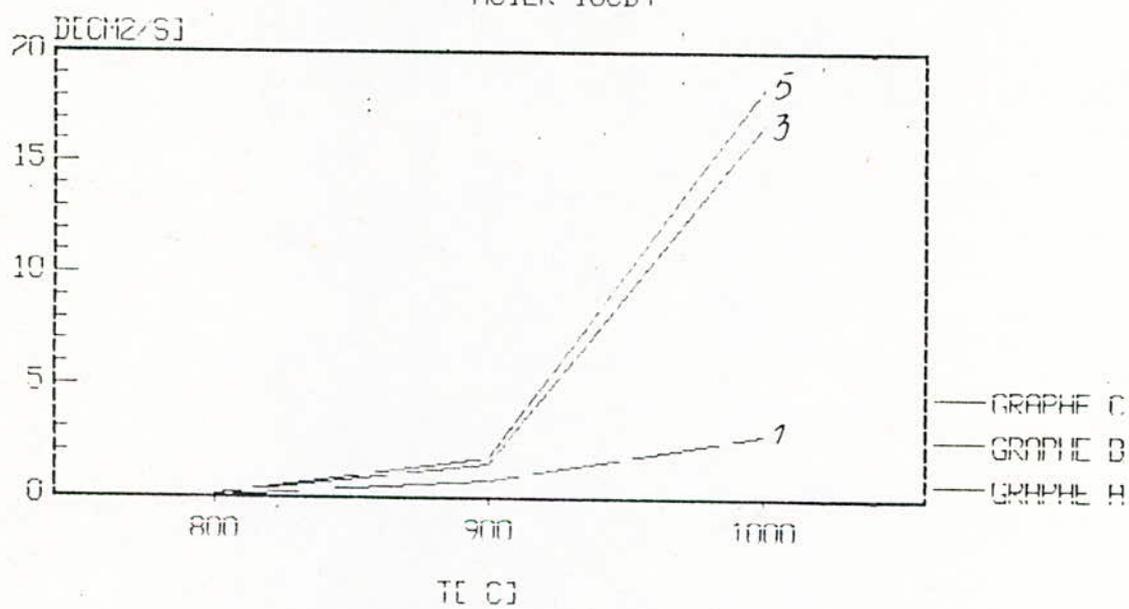


Fig 6-b

Variation du coeff de diff en fonct de  
la temperature  
ACIER 10NC6

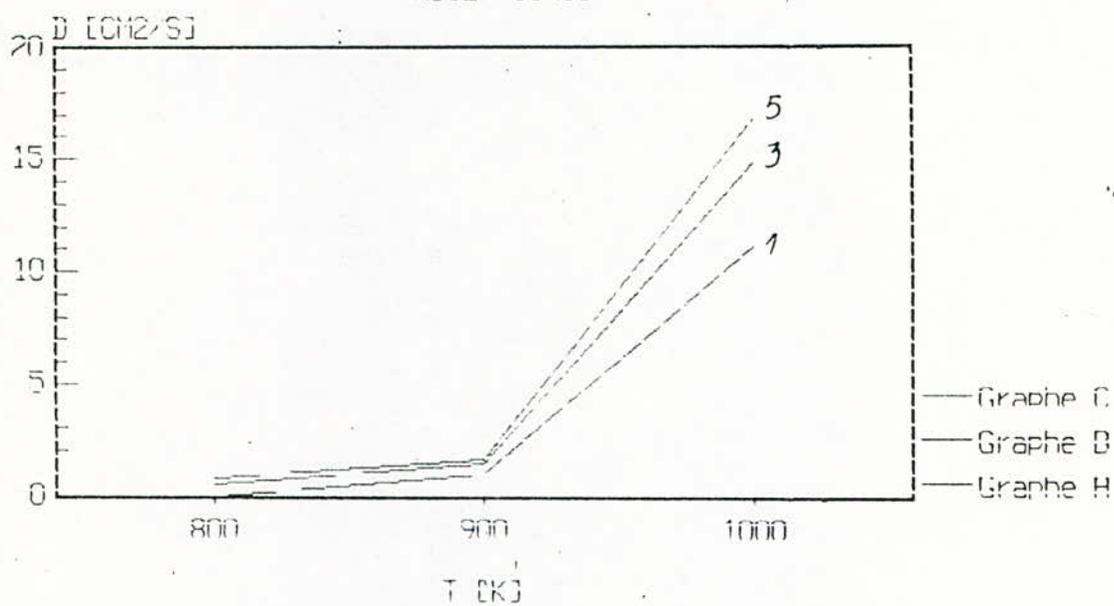


FIG 6-C

HISTOGRAMME A T=800 (C)

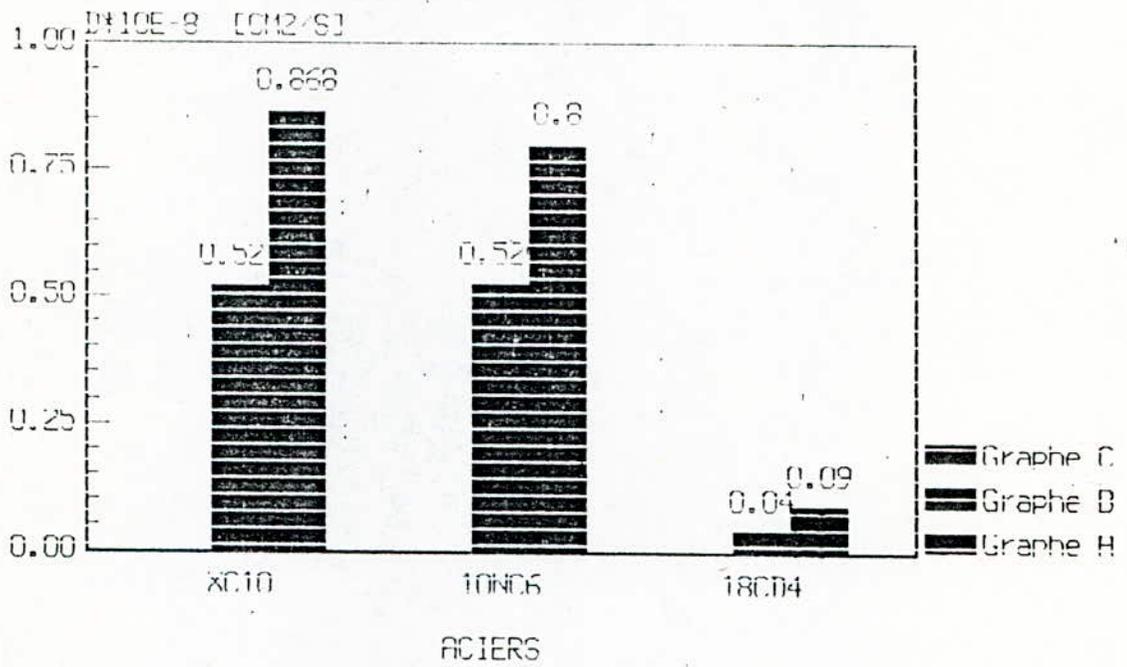


FIG 5-a

15

HISTORIQUE A TERMI 001

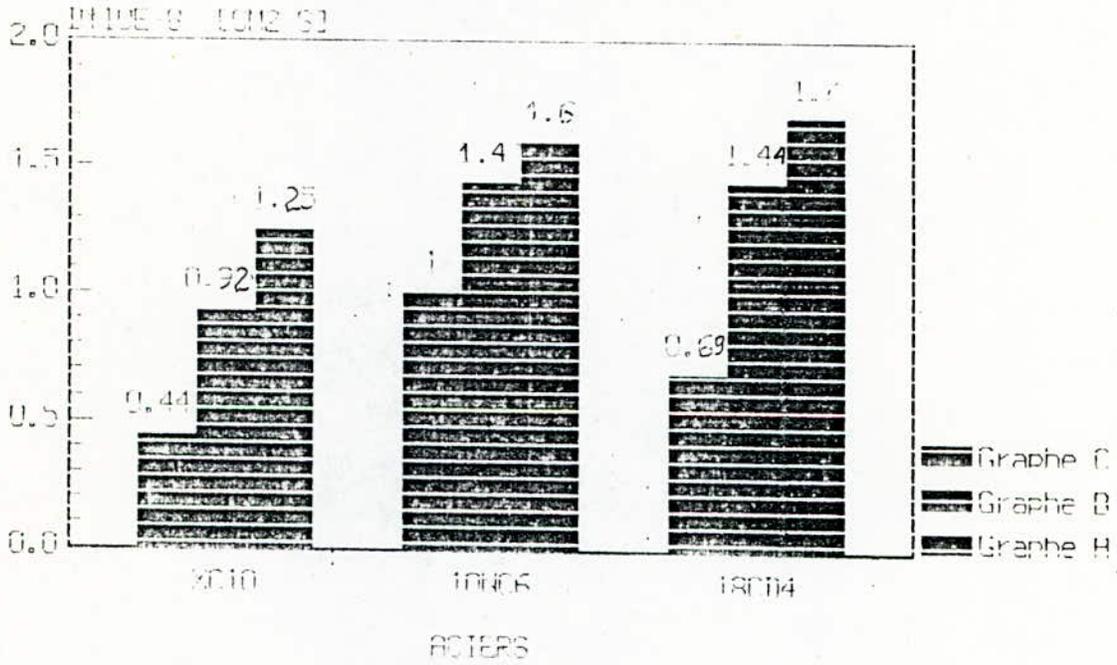


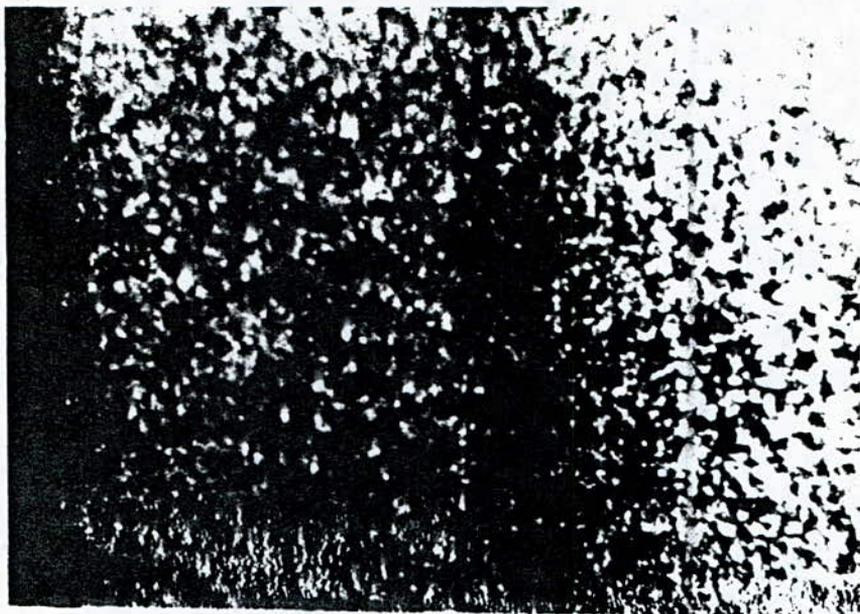
FIG 5-b

ETUDE MICROGRAPHIQUE :

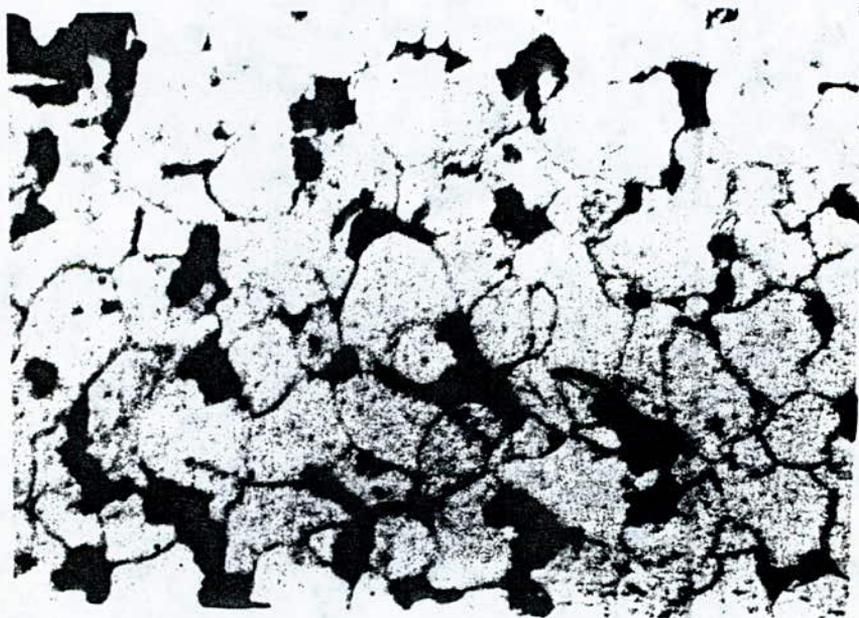
La métallographie microscopique a pour but de mettre en évidence les constituants des produits métallurgiques (structures et phases qui apparaissent après la cémentation).

L'analyse de ces structures est rendu possible grâce à un microscope optique par réflexion d'une surface polie et attaquée au nital.

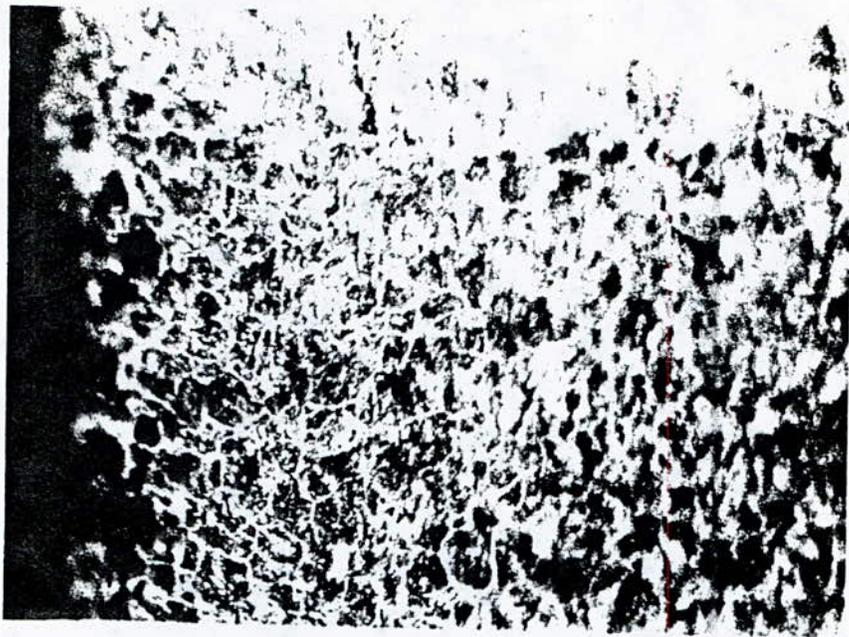
Les micrographies présentées ci-contre et qui ont été prises sur chaque éprouvette à différentes températures et temps de maintien, nous permettent d'avoir une idée précise d'une part du rôle de chaque élément et son effet sur la structure que prennent les couches cémentées, et d'autre part de faire une comparaison plus objective concernant les points de différences entre les aciers étudiés.



Acier 10NCC (couche cémentée).  
à 1000°C, 5h : structure entièrement perlitique + réseau CII  
G X 900

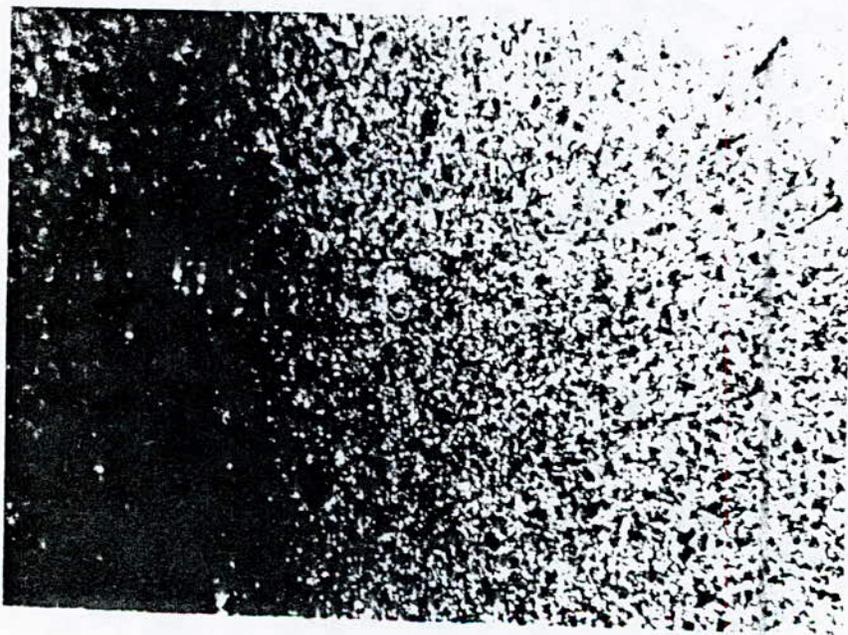


Acier 10NCC (le cœur).  
à 1000°C, 5h structure Ferrite-perlitique.  
G X 800



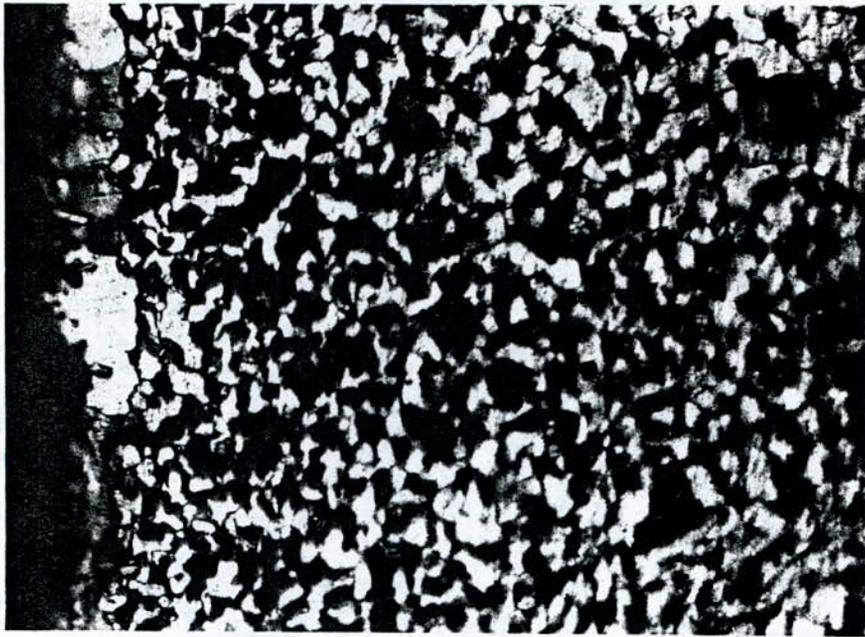
Acier 18CrAl

Microstructure de la couche cémentée  
à 1000°C, 5h : structure entièrement perlitique + réseau de la  
Cémentite secondaire. X 500

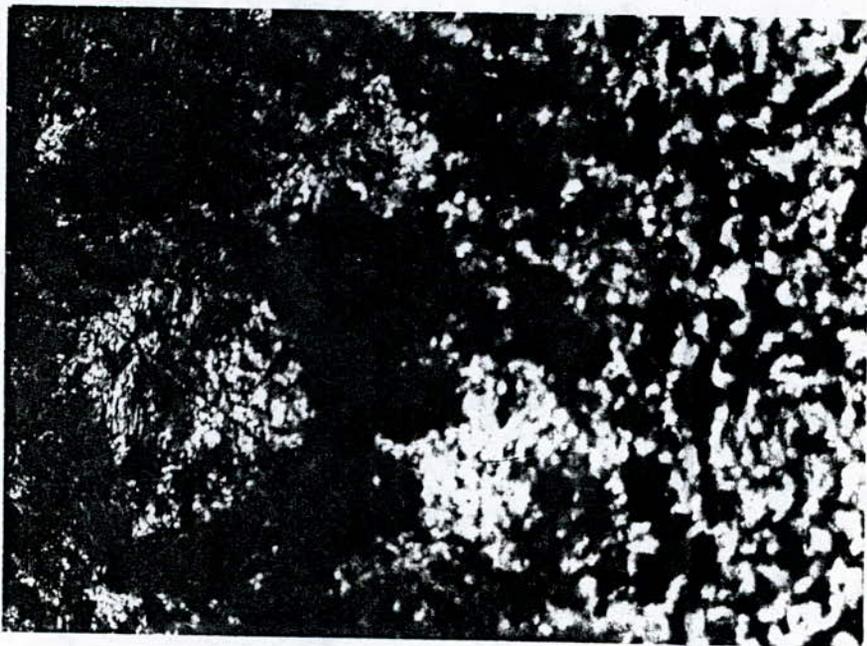


Acier 18CrAl

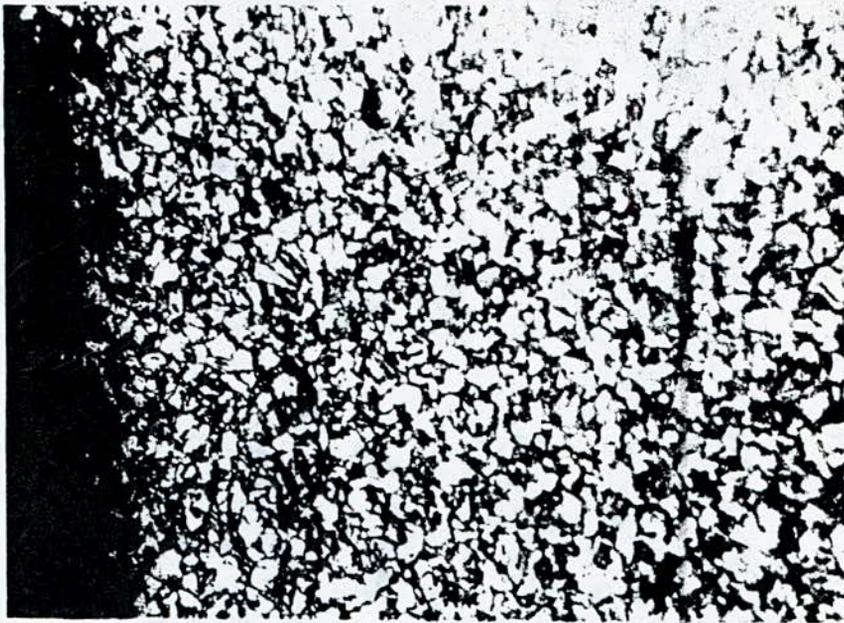
à 1000°C, 5h structure légèrement hypereutectoïde.  
(P + C<sub>II</sub>) X 500



Acier XC10, 800°, 1h  
pas de cémentation (structure hypoeutectoïde).

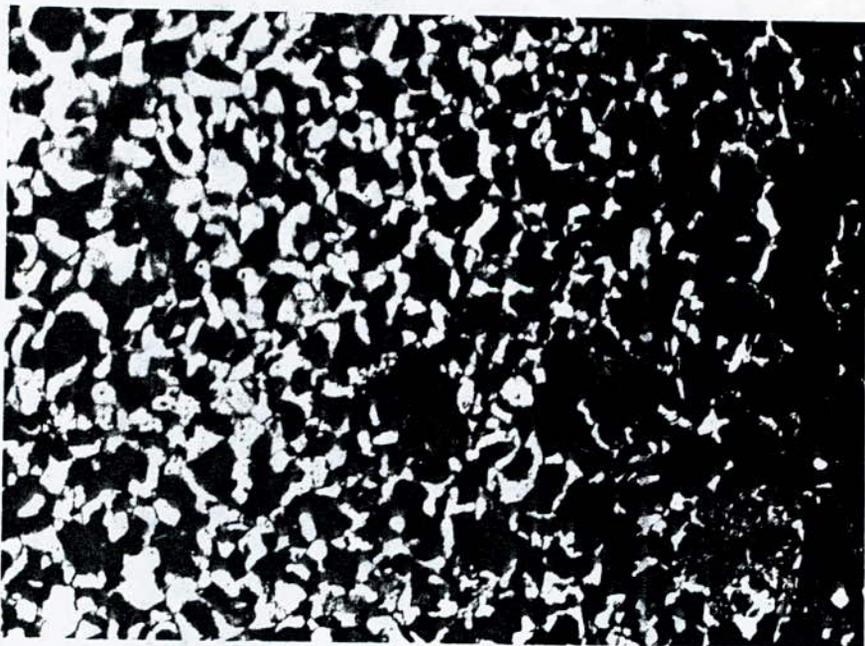


Acier 12C14, 900°, 1h  
Pas de cémentation. structure en périphérie perlitique +  
en frontière P + F. G X 500



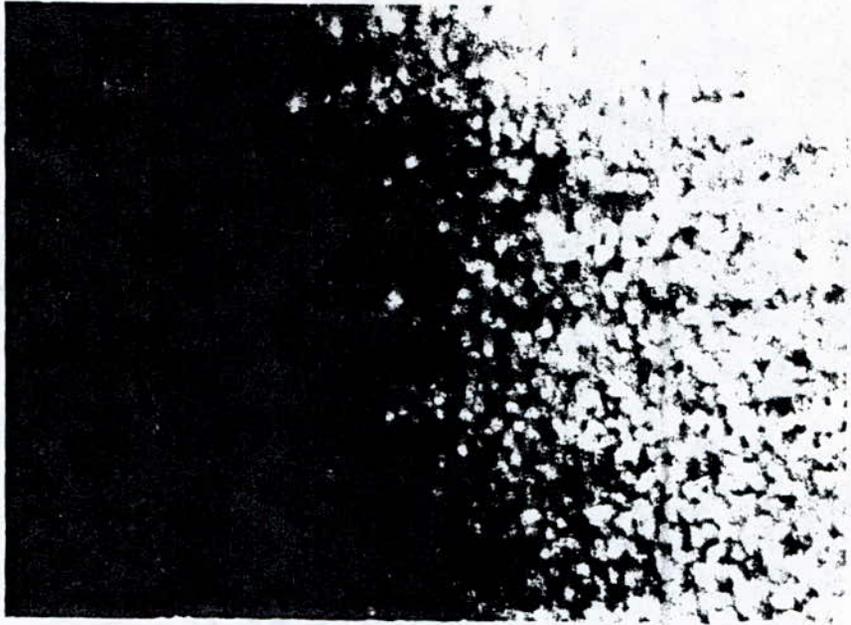
Acier 18CD4 (à cœur et en périphérie) , 900°C, 5h  
Structure perlitique , cœur ferrite-perlitique .

G X 900 .



Acier 18CD4 , 800°C, 3h  
structure en périphérie perlitique (faible diffusion du carbone)  
à cœur Ferrite-perlitique .

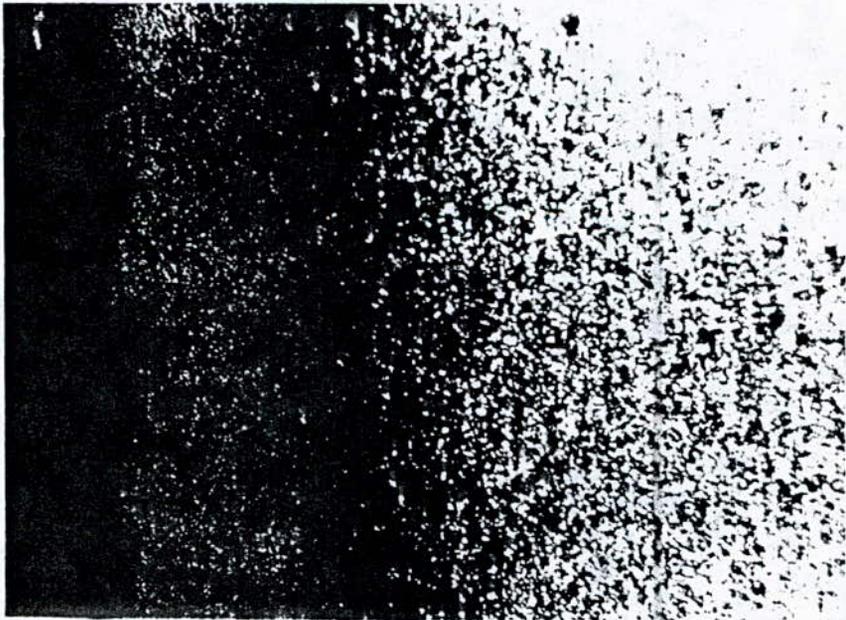
G X 900



- Acier 10NCC, 800°C, 1h

Pas de cémentation

G X 900



Acier 10NCC, 900°C, 5h

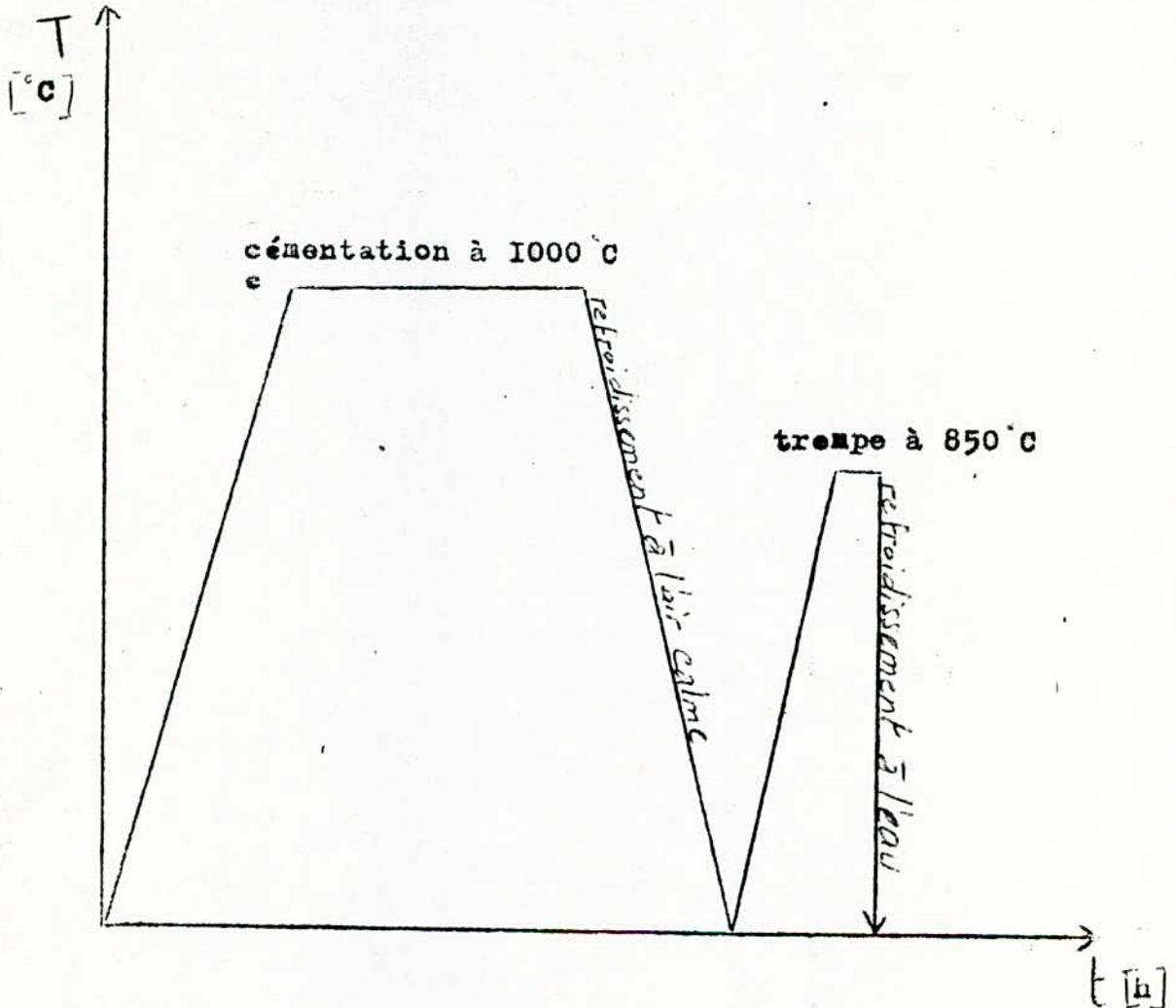
Structure perlitique de la couche cémentée.

G X 900

VII-I: CARACTERISTIQUES MECANIQUES DES ACIERS CEMENTEES :

Après la cémentation, on prévoit une trempe à la température  $850^{\circ}\text{C}$  suivie d'un refroidissement à l'eau.

Le cycle thermique peut être représenté de la manière suivante pour l'acier 18 CD 4 cémentée à  $1000^{\circ}\text{C}$ .



Les essais de dureté sont un moyen ~~non~~ destructif et qui sont très utilisés dans le contrôle final des pièces.

VII-I-a- CONDITION D'ESSAIS :

- . L'essai est normalement conduit à température ambiante
- . La charge est appliquée progressivement, sous vibrations nichoçs et maintenue à sa valeur finale pendant 10 à 15s.
- . On prépare la surface pour éviter toute altération (oxydation...)

**VII-I-b-ESSAI ROCKWELL :**

L'essai consiste à imprimer, en deux temps, dans la couche superficielle de la pièce à essayer, un pénétrateur de type normalisé (cône ou bille) et à mesurer l'accroissement et de la profondeur de pénétration. Les résultats donnant les mesures de dureté de chaque éprouvette sont regroupés dans le tableau ci-dessous.

: NUANCES : D'ACIERS	: T°(C)	: AVANT LA TREMPE	: APRES LA TREMPE
		:	:
: XC 10	: 800° C	: 42	: 42
	: 900° C	: 49 - 47	: 56 - 58
	: 1000° C	: 55 - 60	: 60 - 62
: 10 NC 6	: 800° C	: 50 - 58	: 52,5 - 62,2
	: 900° C	: 55 - 60	: 50 - 55
	: 1000° C	: 60 - 63	: 54,3 - 60
: 18 CD 4	: 800° C	: 49 - 53,6	: 55 - 60
	: 900° C	: 50 - 60	: 50 - 55
	: 100° C	: 62 - 68	: 55 - 60

INTERPRETATION

D'après les résultats obtenues, on remarque que les mesures de dureté prises varient d'un acier à un autre.

Avant la trempe la dureté augmente au fur <sup>et</sup> à mesure que la quantité de carbone augmente, en particulier en présence des éléments d'addition tel que le couple le Cr - Mo qui forme des carbures beaucoup plus durs.

Après la trempe et le refroidissement à l'eau qui provoque la transformation martensitique, et on constate alors une légère diminution de la dureté dans les aciers alliés, causée par la présence de l'austénite résiduelle en proportion très élevée, ce qui altère la dureté, c'est pourquoi on recommande généralement après la trempe un traitement à froid afin de transformer cette quantité restante en martensite et <sup>d'élever</sup> (d'augmenter) la dureté.

Enfin, on peut dire que les deux caractéristiques obtenues à savoir une grande dureté à la surface de l'éprouvette résistant ainsi au choc et à l'abrasion, et une ductilité (plasticité) au coeur peuvent satisfaire les conditions de travail aux quelles ils sont soumises.

CONCLUSION/:

Cette étude engagée dans le contexte de déterminer les effets des éléments d'addition sur la cémentation des aciers, en tenant compte de la variation de plusieurs facteurs tels que la température et le temps de maintien, elle permet néanmoins de faire ressortir un certain nombre de points saillants :

- Dans le domaine de composition exploré, l'effet des éléments présents dans ces aciers paraît assez sensible sur les phénomènes de diffusion et d'enrichissement superficiel en carbone. On peut noter alors qu'à haute température les couples Cr - Mo et Ni - Cr augmentent considérablement et l'épaisseur de la couche cémentée et le coefficient de diffusion et chacun d'eux nécessite une énergie d'activation différente.
  - Il était possible de vérifier expérimentalement à partir des valeurs de mesures obtenues les relations existant entre différents paramètres comme celle existant entre le coefficient de diffusion et l'épaisseur  $x$  ou le temps de maintien.....etc, ce qui confirme les données théoriques.
  - Les conditions du traitement thermique jouent souvent un rôle plus important sur les propriétés des pièces cémentées que la nuance de l'acier elle-même de plus le traitement thermo-chimique qui est envisagé nécessite un choix et un contrôle judicieux du ciment et de l'atmosphère dans laquelle il est réalisé.
- enfin en dépit des quelques problèmes qu'on a rencontrés au début de notre travail, nous estimons que les objectifs tracés au début de cette étude ont été en général atteints.

(1) : Technique de l'ingénieur : Métallurgie

M 1282

pratique de la cémentation

(2) : Les éléments d'addition dans les aciers

DELEIRIS

(3) : Métallographie et traitement thermiques des métaux

L. LAKHITINE

(4) : La diffusion dans les solides (I) ET (II)

Y.ADDA - J. PHILIBERT

(5) : Métallurgie générale

J. Bernad

(6) : Thèses : étude de la cémentation industrielle

- 1975 - Bencheick.

Les éléments

D'Additions :

E.G. Bain

H.W. Faxton :

Traitement

THERMIQUE /



