

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : METALLURGIE



PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

ETUDE  
DE LA DECARBURATION  
D'UN ACIER XC 90

Proposé Par :  
Melle A. BOUALI

Etudié par :  
Naïma BOUTAREK  
Nabila CHERMAT

Dirigé par :  
Melle A. BOUALI

PROMOTION : JUIN 1988

*A la mémoire de mon père  
du sacrifice de ma mère  
A mes grands-Parents  
A ceux que j'aime  
Je dédie ce mémoire*

NAIMA



*Je dédie ce mémoire à mes très chers parents qui m'ont été d'un  
apport inestimable tout au long de mes études, ainsi qu'à mes frères  
et mes soeurs, à mes amis et à l'ensemble de mes camarades.*

*A tous ces êtres chers, je dirai : je m'en souviendrai.*

NABELA

## REMERCIEMENTS

الجامعة الوطنية المتعددة التقنيات  
المكتبة — BIBLIOTHEQUE  
Ecole Nationale Polytechnique

Nous tenons à exprimer notre profonde reconnaissance et nos vifs remerciements à Monsieur Bouderbballah, responsable du Laboratoire de Mécanique de la S.N.V.I. ainsi qu'à ses collaborateurs, pour nous avoir accepté au sein de leur Laboratoire et pour leurs judicieux conseils.

Nous remercions également Monsieur K. Abadli, chef du Département Métallurgie pour sa précieuse collaboration et son aide appréciable.

Nos remerciements vont également à Mademoiselle A. Bouali pour son suivi et sa grande disponibilité.

Nous exprimons notre sincère gratitude à Messieurs Maistrout, N'Guyen, Djeghlal et Hellal pour leurs précieux conseils et leur soutien moral tout le long de notre travail.

Nous ne terminons pas sans remercier Messieurs B. Boudjema et R. Meriche pour le soin apporté à la réalisation technique de ce mémoire.

Enfin, que tous ceux qui ont de près ou de loin contribué à l'élaboration de ce travail trouvent ici l'expression de notre profonde reconnaissance.

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
 المكتبة — BIBLIOTHEQUE  
 Ecole Nationale Polytechnique

S O M M A I R E

INTRODUCTION 6

Chapitre I

LA DECARBURATION 8

- 1.Principe et définition 9
- 2.Mécanisme 9
- 3.Paramètres 10
  - 3.1 - Milieu environnant 10
  - 3.2 - Calamine 11
  - 3.3 - Composition chimique de l'acier 12
  - 3.4 - Temps et température 14

Chapitre II

LA DIFFUSION

- 1.Importance de la diffusion dans les processus métallurgiques 16
- 2.Etude de la théorie de la diffusion dans les métaux 17
  - 2.1 - Lois de diffusion 17
  - 2.2 - Types de diffusion 18
  - 2.3 - Mode de la diffusion 19
  - 2.4 - Mécanismes 20
- 3.Application de la théorie de diffusion au phénomène de décarburation 21
  - 3.1 - Rôle de la diffusion dans le phénomène de décarburation 21
  - 3.2 - Place de la décarburation dans la théorie de diffusion 22
  - 3.3 - Résolution de l'équation de Fick pour le cas de décarburation 23

Chapitre III

REACTIONS CHIMIQUES DE DECARBURATION ET ENVIRONNEMENT

- 1.Principe 27
- 2.Effet de la température et du temps 27
- 3.Les atmosphères décarbures 28
  - 3.1 - Gaz simples 28
  - 3.2 - Mélanges gazeux 30

Chapitre IV

REMEDES DE LA DECARBURATION DANS L'INDUSTRIE METALLURGIQUE 33



## Chapitre V

### TECHNIQUES EXPERIMENTALES: METHODES DE MESURE DE LA DECARBURATION

1.Méthode micrographique	36
2.Sectionnement	36
3.Mesure de micro-dureté	37
4.Analyse par spectroscopie de Rx: micro-analyse par sonde électronique	38
5.Choix de la méthode de mesure	39

## Chapitre VI

### TRAITEMENT THERMIQUE

1.Recuit	42
2.Trempe	43

## Chapitre VII

### MATERIAU ET MATERIELS UTILISES

1.Matériau utilisé	48
1.1 - Provenance de l'acier	48
1.2 - Composition chimique	48
1.3 - L'état brut	48
1.4 - L'état recuit	48
2.Matériels utilisés	50
2.1 - Four électrique à résistance	50
2.2 - Four sous vide	51

## Chapitre VIII

MODE OPERATOIRE, RESULTATS ET INTERPRETATIONS	54
--	----

## Chapitre IX

EXPLOITATION DES RESULTATS	81
----------------------------	----

CONCLUSION	99
------------	----

Bibliographie	101
---------------	-----

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
المكتبة — BIBLIOTHEQUE  
Ecole Nationale Polytechnique

# INTRODUCTION

Au cours des opérations de fabrication du produit métallurgique et de traitement thermique, l'acier subit certains cycles thermiques au cours desquels, en fonction du milieu de chauffage, on rencontre le plus souvent le phénomène de décarburation.

Cette décarburation qui a lieu à la surface du métal modifie son aspect et sa composition et conduit soit à une augmentation du prix de revient de la pièce, conséquence des opérations nécessaires pour éliminer la couche altérée, soit à des difficultés importantes au niveau de l'emploi de la pièce où la couche décarburée n'a pas été totalement éliminée.

Ainsi, lors de la manufacture des pièces ; mises en forme (laminage, forgeage) ou traitement thermique (recuit, trempe) ; on peut s'attendre :

- soit à des incidents lors du traitement thermique.
- soit à une mauvaise tenue en service.

## 1/ INCIDENTS LORS DU TRAITEMENT THERMIQUE

Les opérations de traitement thermique sont indispensables sur la majorité des pièces métalliques, coulées, forgées ou usinées. Pendant ces cycles de chauffage, de maintien isotherme et de refroidissement, il se produit souvent une décarburation superficielle dont la présence conduit à un certain nombre de problèmes :

**1.1.** Du fait de sa composition chimique différente, la zone décarburée ne suivra pas, au cours du traitement thermique, la même évolution structurale que celle rencontrée dans la partie non altérée.

Dans ces conditions, des contraintes localement élevées peuvent être créées à l'interface métal sain-métal décarburé et conduire selon leur intensité à :

des déformations : accentuer les variations de forme en particulier si la décarburation est hétérogène.

- faciliter l'amorçage des tapures qui se traduisent par l'abaissement de la résistance mécanique à la surface.

1.2. La dureté après traitement est bien entendu plus faible dans la zone décarburée, il arrive alors fréquemment que l'on refasse le traitement thermique ou même que l'on rebute l'outil pour une dureté insuffisante attribuée à tort au cycle de traitement réalisé.

Il est par conséquent indispensable lors du contrôle des caractéristiques d'envisager la présence éventuelle d'une zone décarburée avant de mettre en cause le traitement effectué.

1.3. Il faut souligner enfin que la décarburation exerce une action très néfaste sur la tenue en service des couches dures apportées par un traitement de surface comme la nitruration et la chromisation.

## 2/ INCIDENTS EN SERVICE

La décarburation constitue un véritable problème pour les aciers, surtout ceux qui sont destinés à la fabrication d'outillages qui exigent de bonnes propriétés mécaniques en surface.

L'outil présentant une couche superficielle décarburée aura la plupart du temps, une tenue en service nettement insuffisante. La teneur en carbone plus faible conduira inévitablement à une dégradation importante des propriétés mécaniques de l'outil, dégradation particulièrement néfaste pour :

- la résistance mécanique qui quand elle est plus faible entraîne la mort de l'outil par l'apparition de fissures dans les parties les plus sollicitées.
- La tenue à la coupe dans le cas des aciers rapides (égrènement d'arête),
- la tenue à l'usure et à la fatigue mécanique, dans le cas des aciers à outils à chaud.

Dans la pratique, cette insuffisance de caractéristiques conduira à l'usure prématurée de l'outil, le mode de détérioration dépendant bien entendu des sollicitations auxquelles l'outil sera soumis.

En conséquence, dans l'industrie métallurgique, la décarburation est un phénomène indésirable qui conduit à la présence d'une couche plus molle et moins résistante que le reste de la pièce.

Ceci justifie l'intérêt porté au phénomène de décarburation.



chapitre 1

# LA DECARBURATION

## 1/ PRINCIPE ET DEFINITION

Si un acier, riche en carbone est porté à haute température dans une atmosphère convenable, il se décarbure, le titre en carbone décroît au fur et à mesure que l'on s'approche de la surface de la pièce et à une certaine profondeur, l'acier est considéré comme décarburé.

La décarburation résulte d'une réaction avec l'environnement du métal. Elle se traduit par l'appauvrissement en carbone de la couche superficielle de la pièce.

Elle peut être :

- partielle, si du carbone subsiste dans la zone décarburée ;
- totale, si tout le carbone a été éliminé dans la zone décarburée.

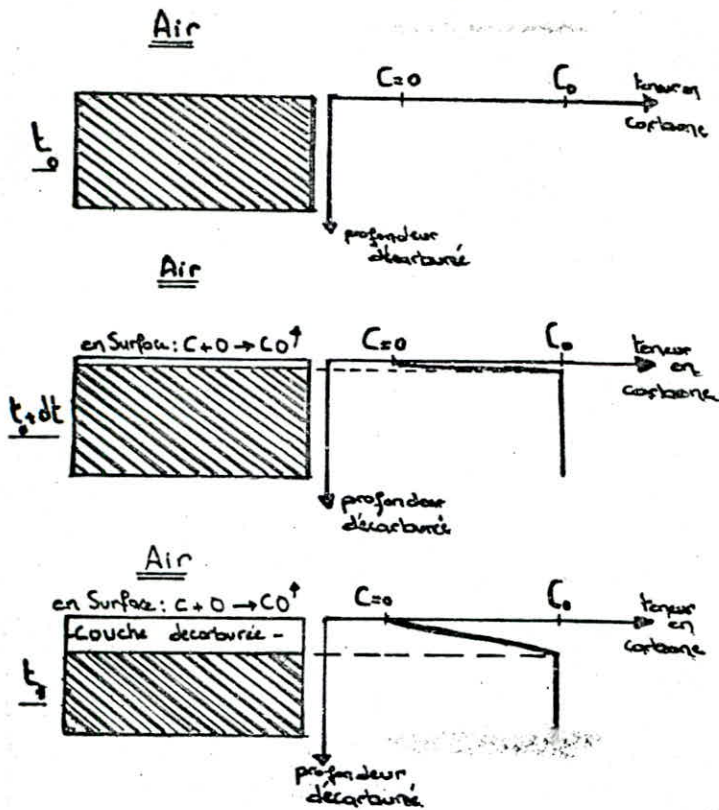
## 2/ MECANISME

La décarburation est dans tous les cas la résultante de deux processus différents qui se produisent simultanément :

En surface : une réaction chimique du carbone avec certains constituants de l'atmosphère conduisant à une teneur en carbone superficielle en équilibre avec le milieu gazeux.

En profondeur : Le carbone de la périphérie de la pièce combiné avec certains constituants du milieu environnant crée un gradient de sa concentration. Ce qui provoque la diffusion du carbone en profondeur afin de diminuer ce gradient de concentration.

Donc, en profondeur, il y a un mécanisme de diffusion capital dans l'évolution du phénomène qui va provoquer le déplacement des atomes de carbone vers la surface de l'échantillon.



- au temps initial  $t_0$  :  
pas de décarburation  
concentration superficielle =  
concentration initiale =  $C_0$

- La concentration du carbone en surface est nulle. On obtient une fine couche décarburée dont la teneur en carbone varie de 0 à  $C_0$ .

- Couche décarburée plus importante constituant la zone de diffusion.

Fig. 1: MECANISME FONDAMENTAL DE LA DECARBURATION

### 3/ PARAMETRES

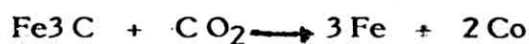
Le degré de décarburation atteint est fonction d'un grand nombre de facteurs, parmi lesquels les plus importants sont :

- le milieu environnant,
- la calamine,
- la composition chimique de l'acier,
- le temps et la température.

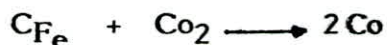
#### 3.1. Milieu environnant :

Quand un acier riche en carbone est chauffé dans un mélange de gaz comportant de l'oxygène libre, de la vapeur d'eau, de l'hydrogène ou du gaz carbonique, il peut y avoir une réaction directe entre ce gaz et le carbone de l'acier, ce qui se traduit par une décarburation superficielle

qui est souvent représentée souvent par la réaction :



Une représentation plus précise de cette réaction est la suivante :



Cette réaction ne s'applique qu'au carbone ou à la cémentite en solution dans le fer. La cémentite libre ne rentre dans la réaction que par mise en solution dans l'ansténite pour remplacer le carbone éliminé par la décarburation.

### 3.2. Calamine :

L'acier porté à haute température sans précautions particulières conduit à une oxydation du métal avec formation d'une couche de calamine.

Les principales réactions d'oxydations sont :



La calamine fragmentée par les dégagements gazeux laisse pénétrer l'oxygène de l'air, ce qui provoque une augmentation de la cinétique de la décarburation superficielle.

Donc l'adhérence et la porosité de la calamine constituent les facteurs les plus importants. D'une façon générale, la décarburation sera d'autant plus importante que la calamine sera plus poreuse et moins importante.

A titre d'information : Jominy a trouvé que au-dessus de 1000° c, l'oxyde obtenu dans la vapeur d'eau pure et dans le gaz carbonique pur est l'oxyde ferreux FeO, alors qu'un chauffage dans l'air donne l'oxyde magnétique Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>.



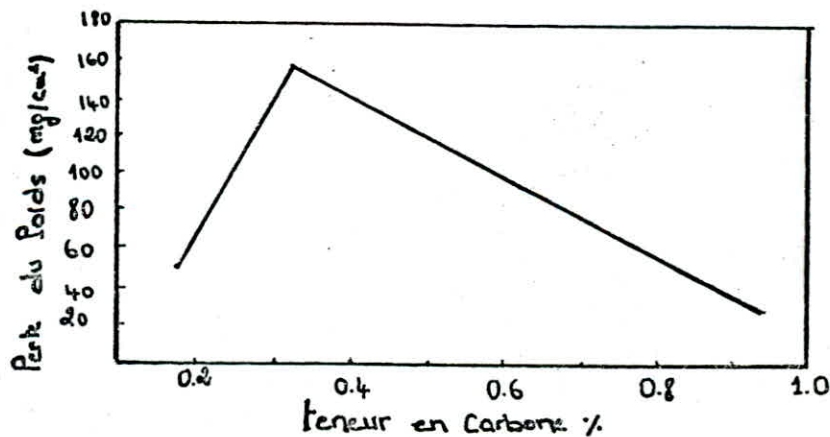
Alors que l'oxyde ferreux obtenu dans la vapeur est plutôt poreux, celui que l'on obtient dans le gaz carbonique est compact et adhérent.

Un autre facteur est la composition même de l'oxyde formé, celui que l'on obtient dans l'air tend à former des ampoules et à se détacher par plaques ce qui rompt le contact avec la couche sous-jacente de métal ralentissant la réaction de décarburation.

### 3.3. Composition chimique de l'acier :

#### 3.3.1. Teneur en carbone :

L'expérience a montré que au fur et à mesure que la teneur en carbone augmente, l'oxydation d'un acier dans l'air sec atteint un maximum pour environ 0,3 %, puis diminue quand la teneur en carbone augmente. Ce phénomène peut provenir de l'oxydation préférentielle du carbone par rapport au fer. Le carbone a une affinité pour l'oxygène supérieure à celle du fer.



**Fig 2** : INFLUENCE DE LA VARIATION DE LA CONCENTRATION EN CARBONE SUR L'OXYDATION D'UN ACIER A L'AIR SEC A 1260 (JOMINY).

Or si la vitesse d'oxydation diminue, la vitesse de diffusion du carbone se rapproche de celle de l'oxydation du fer, puis finit par la dépasser : il y a alors décarburation importante.

Donc: plus la teneur en carbone de l'acier est élevée, plus la résistance à l'oxydation du fer est grande et plus le degré de décarburation est accentué.

### 3.3.2. Éléments d'alliages :

Le rôle joué par les éléments d'alliages s'exercera :

- sur les propriétés physiques de la calamine
- sur la diffusion du carbone.

L'influence des divers éléments d'alliages sur la sensibilité de la décarburation n'est pas toujours bien connue.

Il est admis généralement que les éléments tels que le silicium, le molybdène, le vanadium et le cobalt favorisent la décarburation. Effectivement, le traitement thermique de nombreux aciers contenant des teneurs importantes en molybdène ( $Mo > 1\%$ ) et vanadium ( $V > 0,5\%$ ) est pratiqué entre 1000 et 1500°C, domaine de température qui correspond à un phénomène d'oxydation catastrophique lié à un enrichissement de la calamine en molybdène et vanadium, éléments très oxydables, et à la formation de composés de type  $MoO_3$  ou  $V_2O_3$  qui sont fusibles dès 750°C et gazeux aux températures de traitement. La calamine ainsi fragmentée accélère le phénomène de décarburation.

Au contraire, les éléments comme le chrome, le nickel et à un degré moindre le manganèse, ralentissent la décarburation.

Les résultats rassemblés dans le tableau ci-dessous montrent à titre indicatif l'influence favorable du chrome.

Traitement réalisé dans l'air	Profondeur de décarburation en 1/100 mm			
	1 100 ° c	1 100 ° c	1 100 ° c	1 100 ° c
	30 min	1 h	2 h	4 h
Z 100 CDV5	65	130	140	160
Z 150 CDV12	40	100	125	150
Z 200 C12	40	60	70	100
Z 100 C17	30	40	60	90

#### 3.4. Temps et température :

La profondeur de décarburation augmente d'une façon continue avec la température du traitement et le temps de maintien.

Cette couche croît comme la racine carrée de la durée de l'opération.

---

chapitre 2

**LA DIFFUSION**



Le phénomène de ~~décarburation~~ est régi essentiellement par la diffusion. En effet, c'est cette dernière qui est responsable du déplacement des atomes du coeur vers la surface de l'échantillon.

La diffusion intervient souvent à l'état solide, elle consiste en un déplacement d'atomes dans le cristal, s'opérant par une succession de sauts dans des emplacements déterminés.

## 1/ IMPORTANCE DE LA DIFFUSION DANS LES PROCESSUS METALLURGIQUES

La diffusion joue un rôle fondamental dans de nombreux processus métallurgiques. Toute l'histoire du métal, depuis son élaboration jusqu'à sa finition est sous la dépendance de la diffusion. On la retrouve :

- dans les traitements d'homogénéisation.
- dans les traitements thermiques pour lesquels on produit la microstructure du métal qui convient pour ~~obtenir~~ les propriétés mécaniques visées (toutes les transformations de phases, sauf les transformations martensitiques).
- Dans l'élaboration : les équilibres métal-laitier s'établissent par l'intermédiaire d'une couche limite qui est déterminée par les constantes de diffusion des éléments présents.
- Dans les revêtements superficiels : cémentation, nitruration, phosphatisation, et également le cas des revêtements accompagnés d'un traitement de diffusion pour obtenir une bonne adhérence : dépôts divers (galvanisation, chromage, tantalisation etc...).
- Dans les déformations à chaud : les propriétés à chaud sont très sensibles à la diffusion. La vitesse de fluage est directement proportionnelle à la vitesse de diffusion des atomes de la solution ; la formation des cavités qui conduisent à la rupture à chaud en dépend également.
- Dans les réactions superficielles du métal dans l'atmosphère comme l'oxydation et la décarburation (cas de notre étude).

Les phénomènes et les procédés où interviennent les processus de diffusion sont extrêmement divers, et nous ne saurions en donner un inventaire complet.

## 2/ ETUDE DE LA THEORIE DE LA DIFFUSION DANS LES METAUX

Une connaissance des procédés où intervient la diffusion nécessite une connaissance de la diffusion sous tous ses aspects.

### 2.1. Lois de diffusion :

#### 2.1.1. Les lois de FICK :

Les bases théoriques de diffusion ont été établis par **Fick**.

1ère LOI : L'aspect macroscopique qui permet de prendre en compte la variation globale de la concentration est décrit par la 1ère loi de Fick :

$$J_x = - D \frac{\partial C}{\partial x}$$

Cette loi proposée empiriquement par Fick dit que la densité de matière  $J_x$  est proportionnelle au coefficient de diffusion  $D$  exprimé en  $\text{cm}^2/\text{s}$ .

Cette loi suppose que la diffusion s'effectue sous l'influence de gradient de concentration et qu'elle cesse lorsque la composition devient uniforme.

2ème LOI : Découle de la première. Elle s'exprime :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad \text{dans le cas où } D \text{ dépend de } x$$

ou

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad \text{dans le cas contraire}$$

Cette loi suppose que le gradient de concentration varie avec le temps et la distance , c'est le cas général des problèmes rencontrés en métallurgie.

#### 2.1.2. Loi d'ARRHENIUS :

Pour que les atomes puissent échanger leur position dans leurs réseaux, il leur faut vaincre une barrière d'énergie potentielle. La hauteur de cette barrière est décrite par l'équation d'Arrhénius :

$$D = D_0 \text{Exp} \left( -\frac{Q}{RT} \right)$$

avec :  $D_0$  : constante reliée à la fréquence des sauts

$R$  : constante des gaz parfaits ( $R = 1,987 \text{ cal mole}^{-1} \text{ K}^{-1}$ )

$T$  : température en °K

$Q$  : énergie d'activation en joule.

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.

De l'équation d'Arrhénius, on déduit l'existence d'une relation linéaire entre  $\ln D$  et  $1/T$  :

$$\ln D = \frac{Q}{RT} + \ln D_0$$

Les valeurs de  $Q$  et  $D_0$  se déduisent de la pente de la droite et de son ordonnée à l'origine obtenu par extrapolation.

Les expressions de  $Q$  et  $D_0$  peuvent fournir un critère du mécanisme de diffusion puisqu'elles sont différentes pour les divers mécanismes envisagés

élément qui diffuse	matrice	$Q$ (cal/mole)	$D_0$ ( $\text{cm}^2/\text{s}$ )
Fe $\alpha$	Fe $\alpha$	2300	73200
Fe $\gamma$	Fe $\gamma$	518	74200
C	Fe $\gamma$	32400	0,1

## 2.2. Types de diffusion :

Selon la théorie de la diffusion, on peut classer cette dernière en 3 types:

### 2.1.1. Autodiffusion :

Dans un métal chimiquement pur, les atomes se déplacent sous l'influence de l'agitation thermique. C'est la diffusion de A dans son propre réseau.



### 2.2.2. Hétérodiffusion :

C'est la diffusion d'un élément A dans B ou de A dans l'alliage AB (avec  $C_A$  : concentration de A faible). Selon la concentration de l'élément diffusant deux cas se présentent :

- Hétérodiffusion à dilution infinie :

$C_A$  est infiniment petite. Dans ce cas, lors de la diffusion, il y a une faible probabilité pour que l'atome A rencontre un autre atome A (il n'y a pas d'interaction entre les atomes qui diffusent).

- Hétérodiffusion diluée :

Dans ce cas,  $C_A$  est petite, mais n'est pas infinie. De ce fait, il y a possibilité d'interaction entre les atomes qui diffusent.

### 2.2.3. Diffusion chimique :

C'est la diffusion dans les alliages. Elle consiste en une diffusion simultanée de A dans B et de B dans A.

## 2.3. modes de la diffusion :

Du point de vue énergétique, il existe 4 modes de diffusion :

### 2.3.1. Diffusion en volume : (diffusion intercrystalline)

C'est la diffusion dans le volume des grains ; elle prend de plus en plus d'importance à haute température et ceci avec la croissance des défauts.

### 2.3.2 courts circuits de diffusion.

Ces courts circuits peuvent être :

- des surfaces
- des joints de grains
- des dislocations.

Si la diffusion est plus facile le long de courts circuits, c'est que ceux-ci sont caractérisés par une énergie d'activation  $Q'$  plus basse que l'énergie  $Q$  caractéristique de la diffusion intercrystalline pure.

La superposition d'un de ces courts circuits au processus de diffusion



en volume donnera lieu à la mesure d'un coefficient de diffusion apparent qui ne suivra pas la loi d'Arrhénius. Sa variation avec la température sera caractérisée par une énergie  $Q$  à haute température et une énergie  $Q'$  à basse température.

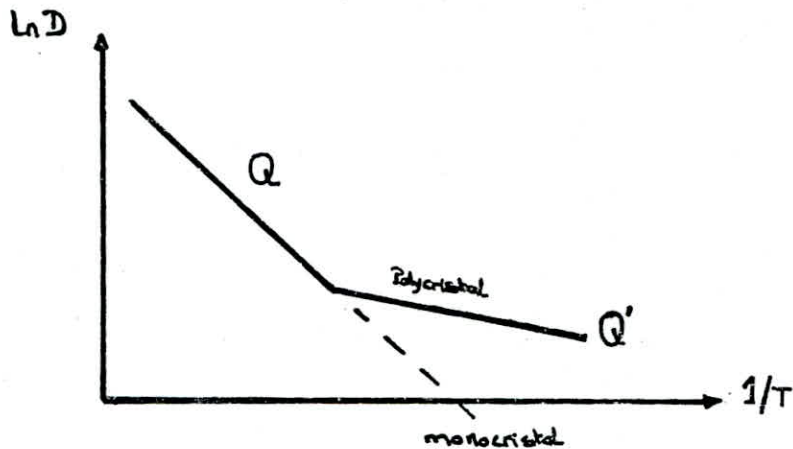


Fig. 1 : VARIATION DE  $\ln D$  EN FONCTION DE  $1/T$ .

Cependant la contribution de ces courts circuits au phénomène général de diffusion reste petite car le nombre d'atomes concernés est faible.

#### 2.4. Mécanismes :

Dans un cristal, les atomes peuvent échanger leurs positions par divers mécanismes parmi lesquels on trouve :

##### 2.4.1. Mécanisme d'échange :

- échange direct (1)
- échange cyclique (2).

##### 2.4.2. Mécanisme mettant en jeu les défauts ponctuels :

- mécanisme interstitiel :
  - . direct (3)
  - . indirect (4)
  - . crowdion (5)
- mécanisme lacunaire (6)

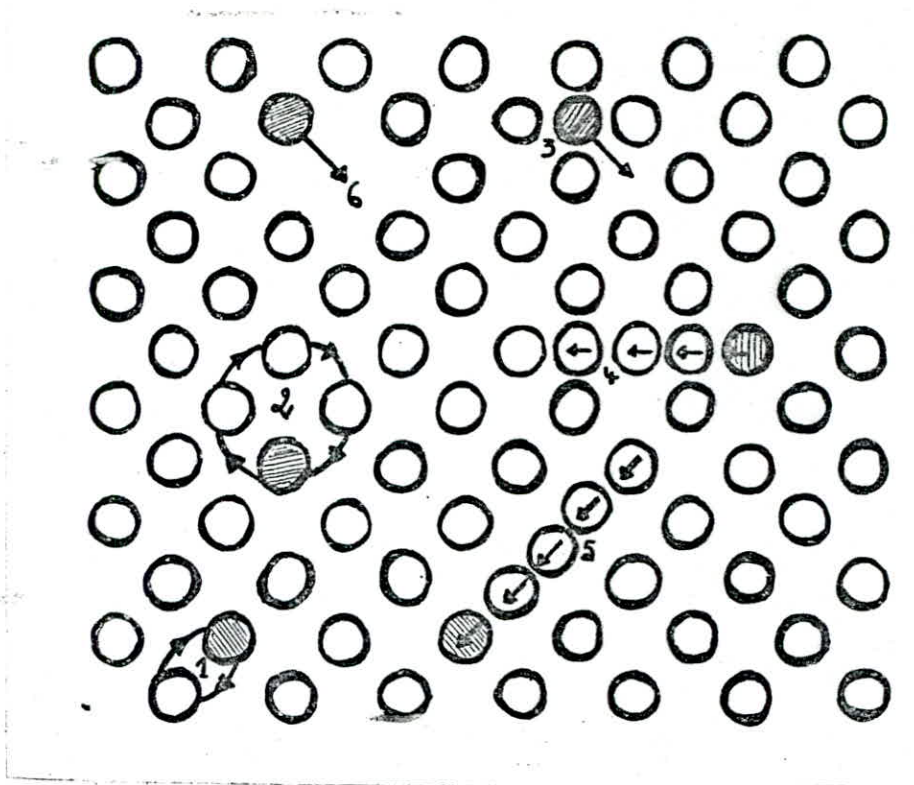


Fig. 2 : PRINCIPAUX MECANISMES DE DIFFUSION

### 3/ APPLICATION DE LA THEORIE DE DIFFUSION AU PHENOMENE DE DECARBURATION

#### 3.1. Rôle de la diffusion dans le phénomène de décarburation :

Le processus de diffusion joue un rôle capital dans l'évolution du phénomène de décarburation.

En effet, dans ce phénomène les atomes de carbone, situés à la périphérie de l'échantillon réagissent avec l'élément oxydant, ce qui entraîne l'appauvrissement de la surface en carbone.

Cette différence de concentration du carbone dans la matrice constitue la force motrice réelle de la migration des atomes de carbone vers la surface de l'échantillon par le mécanisme de diffusion.

Lorsque la vitesse des réactions du carbone avec l'atmosphère environnante est plus rapide que sa vitesse de diffusion dans l'austénite, on a

formation d'une zone appauvrie en carbone : "la couche décarburée".

### 3.2. Place de la décarburation dans la théorie de diffusion :

Le 2ème processus du phénomène de décarburation est régi par la diffusion. Citons notre cas dans l'étude d'une diffusion :

3.2.1. Le carbone dans la décarburation diffuse du coeur vers la surface de l'échantillon pour diminuer le gradient de concentration. Etant donné qu'on est en présence d'un système monophasé (austenite), le potentiel chimique est alors sensiblement égal au gradient de concentration. Le **gradient de concentration** pour notre cas est donc la **force** de la diffusion.

#### 3.2.2. Type :

Du point de vue atomique, notre cas est une hétérodiffusion diluée car on a diffusion du carbone dans l'austenite (alliage fer-carbone). Ce n'est pas un cas d'hétérodiffusion à dilution infinie car la teneur en carbone n'est pas infiniment petite. Il se peut qu'il y ait interactions entre les atomes de carbone au cours de leur mouvement. Ce n'est pas non plus un cas d'interdiffusion car on n'a pas diffusion simultanée des deux atomes (Fer et carbone dans l'austenite) on considère le fer comme étant immobile.

#### 3.2.3. Mode :

Du point de vue énergétique, vu les hautes températures, c'est la diffusion en **volume** qui domine. Mais cela n'empêche pas l'atome de carbone quand il se trouve au niveau d'un joint de grain ou d'une dislocation de diffuser à travers eux ce qui accélère son mouvement.

#### 3.2.4. Mécanisme :

Dans la décarburation, le mécanisme de diffusion mis en jeu est le mécanisme **interstitiel** direct car :

- dans l'austenite le carbone occupe les sites interstitiels (solution solide d'insertion);
- le rayon des atomes de carbone est inférieur à celui du fer ;
- on suppose que le fer ne diffuse pas (fer immobile) donc pas de lacune.

Diffusion interstitielle : C'est par ce mécanisme que les "petits"



atomes diffusent en solution solide (exemple : H, B, C, N, O dans le fer). L'atome interstitiel migre d'une position interstitielle à une autre sans nécessiter une très grande déformation du réseau cristallin. Par contre, il est peu probable que ce mécanisme opère dans les métaux purs ou les alliages de substitution de structure compacte. Dans ce cas, le coefficient de diffusion est de la forme :

$$D = \alpha^2 \nu \exp\left(-\frac{\Delta G_m}{KT}\right) = \alpha^2 \nu \exp\left(\frac{\Delta S_m}{K}\right) \exp\left(-\frac{\Delta H_m}{KT}\right)$$

avec :  $\Delta S_m$  : entropie de migration des atomes interstitiels

$\Delta H_m$  : enthalpie de migration des atomes interstitiels

$\alpha$  : paramètre cristallin de la matrice

$K$  : constante de Boltzmann

$\nu$  : fréquence de vibration des atomes qui diffusent

Par identification avec l'équation d'Arrhénius :  $D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{KT}\right)$

On trouve :  $D_0 = \alpha^2 \nu \exp\left(\frac{\Delta S_m}{K}\right)$  facteur de fréquence  
 $Q = \Delta H_m$  énergie d'activation

### 3.3. Résolution de l'équation de Fick pour le cas de décarburation :

Soit la 2ème équation de Fick :

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \cdot D$$

Résolvons cette équation

On pose :  $U = \frac{x}{2\sqrt{Dt}}$  avec : -  $x$  : profondeur décarburée  
 -  $t$  : temps  
 -  $D$  : coefficient de diffusion

$$\text{alors : } \frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial c}{\partial U} \times \frac{\partial U}{\partial t} = \frac{\partial c}{\partial U} \times \left(-\frac{U}{2t}\right)$$

$$\frac{\partial^2 c}{\partial x^2} = \frac{\partial^2 c}{\partial U^2} \times \left(\frac{\partial U}{\partial x}\right)^2 = \frac{\partial^2 c}{\partial U^2} \times \left(\frac{1}{4Dt}\right)$$

$$\text{ainsi on a : } 4t \times \frac{\partial c}{\partial U} \left(-\frac{U}{2t}\right) = 4t \times \left(D \frac{\partial^2 c}{\partial U^2} \times \frac{1}{4Dt}\right)$$

$$\text{d'où : } -\frac{2U}{\partial U} \times \partial c = \frac{\partial^2 c}{\partial U^2} = \frac{\partial\left(\frac{\partial c}{\partial U}\right)}{\partial U}$$



alors : 
$$-2U \frac{\partial C}{\partial U} = \frac{\partial \left( \frac{\partial C}{\partial U} \right)}{\frac{\partial C}{\partial U}}$$

d'où : 
$$\int -2U \frac{\partial C}{\partial U} = \int \frac{\partial \left( \frac{\partial C}{\partial U} \right)}{\frac{\partial C}{\partial U}} \implies \ln \frac{\partial C}{\partial U} = -U^2 + C^2$$

$$\frac{\partial C}{\partial U} = \text{Exp}(-U^2 + C^2) = A \text{Exp}(-U^2)$$

d'où 
$$\int \partial C = \int_0^U A \text{Exp}(-U^2) \partial U$$

alors : 
$$C = A \int_0^U \text{Exp}(-U^2) \partial U + B$$

Conditions aux limites :

Notre cas "décarburation" est une diffusion dans un milieu semi-infini à concentration superficielle constante :

Les conditions aux limites sont :

$$\begin{cases} t = 0, x \gg 0 \longrightarrow C = C_0 \\ t > 0, x = 0 \longrightarrow C = C_s \end{cases}$$

avec :  $C_0$  : concentration initiale

$C_s$  : concentration superficielle après décarburation

-  $t = 0, U = \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \longrightarrow +\infty$  alors  $C = A \int_0^{+\infty} \text{Exp}(-U^2) \partial U + B$

or on sait que : fonction erreur = 
$$\theta(U) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^U \text{Exp}(-U^2) \partial U$$

et  $\theta(+\infty) = 1$

donc :  $t = 0, C = C_0$  on a :  $C_0 = A \frac{\sqrt{\pi}}{2} + B$

-  $t > 0, C = C_s$  avec  $x = 0$

or  $U = \frac{x}{2\sqrt{Dt}}$ , donc  $x = 0 \longrightarrow U = 0$  et  $\int_0^0 \text{Exp}(-U^2) \partial U = 0$   
d'où  $B = C_s$

ainsi on a obtenu : 
$$\begin{cases} C_0 = A \frac{\sqrt{\pi}}{2} + B \\ C_s = B \end{cases}$$

$$C_0 = A \frac{\sqrt{\pi}}{2} + C_s$$

$$\text{d'où : } A = \frac{C_0 - C_s}{\sqrt{\pi}} \times 2$$

$$\text{ainsi } C = C_s - \frac{C_s - C_0}{\sqrt{\pi}} \times 2 \int_0^U \text{Exp}(-U^2) \partial U = C_s - (C_s - C_0) \theta(U)$$

$$\text{donc : } C = C_s - (C_s - C_0) \theta(U) \text{ si la décarburation est partielle}$$

$$\text{ou } \frac{C}{C_0} = \theta(U) \text{ si la décarburation est totale } (C_s = 0)$$

## chapitre 3

# Réactions Chimiques de Décarburation & Environnement

La réaction chimique en surface joue un rôle capital dans l'apparition du phénomène de décarburation. Elle modifie l'état de surface de l'acier et y crée un gradient de concentration.

## 1/ PRINCIPE

La présence de deux substances en contact peuvent réagir l'une sur l'autre et entraîne une réaction chimique qui ne cessera que lorsque l'une des deux substances sera totalement épuisée ou un certain équilibre chimique sera atteint.

Au début de tout phénomène chimique, la réaction globale peut être considérée comme le résultat de deux réactions opposées qui se produisent à des vitesses différentes, la différence allant en diminuant au fur et à mesure que l'on se rapproche de l'équilibre pour lequel elle devient nulle.

La vitesse de la réaction dépend de la température et du temps auxquelles la réaction est conduite et de la concentration des composés en présence dans l'atmosphère.

## 2/ L'EFFET DE LA TEMPERATURE ET DU TEMPS

L'effet de la température et du temps sont importants sur l'évolution de la réaction chimique, plus précisément sur sa vitesse de réaction.

Lors de l'augmentation de la température, le temps nécessaire pour atteindre l'équilibre chimique diminue.

Chaque réaction chimique est accompagnée soit d'une absorption de chaleur (réaction ~~endothe~~ endothermique) soit d'un dégagement de chaleur (réaction exothermique). Une élévation de température augmente plus la vitesse de la réaction endothermique que celle de la réaction exothermique.

La décarburation d'un acier nécessite des hautes températures dans un milieu convenable. Ces hautes températures fournissent une certaine quantité de chaleur au système, favorisant des réactions endothermiques.

En conclusion, les réactions de décarburation sont des réactions



endothermiques.

### 3/ LES ATMOSPHERES DECARBURANTES

Les réactions chimiques de décarburation nécessitent la présence des composés actifs pour lesquels le carbone a une grande affinité.

En le mettant en contact avec l'un des composés ou avec un mélange de ces composés, le carbone se combine sous forme gazeuse et quitte l'acier.

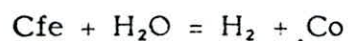
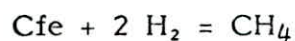
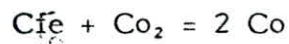
Les principaux composés actifs sont :  
l'oxygène, l'hydrogène, la vapeur d'eau, l'oxyde de carbone et le gaz carbonique.

La nature du milieu est primordiale puisqu'elle détermine le pouvoir décarburant de celui-ci sur l'acier.

L'atmosphère est un mélange gazeux complexe. Pour connaître son effet sur le degré de décarburation, il est nécessaire d'envisager toutes les réactions susceptibles de se produire entre le carbone en solution dans le fer et les différents composés actifs (gaz simples), puis entre les différents gaz en présence dans un mélange donné.

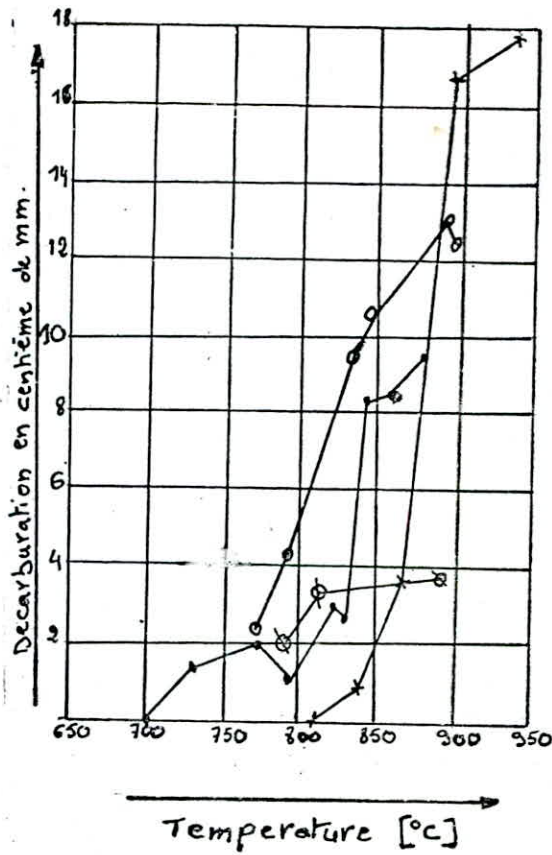
#### 3.1. Gaz simples :

Jominy (1) a étudié l'influence des atmosphères constituées d'un gaz simple (un seul composé actif). Il a représenté le degré de décarburation obtenu à différentes températures de chauffage pour un acier titrant 0,86% de carbone. Les réactions entre chaque gaz simple et le carbone peuvent être représentées ainsi :



D'après le graphe (1), on observe :

- aux températures jusqu'à 850°C, la décarburation dans la vapeur d'eau pure est très faible même après plusieurs heures



- (x) : vapeur d'eau
  - (O) : hydrogène industriel
  - (•) : gaz carbonique
  - (φ) : air atmosphérique, 5h
- } 1h

**Fig. 1 : DECARBURATION D'UN ACIER A 0,86% DE CARBONE  
DANS DIFFERENTS GAZ SIMPLES (JOMINY)**

- A partir des environs de 700°C, la décarburation obtenue dans l'hydrogène humide (0,1% de vapeur d'eau) en volume augmente progressivement ainsi que le gaz carbonique.

- A 850°C, tous les gaz provoquent une décarburation notable sauf l'air qui n'est que légèrement décarburant même pour des séjours de longue durée. D'après Johanson et Von Seth, la décarburation d'un acier chauffé dans l'air commence entre 650°C et 750°C (1).

### 3.2. Les mélanges gazeux :

Les principaux mélanges de gaz simples qui peuvent réagir entre eux puis avec le carbone, en augmentant considérablement le pouvoir décarburant de l'atmosphère sont :

#### 3.2.1. L'hydrogène et la vapeur d'eau :

Une atmosphère d'hydrogène et de vapeur d'eau est très fortement décarburente vis à vis de tous les aciers au carbone et particulièrement aux températures supérieures à 725°C.

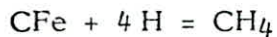
La vapeur d'eau augmente considérablement le pouvoir décarburant de l'hydrogène. Elle se dissocie en donnant lieu à la formation d'hydrogène et d'oxygène qui réagissent ensuite avec le carbone en solution dans l'acier.

Les différentes réactions peuvent être représentées comme suit :

réaction de dissociation de la vapeur d'eau :



réaction de décarburation par l'hydrogène :



réaction de décarburation par l'oxygène :

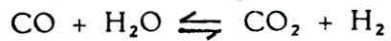


#### 3.2.2. L'hydrogène, l'oxyde de carbone, la vapeur d'eau :

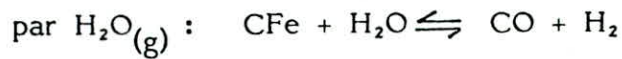
En ajoutant de la vapeur d'eau au mélange (oxyde de carbone-hydrogène) la décarburation est accélérée car le mélange s'enrichit en hydrogène et en oxygène.

Les réactions mises en jeu dans ce mélange sont :

réaction chimique entre les gaz (H<sub>2</sub>O et CO)



Les réactions de décarburation :



### 3.2.3. L'oxyde de carbone et le gaz carbonique :

L'oxyde de carbone pur est carburant tandis que le gaz carbonique est décarburant vis à vis de l'acier.

Soit un mélange quelconque de ces deux gaz  
la réaction mise en jeu étant :



A la température ambiante, la composition de ces deux gaz en contact du carbone ne change pas.

Pour que la réaction ait lieu dans le sens 1 (une réaction de décarburation), on augmente la température du chauffage dans le but de fournir au mélange une chaleur de 41,3 Kcal. Son évolution nécessite l'augmentation de la teneur en carbone de l'acier afin que la concentration de l'oxyde de carbone devienne plus élevée par rapport au gaz carbonique.

On peut donc conclure que atmosphère décarburante présente une certaine activité que l'on va retrouver sur la surface de l'acier. Ces actions de décarburations seront assez différentes suivant les atmosphères décarburantes et aussi suivant la nature des matériaux en présence.



## chapitre 4

# Remèdes de la Décarburation dans l'Industrie Métallurgique

La décarburation résultant des échanges qui se produisent entre la pièce et le milieu ambiant entraîne des modifications des zones superficielles ayant pour conséquence générale des altérations de caractéristiques d'emploi.

Pour remédier à ce problème (ou le minimiser) il est absolument nécessaire d'utiliser l'un des remèdes suivants :

1. Prévoir une **surépaisseur** d'usinage : choisir les dimensions du bloc d'acier en fonction de l'outil à réaliser (se référer aux normes de tolérances dimensionnelles et surépaisseurs d'usinage).

2. Utiliser des moyens de chauffage adaptés pour faire en sorte que les réactions de décarburation ne puissent avoir lieu. Le praticien peut recourir aux différents moyens selon le type de pièce à traiter :

2.1. Modifier la composition de l'atmosphère avec laquelle le métal est en contact. Il utilisera alors des atmosphères protectrices dans des fours à moufles.

Ces atmosphères neutres peuvent être des gaz tels que l'hélium ou l'argon qui sont relativement chers, ou des atmosphères exothermiques ou endothermiques qui présentent l'intérêt d'être beaucoup moins coûteuses mais nécessitent un contrôle rigoureux au niveau des mélanges gazeux.

2.2. Eliminer totalement les gaz qui sont en contact avec l'acier. Il utilisera alors un four sous vide dont les avantages par rapport aux autres modes de traitement sont les suivants :

- amélioration de l'état de surface,
- réduction des déformations.

2.3. Substituer à l'atmosphère gazeuse un bain liquide constitué de sels fondus : four à bain de sel.

L'utilisation de mélanges de sels protège les pièces contre l'oxydation et la décarburation.

Les bains de sels sont généralement neutres vis à vis des aciers à traiter ; toutefois il est nécessaire de pratiquer un contrôle régulier de cette qualité car les sels utilisés peuvent s'oxyder, et on obtiendra alors des épaisseurs décarburrées de quelques dixièmes de millimètre, très difficiles à éliminer totalement par rectification ou par grenailage en raison de l'oxydation interne avec pénétration d'oxydes le long des joints de grains.

3. Si le fabricant ne dispose pas de four sous vide ou à atmosphère contrôlée ou encore de four à bain de sel, il peut utiliser des expédients de mise en oeuvre simple et peu coûteux, mais qu'il faut considérer comme moyens de dépannage. Ils consistent à protéger l'acier :

3.1. En le plaçant dans une boîte contenant du charbon de bois.

3.2. En le plaçant dans une boîte fermée contenant des copeaux de fonte (ou encore enrobage des pièces dans de la tournure de fonte).

3.3. En l'enveloppant dans plusieurs couches de papier d'emballage.

Et dans tous les cas, on peut chauffer les pièces dans des fours électriques ou à gaz sans contrôle d'atmosphère.

Suivant la composition de l'acier, ces procédés peuvent laisser encore des risques d'une faible décarburation. L'utilisateur doit encore prévoir des surépaisseurs de rectification suffisantes pour éliminer après traitement les couches superficielles du métal qui risquent d'être perturbées.

4. Il est possible, mais délicat, de rétablir la teneur en carbone de la couche superficielle d'un acier décarburé, en lui faisant subir un traitement de cémentation dans des conditions judicieusement choisies.

## chapitre 5

# **Techniques Expérimentales: Méthodes de mesure de la décarburation**



Pour mettre en évidence la décarburation et si possible mesurer la profondeur de la couche décarburée ou encore dans certains cas déterminer le profil du carbone dans cette couche, diverses méthodes sont utilisées parmi lesquelles les plus importantes sont :

## 1/ METHODE MICROGRAPHIQUE

C'est la méthode la plus classique. Elle consiste à polir soigneusement un échantillon prélevé sur une coupe transversale et à attaquer la surface à examiner. L'attaque doit être suffisante pour mettre en évidence la structure. On mesure alors au microscope (généralement à grossissement 100) la profondeur de la zone décarburée.

### 1.1. Avantages de la méthode :

C'est une méthode rapide et simple.

Elle permet de savoir si la profondeur de la couche décarburée est régulière.

### 1.2. Inconvénients de la méthode :

Elle n'indique pas l'intensité de la décarburation.

Elle est parfois assez imprécise car il est difficile dans certains cas de déterminer la limite entre la zone décarburée et le métal sain.

## 2/ SECTIONNEMENT

La méthode consiste à prélever par passes successives régulièrement espacées (1/10 à 2/10 mm) à l'aide d'un tour de précision des copeaux du métal à étudier. Ensuite par dosage des copeaux obtenus, on mesure la teneur en carbone. On a ainsi une estimation de l'intensité de la décarburation.

### 2.1. Inconvénients :

C'est une méthode longue et coûteuse.

Difficulté de prélèvement des copeaux.

Elle est limitative car les échantillons doivent être de forme simple et de taille suffisante.

Elle ne tient pas compte des irrégularités possibles de décarburation.

## 3/ MESURE DE MICRODURETE

Cette méthode consiste à traiter l'échantillon par trempe, puis à mesurer l'évolution de la microdureté en fonction de la profondeur.

La microdureté varie généralement en fonction de la concentration en carbone.

Pour établir les microduretés en fonction de la pénétration avec une grande précision, il est nécessaire d'effectuer une série de pointes à travers la zone décarburée. Le nombre de pointes que l'on peut effectuer dépend de la largeur de la couche décarburée et du diamètre de l'empreinte.

### 3.1. Avantages de la méthode :

C'est une méthode qui permet une estimation correcte de la profondeur de la couche décarburée.

Elle donne aussi une estimation de l'évolution de la concentration en carbone dans la zone décarburée.

### 3.2. Inconvénients de la méthode :

Elle ne tient pas compte des irrégularités possibles de décarburation.

Cette méthode est plus longue que les méthodes micrographiques classiques. Elle nécessite une installation de traitement thermique pour le traitement des échantillons.

### 4.3. Les remèdes :

Afin de réaliser la mesure du profil de carbone dans la couche décarburée, il faut trouver des démarches qui permettent de s'affranchir de la présence de la contamination en carbone de l'échantillon.

Deux dispositifs anticontamination peuvent être utilisés pour limiter la pollution :

- un piège à froid à azote liquide situé au dessus de la pompe à diffusion qui capte les traces d'huile.
- une microfuite qui projète un jet de gaz juste au point d'impact du faisceau et nettoie la surface par une action essentiellement mécanique.

Et afin d'éliminer les rayonnements parasites, il suffit d'effectuer sur un témoin sans carbone, de même nature que l'échantillon analysé, préparé dans les mêmes conditions, et de faire l'hypothèse que les comptages relevés sur le témoin correspondent à la somme du bruit de fond et de la pollution mesurée sur l'échantillon.

Comme on le constate, les problèmes posés par la mise en oeuvre de la microsonde peuvent être surmontés avec une démarche rigoureuse. Dans le cas contraire, son emploi présentera de nombreuses sources d'erreur.

## 5/ CHOIX DE LA METHODE DE MESURE

On peut remarquer que parmi les diverses méthodes possibles, certaines comme la méthode micrographique permettent de mesurer la couche décarburée alors que la méthode de microdureté, le sectionnement ou la microanalyse à sonde électronique donnent pour une couche décarburée déterminée une estimation de l'intensité de la décarburation.

Par conséquent, toutes ces méthodes sont souvent complémentaires et leur utilisation dépend du but recherché.

Dans notre étude, on n'a pu utiliser que deux d'entre elles : la méthode micrographique et la méthode de filiation de microdureté :



1. Vu les moyens dont on dispose, la méthode d'analyse du profil de carbone dans les couches décarburées par la microanalyse à sonde électronique est très difficile à réaliser, ceci comme nous l'avons déjà expliqué dans la description de la méthode en raison des problèmes posés par sa mise en oeuvre (contamination du carbone, rayonnements parasites).

2. De même, en ce qui concerne la méthode de sectionnement, il faut souligner la difficulté de prélèvement des copeaux pour notre cas, car les épaisseurs des couches décarburées obtenues sont faibles, et pour l'emploi de cette méthode, on doit disposer d'un tour de précision.

Ce sont les principales raisons qui nous ont amené à éliminer l'emploi de ces deux méthodes et à leur préférer la méthode micrographique et la méthode de filiation de microdureté comme techniques de travail.

Comme nous l'avons déjà signalé lors de la description de la méthode micrographique, la détermination de la limite entre la zone décarburée et le métal sain est parfois difficile en particulier pour les aciers hyper-euctoïdes. Dans ce cas, il est nécessaire d'étalonner la méthode micrographique par la méthode quantitative de mesure de microdureté.

Ces deux méthodes sont donc complémentaires.

En effet, alors que la méthode micrographique détermine l'étendue de la décarburation, il est en effet assez commode de prélever un échantillon pour examen micrographique et de déterminer ainsi l'épaisseur de la couche décarburée et sa structure; la méthode de microdureté donne une estimation de l'intensité de la décarburation (évolution de la teneur en carbone dans la zone décarburée) et précise cette décarburation.

Signalons aussi que dans notre cas seule la méthode de mesure de microdureté est une estimation correcte de la profondeur de la couche décarburée.

Enfin, nous pensons que la complémentarité de ces deux méthodes sera suffisante pour nous donner les renseignements nécessaires à notre étude.



chapitre 6

**Traitement Thermique**

Pour étudier la cinétique de la décarburation, il faut tout d'abord décarburer l'acier.

La décarburation étant régie par le phénomène de diffusion, sa mise en évidence est donc occasionnée par une élévation de température. C'est ce qui nous a amené à effectuer des traitements thermiques.

Le traitement thermique est avant tout un cycle thermique -plus ou moins complexe- avec lequel on peut obtenir un état structural recherché. Sa mise en oeuvre nécessite l'intervention de :

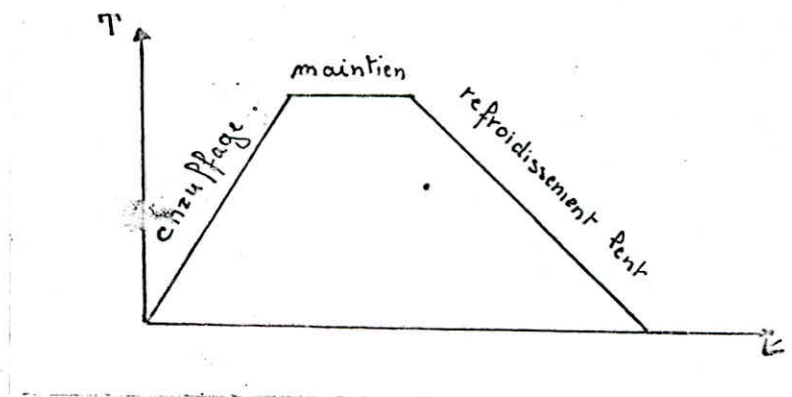
- moyens de chauffage et de maintien en température,
- moyens de refroidissement dont la technologie peut influencer sur la qualité des résultats.

Pour mettre en évidence le phénomène de décarburation, on a réalisé :

### 1. Un recuit :

Le recuit est constitué d'un chauffage, maintien et un refroidissement réalisé dans des conditions telles que après retour à la température ambiante, le métal soit dans un état structural proche de l'état d'équilibre stable (on remarquera que cette définition permet au diagramme d'équilibre d'être utile dans de nombreux cas).

CYCLE :



Le recuit peut être défini par rapport à des caractéristiques concernant sa réalisation ou par rapport aux buts visés.

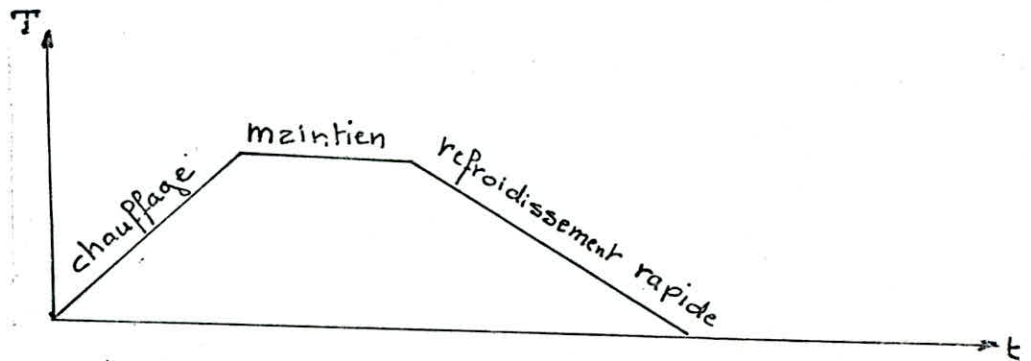
Pour notre cas, on peut aussi l'appeler traitement de diffusion.

Notre cycle comporte le départ du carbone à une température telle que l'acier soit en phase austénitique (850-1000°C) ensuite un refroidissement dans le four.

## 2. Une trempe :

La trempe comprend un chauffage dans le domaine-austénitique puis un refroidissement qui est réalisé selon la trempabilité de l'acier, soit à l'air, soit par trempe dans un milieu adapté : air agité, huile, eau, etc...

CYCLE :



### Raisons du choix de la trempe :

Grace au recuit qui provoque la diffusion du carbone, on obtient des couches décarburées visibles au microscope optique et dont on peut estimer la profondeur ; mais ces résultats restent incomplets en ce qui concerne l'évolution du profil en carbone. Les échantillons seront alors trempés pour s'affranchir des difficultés de mesure liées à l'hétérogénéité de la structure perlitique.

On ne peut conclure à partir des résultats de filiations de microduretés faites sur une structure à l'état recuit.

Afin de mettre en évidence cette constatation, nous donnerons au fur et à mesure dans nos explications, l'exemple concret d'une mise en évidence de décarburation faite sur une structure à l'état recuit puis à l'état trempé qui s'est produite dans des billettes en acier XC70.

### 1. Filiation de microdureté sur échantillon à l'état recuit :

La courbe correspondante à la microdureté en fonction de la pénétration pour le cas des billettes XC70 est représenté sur la fig. 1.

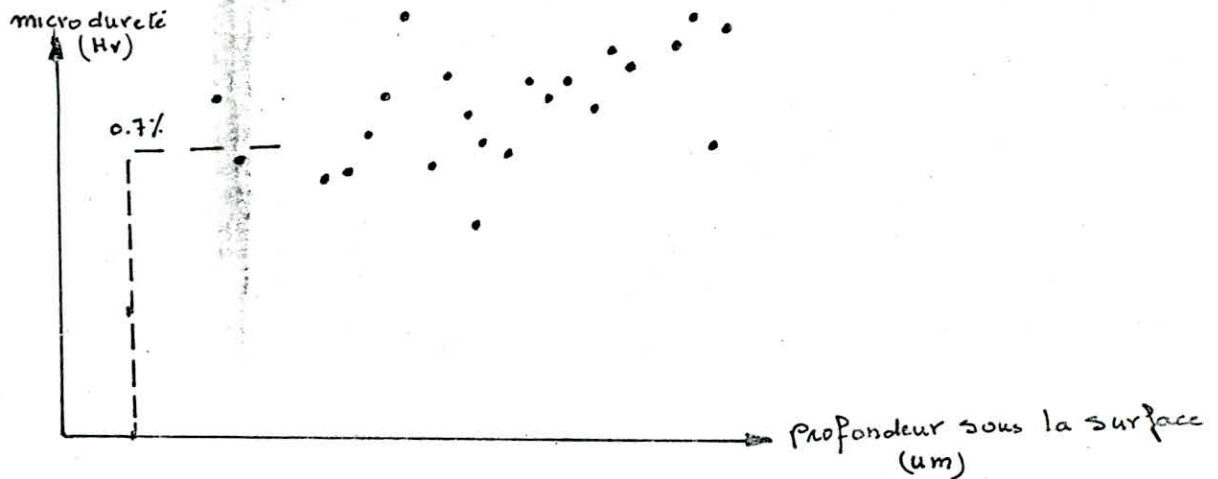


Fig. 1 : REPARTITION DU CARBONE SOUS LA SURFACE D'UNE BILLETTE EN ACIER XC 70 A L'ETAT RECUIT (STRUCTURE PERLITIQUE LAMELLAIRE).

### 2. Filiation de microdureté sur une structure à l'état trempé :

Les résultats précédents ne sont pas exploitables à cause de leur très grande dispersion, ils ne donnent en particulier aucune information sur l'évolution de la décarburation dans les premières couches du matériau.

Il est donc nécessaire d'homogénéiser la teneur en carbone dans l'acier sans toutefois perturber le profil du carbone. Ceci est réalisé par une austénitisation à la température de trempé en atmosphère contrôlée de durée limitée (juste pour homogénéiser la température) suivie d'une trempé.

Afin de s'assurer que le traitement de trempé n'induit pas de décarburation supplémentaire, un contrôle est effectué (échantillon témoin).

La fig. 2 représente le contrôle pour le cas des billettes XC 70.



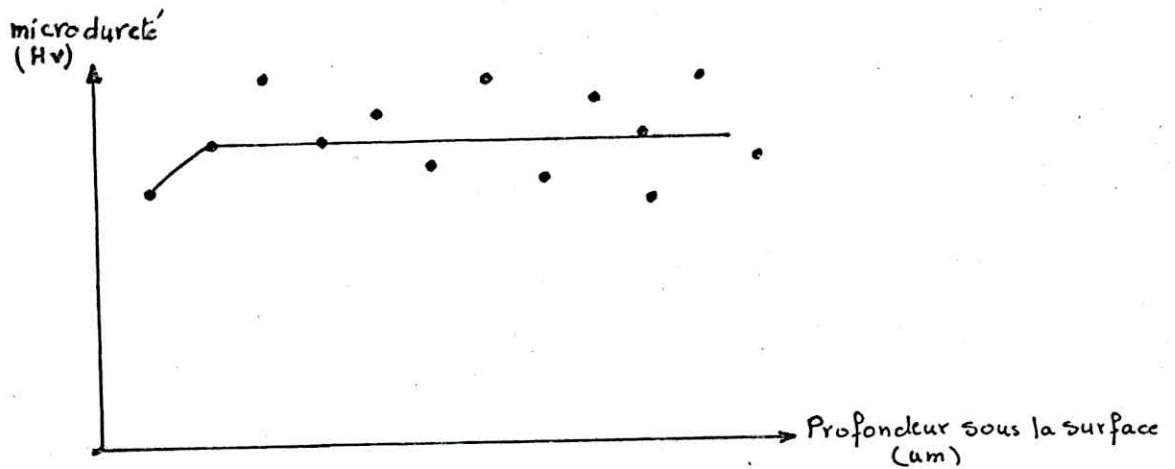


Fig. 2 : DECARBURATION INTRODUITE PAR UNE AUSTENISATION EN BAIN DE SELS A 850°C PENDANT 5mn, DANS UN ECHANTILLON EN ACIER XC 70.

La fig. 3 représente la filiation de microdureté en fonction de la pénétration après trempe d'une structure à l'état recuit pour le cas de billettes XC 70.

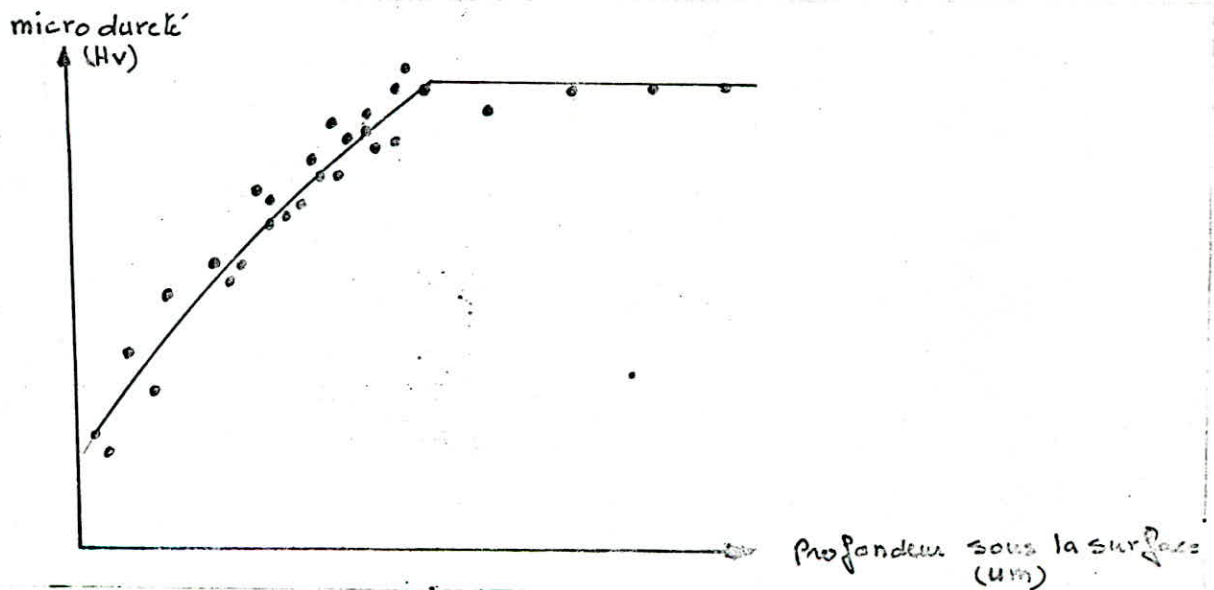


Fig. 3 : REPARTITION DE LA MICRODURETE SOUS LA SURFACE D'UNE BILLETTE XC 70 A L'ETAT TREMPE (STRUCTURE MARTENSITIQUE).

Cette courbe révèle :

- une dispersion des mesures beaucoup plus faible que précédemment à l'état recuit.
- une forte décarburation en surface qui cependant n'est pas totale. Elle diminue progressivement jusqu'à 07 mm de profondeur sous la surface et se stabilise à une valeur inférieure à celle du matériau de base.

La dispersion des résultats engendrés par une structure perlitique explique la nécessité de compléter l'étude faite sur une structure à l'état recuit par celle d'une structure à l'état trempé. Le but est d'arriver à des résultats aussi complets et aussi précis que possible.

chapitre 7

**MATERIAU**

**& MATERIELS UTILISES**

## 1/ MATERIAU UTILISE

### 1.1. Provenance de l'acier :

Notre étude a porté sur un acier provenant de France. Cet acier est élaboré à l'aciérie électrique à partir de la ferraille. Il est essentiellement destiné au dépannage des outils.

Les échantillons dont nous disposons sont sous forme de rondelles de 20 mm de diamètre et 15 mm de long. Ils sont prélevés à partir d'un tube de 30 mm de diamètre et 6 m de long.

### 1.2. Composition chimique :

La composition chimique de cet acier est la suivante :

% C	% C	% Si	% Mn	% S	% P	% Ni	% Cr	% Mo	% Cu	% Al
	0,90	0,24	0,1	0,0005	0,004	0,07	0,05	0,009	0,08	0,027

### 1.3. L'état brut :

Au microscope optique, l'acier à l'état brut révèle une structure coalescée incomplète Fig 1.

Sa dureté Brinell, pour une charge de 3000 kgf avec une bille de 10; est de 179 HB. La dureté Vickers est de 192 pour une charge de 200 g.

### 1.4. L'état recuit :

Dans le but d'amener le métal dans un état proche de l'équilibre, on a effectué un recuit complet à partir d'une température de 900°C avec un séjour de 30 mn.



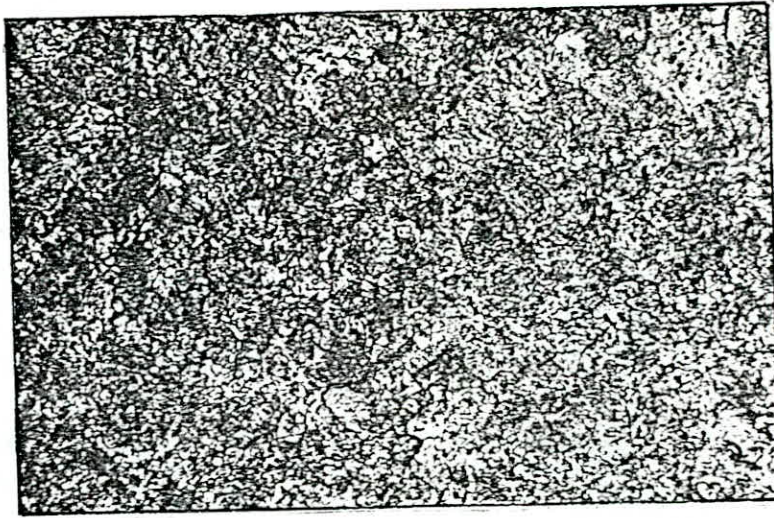


Fig 1 : ETAT BRUT

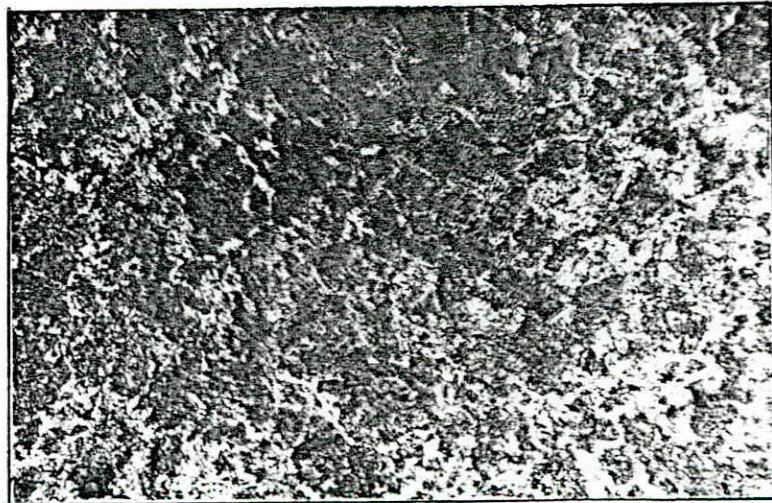


Fig 2 : ETAT LAMELLAIRE

Comme indiqué par la figure (2), la structure observée est perlitique lamellaire avec un réseau mince de la cémentite secondaire aux joints de grain ce qui confirme la composition de notre acier, c'est-à-dire un acier hypereutectoïde.

## 2/ MATERIELS UTILISES

Pour notre étude, nous avons effectué deux séries d'expériences, l'une avec un four électrique à résistance, l'autre avec un four sous vide.

### 2.1. Four électrique à résistance :

#### 2.1.1 Principe :

Le chauffage se fait par effet joule.

Chaque enceinte comporte des résistances de chauffage pour la mise en température de la charge, permettant ainsi d'augmenter l'homogénéisation de la température à l'intérieur de l'enceinte.

En effet, le corps émetteur d'énergie, résistances, transmet ses calories par rayonnement surtout au-delà de 600°C. Les fours sont alors le plus souvent à résistances apparentes qui chauffent directement les pièces par rayonnement. En deçà de 600°C, on se sert de l'air ambiant du four comme vecteur de chauffage, un mouvement de circulation forcée à travers la charge et les résistances. C'est le chauffage par convection forcée.

#### 2.1.2. Caractéristiques du four :

A la S.N.V.I., on a travaillé sur un four électrique discontinu de type HIRSEVICS. Sa température maximale est de 1100°C. Il développe une puissance de 8,5 KW et un voltage de 30 V.

Ce four est appelé aussi four sous atmosphère parce qu'il comporte un piquage permettant d'admettre un gaz de protection qui met l'acier à l'abri de la décarburation.

Au cas où l'on n'utilise pas un gaz protecteur, l'enceinte du four contient de l'air.



## 2.2. Four sous vide :

Dans la plupart des traitements thermiques des métaux, on a des réactions qui se produisent entre l'atmosphère ambiante et la surface chaude des métaux. Ces réactions sont parfois désirables dans le cas de traitement thermo-chimique utilisé afin d'obtenir certaines caractéristiques technologiques.

Si par contre on souhaite conserver le matériau à traiter dans son état initial, ces réactions sont indésirables et doivent être évitées. D'où l'idée de l'utilisation des fours sous-vide.

Les raisons essentielles de leur utilisation sont :

- pas d'altération de la surface des pièces.
- absence de carburation et surtout de décarburation.
- absence de corrosion due au ressuage des sels dans les cas des pièces très ouvragées et difficilement lavables, ce qui facilite l'exécution des traitements ultérieurs éventuels (nitruration).

### 2.1. Caractéristiques du four sous vide :

Les trois principaux types de four sous vide sont :

four à paroi froide, four à paroi chaude et four à double paroi.

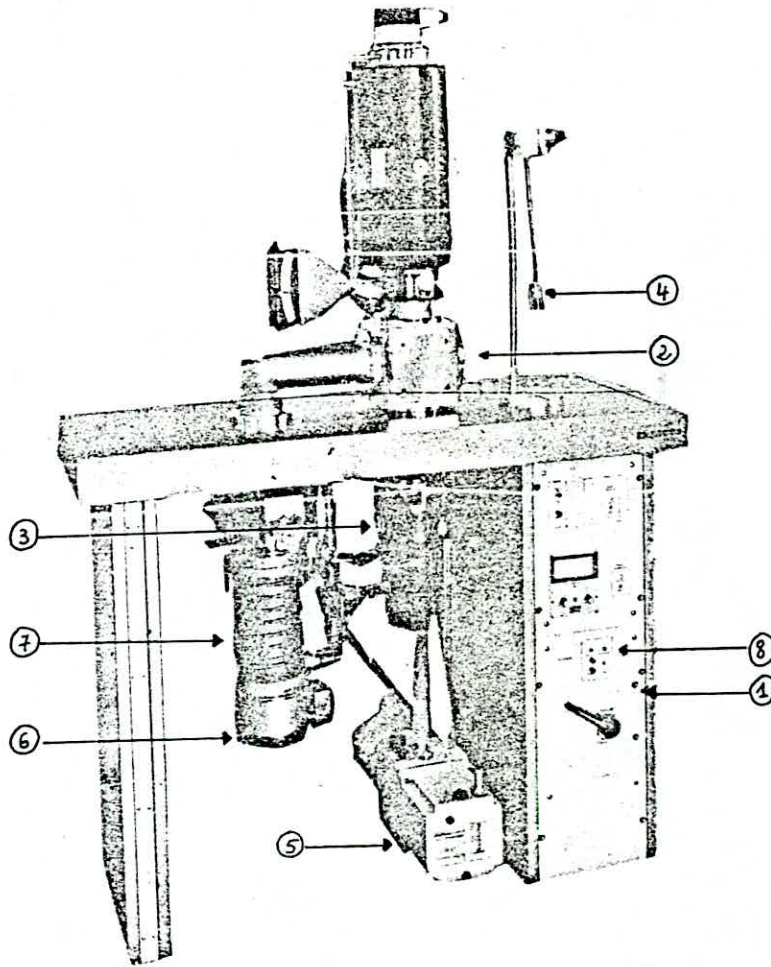
Dans notre étude, on a utilisé un four à double paroi.

Il est essentiellement constitué d'une enceinte intérieure contenant les éléments chauffants et d'une enceinte à double paroi à circulation d'eau.

Ce type de four permet d'atteindre une température maximale de l'ordre de 1500°C. Il est nécessaire de relever que ce four est contenu dans un dispositif conçu pour permettre la réalisation des trempes sous vide qui pourront être à l'eau ou à l'huile.

Selon la figure 1, le dispositif comprend :

- une table métallique avec pied-armoire contenant les équipements d'alimentation, les accessoires de régulation et de programmation du four et les équipements d'alimentation et de mesure du vide ; ① et ⑧
- un cube à vide prévu pour le raccordement du four, vase de trempage et du groupe de pompage ; ②



DISPOSITIF POUR TREMPE SOUS VIDE



- un vase de trempe à vanne tiroir ; ③
- une pompe primaire à poser sur le sol ; ⑤
- une pompe secondaire d'huile ; ⑥
- un piège à circulation d'eau ; ⑦
- vannes, tuyauteries et pièces de raccordement.

Pour obtenir le vide, on utilise un groupe de pompage monté en série qui établit les frontières entre les différentes pressions. On distingue une pompe primaire qui produit une pression de  $4 \cdot 10^{-2}$  mbar après une durée d'une heure.

Le vide dans l'enceinte dépend du temps de fonctionnement de la pompe secondaire et il peut atteindre une pression comprise entre  $10^{-3}$  et  $10^{-5}$  mbar.

Très schématiquement, le traitement thermique s'effectue sous vide compris entre  $10^{-2}$  et  $10^{-5}$  mbar.

## chapitre 8

# **MODE OPERATOIRE RESULTATS & INTERPRETATION**

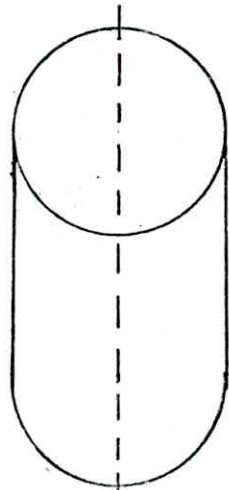
Notre étude porte sur l'influence des paramètres, température, temps et environnement sur le degré de l'évolution de la décarburation.

Le principe de nos expériences consiste à faire varier tantôt la température en fixant le temps de maintien tantôt l'inverse et cela dans deux milieux différents.

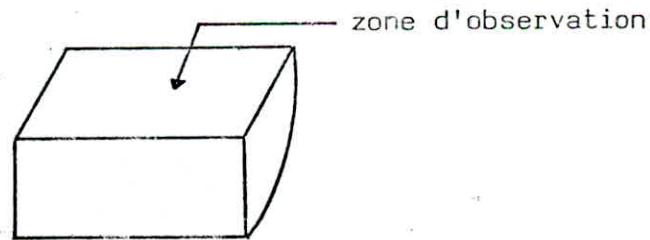
Dans le but d'étudier le paramètre environnement, nous avons effectué deux séries d'expériences qui se distinguent entre elles par le type du milieu dans lequel nos échantillons sont traités, autrement dit par le type de four dans lequel la décarburation a été effectuée : four électrique et four sous vide.

Les échantillons de formes cylindriques posés sur une base dans le four sont chauffés suivant des cycles thermiques variables puis refroidis soit dans le four afin d'obtenir l'état perlitique soit dans un milieu bien choisi pour obtenir la martensité.

Après traitements, les échantillons sont découpés suivant leur axe pour mettre en évidence la couche décarburée et l'évolution de son gradient de concentration en carbone.



Echantillon avant  
découpage



Coupe longitudinale  
de l'échantillon

Les échantillons sont ensuite enrobés pour faciliter le polissage près de la zone d'observation et attaqués au nitral durant quelques secondes.

## LA DECARBURATION DANS UN FOUR ELECTRIQUE

---

Au cours de la décarburation dans un four électrique, l'atmosphère en contact avec l'échantillon est l'air.

### 1/ MODE OPERATOIRE

L'étude expérimentale est divisée en deux parties suivant le traitement thermique à effectuer.

#### 1.1. Traitement de recuit :

Ce traitement a été effectué dans le but de mettre en évidence la couche décarburée par observation directe des échantillons au microscope optique en prenant comme critère de décarburation l'apparition de la ferrite à la surface.

Dans cette étape, nous avons :

1. Fixé la température et fait varier le temps de maintien.

$$T = 1000^{\circ}\text{C}$$

$$t = 2 \text{ h à } 10 \text{ h avec un pas de } 2 \text{ h}$$

2. Fixé le temps de maintien et fait varier la température

$$t = 6 \text{ h}$$

$$T = 800^{\circ}\text{C à } 1000^{\circ}\text{C avec un pas de } 50^{\circ}\text{C}$$

Nous signalons que les températures utilisées sont choisies à partir du diagramme d'équilibre Fer-carbone de telle sorte que nos échantillons sont traités à l'état austénitique.

Nous nous sommes volontairement limités à  $1000^{\circ}\text{C}$  qui correspond à une température de traitement thermique déjà assez élevé en industrie.



## 1.2. Traitement de trempe :

Le chauffage dans l'atmosphère d'un four électrique amène un départ de carbone de la surface de l'échantillon entraînant une diminution superficielle de la dureté après trempe.

Par filiation de microdureté sur cet état trempé, on peut mettre en évidence l'existence d'un gradient en carbone dans les premières couches du matériau.

Nous avons réutilisé les mêmes échantillons pour deux raisons :

1. Eviter toute discordance entre résultats du recuit et ceux de la trempe et aboutir ainsi à une meilleure précision.
2. Un gain de temps de traitement.

Il est donc nécessaire lors du chauffage d'homogénéiser la température en tous points sans modifier le profil moyen et sans provoquer une décarburation supplémentaire. Pour cela on a éralisé :

- une austénisation à 850°C de durée très limitée (30 mn) afin d'éviter la perturbation du gradient de carbone.
- un chauffage sous atmosphère contrôlée (hydrogène pur) éliminant ainsi tout risque de décarburation supplémentaire.
- une trempe dans un bain d'eau sodée qui assure une vitesse de refroidissement supérieure à la vitesse critique, permettant ainsi l'obtention d'une structure martensitique.
- un traitement à froid dans l'azote de durée limitée (15 mn) pour transformer l'austénite résiduelle en martensite, structure dont la dureté est en relation directe avec la teneur en carbone.

Afin de s'assurer que le traitement de trempe n'induit pas de décarburation supplémentaire, on a effectué un contrôle qui consiste à tremper (850°C, 30 mn) un échantillon qui n'a pas été décarburé précédemment.

Les valeurs de la filiation de microdureté sur cet échantillon témoin sont données dans le tableau ci-après :

X (mm)	1/10	2/10	3/10	4/10	5/10	6/10	7/10	8/10
Y (Hv)	878	906	906	906	965	906	997	965
	9/10	1	11/10	12/10	13/10	14/10	15/10	16/10
	906	906	965	906	965	906	906	906

Ceci nous permet de tracer la courbe de variation de la microdureté en fonction de la pénétration (Fig. 1).

## 2/ RESULTATS ET INTERPRETATION

### 2.1. A partir du traitement de recuit :

La technique expérimentale utilisée dans cette étape, pour suivre l'évolution de la décarburation, est la micrographie.

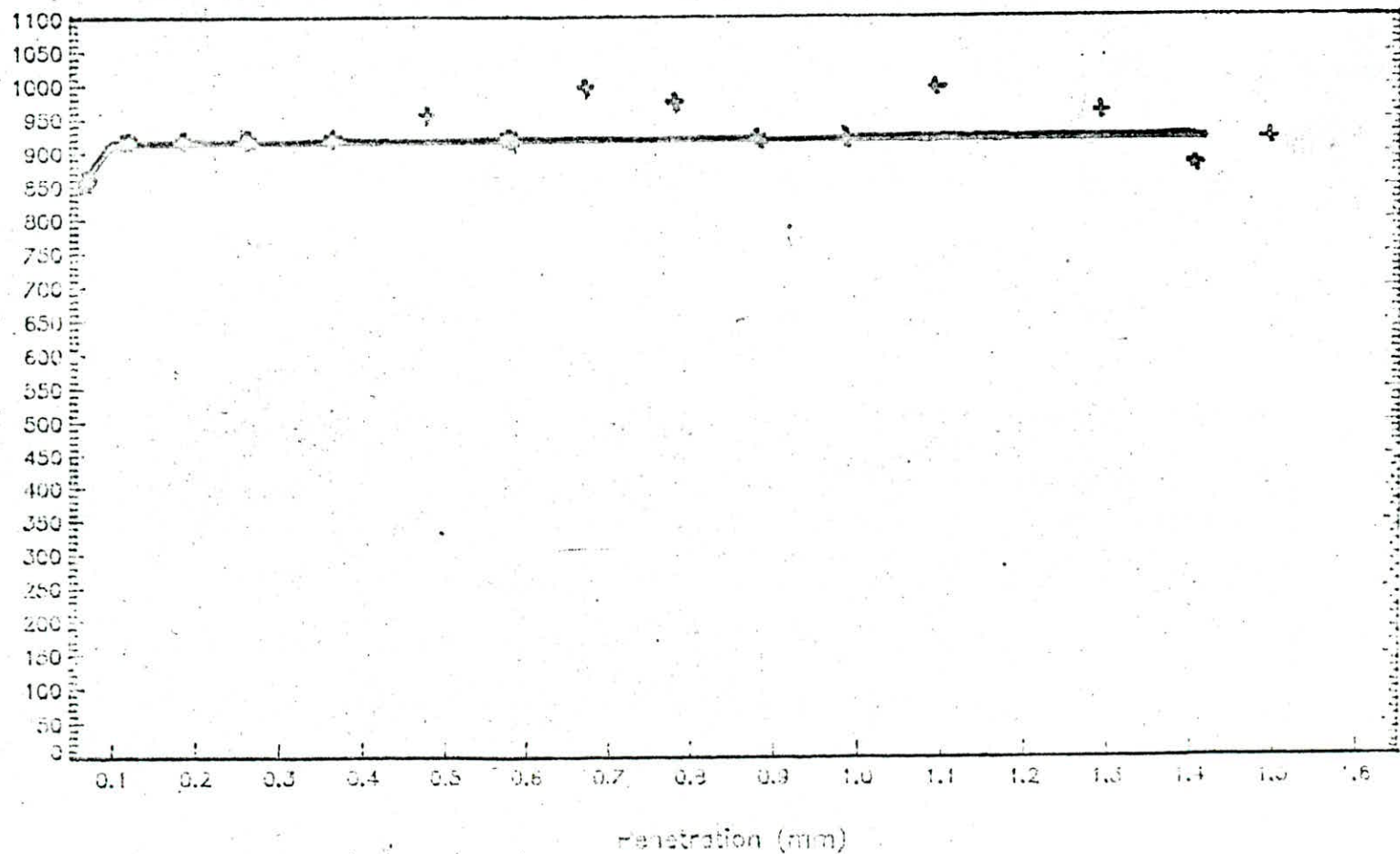
#### 2.1.1. Observation de la décarburation :

L'observation au microscope optique d'un échantillon après traitement de recuit au four électrique révèle l'existence d'une décarburation (Fig. 2)



Fig. 2 : TRAITEMENT DANS UN FOUR A 1 000°C  
MAINTIEN DE 1 H.

Fig. 4: variation de la microdureté en fonction de la pénétration  
pour l'échantillon témoin





Cette décarburation se traduit par l'apparition d'une structure progressive allant de la ferrite en surface jusqu'à la perlite à coeur.

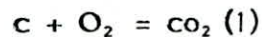
La structure ferritique observée en surface résulte de la transformation lors du refroidissement lent de l'austenite superficielle appauvrie en carbone du fait de son contact direct avec l'air de l'enceinte. En s'éloignant de la surface, la quantité de ferrite diminue progressivement cédant la place à la perlite lamellaire jusqu'à l'obtention d'une structure entièrement perlitique avec un léger réseau de cémentite secondaire.

### 2.1.2. Mécanisme :

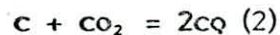
Pour expliquer le mécanisme du phénomène de décarburation, il est nécessaire de déterminer au préalable les réactions chimiques susceptibles de se produire à la surface de l'échantillon.

L'enceinte du four électrique contient de l'air qui est composé essentiellement par l'oxygène et l'azote.

L'oxygène étant un élément oxydant, il réagira avec le carbone de l'échantillon selon la réaction :



Le produit résultant, le gaz carbonique, est un élément décarburant. Il rentre lui aussi en réaction avec le carbone de l'acier :



Dans l'enceinte de notre four, les composés décarbureurs sont donc l'oxygène et le gaz carbonique.

Le carbone superficiel combiné sous forme gazeuse, selon les réactions (1) et (2), quitte les échantillons provoquant ainsi un appauvrissement en carbone. Cet appauvrissement conduit à la formation d'un gradient de concentration en carbone.

Pour diminuer ce gradient, les atomes de carbone situés dans les couches non perturbées migrent sous l'influence des hautes températures (suivant les lois de diffusion normale) vers les couches superficielles.



La vitesse des réactions chimiques du carbone avec les éléments décarburants de l'air du four étant plus rapide que la vitesse de déplacement du carbone du coeur vers la surface, provoque la formation de couches appauvries en carbone dénommées généralement couches décarburées.

### 2.1.3. Evolution de la couche décarburée en fonction du temps et de la température :

Le traitement des échantillons pour des maintiens variables à une température fixe ou le traitement inverse révèle une évolution nette du degré de décarburation.

L'observation directe de ces photos montre une augmentation des profondeurs décarburées avec les temps de maintien (fig 3) et avec les températures (fig 4). Cette évolution peut être interprétée comme suit :

- L'augmentation de la température de traitement augmente la mobilité des atomes de carbone et donc leur vitesse de diffusion. L'accélération du phénomène de décarburation se traduit par une augmentation des profondeurs décarburées pour un maintien donné.
- De même pour les temps de maintien, plus ils sont élevés, plus l'échantillon est soumis à un traitement plus long provoquant un déplacement d'atomes de carbone plus intense et ainsi une perte en carbone plus élevée qui augmente la profondeur des couches décarburées.

En théorie, l'épaisseur de la couche décarburée est proportionnelle à la racine carrée du temps :

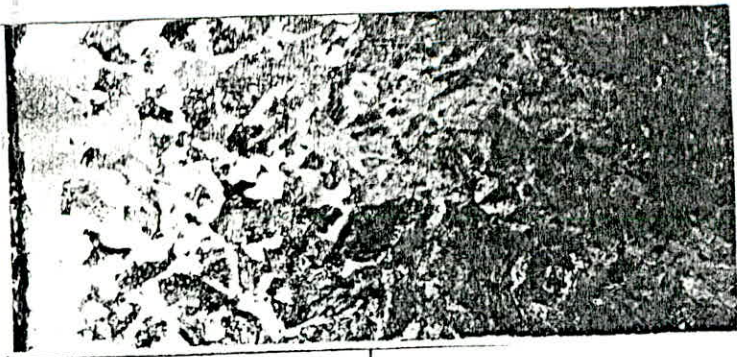
$$(U = \frac{x}{\sqrt{2Dt}} \quad \text{d'où } x \propto \sqrt{t})$$

### 2.1.4. Mesures des profondeurs décarburées :

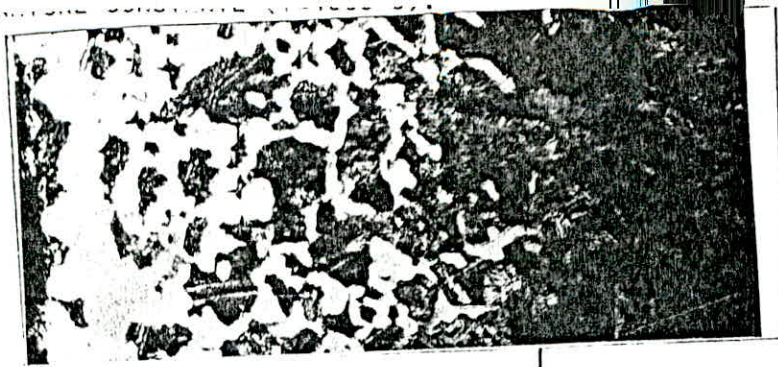
Pour mesurer les profondeurs décarburées, nous avons pris comme origine la surface de l'échantillon qui a l'avantage d'être bien définie.

On a effectué une série de mesures sur chaque côté à partir desquelles on a estimé les profondeurs décarburées.

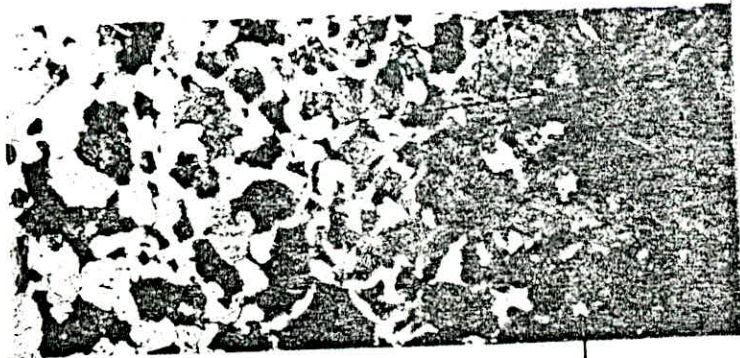




Attaque au nitral x 100. t=2h



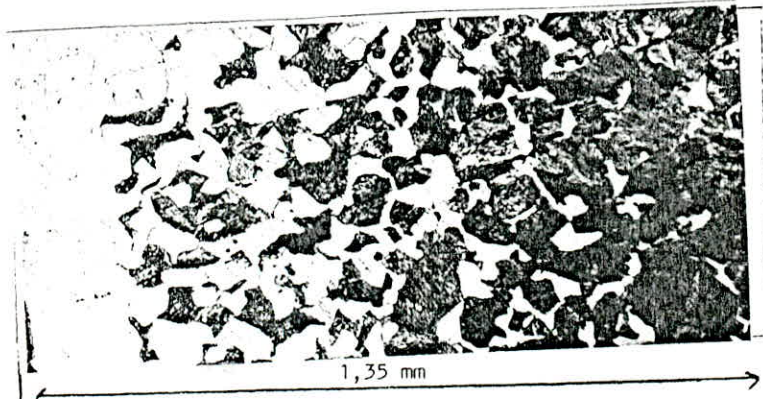
attaque au nitral x 100. t=4h



Attaque au nitral x 100. t=6h



Attaque au nitral x 100. t=8h



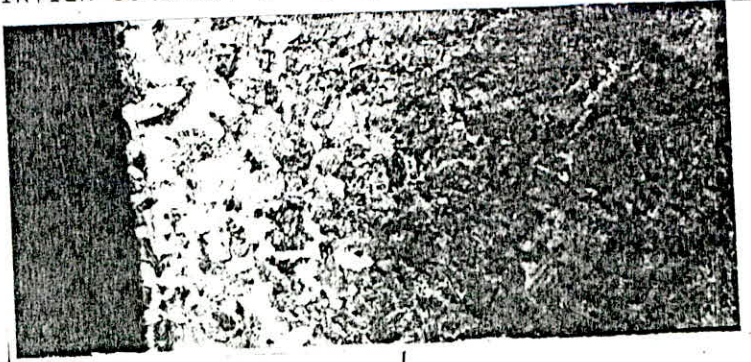
1,35 mm





0,25 mm

Attaque au nitral x 100. T= 800°c



0,4 mm

Attaque au nitral x 100. T=850°c



0,6 mm

Attaque au nitral x 100. T=900° c



0,75 mm

Attaque au nitral x 100. T=950°c



0,95 mm  
Attaque au nitral x 100. T=1000°c

Les mesures de ces profondeurs sont données dans les tableaux suivants :

TABLEAU 1 :  $T = 1000^{\circ}\text{C}$  ,  $t = 2 \text{ h}$

Essais	1	2	3	4	5	6	7
Epaisseurs décarburées (mm)	0,32	0,30	0,40	0,43	0,33	0,32	0,43

TABLEAU 2 :  $T = 1000^{\circ}\text{C}$  ,  $t = 4 \text{ h}$

Essais	1	2	3	4	5	6	7
Epaisseurs décarburées (mm)	0,70	0,81	0,60	0,83	0,72	0,64	0,75

TABLEAU 3 :  $T = 1000^{\circ}\text{C}$  ,  $t = 6 \text{ h}$

Essais	1	2	3	4	5	6	7
Epaisseurs décarburées (mm)	0,91	0,83	0,85	0,95	0,90	0,81	0,92

TABLEAU 4 :  $T = 1000^{\circ}\text{C}$  ,  $t = 8 \text{ h}$

Essais	1	2	3	4	5	6	7
Epaisseurs décarburées (mm)	1,1	1,02	1,14	1,00	1,09	1,20	1,18

TABLEAU 5 :  $T = 1000^{\circ}\text{C}$  ,  $t = 10 \text{ h}$

Essais	1	2	3	4	5	6	7
Epaisseurs décarburées (mm)	1,14	1,32	1,34	1,26	1,12	1,08	1,35



TABLEAU 6 : T = 800°C , t = 6 h

ESSAIS	1	2	3	4	5	6	7
EPAISSEURS DECARBUREES (mm)	0,13	0,11	0,20	0,18	0,30	0,22	0,17

TABLEAU 7 : T = 850°C , t = 6 h

ESSAIS	1	2	3	4	5	6	7
EPAISSEURS DECARBUREES (mm)	0,40	0,35	0,25	0,33	0,40	0,22	0,45

TABLEAU 8 : T = 900°C , t = 6 h

ESSAIS	1	2	3	4	5	6	7
EPAISSEURS DECARBUREES (mm)	0,62	0,72	0,81	0,64	0,80	0,61	0,65

TABLEAU 9 : T = 950°C , t = 6 h

ESSAIS	1	2	3	4	5	6	7
EPAISSEURS DECARBUREES (mm)	0,68	0,75	0,62	0,48	0,58	0,72	0,66

## 2.2. A partir de la trempé :

La technique expérimentale utilisée dans cette deuxième étape pour mettre en évidence l'intensité de décarburation occasionnée par une élévation de température, ou plus exactement le profil du carbone dans les couches décarburees, est la microdureté. Cette dernière, par des mesures de microduretés, complète et confirme les résultats de l'examen métallographique précédent.

La méthode consiste à traiter l'échantillon recuit par trempé puis

à mesurer l'évolution de la microdureté en fonction de la profondeur. Pour établir ces mesures avec une bonne précision, on a effectué des séries d'empreintes distantes de 1/10 mm.

La structure observée après trempe (850°C, 30 mn), suivie d'un traitement à froid est entièrement martensitique.



**Fig 5** : STRUCTURE MARTENSITIQUE OBTENUE PAR TREMPE A PARTIR DE 850°C (30 mn) ET TRAITEMENT A FROID DANS L'AZOTE (15mn).

2.2.1. Courbes microduretés-pénétration :

Pour  $T = 1000^{\circ}\text{C}$  (fixe), maintiens variables :

TABLEAU 1 :  $t = 2 \text{ h}$

X (mm)	1/10	2/10	3/10	4/10	5/10	6/10	7/10	8/10
Y (Hv)	149	195	371	797	906	906	906	934
	9/10	1	11/10	12/10	13/10	14/10	15/10	16/10
	934	965	965	965	965	997	965	965

TABLEAU 2 : t = 4 h

X (mm)	1/10	2/10	3/10	4/10	5/10	6/10	7/10	8/10
Y (Hv)	215	696	802	852	894	923	934	953
	9/10	1	11/10	12/10	13/10	14/10	15/10	16/10
	953	984	984	984	997	997	997	997

TABLEAU 3 : t = 6 h

X (mm)	1/10	2/10	3/10	4/10	5/10	6/10	7/10	8/10
Y (Hv)	169	526	736	757	852	878	906	906
	9/10	1	11/10	12/10	13/10	14/10	15/10	16/10
	906	934	953	984	984	997	984	984

TABLEAU 4 : t = 8 h

X (mm)	1/10	2/10	3/10	4/10	5/10	6/10	7/10	8/10
Y (Hv)	105	143	458	677	802	802	852	852
	9/10	1	11/10	12/10	13/10	14/10	15/10	16/10
	852	878	934	906	934	965	965	965

TABLEAU 5 : t = 10 h

X (mm)	1/10	2/10	3/10	4/10	5/10	6/10	7/10	8/10
Y (Hv)	103	189	420	610	677	757	779	802
	9/10	1	11/10	12/10	13/10	14/10	15/10	16/10
	852	862	906	906	934	965	965	997

Pour  $t = 6$  h (fixe), températures variables :

TABLEAU 6 :  $T = 800^{\circ}\text{C}$

X (mm)	1/10	2/10	3/10	4/10	5/10	6/10	7/10	8/10
Y (Hv)	249	607	779	906	954	906	906	965
	9/10	1	11/10	12/10	13/10	14/10	15/10	16/10
	965	984	965	965	965	965	965	965

TABLEAU 7 :  $T = 850^{\circ}\text{C}$

X (mm)	1/10	2/10	3/10	4/10	5/10	6/10	7/10	8/10
Y (Hv)	260	757	826	852	906	906	934	934
	9/10	1	11/10	12/10	13/10	14/10	15/10	16/10
	934	934	934	965	965	965	965	965

TABLEAU 8 :  $T = 900^{\circ}\text{C}$

X (mm)	1/10	2/10	3/10	4/10	5/10	6/10	7/10	8/10
Y (Hv)	258	502	552	677	727	802	852	906
	9/10	1	11/10	12/10	13/10	14/10	15/10	16/10
	906	934	934	965	965	965	965	965

TABLEAU 9 :  $T = 950^{\circ}\text{C}$

X (mm)	1/10	2/10	3/10	4/10	5/10	6/10	7/10	8/10
Y (Hv)	276	716	757	802	826	862	852	878
	9/10	1	11/10	12/10	13/10	14/10	15/10	16/10
	906	906	906	965	965	1030	1030	965



A partir de ces données expérimentales, nous avons tracé pour chaque échantillon la courbe de variation de la microdureté en fonction de la pénétration.

Pour suivre l'évolution du degré de décarburation en fonction de la température et du temps de maintien, on a tracé les courbes de chaque série sur un même graphique.

Ces courbes sont données par les figures (6) et (7). Elles présentent :

1. Une même allure : la dureté de la martensite augmente avec la profondeur jusqu'à une certaine valeur (906 Hv) où elle se stabilise pour former un palier.

Connaissant la loi de variation de la dureté de la martensite en fonction de la concentration en carbone, on peut établir la carte chimique de l'élément carbone dans les couches perturbées du matériau.

La dureté de la martensite présente la particularité de croître avec la teneur en carbone. De plus, la concentration en carbone dans la martensite est la même que celle de la phase austénitique qui lui a donné naissance (la transformation martensitique se produit par cisaillement).

Ceci nous permet de relier directement la teneur en carbone à la profondeur décarburée de la façon suivante :

la teneur en carbone augmente avec la pénétration ; ce qui confirme l'existence d'un gradient de concentration.

2. Une forte décarburation à la surface qui diminue ensuite progressivement et se stabilise à une valeur qui correspond au début du palier de la courbe.

Cette évolution du palier met en évidence la limite entre le métal sain et le métal décarburé.

### 2.2.2. Mesure de la couche décarburée :

Les résultats précédents des mesures des épaisseurs décarburées à partir de la méthode micrographique ne sont pas tous exploitables à cause de leur dispersion.

Cette méthode est assez imprécise car l'apparition de la ferrite

# VARIATION DE LA MICRO-DURETE EN FONCTION DE LA PENETRATION

EVOLUTION DE LA COUCHE DECARBUREE AVEC LE TEMPS  
A TEMPERATURE FIXE

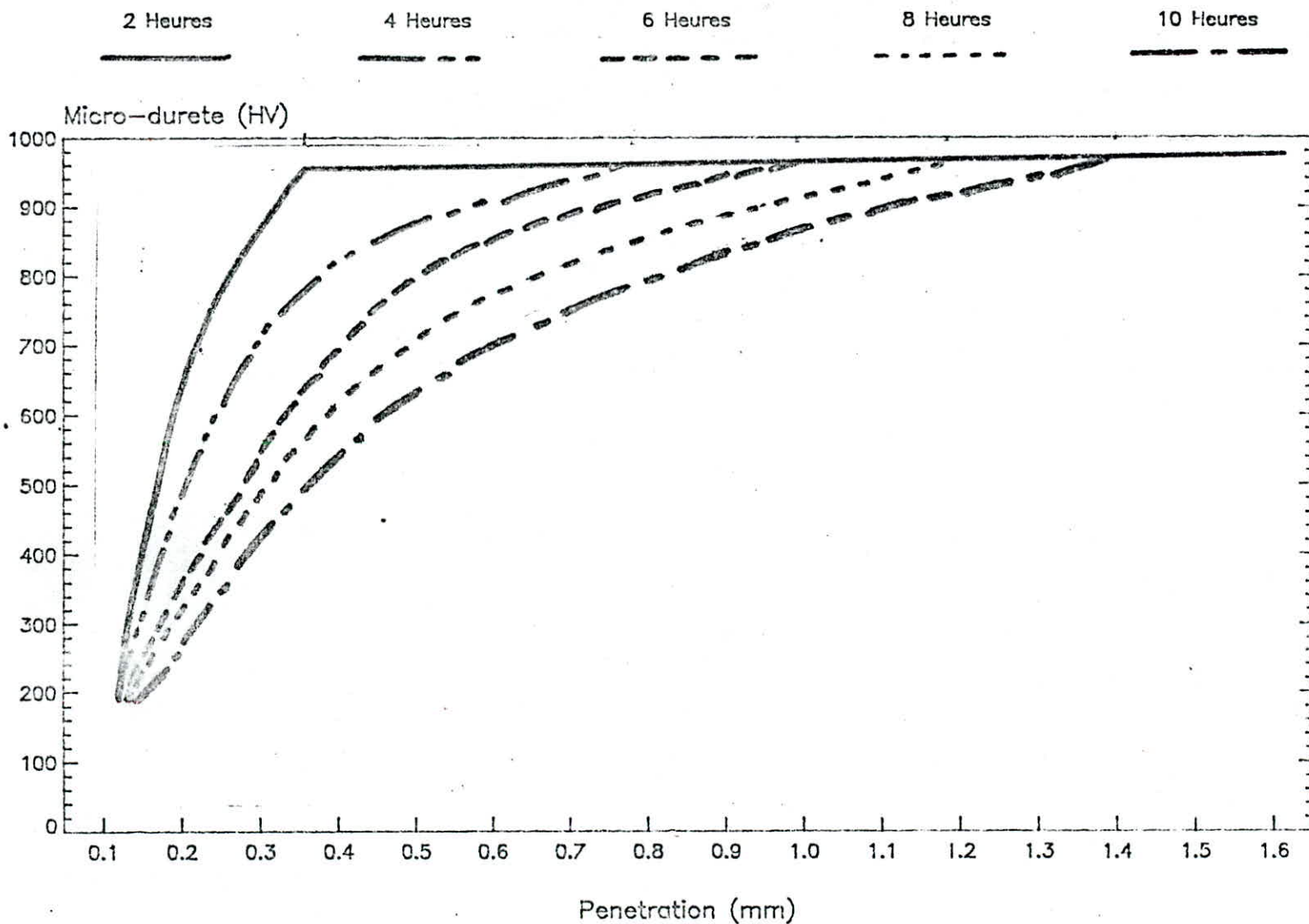


Fig. 6.

# VARIATION DE LA MICRO-DURETE EN FONCTION DE LA PENETRATION

EVOLUTION DE LA COUCHE DECARBUREE AVEC LA TEMPERATURE

POUR UN MAINTIEN FIXE

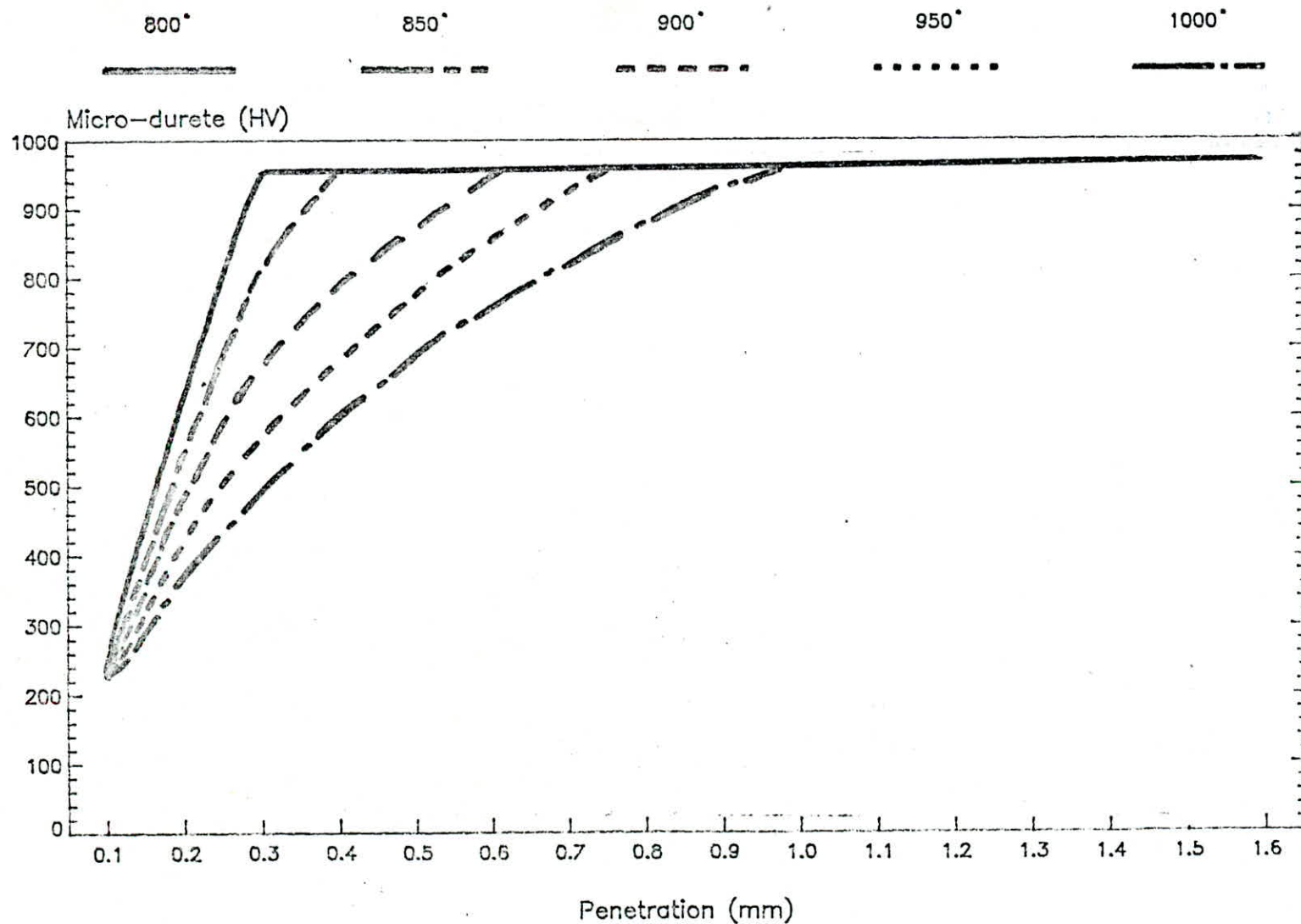


Fig. 7

à partir du coeur de l'échantillon est délicate à déterminer.

En effet, il est assez difficile de déterminer la limite entre la zone décarburée et le métal sain par simple observation microscopique. Dans ces conditions, il est nécessaire d'étalonner la méthode micrographique qui permet une estimation correcte de la couche décarburée.

Ces couches sont déterminées à partir des courbes microdureté-pénétration. Elles correspondent au début du palier qui traduit la fin de la décarburation.

Cette détermination graphique assez précise est relativement facile à réaliser.

Les valeurs de ces profondeurs sont données dans les tableaux ci-dessous :

TABLEAU 1 :  $T = 1000^{\circ}\text{C}$  (fixe)

t (h)	2	4	6	8	10
d (mm)	0.35	0.75	0.95	1.15	1.35

TABLEAU 2 : t = 6 h (Fixe)

T(°C)	800	850	900	950	1000
D(mm)	0.25	0.40	0.60	0.75	0.95

### 2.2.3. Evolution des profondeurs décarburées en fonction du temps et de la température :

Les temps de maintien et les températures influent de la même façon sur le degré et l'évolution de la décarburation.

La profondeur décarburée augmente avec l'augmentation de ces deux paramètres. Ceci ne fait que confirmer les résultats obtenus par le traitement de recuit. Les fig (8) et (9) soulignent cette évolution.



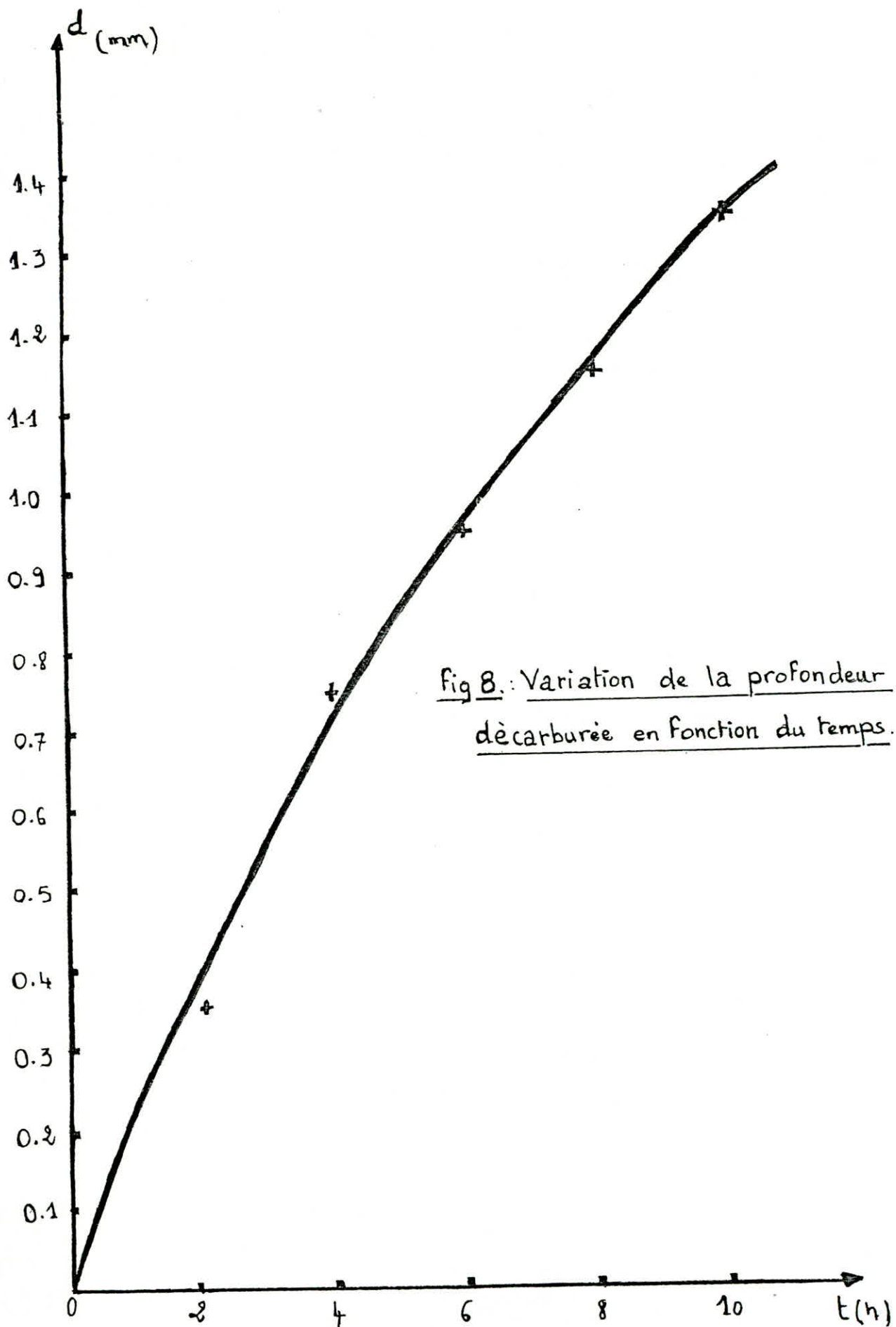
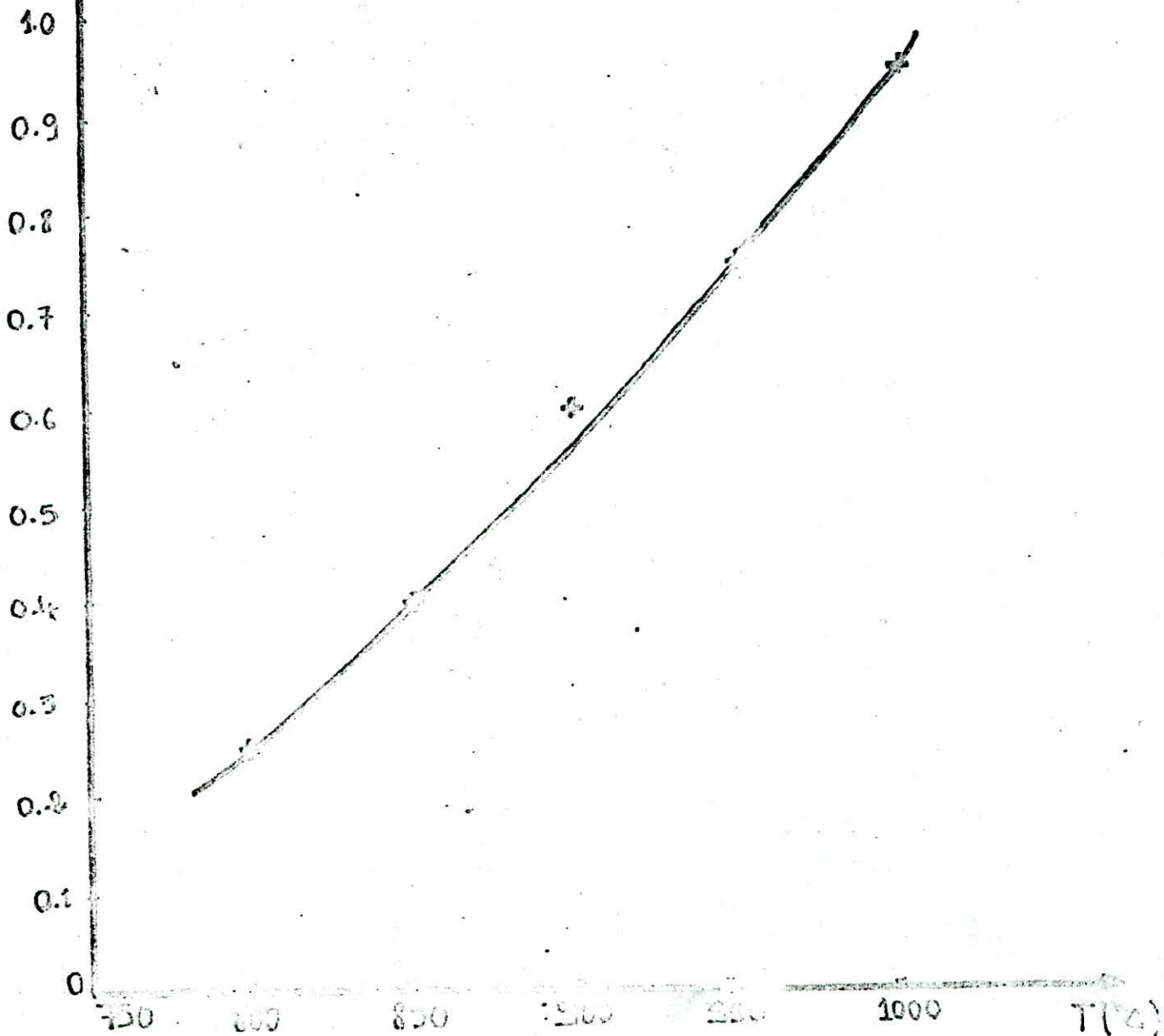


fig 8. Variation de la profondeur  
dècarburee en fonction du temps.

$d$  (mm)

Fig 9: Variation de la profondeur d'écaburée en  
Fonction de la température.



## LA DECARBURATION DANS UN FOUR SOUS-VIDE

---

### 1/ MODE OPERATOIRE

Dans cette deuxième série d'expériences, nos échantillons sont traités dans un four sous vide avec une pression de l'ordre de  $10^{-4}$  mbar. Nous avons procédé aux essais suivants :

1. Fixer la température et faire varier le temps de maintien

$$T = 1\ 000^{\circ}\text{C}$$

$$t = 2\ \text{h à } 16\ \text{h avec un pas de } 2\ \text{h.}$$

2. Fixer le temps de maintien et faire varier la température :

$$t = 6\ \text{h}$$

$$T \pm 900^{\circ}\text{C à } 1\ 200^{\circ}\text{C avec un pas de } 100^{\circ}\text{C.}$$

La conduite des essais est :

- chauffage jusqu'à la température de traitement
- maintien à cette température
- refroidissement lent dans un four.

La réalisation de chaque expérience suit l'ordre suivant :

1. Disposer l'échantillon à traiter dans un panier qu'on introduit par la suite dans le four.

2. Mise en marche du groupe de pompage :

- pompage primaire pendant une heure pour arriver à une pression de  $10^{-2}$  mbar.

- Pompage secondaire pendant 30 minutes pour atteindre une pression de  $4 \times 10^{-4}$  mbar.

La pression du vide atteinte lors des expériences dépend de la température et du temps de maintien des traitements.

Plus la température et (ou) le temps de maintien sont élevés, plus la durée de marche du four est élevée et, plus la durée de fonctionnement

des pompes est élevée (la pompe restant allumée pendant toute la durée de l'opération) plus le vide obtenu sera grand.

3. Programmation : donner les instructions nécessaires pour la réalisation des traitements : température, vitesse de montée en température; temps de chauffage et le refroidissement.

Le tableau ci-dessous donne la correspondance entre la température du traitement et le temps nécessaire à la montée de la température résultant de nos expériences.

TEMPERATURE (°C)	DUREE DE LA MONTEE (min)
1 000	120
1 100	180
1 200	240

A partir de ces valeurs, nous avons tracé la courbe de chauffage Fig (10).

## 2/ RESULTATS

Après les traitements, les échantillons ressortent du four avec un état de surface parfait. Leur surface est brillante sans aucune trace d'oxydation. C'est l'un des avantages du four sous vide.

Après découpage, enrobage, polissage et attaque au nital, l'observation au microscope optique de tous les échantillons traités ne révèle aucune trace de décarburation : la décarburation dans ce cas est nulle.

Les photos suivantes confirment ce résultats fig (11).

## 3/ INTERPRETATION

Dans un four sous vide dont la pression de travail peut être réduite à des valeurs comprises entre  $10^{-2}$  et  $10^{-4}$  mbar, les taux d'impuretés sont



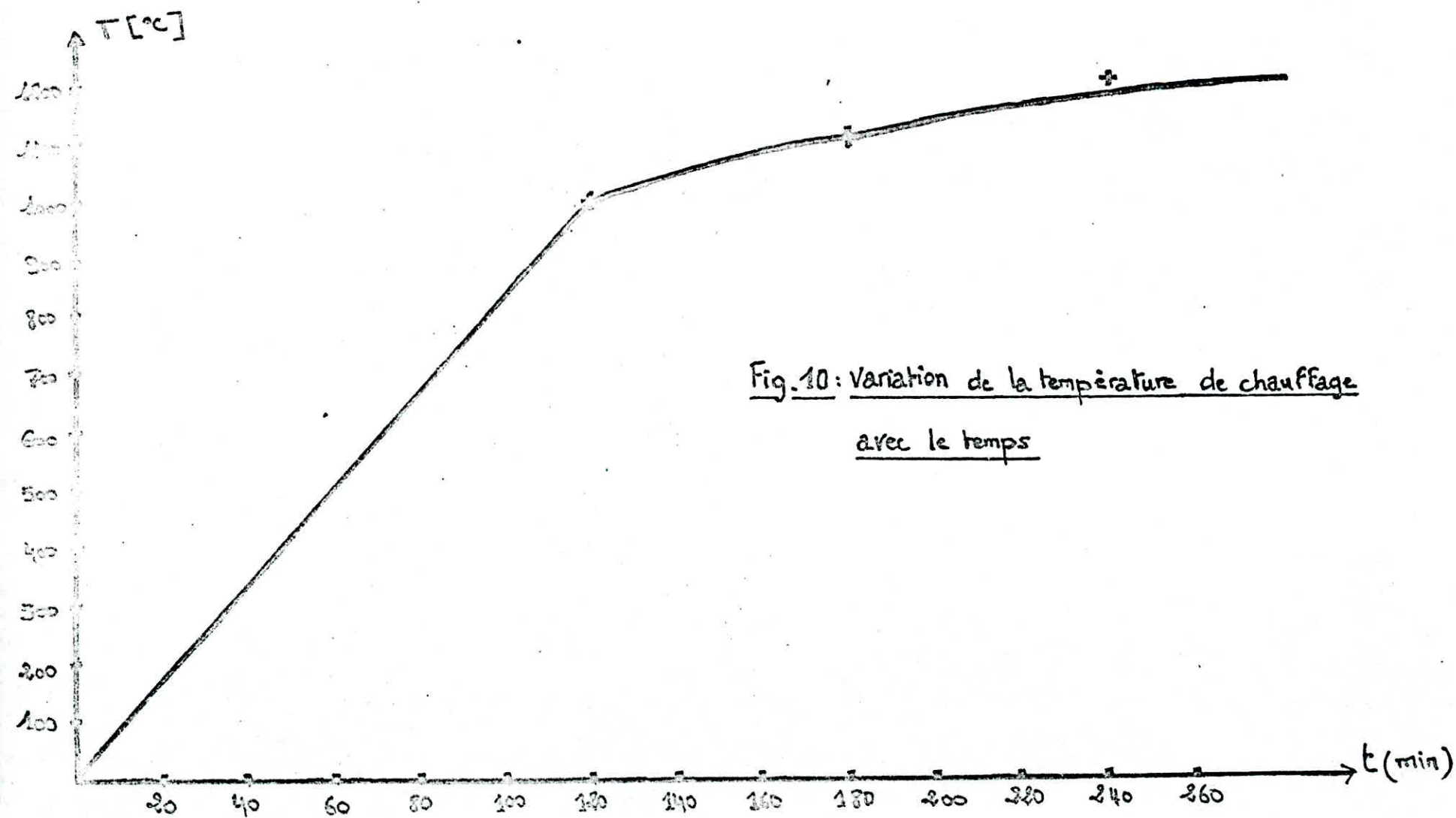


Fig. 10: Variation de la température de chauffage  
avec le temps

extrêmement réduits.

Ce que nous appelons communément le vide n'est au fond que l'absence d'atmosphère.

Or l'absence d'atmosphère se traduit par l'absence d'éléments oxydants, carburant et décarburant, ce qui évite toute réaction à la surface des échantillons. Il n'y aura donc aucune perturbation notable de la surface. C'est ce qui explique l'aspect superficiel brillant et l'absence de décarburation.

En l'occurrence, on peut assimiler le traitement dans un four sous vide au traitement dans les gaz de haute pureté tel que l'argon et l'azote où la protection contre la décarburation est assurée.

Cependant sur certains échantillons :

- traitement pour un maintien fixe ( $t = 6h$ ,  $T = 200^{\circ}C$ )
- traitement pour une température fixe ( $T = 1000^{\circ}C$ ,  $t = 12, 14$  et  $16$ )

On remarque la présence d'une fine couche décarburée (3 à 5 mm). En plus de sa finesse, cette couche n'existe pas sur toute la périphérie des échantillons. Elle est irrégulière et discontinue.

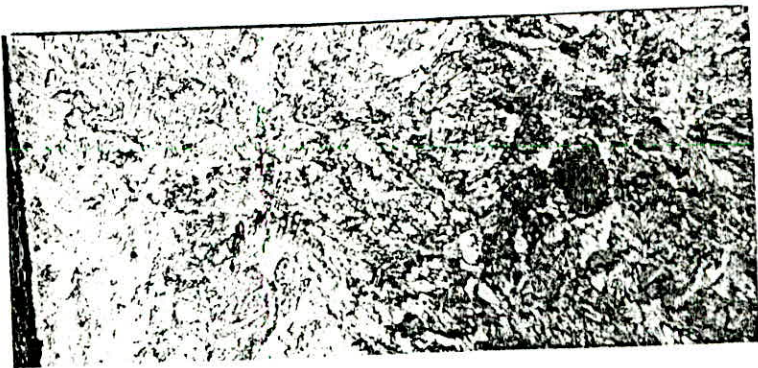
Ceci s'explique de la façon suivante :

Dans un four sous vide, l'absence d'atmosphère, aussi faible soit-elle, ne peut être totale. L'enceinte du four contiendra toujours des traces d'atmosphère. Autrement dit, dans un four sous vide, où le vide doit en principe être parfait (expérience idéale) il y aura toujours une petite quantité d'atmosphère résiduelle.

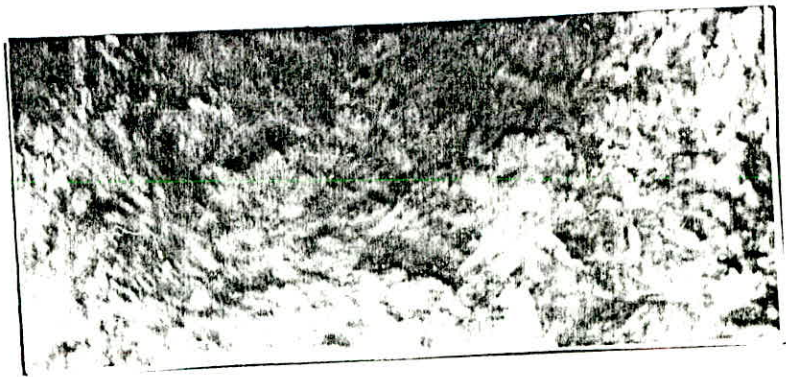
L'élément décarburant de cette atmosphère ( $O_2$  pour notre cas) va réagir avec le carbone de la surface des échantillons, engendrant un gradient de concentration responsable du déplacement des atomes de carbone du coeur vers la périphérie des échantillons. Mais la faible quantité de cet élément (quelques traces) explique l'irrégularité, la discontinuité et la finesse de cette couche. Ce que traduit bien notre résultat.

Dans l'industrie, des couches décarburées de cette épaisseur sont considérées comme négligeables.

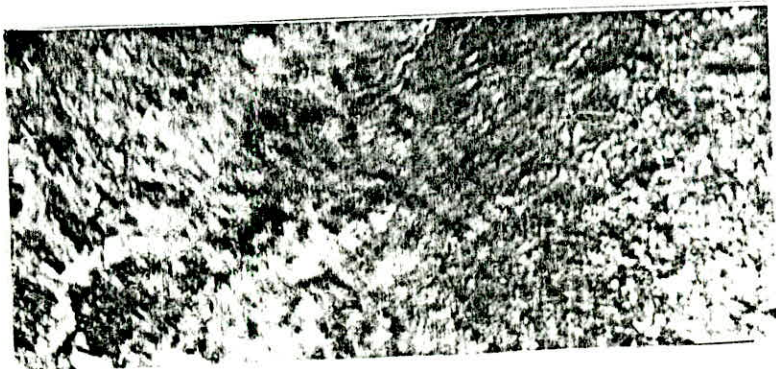




Attaque au nitral x 100  
T = 1000°C. t = 8 h



Attaque au nitral x 100  
T = 1000°C t = 12 h



Attaque au nitral x 100  
T = 1000°C t = 16h



Attaque au nitral x 100  
T = 1100°C t = 6 h



Attaque au nitral x 100  
T = 1200°C t = 6h

On peut donc affirmer qu'un traitement thermique prolongé à haute température dans un four sous vide ne provoque pas la décarburation. L'opération coûteuse de rectification destinée à l'enlèvement de cette couche dénaturée est donc éliminée.



## chapitre 9

# **EXPLOITATION DES RESULTATS**

Au cours de la décarburation, les atomes de carbone se déplacent du coeur de l'échantillon vers la surface. Ce phénomène est régi par le processus de diffusion à l'état solide.

Dans cette partie, on se propose d'utiliser la théorie de diffusion pour :

- calculer l'énergie d'activation ;
- calculer le coefficient de diffusion du carbone dans l'austenite ;
- calculer la répartition normale du carbone dans les couches perturbées.
- tracer la courbe maitresse de décarburation, qui a un grand intérêt pratique dans l'industrie.

## 1/ CALCUL DE L'ENERGIE D'ACTIVATION

Le coefficient de diffusion  $D$  varie avec la température selon une loi d'Arrhénius :

$$D = D_0 \text{Exp} \left( -\frac{Q}{RT} \right) \quad (1)$$

Avec :  $D$  : coefficient de diffusion

$D_0$  : paramètre de fréquence ( $\text{cm}^2/\text{s}$ )

$Q$  : énergie d'activation ( $\text{cal/mole}$ )

$R$  :  $1,987 \text{ cal-mole}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$

$T$  : température ( $\text{K}^{-1}$ )

L'équation (1) peut s'écrire de la forme :

$$\text{Ln} D = \text{Ln} D_0 - \frac{Q}{RT} \quad (2)$$

La valeur de l'énergie d'activation est déterminée graphiquement (Fig 1).

La relation entre  $\text{Ln} D$  et  $\frac{1}{T}$  étant linéaire, la valeur de l'énergie d'activation  $Q$  peut être calculée à partir de la pente de la droite  $\text{Ln} D = f\left(\frac{1}{T}\right)$ .

En général, la détermination de  $Q$  exige la connaissance du coefficient de diffusion  $D$ . Ce dernier étant relié à l'épaisseur décarburee par la relation :

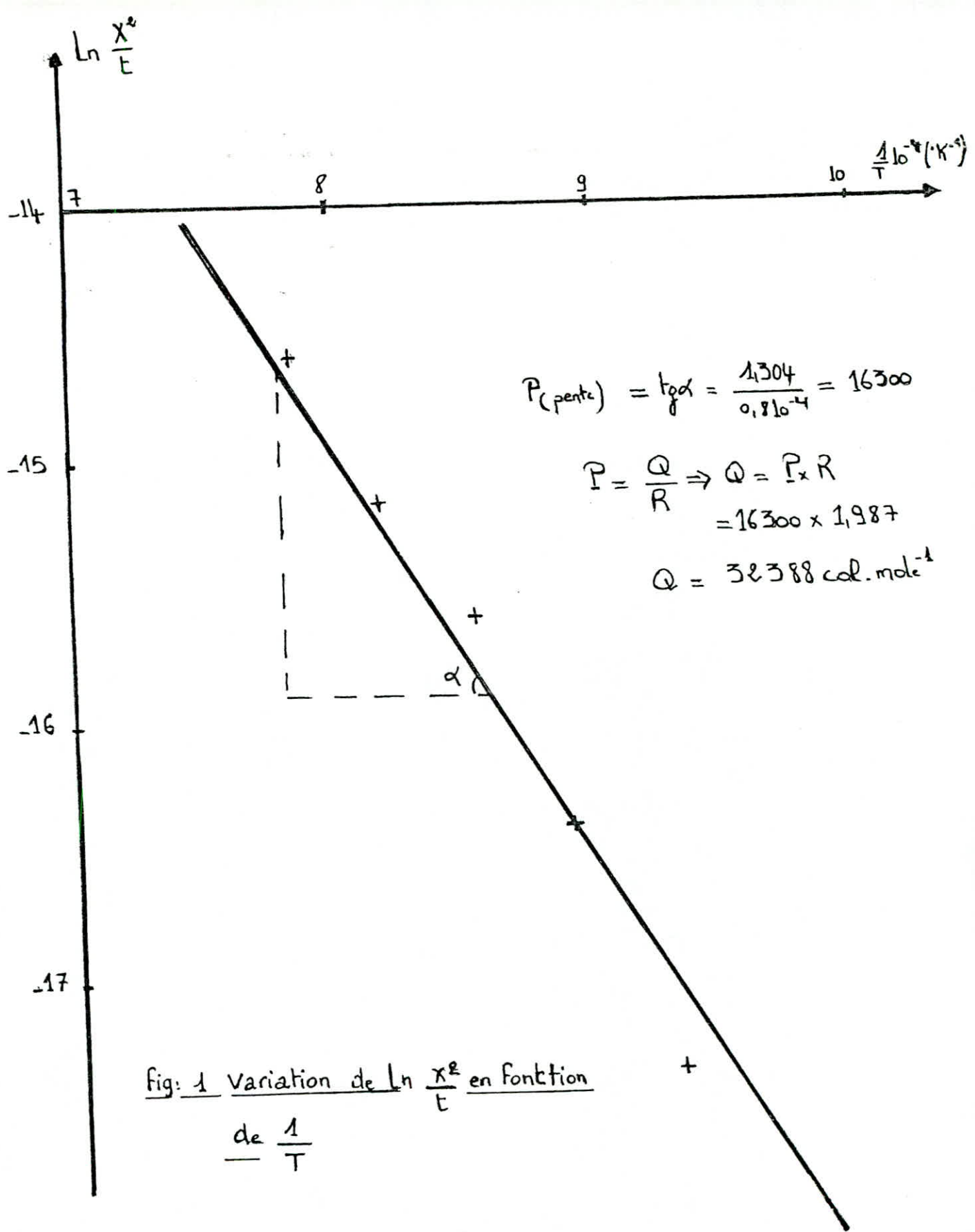


fig: 1 Variation de  $\ln \frac{X^2}{E}$  en fonction  
de  $\frac{1}{T}$

$$U = \frac{x}{2 \sqrt{Dt}} \quad (3)$$

Avec : x : profondeur décarburée  
 D : coefficient de diffusion  
 t : temps de maintien

Ainsi  $x^2$  est proportionnelle à (Dt)  
 d'où D proportionnel à  $\frac{x^2}{t}$

La droite  $\ln D = f\left(\frac{1}{T}\right)$  sera donc parallèle à la droite  $\ln \frac{x^2}{t} = f\left(\frac{1}{T}\right)$  et aura en conséquence la même pente.

Les résultats des calculs sont regroupés dans le tableau ci-dessous :

TABLEAU 1 : Variation de  $\ln \frac{x^2}{t}$  en fonction de  $\frac{1}{T}$  pour un temps égal à 6 h

T (°C)	1000	950	900	850	800
x (cm)	0,095	0,075	0,06	0,04	0,025
$\frac{x^2}{t} \cdot 10^{-7}$ (cm <sup>2</sup> /s)	+ 4,17	2,6	1,66	0,74	0,298
$\ln \left(\frac{x^2}{t}\right)$	- 14,6	- 15,16	-15,6	-16,418	-17,35
$\frac{1}{T}$ (K <sup>-1</sup> )	7,85	8,17	8,52	8,90	9,31

L'énergie d'activation ainsi calculée est égale à 32 388 cal/mole.  
 Cette valeur est très proche de celle qui correspond à l'énergie d'activation de la diffusion du carbone dans l'austénite ((33 500 ± 1000) cal/mole (11))

Ce résultat confirme donc :

L'hypothèse faite sur la diffusion du carbone dans l'austénite. La courbe obtenue étant une droite avec une pente unique et donc une seule valeur de l'énergie d'activation Q, vérifie bien la relation d'Arrhénius et confirme l'existence d'un seul mécanisme opérant : mécanisme interstitiel (d'après la valeur de Q).



## 2/ CALCUL DU COEFFICIENT DE DIFFUSION

Par l'application directe de la relation d'Arrhénius :

$D = D_0 \text{Exp}\left(-\frac{Q}{RT}\right)$ , on peut calculer le coefficient de diffusion en fonction de la température en prenant :

- $D_0$  : facteur de fréquence  $D_0 = 0,1 \text{ cm}^2/\text{s}$  (15)
- $Q$  : énergie d'activation  $Q = 32\,388 \text{ cal/mole}$

TABLEAU 2 : Valeurs de D calculées à partir de la relation (1)

T (°c)	1000	950	900	850	800
$D \cdot 10^{-7}$ $\text{cm}^2/\text{s}$	2,74	1,62	0,922	0,497	0,252

La fig (2) représente la variation de D avec la température. L'augmentation du coefficient de diffusion avec la température confirme la théorie qui définit D comme étant caractéristique d'une mobilité à une température assez élevée.

## 3/ CALCUL DU GRADIENT DE CONCENTRATION EN CARBONE

Quelque soit le phénomène de diffusion, les techniques expérimentales directes se ramènent au même problème général, celui de la détermination en un point du métal considéré de la concentration  $c$  de l'élément recherché au bout du temps  $t$  à une température  $T$ .

L'emploi de la microanalyse à sonde électronique étant très difficile à cause du problème de mise en oeuvre qu'elle présente pour l'analyse du carbone, nous a conduit à déterminer ce gradient par calcul.

Le calcul est basé sur le résultat de la résolution de la 2ème équation de Fick pour la décarburation dans un milieu semi-infini :

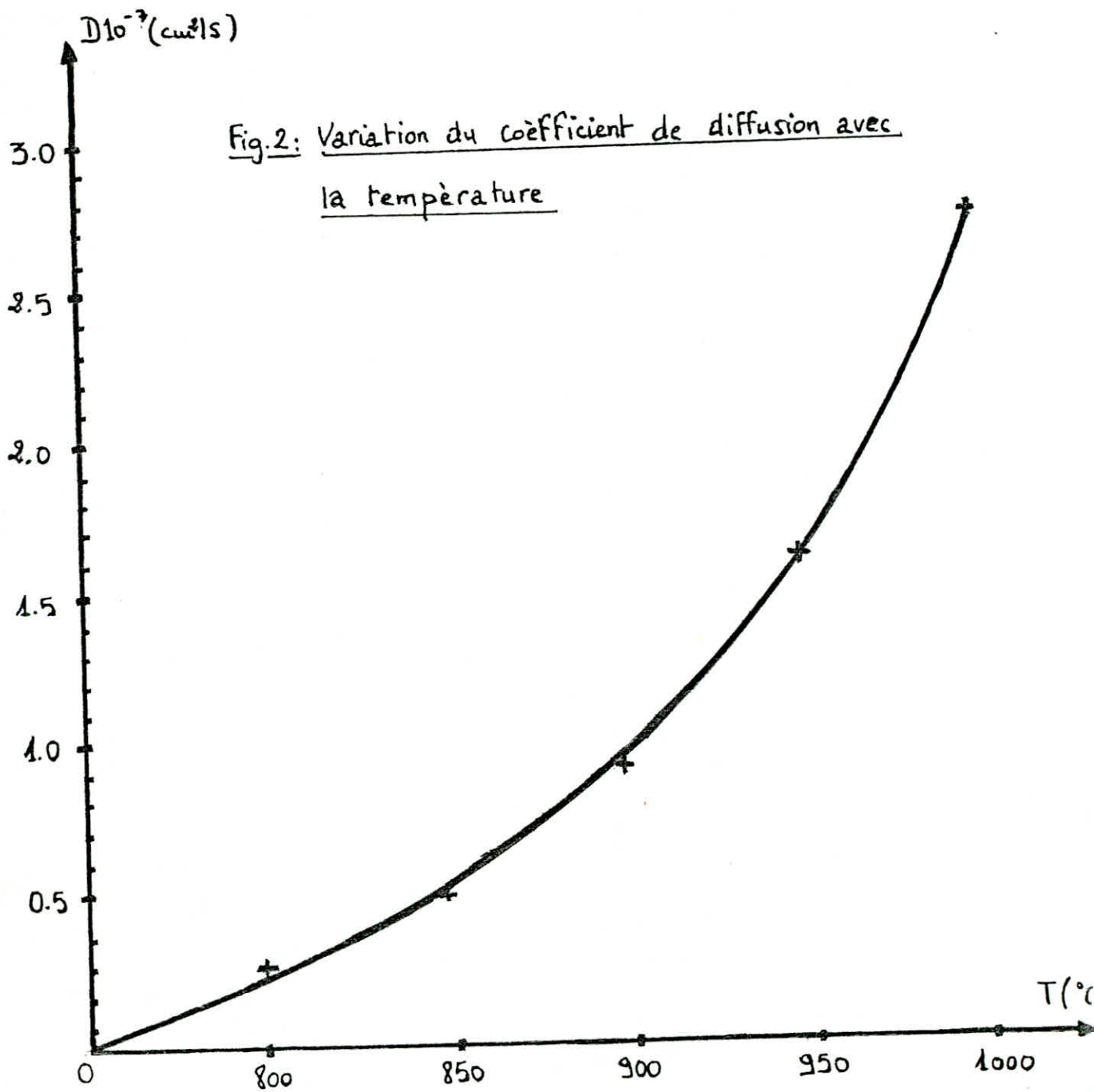


Fig. 2

$$\frac{C}{C_0} = \exp(U) \quad (4)$$

avec  $U = \frac{x}{2 \sqrt{Dt}}$

pour une température donnée, connaissant le coefficient de diffusion D, le temps de maintien t et la profondeur x, on peut calculer U, puis erf(U) déterminée à partir des tables (U → erf(U)) [2]

L'équation (4) pouvant s'écrire sous la forme :

$$C = C_0 \operatorname{erf}(U)$$

avec : C<sub>0</sub> : concentration initiale (C<sub>0</sub> = 0,9).

Le calcul de C ne sera donc qu'une application directe de la formule ci-dessous.

L'ensemble des résultats pour tous les traitements effectués est regroupé dans les tableaux ci-dessous :

Pour T = 1000°C (fixe) - maintiens variables -

TABLEAU 1 : t = 2 h, x = 0,035 cm pour C = 0,9

X	0,01	0,02	0,03	0,035
U	0,112	0,225	0,337	0,394
erf(U)	0,1236	0,244	0,359	0,418
C calculée	0,111	0,219	0,323	0,376
C réelle	0,634	0,742	0,846	0,9

TABLEAU 2 :  $t = 4 \text{ h}$  ,  $x = 0,075 \text{ cm}$  pour  $C=0,9$

x (cm)	0,01	0,02	0,03	0,04	0,05	0,06	0,07	0,075
U	0,079	0,159	0,238	0,318	0,398	0,477	0,557	0,597
erf (U)	0,090	0,179	0,255	0,349	0,428	0,493	0,563	0,603
C calculée	0,081	0,161	0,229	0,314	0,385	0,444	0,506	0,543
C réelle	0,437	0,517	0,585	0,670	0,741	0,800	0,862	0,9

TABLEAU 3 :  $t = 6 \text{ h}$  ,  $x = 0,095 \text{ cm}$  pour  $C = 0,9$

x (cm)	0,01	0,02	0,03	0,04	0,05	0,06	0,07	0,08	0,09	0,095
U	0,060	0,13	0,19	0,26	0,32	0,39	0,45	0,52	0,58	0,61
erf (U)	0,067	0,145	0,211	0,286	0,349	0,418	0,475	0,537	0,587	0,616
C calculée	0,06	0,131	0,190	0,258	0,314	0,376	0,427	0,484	0,529	0,550
C réelle	0,410	0,480	0,540	0,607	0,663	0,726	0,777	0,833	0,878	0,9

TABLEAU 4 :  $t = 8 \text{ h}$  ,  $x = 0,115 \text{ cm}$  pour  $C = 0,9$ .

x (cm)	0,01	0,02	0,03	0,04	0,05	0,06	0,07	0,08	0,09	0,1	0,11	0,115
U	0,05	0,11	0,17	0,22	0,28	0,34	0,40	0,45	0,50	0,56	0,62	0,64
erf (U)	0,056	0,123	0,189	0,244	0,307	0,369	0,428	0,475	0,520	0,571	0,6194	0,634
C calculée	0,050	0,111	0,170	0,219	0,277	0,332	0,385	0,427	0,468	0,514	0,557	0,571
C réelle	0,379	0,440	0,449	0,548	0,605	0,661	0,714	0,756	0,797	0,843	0,886	0,9



TABLEAU 5 :  $t = 10 \text{ h}$  ,  $x = 0,135 \text{ cm}$  pour  $C=0,9$ .

X (cm)	0,01	0,02	0,03	0,04	0,05	0,06	0,07	0,08	0,09	0,1	0,11	0,12	0,13	0,135
U	0,05	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,35	0,40	0,45	0,50	0,55	0,60	0,65	0,68
erf (U)	0,056	0,112	0,167	0,222	0,276	0,328	0,379	0,428	0,475	0,520	0,506	0,603	0,642	0,6637
C calculée	0,05	0,101	0,151	0,200	0,248	0,295	0,341	0,385	0,427	0,468	0,506	0,542	0,561	0,597
C réelle	0,353	0,403	0,453	0,503	0,551	0,598	0,644	0,688	0,730	0,771	0,809	0,845	0,864	0,9

Pour un temps  $t = 6 \text{ h}$  (fixe) - températures variables -

TABLEAU 6 :  $T = 800^\circ \text{C}$  ,  $x = 0,025 \text{ cm}$  pour  $C=0,9$  et  $D=0,25210^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$

x (cm)	0,01	0,02	0,025
U	0,21	0,43	0,53
erf (U)	0,233	0,456	0,546
C calculée	0,210	0,411	0,491
C réelle	0,618	0,819	0,9

TABLEAU 7 :  $T = 850^\circ \text{C}$  ,  $x = 0,04 \text{ cm}$  pour  $C=0,9$  et  $D=0,49710^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$

x (cm)	0,01	0,02	0,03	0,04
U	0,15	0,30	0,46	0,61
erf (U)	0,167	0,328	0,484	0,611
C calculée	0,151	0,295	0,436	0,550
C réelle	0,500	0,645	0,785	0,9

TABLEAU 8 :  $T = 900^{\circ}\text{C}$  ,  $x=0,069$  cm pour  $C=0,9$  ET  $D=0,92210^{-7}$   $\text{cm}^2/\text{s}$

x	0,01	0,02	0,03	0,04	0,05	0,06
U	0,11	0,22	0,33	0,45	0,56	0,67
erf (U)	0,123	0,244	0,359	0,475	0,571	0,656
C calculée	0,111	0,219	0,323	0,427	0,514	0,590
C réelle	0,420	0,528	0,632	0,736	0,823	0,9

TABLEAU 9 :  $T = 950^{\circ}\text{C}$  ,  $x = 0,075$  cm pour  $C = 0,9$  et  $D = 1,6210^{-7}$   $\text{cm}^2/\text{s}$

x (cm)	0,01	0,02	0,03	0,04	0,05	0,06	0,07	0,075
U	0,08	0,17	0,25	0,33	0,42	0,50	0,59	0,63
erf (U)	0,09	0,189	0,276	0,359	0,447	0,520	0,595	0,627
C calculée	0,081	0,170	0,248	0,323	0,402	0,468	0,536	0,564
C réelle	0,416	0,506	0,584	0,658	0,738	0,804	0,872	0,9

Toutes ces données permettent le tracé de courbes donnant les variations de la concentration du carbone en fonction de la pénétration de tous les échantillons.

Pour mettre en évidence l'évolution de la concentration du carbone en fonction du temps et de la température, on a jugé préférable de regrouper les courbes de chaque série sur un même graphique (fig 3) et (fig4).

#### 4/ COURBE MAITRESSE DE DECARBURATION

La décarburation d'un échantillon a été caractérisé en traçant la courbe complète de décarburation.

VARIATION DE LA CONCENTRATION EN FONCTION DE LA PENETRATION A

T = 1000 C POUR DES TEMPS DE MAINTIENS VARIABLES

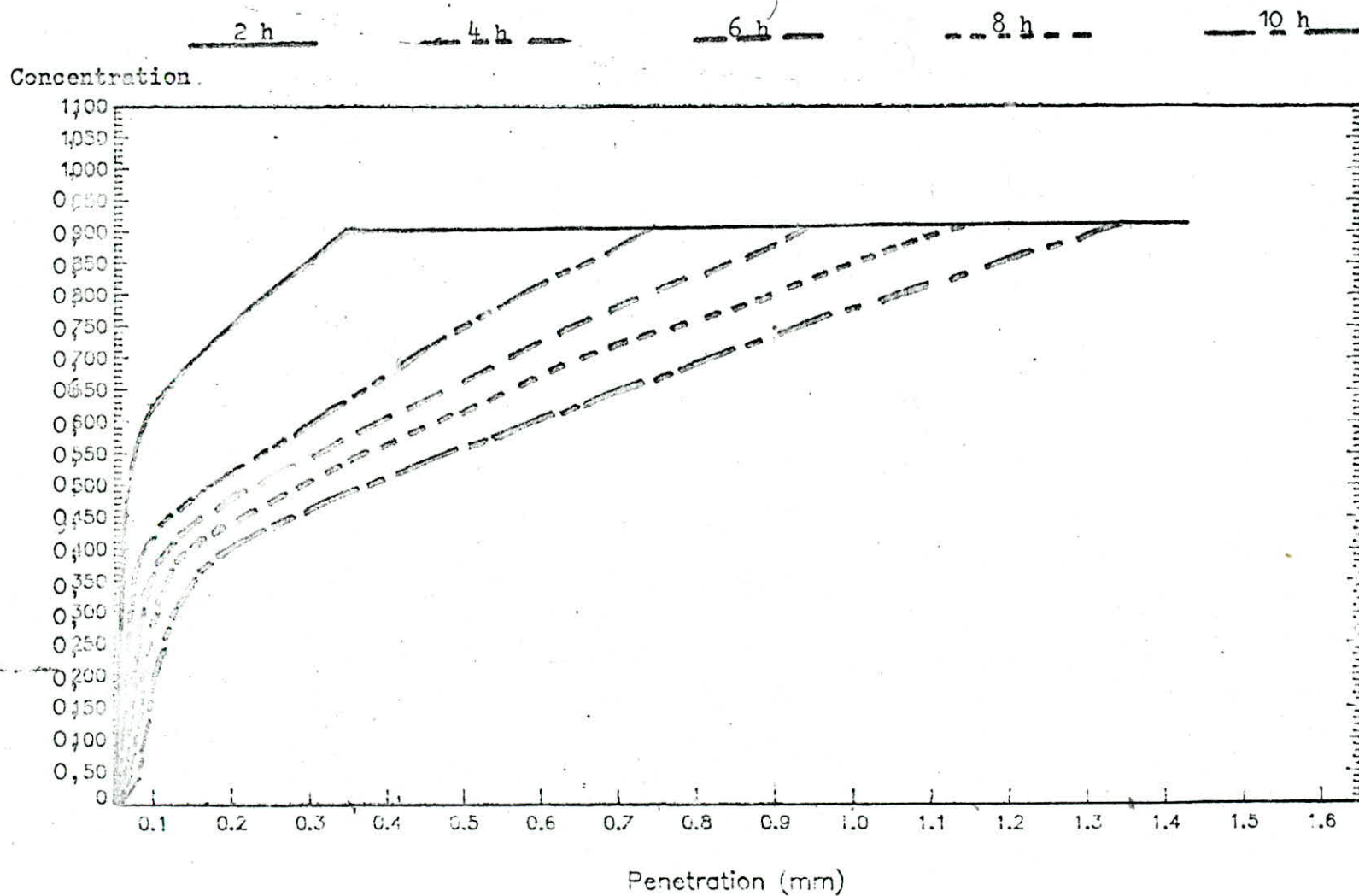


Fig. 3. → fig. 6.

VARIATION DU GRADIENT DE CONCENTRATION DANS LA COUCHE DECARBUREE EN FONCTION  
DE LA PENETRATION AVEC LA TEMPERATURE POUR UN MAINTIEN FIXE

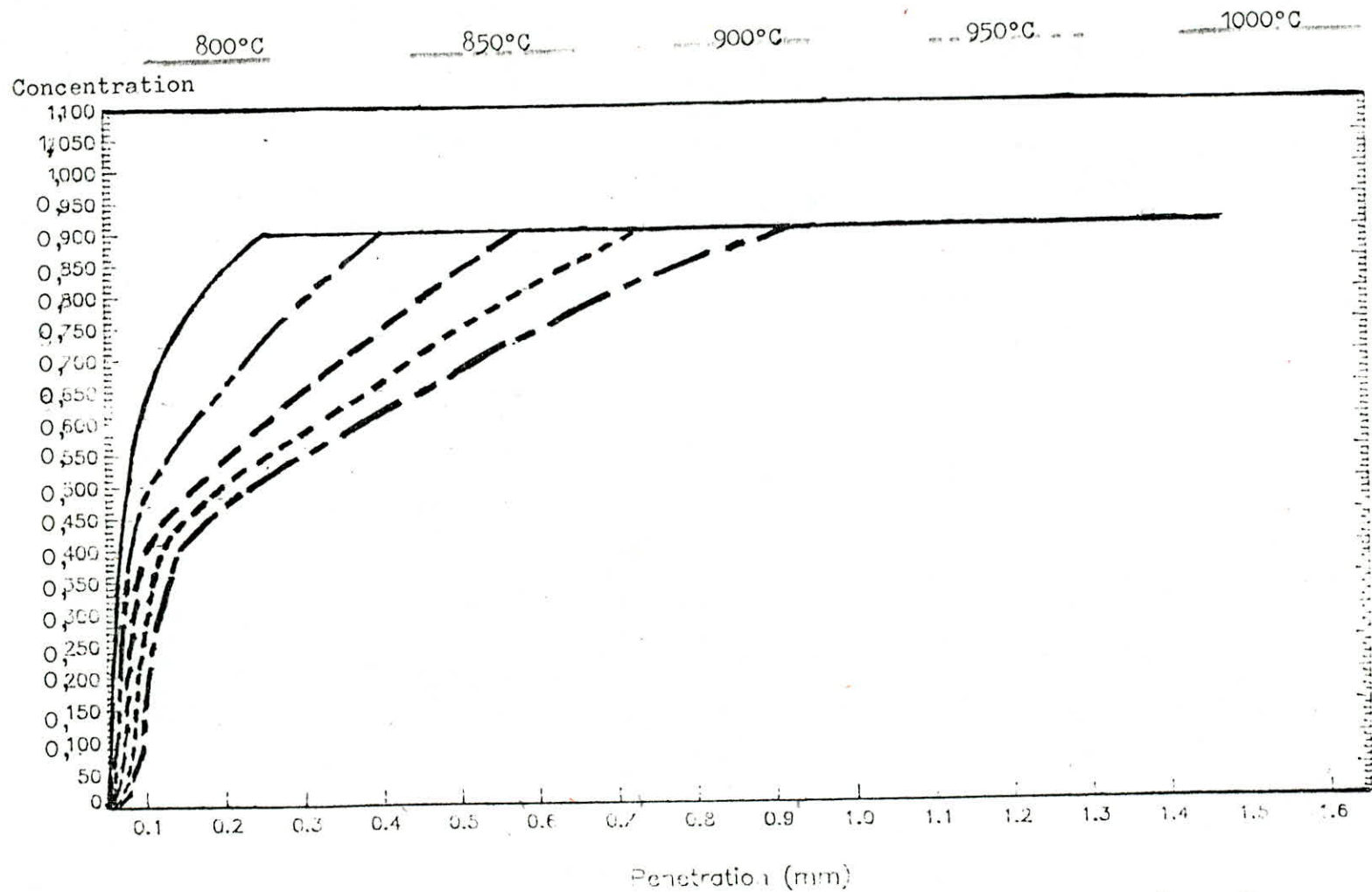


fig.4. → fig 7



Effectivement, il est très intéressant de trouver une formule permettant de déterminer la profondeur décarburée en tenant compte du paramètre d'équivalence et du critère de décarburation.

#### 4.1 Paramètre d'équivalence :

En se basant sur la deuxième loi de Fick, une interprétation mathématique a conduit à relier celle-ci au paramètre d'équivalence temps-température de la façon suivante :

$$\frac{C}{C_0} = \text{erf}(U) \quad (\text{résolution de la 2ème équation de Fick dans le cas de la décarburation d'un milieu semi-infini})$$

Avec  $U = \frac{x}{2\sqrt{Dt}}$  avec :

- $C_0$  : titre initial
- $D$  : coefficient de diffusion
- $x$  : profondeur décarburée
- $t$  : temps

En passant au logarithme, on trouve :

$$\log x = \log 2U + \frac{1}{2} \log Dt$$

On remplace  $D$  par  $D_0 \text{Exp}(-\frac{Q}{Rt})$ , on obtient finalement :

$$\log x = \log 2U + \frac{1}{2} \log D_0 - \frac{Q}{2MR} \frac{1}{T} + \frac{MR}{Q} \log t$$

D'autre part, on a défini le paramètre d'équivalence  $P$  par la formule générale :

$$\frac{1}{P} = \frac{1}{T} + \frac{MR}{Q} \log \frac{t}{t_0}$$

- avec :
- $T = t^\circ\text{C} + 273$  : température absolue °K
  - $M = 2,3$  conversion en logarithmes décimaux
  - $R = 1,987 \text{ cal.K}^{-1} \cdot \text{mole}^{-1}$  : constante des gaz parfaits
  - $Q = 32388 \text{ cal.mole}^{-1}$  : énergie d'activation du phénomène
  - $t_0$  = temps de référence que nous prendrons égal à une heure
  - $t$  = temps de maintien exprimé en heure

Il en résulte une expression de la forme :

$$\log x = A + \frac{B}{P} \quad (A \text{ et } B \text{ constantes}) \text{ qui est une équation}$$

en coordonnées semi-logarithmiques. Cette droite est appelée courbe maîtresse de décarburation. Elle permet de trouver la profondeur décarburée connaissant le paramètre d'équivalence temps-température et le critère retenu.

#### 4.2. Critère de décarburation :

Le critère de décarburation est donné par la formule :

$$\frac{C}{C_0} \times 100$$

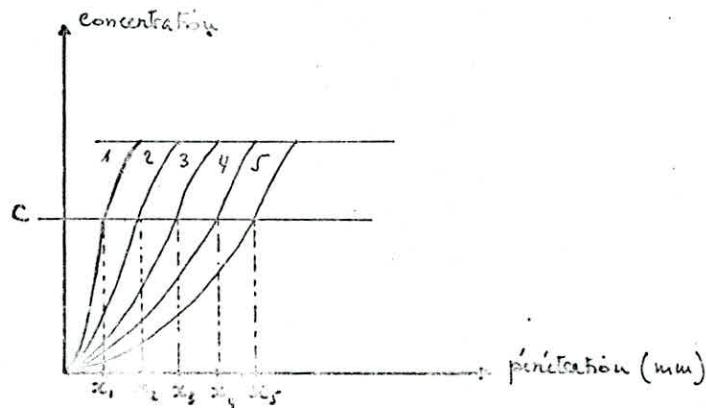
La constante A de la courbe maîtresse ( $A = \log 2U + \frac{1}{2} \log D_0$ ) dépend donc de ce critère.

On peut alors représenter pour chaque critère de décarburation la variation du logarithme de la profondeur en fonction de l'inverse du paramètre d'équivalence.

Nous avons tracé la courbe maîtresse de décarburation pour 3 critères différents (50%, 60%, et 80%).

#### 4.3 Résultats expérimentaux :

Ayant les résultats des courbes profil en carbone-profondeur, on peut déterminer à partir de ces courbes pour un critère de décarburation bien défini : les épaisseurs décarburées en fonction du temps et de la température qui nous permettront par la suite de tracer la courbe maîtresse de décarburation.



A partir de cette courbe, on constate que pour une concentration C donnée, on peut définir :

- un critère de décarburation
- les épaisseurs décarburées correspondantes à C :  $(x_1, \dots, x_3)$ .

Pour le tracé des courbes maitresse, on a choisi 3 critères : 50%, 60% et 80%.

L'ensemble des calculs est regroupé dans les tableaux ci-dessous :

TABLEAU 1 : en fonction du temps, Temperature fixe (T=1000°C)

t (h)	2	4	6	8	10		
$\frac{1}{P} 10^{-4} (.K^{-1})$	7,42	7	6,75	6,57	6,43		
$x_1$ (mm)	0,025	0,116	0,16	0,2	0,275	}	critère=50% C=0,45
$\log x_1$	- 1,6	- 0,935	- 0,795	-0,698	-0,560		
$x_2$ (mm)	0,07	0,2	0,275	0,33	0,45	}	critère=60% C=0,54
$\log (x_2)$	-1,39	-0,69	-0,56	-0,47	-0,30		
$x_3$ (mm)	0,183	0,5	0,58	0,725	0,912	}	critère=80% C=0,72
$\log x_3$	-0,73	-0,3	-0,23	-0,13	0,04		

TABLEAU 2 : en fonction de la température , temps fixe (t=6h)

T °C	800	850	900	950	1000		
$\frac{1}{P} 10^{-4} (.K^{-1})$	8,22	7,80	7,42	7,07	6,75		
$x_1$ (mm)	0,03	0,06	0,11	0,15	0,17	}	critère=50% C=0,45
$\log x_1$	-1,47	-1,17	-0,93	-0,82	-0,75		
$x_2$ (mm)	0,05	0,19	0,20	0,27	0,32	}	critère=60% C=0,54
$\log x_2$	-1,3	-0,87	-0,70	-0,56	-0,49		
$x_3$ (mm)	0,12	0,23	0,36	0,54	0,59	}	critère=80% C=0,72
$\log x_3$	-0,92	-0,63	-0,44	-0,26	-0,22		

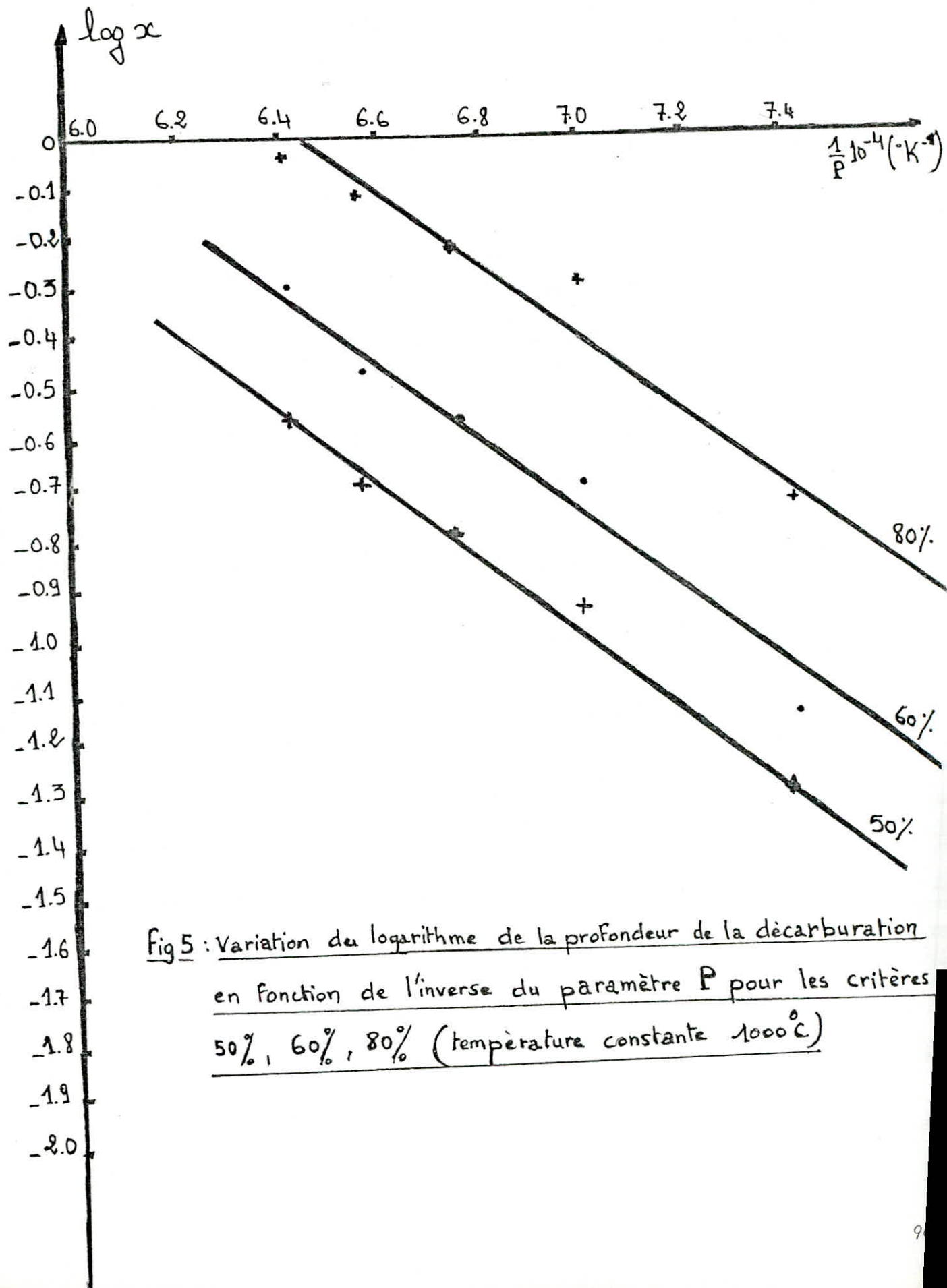


Fig 5 : Variation du logarithme de la profondeur de la décarburation en fonction de l'inverse du paramètre P pour les critères 50%, 60%, 80% (température constante 1000°C)



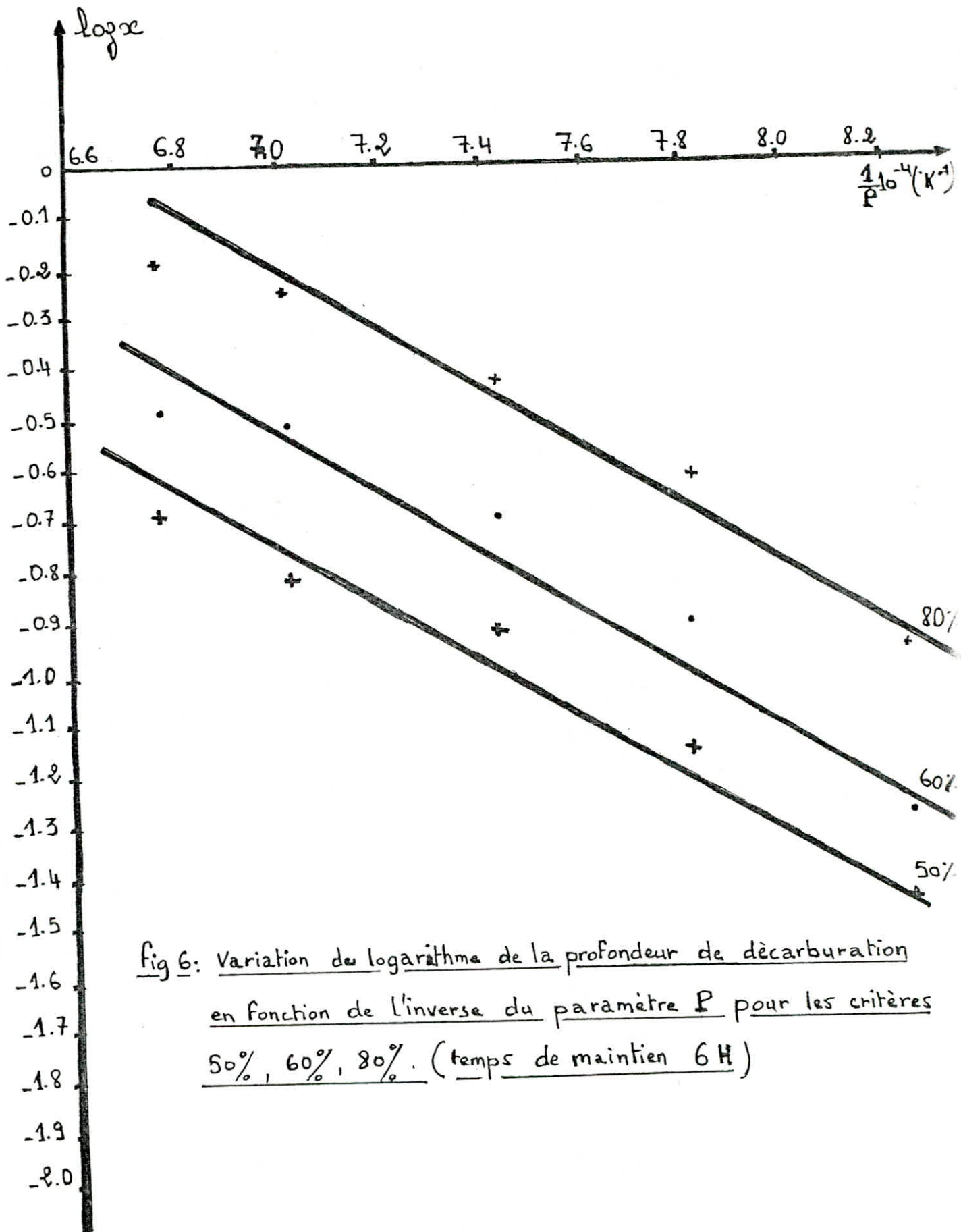


fig 6: Variation du logarithme de la profondeur de décarburation  
en fonction de l'inverse du paramètre P pour les critères  
50%, 60%, 80%. (temps de maintien 6 H)

On préfère tracer les courbes maitresse de décarburation, pour différents critères, de chaque série sur un même graphique dans le but de mettre en évidence l'influence de ce dernier sur la courbe maitresse pour un même paramètre d'équivalence.

A partir du tracé on remarque que :

1/ Les courbes maitresse de décarburation obtenues sont des droites à partir desquelles on peut déterminer entièrement pour un cycle thermique l'épaisseur décarburée et le gradient en carbone en tout point d'une pièce.

2/ L'ensemble des courbes sont des droites parallèles (elles ont même pente  $\frac{DH}{2MR}$ ).

3/ Pour un même paramètre d'équivalence, la profondeur décarburée augmente avec le critère.

#### 4.4. Conclusion :

Comme la théorie l'indique, pour le tracé des courbes maitresse de décarburation, on a vérifié graphiquement la relation linéaire entre le logarithme de la profondeur décarburée et l'inverse du paramètre d'équivalence, celle-ci est très nette. Cette manière d'opérer est très satisfaisante, elle conduit à des résultats mis dans une forme permettant une exploitation rapide et souple.

D'un point de vue pratique, l'aboutissement de cette étude constitue un outil de travail très appréciable sur le plan industriel.

CONCLUSION

L'étude du phénomène de décarburation a été consacrée dans une première partie à une étude à caractère fondamental et dans une deuxième partie à une série d'examens et d'essais.

Cette étude a été envisagée en se basant d'une part sur l'étude des réactions chimiques à la surface des échantillons en faisant appel à la nature du milieu et d'autre part sur le fait que le mécanisme fait intervenir le phénomène de diffusion.

Les conclusions qui s'en dégagent peuvent se résumer ainsi :

1/ Le phénomène de décarburation ne se déroule que si les deux conditions qui suivent sont vérifiées simultanément :

- milieu décarburant
- haute température

2/ Tracer de la courbe maîtresse de décarburation de l'acier XC90 pour différents critères. Cette dernière permet une connaissance précise des épaisseurs dénaturées par décarburation au cours des traitements thermiques et permet ainsi au praticien de minimiser la décarburation.

3/ Une méthode de calcul pratique pour la détermination du profil en carbone dans les couches perturbées sans passer par la microanalyse à sonde électronique. On aurait aimé vérifier l'exactitude de nos résultats en les comparant à ceux de la microanalyse à sonde électronique, mais hélas ceci n'a pu être réalisé manque de moyens. Nous espérons que cela se réalisera dans les jours qui viennent.

Enfin, en dépit des quelques difficultés qu'on a rencontrées au début de notre travail, nous estimons que les objectifs de cette étude ont été globalement atteints.



## BIBLIOGRAPHIE

- (1) **ivor JENKINS**  
Les atmosphères contrôlées dans le traitement thermique des métaux.
- (2) **Y. ADDA & J. PHILIBERT**  
La diffusion dans les solides (I) et (II).
- (3) **R. DAVID & A. RICHARDT**  
Le vide.
- (4) **B. CHALMERS**  
Métallurgie physique.
- (5) **J. BERNARD**  
Métallurgie générale.
- (6) **TECHNIQUES DE L'INGENIEUR :**  
M 55 : Diffusion dans les solides  
M 1127 : Les aciers et leur environnement au cours des traitements thermiques.  
M 1195 : Traitement thermique des aciers à outils.  
M 1136 : Principaux moyens de traitement.  
M 1137 : Incidents au traitement thermique et remèdes.
- (7) **C. CHAUSSIN**  
Expérience de diffusion. (Traitement thermique n° 116, 1977).
- (8) **M. A. BABARD**  
La décarburation des aciers à outils. Les principaux paramètres et les méthodes de mesures.  
(Traitement Thermique n° 112, 1978)
- (9) **J. PHILIBERT**  
La diffusion dans les métaux.  
(Traitement thermique n° 52 1970 ; n° 53 1970).
- (10) **G. NECTOUX**  
Contribution à l'étude des phénomènes ,d'oxydation et de décarburation des aciers.  
(Traitement thermique N° 92 1975)
- (11) **MAYNIER - MARTIN**  
Application d'une équivalence entre le temps et la température à l'étude de la cémentation et de la décarburation.  
(Mémoire scientifique LX IV, N° 3, 1967)
- (12) **M. LAMOTHE & F. CONVERT**  
Analyse par microsonde des gradients de carbone  
(Traitement thermique n° 211, 1987)

- (13) R. LABARTHE  
Le traitement sous vide de l'outillage.  
(Traitement thermique n° 126, 1978).
- (14) Rudolf BAUER  
Traitement thermique économique d'outils dans les fours sous vide modernes.  
(Traitement thermique n° 184, 1984)
- (15) ZPYZRITH  
Problème de métallurgie 1955, Vol 4.

