

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT METALLURGIE



PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

COMPORTEMENT EN CHOCS
THERMIQUES DES ACIERS
FAIBLEMENT ALLIES
35CD4 ET 110F
ETUDE COMPARATIVE

Proposé par : MR M E DJEGHLAL

Etudié par : Mr BENDAIKHA
KAMEL

Dirigé par : Mr M E
DJEGHLAL

PROMOTION : JUIN 1991

- Dedicas -

je dedie ce modeste travail à:

- Ma mère et mon père pour leurs sacrifices à mon égard, leurs encouragements qui m'ont toujours été utiles.
- Mes frères et mes sœurs
- Ma famille
- Tous ceux qui me sont chers

- Remerciements -

je tiens avant tout à exprimer
ma profonde reconnaissance
à M^r M.-E. Zeghloul

pour sa précieuse aide, je tiens également
à remercier les membres du jury
qui m'honorent de juger ce modeste
travail, et tous ceux qui ont contribué
à la réalisation de ce projet

INTRODUCTION

Un métal doit acquérir des propriétés optimales qui lui permettront de satisfaire aux exigences imposées par les sollicitations auxquelles sera soumise la pièce pendant son emploi.

A cet égard, les aciers alliés occupent une place importante dans la métallurgie du fer; ils permettent en effet d'obtenir à la température ambiante des caractéristiques que les aciers au carbone ne peuvent acquérir que dans des conditions bien définies; la raison de ce fait est que les éléments d'addition permettent d'étendre les possibilités des traitements thermiques.

Le but de la présente étude est la comparaison du comportement en choc thermique de deux aciers faiblement alliés l'un de fabrication Française et l'autre de fabrication Algérienne.

Pour réaliser cette étude, nous avons utilisé des méthodes d'investigations, permettant de mettre en évidence les phénomènes métallurgiques accompagnant les transformations structurales; ces méthodes sont:

- La dilatométrie
- La dureté
- La microscopie optique

Notre étude porte sur deux aciers faiblement alliés de même teneur en carbone, ce sont:

- 35CD4
- 110F

Le premier chapitre a été consacré à l'étude bibliographique mettant en relief les différents éléments caractérisant un choc thermique. Dans le deuxième chapitre nous avons traité les interprétations des différents résultats obtenus, suivi d'une conclusion générale.

- S O M M A I R E -

INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 BIBLIOGRAPHIE	2
11 Sollicitations thermiques	2
111 Fatigue et choc thermique;definitions	2
112 Mecanismes fondamentaux du choc thermique	3
1121 Contraintes d'origine thermiques	3
11211 Cas d'une perturbation superficielle locale dans un massif semi-infini	5
11212 Cas d'un gradient thermique dans une pièce épaisse	5
113 Fissuration d'origine thermique	7
1131 Amerçage	8
1132 Propagation	9
12 Facteurs de choc thermique	9
121a Influence des température du cyclage	9
121b Influence de la vitesse de variation de la température	11
122 Facteurs thermiques	11
122a Conductivité thermique K	11
122b Diffusivité thermique	11
122c Coefficient de dilatation thermique	11
122d Coefficient de transfert de chaleur h	12
123 Facteurs géométriques	12
124 Etat. de surface	12
124a Etat microgéométrique de la surface	13
124b Influence des contraintes résiduelles	13
125 Paramètres internes;caractéristiques du matériau	14
1251 Résistance au revenu à chaud	14
1252 Résilience et ductilité	15
1253 Structures des alliages	15
126 Matériaux étudiés	15

1261 Elaboration des matériaux de base	15
1262 Composition chimique	17
CHAPITRE 2 PARTIE EXPERIMENTALE	20
A Technique expérimentale	20
1 Méthodes d'investigations	20
11 Dilatométrie	20
111 Principe de la méthode dilatométriques	20
112 Regulation du four	27
12 Dureté	22
13 Micrographie optique	22
2 Matériaux étudiés	22
21 Traitements thermiques des aciers	23
211 Choix de la température d'austénisation	23
212 Calcul de la température de transformation martensitique	24
213 Dilatométrie de trempe des matériaux étudiés	24
214 Choix du bain de trempe	25
215 Diagramme de trempe	26
216 Revenu des matériaux	26
3 Choc thermique	27
31 Dispositif utilisé	29
B Résultats et interprétations	30
1 Structures obtenues après traitements thermiques	30
2 Evolution de la microdureté	31
3 Evolution structurale	33
CONCLUSION	34

CHAPITRE BIBLIOGRAPHIE

La fatigue thermique désigne la fissuration progressive des matériaux soumis à des variations cycliques de température : la fissuration se produit sous l'effet de déformations et de contraintes d'origine thermique. Lorsque la fissuration apparaît au cours du premier cycle, la fatigue thermique est alors appelée "choc thermique" (1).

Le choc thermique est la caractéristique des matériaux fragiles (1) un régime thermique transitoire brutal lui est généralement associé. Il peut se produire à des températures plus basses (2) ce phénomène se produit fréquemment dans les structures qui supportent des outils de mise en forme des matériaux (filières, poinçons,), lingotière, installations travaillant normalement à chaud et subissant des arrêts de fonctionnement. Dans certaines applications, la fissuration est admissible; dans d'autres, au contraire elle n'est pas admissible; dans elle entraîne la rupture totale de la pièce. On néglige ici l'aspect de déformation permanente qui conduit au rebut de la pièce.

11 Sollicitations thermiques

Elles affectent toutes les installations travaillant normalement à chaud et subissant des arrêts de fonctionnement avec une acuité qui dépend de l'amplitude et de la cinétique des transferts thermiques.

111 Fatigue et choc thermique; définitions

De nombreuses définitions ont été données par les chercheurs (1,2,3,4), mais on distingue parmi elles, celle de SPERA (3), "La fatigue thermique est la détérioration progressive, et éventuellement la fissuration, des matériaux par l'alternance de l'échauffement et de refroidissement avec une dilatation thermique entièrement ou partiellement empêchée". D'un point de vue général, nous avons retenu les remarques suivantes:

- Une définition optimale doit être basée sur les mécanismes

fondamentaux de fatigue thermique.

- La contrainte thermique doit être interne.
- Seule la définition de MIANNAY ne néglige pas la sévérité du cyclage thermique, ce qui permet de distinguer le choc thermique, de la fatigue thermique. Toutes les définitions données pour la fatigue thermique négligent, sauf celle de MIANNAY(1), la définition du choc thermique.

La sous-commission "fatigue thermique", de l'association technique de la sidérurgie(ATS), (4), a proposé une autre définition pour le choc thermique "variation brutale de la température subie par un matériau". Cette définition est très réduite. En effet, bien que la fatigue et le choc thermique aient la même nature thermique cyclique, la fatigue thermique peut être réalisée en appliquant des variations brutales de températures, comme ceci est fait par de nombreux chercheurs.

112 Mécanismes fondamentaux du choc thermique

Du fait des hétérogénéités de température induites par le contact, des contraintes vont se développer dans les pièces, élastiques voire élastoplastiques. La nature et le niveau de celles-ci dépendront de facteurs intervenant au contact, au milieu et aux caractéristiques (mécaniques et physiques) du matériau. De nombreux auteurs se sont attachés à expliquer l'origine et le développement de ces contraintes(1,2,3,5) nous en faisons dans ce paragraphe une synthèse.

1121 6 contraintes d'origine thermiques

Elles sont dues à des variations de volume qui ont généralement deux origines(6):

- Les variations de longueur des mailles cristallines traduites par le coefficient de dilatation thermique linéaire:

$$\frac{\Delta V}{V} = 3 \alpha \Delta T$$

$\frac{\Delta V}{V}$ variation relative du volume

. α coefficient de dilatation linéaire
 (pour les aciers $\alpha \simeq 1,2 \cdot 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$)

. ΔT variation de température

-Les variations de volume dues aux transformations structurales.

Elles sont assez difficiles à chiffrer car elles dépendent de la nature de l'acier et notamment de sa teneur en carbone mais également du caractère partiel de la transformation. En outre, l'état de contrainte et la vitesse de variation de la température influencent considérablement les températures des points de transformation de l'acier (7,8).

Le tableau 11 ci-dessous précise à titre indicatif la variation relative de volume pour deux changements de phase fondamentaux des aciers.

transformation	ferrite $\alpha \rightarrow$ austénite γ	austénite $\gamma \rightarrow$ martensite
$\frac{\Delta V}{V}$	$-0,0329 + 0,0279 (\% \text{ } ^\circ\text{C})$	$0,034 + 0,0026 (\% \text{ } ^\circ\text{C})$

Tableau 11: variation relative de volume à l'austénisation et à la transformation martensitique.

Pour des perturbations thermiques modérées, les déformations induites sont élastiques et peuvent être calculées par les équations de la thermo-élasticité (9).

$$(1) \quad [\epsilon] = \frac{(1+\nu)}{E} [\sigma] + \left(3\nu \frac{P}{E} + \lambda \Delta T \right) [I]$$

- . ΔT perturbation thermique
- . $[I]$ tenseur unité
- . $[E]$ module d'Young
- . $[\nu]$ coefficient de poisson
- . $[\epsilon]$ déformation
- . $[\sigma]$ contrainte
- . $[P]$ pression hydrostatique
- . $[\lambda]$ allongement subi par le métal

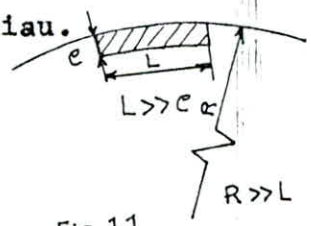
Soit pour un matériau initialement libre de toute contrainte:

$$[\Delta \varepsilon] = \frac{1+\nu}{E} [\Delta \sigma] + \left(3\nu \frac{\Delta P}{E} + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \right)$$

Le calcul est en général assez compliqué et on se ramène le plus souvent à des configurations simples.

11211 Cas d'une perturbation superficielle locale dans un massif semi-infini

Ce cas (Fig 11) représente en fait celui d'un contact où la profondeur de pénétration thermique e est petite vis à vis de la dimension du contact, elle même petite, vis à vis des dimensions de la pièce (11). Le type de contraintes qui en résulte est appelé par MIANNAY (1) "contraintes dues à un mouvement empêché". En effet on peut considérer la bande perturbée thermiquement comme freinée par le reste du matériau.



L'expression (1) se réduit dans ce cas à :

$$\begin{aligned} \cdot \varepsilon &= \frac{(1+\nu) \lambda \Delta T}{1-\nu} \\ (2) \cdot \sigma &= - \frac{\lambda E \Delta T}{1-\nu} \end{aligned}$$

Fig 11

Les contraintes développées sont donc du signe inverse de la perturbation thermique; compressives pour un échauffement, de traction pour un refroidissement.

Pour une géométrie de la pièce plus compliquée on introduit un facteur de forme S :

$$\cdot \sigma = - \frac{\lambda E \Delta T}{1-\nu} S$$

11212 Cas d'un gradient thermique dans une pièce épaisse

Ce cas se distingue du précédent par la plus grande dimension de la zone thermiquement affectée. Lorsque l'on plonge une pièce à la température T_1 dans un milieu à la température T_2 , les échanges thermiques sont fonction:

- Du coefficient de transfert thermique h , caractéristique du milieu,

défini par la loi de NEWTON: $\frac{Q}{S} = -h (T_1 - T_2)$.

$\frac{Q}{S}$ étant le flux de chaleur par unité de surface

- De la diffusion thermique à l'intérieur du matériau caractérisée par la diffusivité thermique de ce dernier:

$$a = \frac{k}{\rho c_p} \quad (\text{m}^2/\text{Sec})$$

- t temps de contact (Sec)
- k conductivité thermique ($\text{W}/\text{m}^\circ\text{C}$)
- ρ masse volumique (Kg/m^3)
- c_p chaleur spécifique ($\text{J}/\text{Kg}^\circ\text{C}$)

La profondeur de pénétration du flux thermique vaut alors:

$$e = 12 at$$

Il nous faut donc, pour exprimer la valeur des contraintes thermiques, tenir compte du gradient thermique existant dans le matériau en considérant la température moyenne (T_M) de la pièce. L'expression de la contrainte pour une plaque plane élastique devient:

$$\sigma = - \frac{E \alpha (T - T_M)}{1 - \nu}$$

GLENNY et TAYLOR (2, 12) ont, à ce sujet montré que la contrainte de surface passe par un maximum lors d'un chauffage ou d'un refroidissement rapide lorsque la différence $|T_s - T_M|$ est maximale, (T_s température de surface), (fig. 12). Cet aspect prend toute son importance dans le cas du choc thermique. L'ampleur de la déformation à chaque cycle n'est donc pas déterminée par l'amplitude de la différence des températures maximales et minimales. Les résultats obtenus par STEVENS (13) sur des cylindres instrumentés ont d'ailleurs clairement montré qu'il fallait éviter d'avoir une trop grande différence entre la température minimale, (obtenue au passage du point froid), et la température moyenne du cylindre. On peut en fait avoir les deux configurations suivantes: (fig. 13)

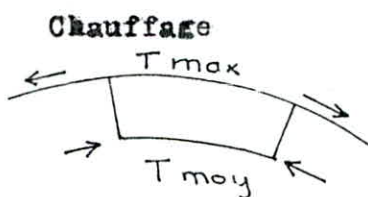


fig. 13a

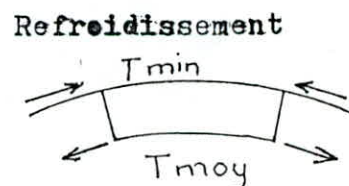


fig. 13b

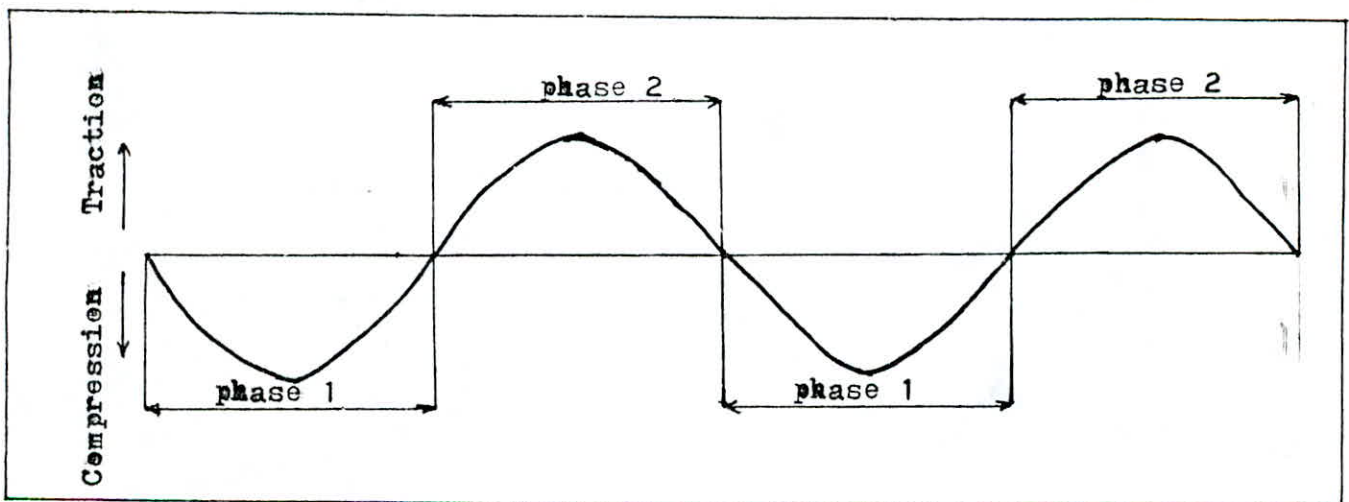
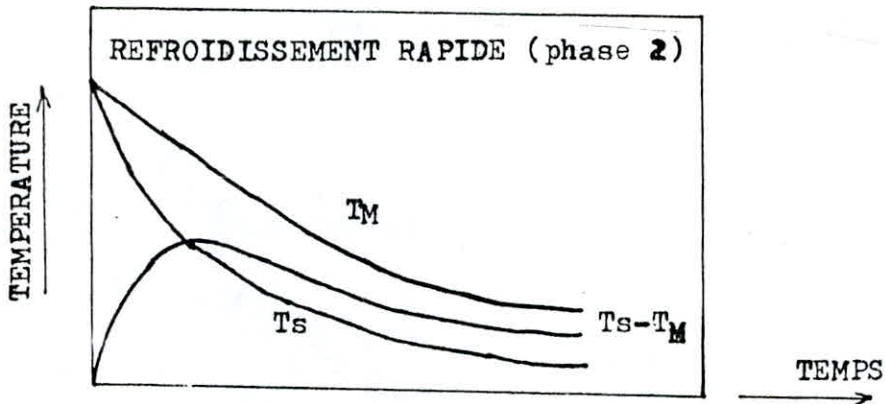
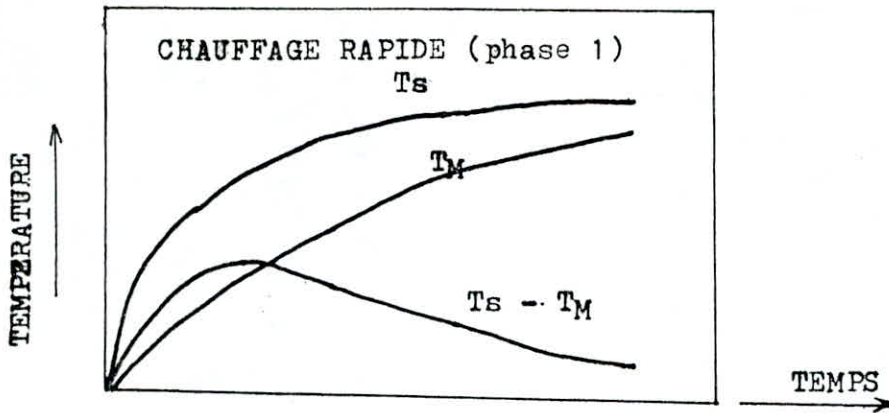


Fig 12: Analyse d'un choc thermique et des déformations associées

- Au chauffage (fig 13a): on observe une mise en compression des couches externes du matériau par la libre dilatation de la surface, celle-ci d'autant plus contrariée que la température moyenne de la pièce est faible.

- Au refroidissement (fig 13b): la surface se contracte mais les déformations plastiques de compression introduites précédemment limitent cette contraction. Il y a apparition de contraintes de traction qui sont d'autant plus importantes que la température moyenne est élevée.

MANSON (14), dans une approche plus globale, introduit la contrainte réduite σ^* comme étant le rapport de la contrainte existante dans le cas d'un gradient thermique, ($\sigma = -\frac{E\alpha(T-T_M)}{1-\nu}$), à la contrainte résultant d'une déformation empêchée, ($\sigma' = -\frac{E\alpha(T_2-T_1)}{1-\nu}$):

$$\sigma^* = \frac{\sigma}{\sigma'} = \frac{T - T_M}{T_1 - T_2}$$

Il exprime cette contrainte sous la forme de deux variables sans dimension:

- $\beta = \frac{ah}{K}$ variable réduite de transfert de chaleur ou nombre de BIOT
- $\theta = \frac{Kt}{\rho C_p a^2}$ temps réduit (a étant la demi épaisseur de la plaque)

Celles-ci lui permettent d'étudier l'influence de différentes grandeurs physiques sur la tenue en fatigue thermique. L'approche de MANSON nous semble plus adaptée à la réalité technologique car il est difficile de considérer que les contraintes thermiques puissent agir isolément.

113 Fissuration d'origine thermique

Les pièces étant généralement massives, le champ de contraintes thermiques développé en surface est biaxial. Cette particularité conduit à une détérioration typique: le faïençage thermique.

Le choc thermique engendre, quant à lui, des fissures longitudinales (tapure rectiligne), généralement peu nombreuses mais très dangereuses car très longues et très profondes.

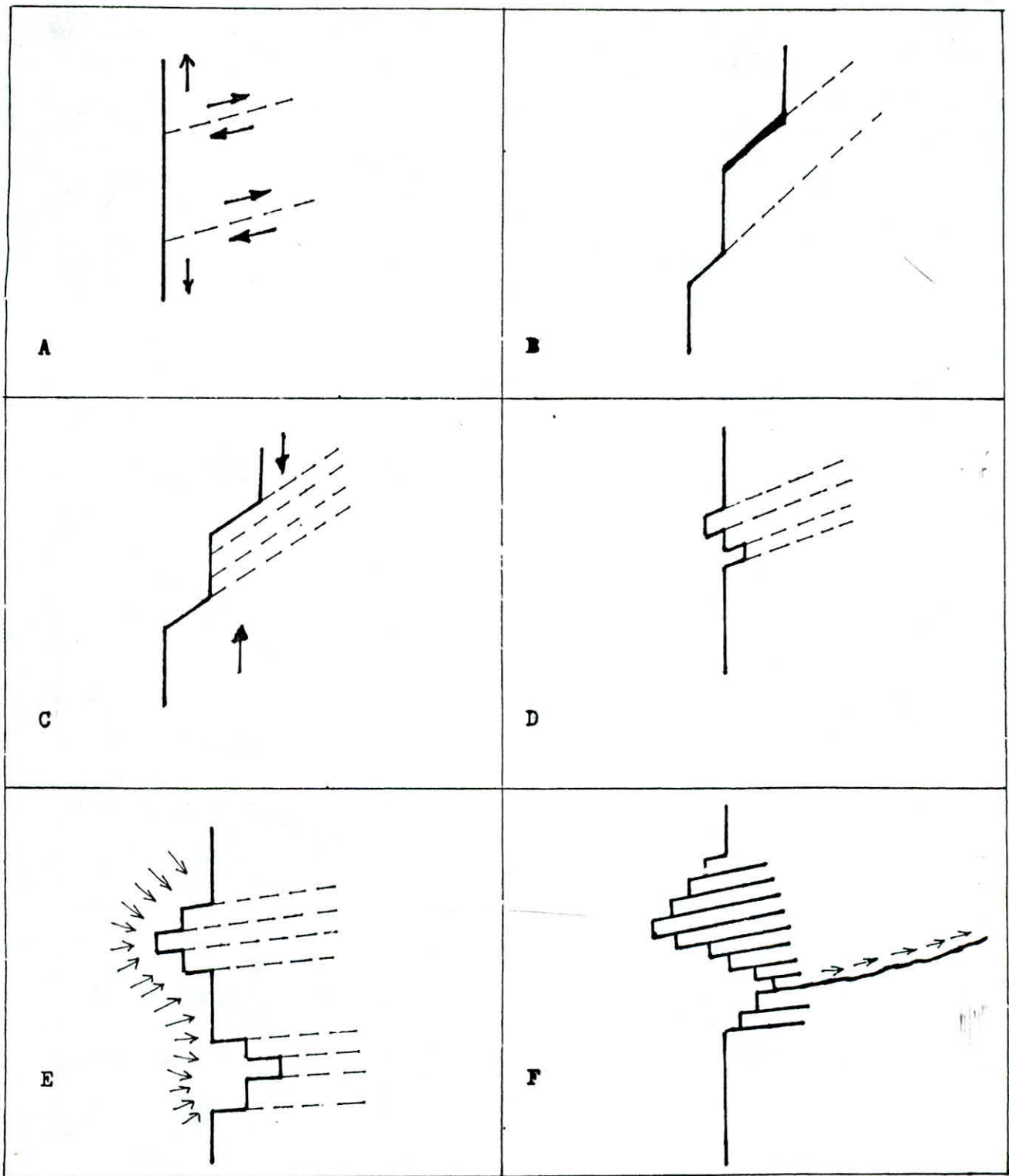


Fig 14: Amorçage de la fissuration par fatiguer (15)

1131 Amorçage

En dehors des facteurs intervenants au choix des matériaux et de ses caractéristiques (physiques et mécaniques), plusieurs paramètres peuvent favoriser l'amorçage de fissures de fatigue thermique :

- Les phases dues à l'élaboration du matériau peuvent dans le cas d'hétérogénéité de constitution de ce dernier (inclusion, précipités,) induire des fragilités locales propices à l'amorçage de fissures. Ainsi une inclusion généralement plus fragile que le matériau, ne résistera pas à la déformation thermique imposée; il en résultera une rupture par clivage ou un déchaussement de celle-ci provoquant à cet endroit une concentration de contraintes affaiblissant localement la résistance du matériau.

- L'état macro ou microgéométrique de la surface présente suivant sa qualité un potentiel d'amorçage non négligeable (effet d'entaille). L'usinage, généralement responsable de cet état de surface, peut également dans certains cas introduire des contraintes résiduelles de tension ou provoquer des modifications structurales importantes (9)

- L'environnement joue également un rôle important tant au stade de l'amorçage qu' à celui de la propagation bien que cette influence soit souvent considérée comme secondaire (2), D LEROY (10), a nettement montré son importance en jouant sur la composition du milieu de refroidissement.

Il semble toute fois que l'amorçage soit conditionné par l'existence d' une couche d'oxydes superficielle, la fragmentation cellulaire de celle-ci favoriserait par corrosion locale l'amorçage des fissures. D'autre part, l'interface "inclusion - matrice" peut subir une séparation et créer une source supplémentaire pour l'amorçage des fissures.

1132 Propagation

Au cours de la propagation les fissures restent tout d'abord dans le plan de glissement principal dans lequel elles sont apparues. A une certaine profondeur, qui dépend surtout de la taille des grains, les fissures, lors du franchissement des joints de grains, quittent le plan de scission maximale pour le plan de la contrainte normale de tension maximale et se propagent perpendiculairement à celle-ci (fig 14).

En réalité, il n'y a pas une limite franche entre les deux stades de fissuration. Au cours du stade de propagation, la durée de vie est très réduite par la corrosion et par les produits qui en résultent. La figure (14) indique le mécanisme de propagation des fissures.

Les fissures suivant un trajet le plus souvent transgranulaire et leur cinétique de propagation est d'autant plus grande que le matériau aura tendance à s'adoucir. D LEROY (10) a également observé dans bien des cas un "effilachement" en pointe de fissure qui interdit toute caractérisation de la cinétique de propagation.

Les ^{stades} A et B correspondent aux deux phases d'un cycle thermique. Le stade C indique l'action des produits solides de corrosion.

12 Facteurs de choc thermique

121 Nature du cyclage thermique

L'endommagement d'une pièce soumise à des contraintes thermiques cycliques dépend très fortement de sa géométrie et de la nature du cyclage réalisé, facteurs qui conditionnent en définitive la distribution effective des contraintes thermiques (16), dans cette partie, l'influence des paramètres du cyclage sur la résistance au choc thermique est présentée.

121 a. (Influence des températures du cyclage

Quatre températures sont considérées comme les paramètres d'un cyclage thermique, ce sont la température maximale (T_{max}), la température minimale (T_{min}), la température moyenne ($T_{moy} = (T_{max} + T_{min}) / 2$) et la différence de

température appelée parfois "le différentiel thermique" ($\Delta T = T_{\max} - T_{\min}$). Ces paramètres peuvent, par analogie, être assimilés aux paramètres du cyclage en fatigue mécanique (σ_{\max} , σ_{\min} , σ_{moy} et $\Delta \sigma$). Ils peuvent subir des variations qui déterminent le spectre de la sollicitation thermique. Dans ce qui suit, nous montrons l'influence de chaque paramètre sur la résistance au choc thermique.

- Influence de T_{\max}

Si la température minimale reste constante et la température maximale du cyclage augmente, la durée de vie de la pièce diminue, cette température joue un rôle majeur pour la destruction des pièces, notamment par choc thermique.

- Influence de T_{\min}

Si la température maximale reste fixe, mais si la température minimale augmente, la situation est plus complexe car ΔT diminue (influence positive), et T_{moy} augmente (influence négative).

L'influence de l'interaction de ces deux paramètres n'est pas encore bien connue, mais on peut considérer que c'est l'action de ΔT qui provoque, en priorité, l'endommagement par choc thermique. L'action de T_{moy} serait donc secondaire, elle provoque la dégradation des propriétés mécaniques du matériau.

- Influence de ΔT et T_{moy}

Bien que les travaux relatifs à l'étude de l'influence de l'augmentation de ΔT (avec T_{moy} constant) soient peu nombreux, il en résulte que cette influence est toujours négative, par contre, l'influence de T_{moy} (avec ΔT constant) a été plus étudiée. Notons que la durée de vie de la pièce diminue avec l'augmentation de T_{moy} .

En résumé, nous considérons que les deux paramètres (ΔT et T_{moy}) sont les facteurs principaux à prendre en compte dans les études approfondies du choc thermique; en réalité, ces deux paramètres (ΔT et T_{moy}) suffisent à caractériser un cyclage thermique. Le premier indique la sévérité du cyclage et le deuxième indique le niveau auquel le cyclage est stationnaire (17).

121 b - Influence de la vitesse de variation de la température

On a toujours intérêt à éviter des échauffements et des refroidissements brutaux, car une vitesse de température élevée peut provoquer des gradients thermiques assez importants. Ces gradients thermiques vont alors entraîner la ruine finale de la pièce notamment pour les matériaux fragiles. La vitesse de refroidissement qui a un rôle majeur en fatigue thermique, est influencée par la nature du milieu de refroidissement, peut également jouer un rôle nocif en provoquant une modification de caractéristiques mécaniques (modifications structurales).

122 Facteurs thermiques

122 a/ Conductivité thermique K

plus la conductivité thermique est importante, plus le gradient thermique est faible et donc, plus les contraintes thermiques sont faibles. La conductivité thermique est influencée par la composition chimique des nuances. En particulier, les éléments tels que le tungstène et le molybdène abaissent considérablement la conductivité thermique des alliages métalliques.

122 b/ Diffusivité thermique: $K/\rho.C_p$

Il ne faut pas confondre la conductibilité thermique et la diffusivité thermique. La première ^{contrôle} le gradient thermique tandis que la deuxième contrôle la vitesse de formation de ces gradients.

122 c/ Coefficient de dilatation thermique: α

Puisque la déformation thermique est proportionnelles au coefficient de

dilatation thermique α ($\epsilon = \alpha \Delta T$), les contraintes thermiques lui sont proportionnelles. Ce paramètre joue un rôle important sur la résistance au choc thermique; plus la dilatation est importante, plus le taux de déformation thermique est important, et plus la résistance est réduite.

122 d/ Coefficient de transfert de chaleur h

Les échanges thermiques entre le milieu et la paroi métallique sont proportionnelles au coefficient de transfert de chaleur h, le rôle de ce coefficient est très important; plus le transfert de la chaleur est important, plus les contraintes associées sont importantes.

L'influence du coefficient de transfert de chaleur peut être expliquée à l'aide de la variable réduite de transfert de chaleur β ($\beta = \frac{ah}{\kappa}$).

123 Facteurs géométriques

Plus la taille de la pièce est grande, plus les gradients thermiques sont importants, c'est à dire que la résistance au choc thermique est faible. Les grandes dimensions d'une pièce provoquant des localisations thermiques considérables et des gradients thermiques importants entre la couche superficielle et les couches plus profondes. On constate que l'on a intérêt à choisir des formes simples dont les différences dimensionnelles sont minimales. Les entailles ont le même effet en choc thermique qu'en fatigue mécanique. La concentration de contraintes thermiques est toujours provoquée par la présence d'entailles, d'angle vifs, ou de fissures.

La conséquence pratique de ces concentrations locales est de réduire fortement la durée de vie des pièces en service.

L'existence même d'une fissure modifie la géométrie de la pièce et par conséquent le gradient thermique, des contraintes associées(1)

Ce point est particulièrement important, car il peut conditionner les cinétiques et les mécanismes de propagation des fissures.

124 Etat de surface

Au paragraphe précédent (123), nous avons détaillé l'influence de l'état

"macrogéométrique" sur la durée de vie des pièces subissant un cyclage thermique, Dans cette partie, nous abordons l'influence de l'état "microgéométrique" et l'état structural de la surface sur la résistance au choc thermique.

124 a/ Etat microgéométrique de la surface

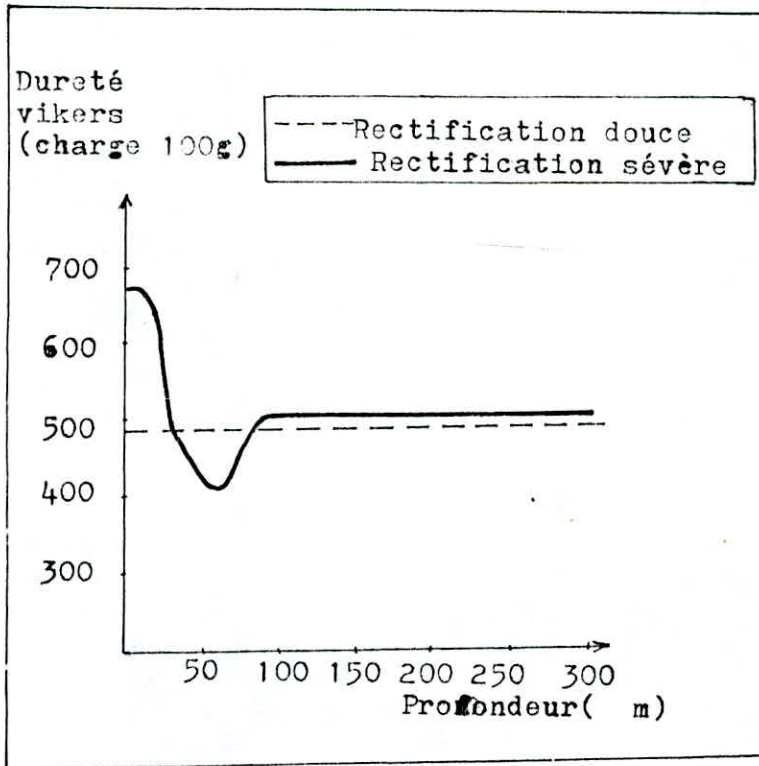
Les irrégularités superficielles influencent la résistance au choc thermique par une concentration de contraintes thermiques au fond des micro-entailles (les rayures). Par ailleurs, les creux et les infractuosités peuvent être le siège de phénomènes de corrosion, par la différence d'aération du milieu, ce qui favorise l'interaction de ces phénomènes avec la fissuration thermique.

124 b/ Influence des contraintes résiduelles

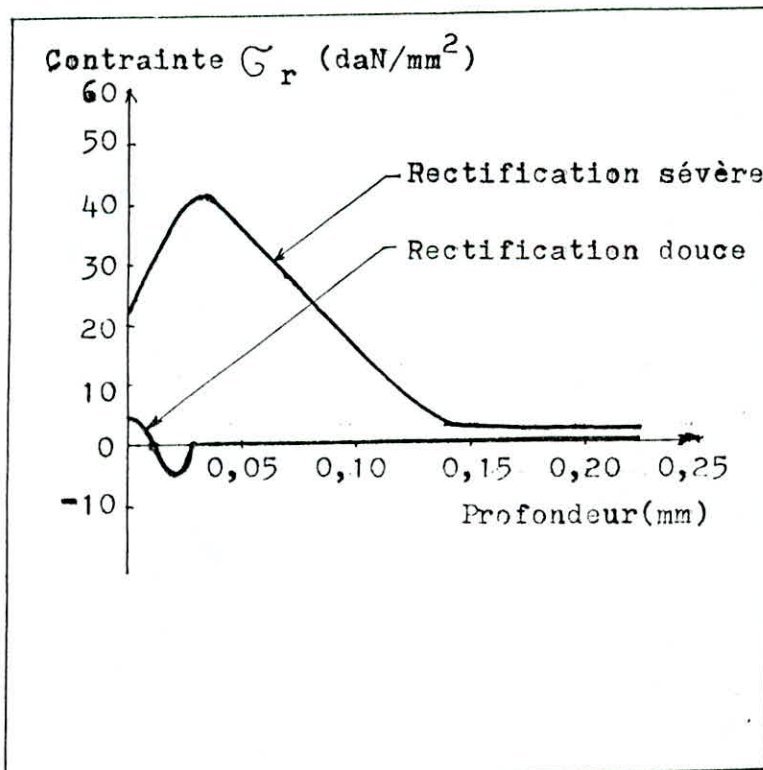
Le mode d'usinage agit directement sur les contraintes résiduelles en surface. Ainsi FLAVENOT ET SKALLI, dans leur étude sur l'influence des conditions de rectification sur les contraintes résiduelles induites dans l'acier (42CD4), ont trouvé que:

- Pour rectification douce, la pièce présente sensiblement la même structure et la même dureté que dans le métal de base (fig 15).
- Par contre, pour une rectification sévère, la pièce présente en surface une couche de martensite non revenue ou "couche blanche" d'une dureté moyenne assez élevée de 650 HV jusqu'à une profondeur d'environ 25 μm . Au dessous de cette couche, on trouve de la martensite "surevenue" dont la dureté a chuté à 420 HV avant de retomber sur la dureté initiale du matériau 480 HV (fig 15)

L'influence de ce dernier facteur (rectification sévère) peut jouer un rôle très important dans les mécanismes de ruine thermique. FLUZIN, dans son étude sur les différents modes d'endommagement des cylindres de laminage à chaud (18), a observé que la fine pellicule superficielle très dure, donc très fragile, favorise l'amorçage de fissures par choc thermique. On a donc toujours intérêt à diminuer les perturbations



a) Etats structuraux des couches rectifiées et courbes de microduretés correspondantes



b) Répartition des contraintes résiduelles dans les pièces rectifiées

structurales lors de l'usinage puisque le risque de choc thermique est envisagé.

125 Paramètres internes; caractéristiques du matériau

Afin d'essayer d'améliorer la résistance au choc thermique d'un matériau, on peut agir sur ses propriétés (conductibilité thermique, coefficient de dilatation, module d'YOUNG), ou intervenir sur les caractéristiques mécaniques du métal en jouant sur le choix de la nuance d'acier et ou sur ses conditions de traitement. D'une manière générale les aciers pour travail à chaud les plus fréquemment utilisés sont les aciers martensitiques, austénitiques ou encore des alliages à base nikel ou cobalt.

Pour la plupart des aciers, les propriétés mécaniques se détériorent avec l'augmentation de la température. Il en est ainsi de la limite d'élasticité qui chute brutalement dès 400°C comme de la résistance au fluage (20).

Il sera donc important de choisir un matériau présentant une haute limite d'élasticité à chaud et une bonne résistance au fluage; mais on peut également employer un matériau ductile qui accommodera mieux les déformations plastiques alternées. Il faut par ailleurs considérer qu'une augmentation de la ténacité au dépend de la ductilité favorise une plus grande sensibilité aux ruptures brutales par choc thermique.

1251 Résistance au revenu et dureté à chaud

Selon ROUSSEAU (20), la résistance au revenu est une propriété essentielle des aciers pour travail à chaud. On considère en effet qu'il y a risque d'adoucissement rapide en service dès que la température d'emploi approche la température de revenu. Il y a toujours intérêt à utiliser la température de revenu la plus élevée possible qui soit compatible avec la dureté nécessaire pour un usage donné.

En ce qui concerne la dureté à chaud ROUSSEAU considère que la fissure se propage plus vite dans un alliage adouci. Elle est favorisée par la présence d'éléments carburigènes tels que W, Mo, Cr, V, Ti, Nb susceptibles de former des carbures très durs.

La dureté à chaud dépend donc fortement du traitement thermique initial. Les nuances au Mo et au W surclassent dans ce domaine les aciers à 5% de Cr pour des températures de revenu supérieures à 575°C.

1252 Résilience et ductilité

Ces deux propriétés qui varient parallèlement permettent d'apprécier la résistance aux chocs thermiques ou mécaniques.

Notons qu'une bonne résistance aux chocs thermiques exige en priorité une ductilité élevée, tandis que celle à la fatigue thermique exige une bonne dureté. Dans ce cas, un compromis est nécessaire.

1253 Structure des alliages

La résistance aux sollicitations thermiques d'un alliage est, en priorité, guidée par la nature des phases durcissantes, la morphologie, la distribution et l'importance de ces phases peuvent être considérées comme un des critères du choix. BIZON et SPERA, dans leur étude sur la résistance au choc et à la fatigue thermique de 26 alliages ont montré que les alliages ayant la durée de vie la plus longue sont ceux possédant une orientation de la structure de solidification parallèle à l'axe de la solidification. Dans ce cas, la fissure traverse la matrice ductile des grains sans dévier dans le joint où résident les carbures durs.

126 Matériaux étudiés

1261 Elaboration des matériaux de base

Pour l'élaboration des aciers 110F et 35CD4 nous donnerons un aperçu simple de leur élaboration tout en tenant compte de certaines particularités concernant le 35CD4.

La consigne d'élaboration générale de ces 2 aciers est la suivante:

a) - Enfournement:

Ferrailles au Cr limitées à 10 Tonnes

Composition 1^{er} panier: lingots sur lit de ferrailles légères

Composition 2^{ème} panier - en fond 400 Kg de castine

- sur la castine 2,2 tonnes de chaux vive

- en sommet de panier 5 tonnes de fonte (2 prises)

Remarque: pas de lingot dans le 2^{eme} panier complément suivant consignes générales.

b) Elaboration

Fusion du 2^{eme} panier: passer environ 100 m³ d'O₂ à partir de la position d'envoi.

- ajouter du spath (4 sacs)
- commencer à décarburer légèrement.
- A 1560°C échantillon A
- Fluidiser le laitier si nécessaire
- Décrassage naturel en décarburent sous courant, four incliné, la décarburation doit conduire à (%C) = 0,28 - 0,30 %
- Echantillon B prise de température à 1600 °C
- 6-Ajustement éventuel du carbone à 0,28 %
- blocage avec des additions sèches (chauffées si nécessaire) avec 0,1 de Mn sous forme de SiMn: 2,6 Kg/Tonne
FeSi: 2,2 Kg/Tonne
Spath: 2 Sacs

Désoxydation du laitier SiC en fusion.

- 5 mn après blocage: FeMn carburé d'après B
- Coulée en poche: 15 minutes après les additions, température 1630
-1640 °C.
- Poche : en fond de poche FeSi 1 Kg/Tonne
dans le jet (dans l'ordre) Al 0,7 Kg/Tonne, SiCa 1,2 Kg/Tonne
Après coulée, prise de température
- Après toutes ces opérations, on procède au démoulage en respectant les temps de maintien entre la coulée de la 1^{ere} plaque et le démoulage de la 1^{ere} plaque

Diamètre Temps

Diamètre (mm)	Temps
300	45 Min
350	1 h
500	2 h

Temps de solidification

1262 Composition chimique

Les spécificités métallurgiques dépendent des éléments composant l'acier à savoir les éléments d'addition qui déterminent l'aptitude de la nuance étudiée pour un certain type de sollicitations.

a) Le carbone:

Cet élément améliore la coulabilité et évite les défauts de retassure et de trempe; sa proportion dans les aciers est proportionnelle à la résilience.

b) Le silicium:

Cet élément accroît la trempabilité, élève la température des points de transformation, durcit l'acier avec une perte de ductilité. Sa solubilité est de 2% dans le fer α et 18,5% dans le fer γ .

c) Le soufre

Il est considéré comme impureté dans les aciers de qualité; introduit en teneur de 0,15 à 0,2% dans les aciers destinés au décoltage rapide, il facilite l'usinage par la fragmentation des copeaux qu'il occasionne.

d) Le phosphore

Il accroît la trempabilité, durcit fortement par solution solide avec une perte de ductilité.

e) le chrome

C'est un élément alphasène et carburigène sa solubilité dans le ferrite peut atteindre 12% et 20% dans l'austénite son action sur les micro-constituants est de donner naissance à des carbures plus durs que la cémentite, ils se combinent avec la martensite pour augmenter le durcissement structural de la matrice, son action sur les traitements

thermiques est d'abaisser la température de transformation martensitique M_s et d'élever la température eutectoïde. Ces caractéristiques principales sont :

- Augmente la trempabilité
- Contribue à augmenter la teneur à l'adoucissement lors du revenu des aciers à faible teneur en chrome.
- Augmente la dureté, la résistance à la traction, la résistance à l'usure mais n'augmente pas la fragilité.
- il confère aux aciers, seul ou avec d'autres éléments la résistance à l'oxydation (aciers inoxydables), et aux températures élevées (aciers réfractaires).

f) Le nikel

c'est un élément γ magnétique de transition, il se cristallise dans le système FCC; soluble en toute proportion dans l'austénite, et se dissout en quantité importante dans la ferrite, il ne forme pas de carbures avec le carbone, il accroît la trempabilité car il abaisse les températures de transformation A_{C1} , de plus il diminue la vitesse critique de trempe, ces caractéristiques principales sont:

- élément γ magnétique et graphitisant
- Augmente la trempabilité
- abaisse la température du point eutectoïde
- abaisse la température du point de transformation martensitique
- accroît la résistance à la traction et l'allongement sans diminuer la résilience
- améliore la résistance de l'acier à l'action de nombreux réactifs chimiques.
- retarde le grossissement des grains dans l'austénite

g) Le molybdène

C'est un élément α magnétique et carbureux son pouvoir carbureux est plus fort que celui du chrome, il se cristallise dans le système C C

soluble dans la ferrite et l'austénite, son action sur les traitements thermiques est d'abaisser sensiblement la température du point de début de transformation martensitique Ms ces caractéristiques principales sont

- diminue la vitesse critique de trempe
- élève la température eutectoïde
- bonne tenue à la fragilité au revenu
- augmente la résistance à haute température et la résistance au fluage
- il est conjointement employé avec le chrome pour la réalisation des aciers à haut pouvoir trempant.

h) Le manganèse

C'est un élément carburigène, soluble dans la ferrite, il améliore la trempabilité et diminue la vitesse critique de trempe, mais sa présence peut amener une augmentation de la fragilité due à ce qu'il favorise l'effet de la surchauffe, et provoque la formation de tapures de trempe en raison de l'abaissement du point de transformation martensitique ces inconvénients limitent l'emploi du manganèse, malgré son prix de revient peu élevé.

PARTIE EXPERIMENTALE

A-Technique Expérimentale

Notre technique expérimentale se limite aux méthodes d'investigations qui sont pratiquement semblables à celles préconisées pour étudier les cinétiques de transformation au chauffage des aciers, mais qui présentent l'avantage d'interpréter les résultats obtenus de façon claire et simple, sans avoir recours aux équipements sophistiqués. Notre choix de méthode s'est donc porté sur :

- La dilatométrie
- La dureté
- La micrographie optique

En dehors de ces méthodes décrites pendant l'étude expérimentale, on rencontre le mode opératoire qui constitue une partie de ce chapitre.

-Méthodes d'investigations

11-Dilatométrie

L'intérêt de la dilatométrie réside dans l'obtention d'une forte amplification pour traduire les phénomènes thermiques (absorption ou dégagement de chaleur) et les variations de volumes brusques, pouvant se produire au cours d'une transformation en variation de longueur des éprouvettes.

111-Principe de la méthode dilatométrique

Son principe est essentiellement fondé sur l'identité de la température des éprouvettes, l'enregistrement de la courbe différentielle $\Delta \text{éch} - \Delta \text{ét} = f(t)$ est la conséquence d'une dilatation des éprouvettes transmise par l'intermédiaire des tiges t_1 et t_2 à un trépied amplificateur en alliage invar-T-, celle-ci compose par le biais du levier, la dilatation des éprouvettes en une courbe dont les coordonnées cartésiennes sont exprimées par des équations:

$$X = K_1 L_0 (\Delta_{\text{pyros}} - \Delta_{\text{SiO}_2}) \quad (1)$$

$$Y = K_2 L_0 (\Delta_{\text{éch}} - \Delta_{\text{pyros}}) \quad (2)$$

avec : $K_1 = 87,8$ mm coefficients d'amplification de l'appareil

$$K_2 = 143,2 \text{ mm}$$

et L_0 = longueur initiale des éprouvettes

Pour graduer l'axe des abscises de 100 en 100 degrés, il suffit d'appliquer la formule (1) en donnant successivement au terme $(\Delta_{\text{pyros}} - \Delta_{\text{SiO}_2})$ les valeurs correspondantes lues dans la table de dilatation du pyros. Pour graduer l'axe des ordonnées, il suffit de remplacer les valeurs K_2 et L_0 dans la formule (2) et de prendre $\Delta_{\text{éch}} - \Delta_{\text{pyros}} = 10^{-3}$ on trouve $Y = 9,4$ mm d'ou l'on déduit que l'unité suivant OY vaut 9,4 mm.

La dilatation des éprouvettes est assurée par un chauffage dans un four électrique à réglage automatique, permettant d'imposer à l'éprouvette un cycle de chauffage (température-temps) approprié et ceci grâce à la forme du gabarit placé sur le tambour.

112 Régulation du four

Le contact du gabarit avec le doigt "d" permet de rompre la liaison doigt-palette en supprimant ainsi le courant de chauffage ; le four refroidit jusqu'à ce que la contraction du fil rétablit le contact palette-lame par l'intermédiaire de l'aiguille provoquant ainsi le passage du courant de chauffage et par conséquent le chauffage des éprouvettes de l'autre côté la mise en marche du mouvement d'harlé gène permet d'accentuer le processus décrit ci-dessus en élevant la température (dans le cas d'un chauffage) et en abaissant la température (dans le cas d'un refroidissement), ce mécanisme permet ainsi d'avoir une vitesse de chauffage et de refroidissement lent.

12 Dureté

La dureté se révèle apte à traduire les modifications de l'état physico-chimique et structurale produites par traitements en une grandeur scalaire se comportant ainsi d'une part et servant comme outil de comparaison d'autre part. Son principe est fondé essentiellement sur la profondeur de la pénétration et la valeur de la charge.

13 Micrographie optique

L'étude micrographique permet de suivre l'évolution structurale par identification des structures obtenues au terme de chaque traitement thermique. Pour les examens de micrographie optique, les échantillons ont été polis au papier émeri suivi d'une finition au feutre, puis attaqués avec une solution de nital pendant un certain temps. La prise de photographies avec plusieurs grossissements, nous a permis de révéler les structures illustrées dans ce polycopié.

2 Matériaux étudiés

Notre étude porte essentiellement sur les aciers à 0,28% de carbone.

Le tableau suivant donne la désignation et la composition de ces aciers.

-Analyse spectrale

élément acier	C	Si	Mn	S	P	Mg	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Pb	Fe
55CD4	0,28	0,27	0,816	0,008	0,010	0,008	0,079	0,878	0,187	0,147	0,028	0,028	97,28
110F	0,27	0,21	1,257	0,015	0,027	0,047	0,046	0,534	0,016	0,086	0,036	0,038	97,42

21 Traitements thermiques des aciers

Les effets de ces traitements thermiques dépendent pour un même métal :

- de la température θ
- de la durée de maintien de la pièce métallique à la température θ
- de la vitesse avec laquelle sont réalisées les opérations de chauffage et de refroidissement

Le but de ces traitements thermiques est d'obtenir une amélioration des caractéristiques mécaniques du métal.

211 Choix de la température d'austénisation

Au cours d'un chauffage progressif de ces deux aciers (35CD4, 110F) jusqu'au domaine austénitique avec un maintien suffisant pour austénitiser toute la matrice, et pour éviter le grossissement du grain à température élevée on choisit la température d'austénisation de la façon suivante : L'intersection du segment (0,28% C) avec la courbe AC_3 PLUS 50°C ; donc la température d'austénisation est 860°C (voir fig 1)

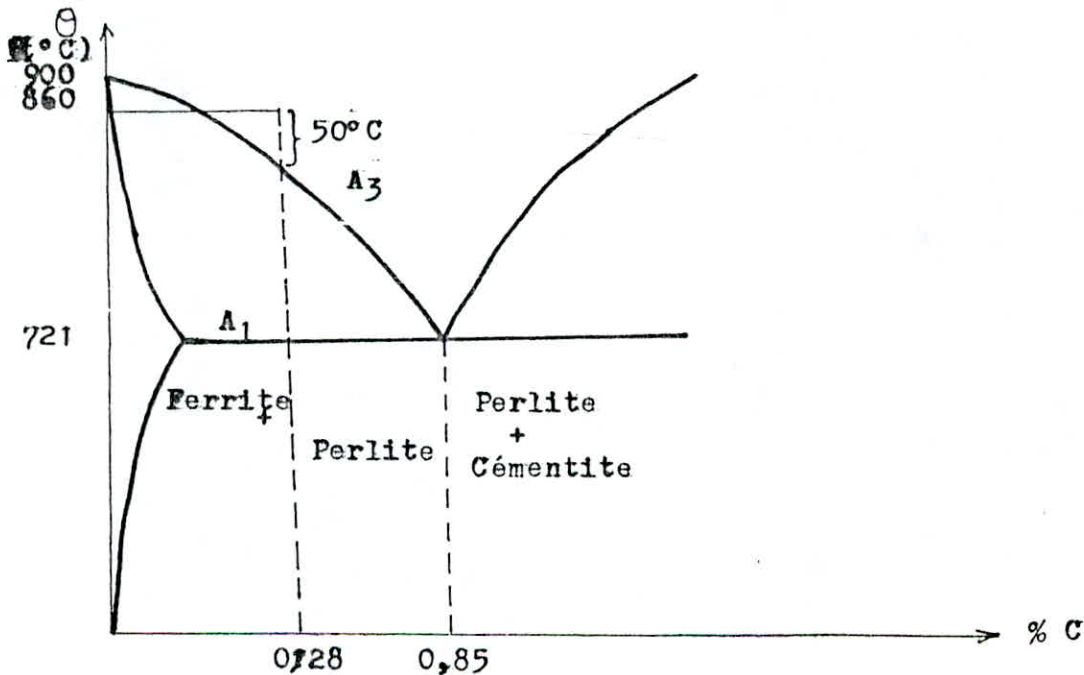


Fig 1.

212 Calcul de la température de transformation martensitique

La transformation martensitique se manifeste au refroidissement par l'apparition brutale de la nouvelle phase à partir d'une certaine température appelé : température de transformation martensitique. Ms (martensite start). Cette température dépend de la teneur en carbone et en élément d'alliage. L'influence des éléments d'addition a été chiffrée par différentes formules pour les aciers de construction alliés ou non; on a choisit la formule de la GRANGE et STEWART car elle contient le plus grand nombre d'élément dans notre analyse chimique.

$$Ms(\text{en } ^\circ\text{C}) = 500 - 300C - 33Mn - 22Cr - 17Ni - 10(Si+Mo)$$

-Ms = 337 °C pour l'acier 35CD4

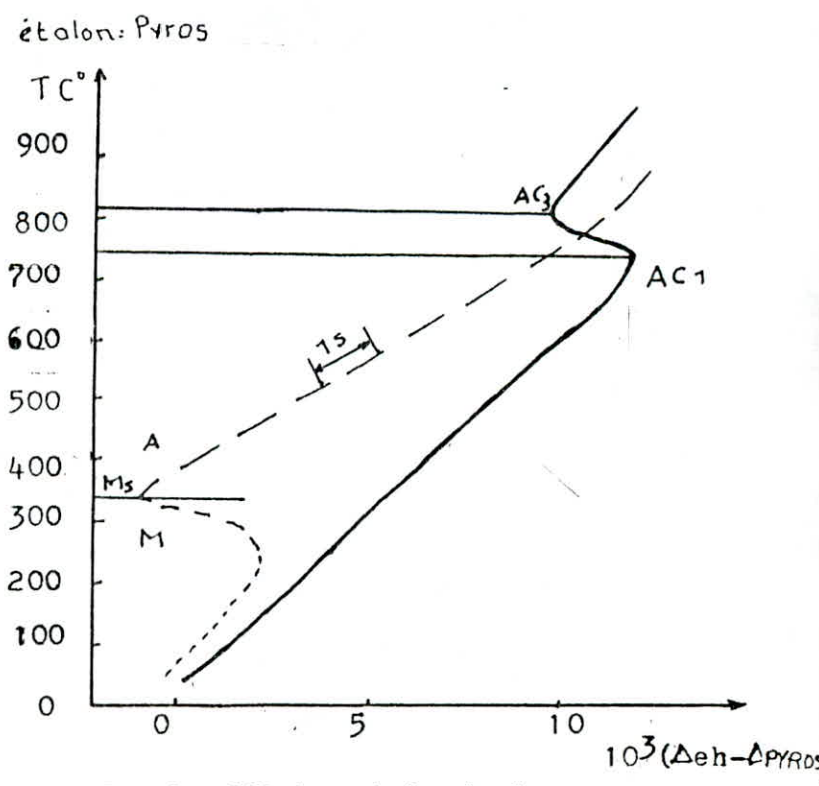
-Ms = 363 °C pour l'acier 110F

Pratiquement ces deux aciers ont une bonne trempabilité.

213 Dilatométrie de trempe des matériaux étudiés

a) Acier 35CD4

La transformation est martensitique (Ms=340 °C)
 les températures des transformations AC₁ et AC₃ sont:
 AC₁ = 760 °C
 AC₃ = 810 °C



Courbe dilatometrie de trempe
 Acier 35CD4

b) Acier 110F

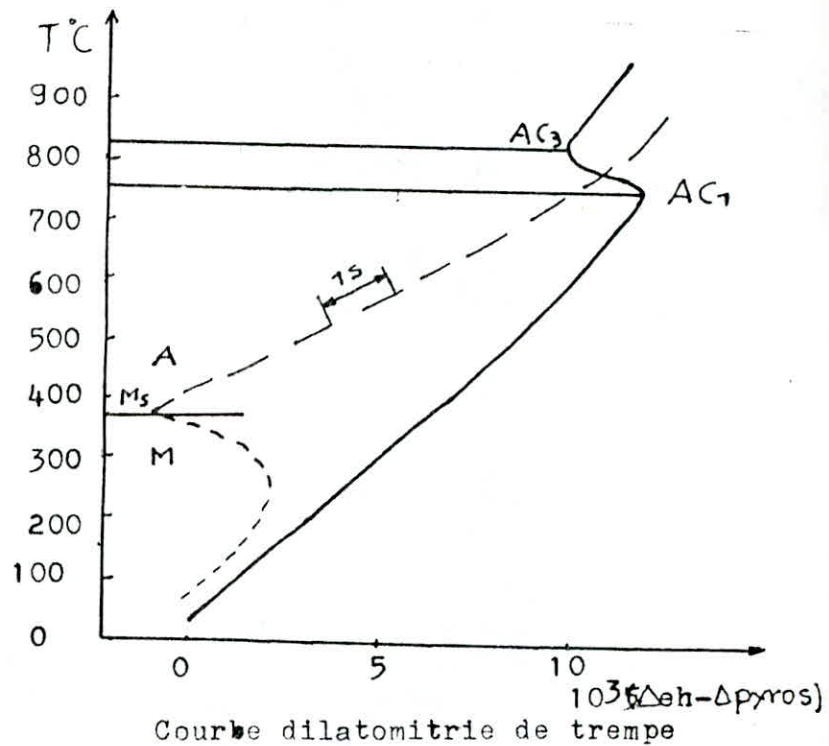
La transformation est martensitique ($M_s=370^\circ\text{C}$)

Les températures des transformations AC_1 Et AC_3 sont:

$AC_1 = 760^\circ\text{C}$

$AC_3 = 820^\circ\text{C}$

étalon = PYROS



Acier 110F

L'analyse des courbes dilatométrie des aciers 35CD4 et 110F nous a permis de dégager les points suivants:

-L'addition de chrome et de molybdène ne modifie pas les températures du début et de la fin de première transformation martensitique et par suite les phénomènes accompagnant cette transformation sont semblables.

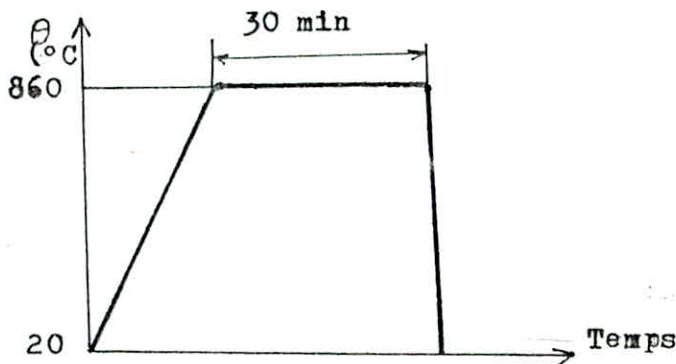
-- La température du point AC_1 est largement supérieure à 720°C ce qui permet de dire que le chrome, élément alpha-gène, stabilise la ferrite, en élevant les points AC_1 et AC_3 du diagramme fer-carbone.

214 Choix du bain de trempe

Pour ces aciers faiblement alliés, caractérisés à la trempe par une stabilité élevée de l'austénite surfusionnée, on emploie l'huile, car elle présente certains avantages par rapport à l'eau; une faible

vitesse de refroidissement dans l'intervalle de température martensitique, qui diminue le danger des défauts de trempe, sévérité de trempe constante dans une large plage de température de la surface. Les propriétés de la surface dans le cas du refroidissement dans l'eau. D'ailleurs, la trempe des échantillons à l'eau nous a donné des fissures à l'échelle macroscopique. L'inconvénient repose sur une stabilité insuffisante et une faible sévérité de trempe.

215 Diagramme de trempe



- chauffage à une température de 860°C

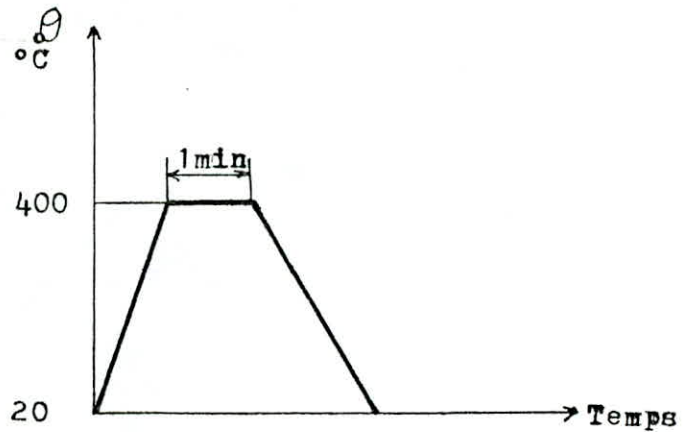
- maintient pendant 30 minutes à cette température

21 - refroidissement rapide dans un bain d'huile

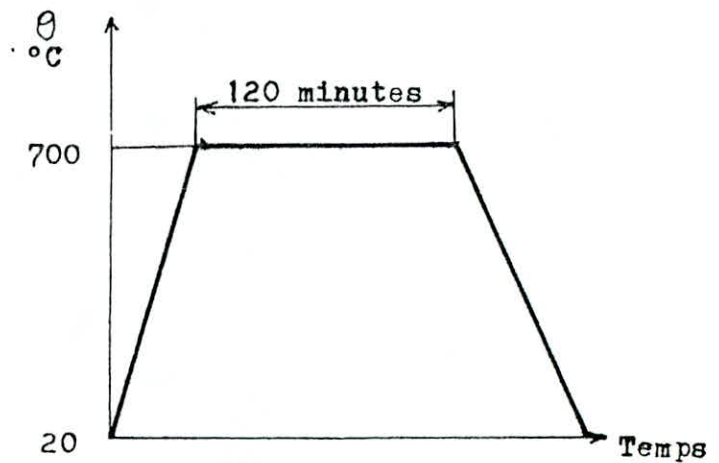
216 Revenu des matériaux

Le revenu est un traitement thermique, qui consiste en un chauffage à la température au cours duquel la structure hors d'équilibre dont l'intérêt est de réaliser un durcissement par précipitation dans une phase sursaturée ou par décomposition d'une phase métastable obtenue par trempe (décomposition de l'austénite résiduelle) et de provoquer l'adoucissement d'une phase trop fragile obtenue par trempe (martensite) et de libérer les contraintes internes créées par trempe.

- a)
- chauffage à une température de 400 °C
 - maintient pendant 1 minute à cette température
 - refroidissement lent



- b)
- chauffage à une température de 700 °C
 - maintient pendant 120 minutes à cette température
 - refroidissement lent



Choc thermique

Les essais de choc thermique ont été effectués pour les deux nuances d'acier ayant subi les traitements thermiques de trempe et de revenu. Notons que les deux nuances à étudier présentaient les propriétés suivantes avant traitement thermique.

La dureté des éprouvettes à l'état non traité.

- 110F et 278 HB
- 35CD4 et 194 HB

En microdureté les résultats sont les suivants:

- 110F et 331 HV à la surface et 315HV à cœur
- 35CD4 et 214 HV à la surface et 211 HV à cœur

Pour les autres caractéristiques mécaniques le 35CD4 étant un acier connu de fabrication française, les valeurs sont connues et consignées dans un cahier de charge à la SNS d'el Hadjar

Pour le 110F les valeurs transmises sont:

$E_{\min} = 758 \text{ N/mm}^2$

$R_{\min} = 861 \text{ N/mm}^2$

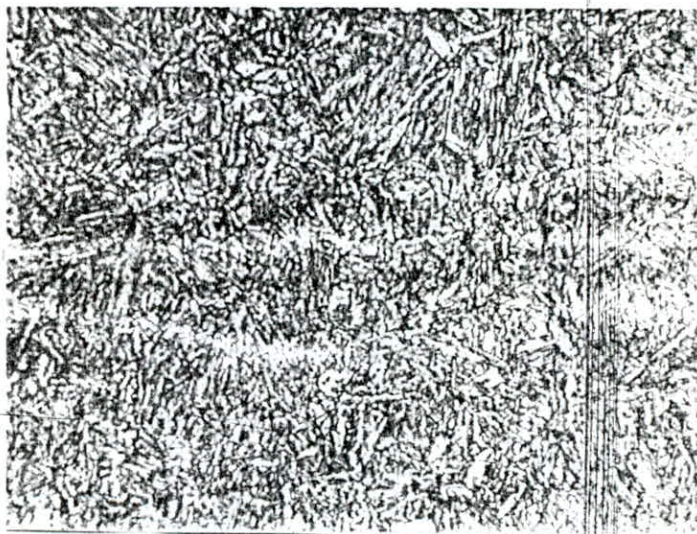
$E_{\max} = 965 \text{ N/mm}^2$

Dureté en surface $> 90 \text{ Kg/mm}^2$

Pour 110F

L'observation micrographique montre une structure dont la morphologie varie de façon homogène à l'extérieur. Cette structure étant du type martensitique, avec des plages probables de sulfure de manganèse (voir fig 3a).

Fig 3 a
G= 500

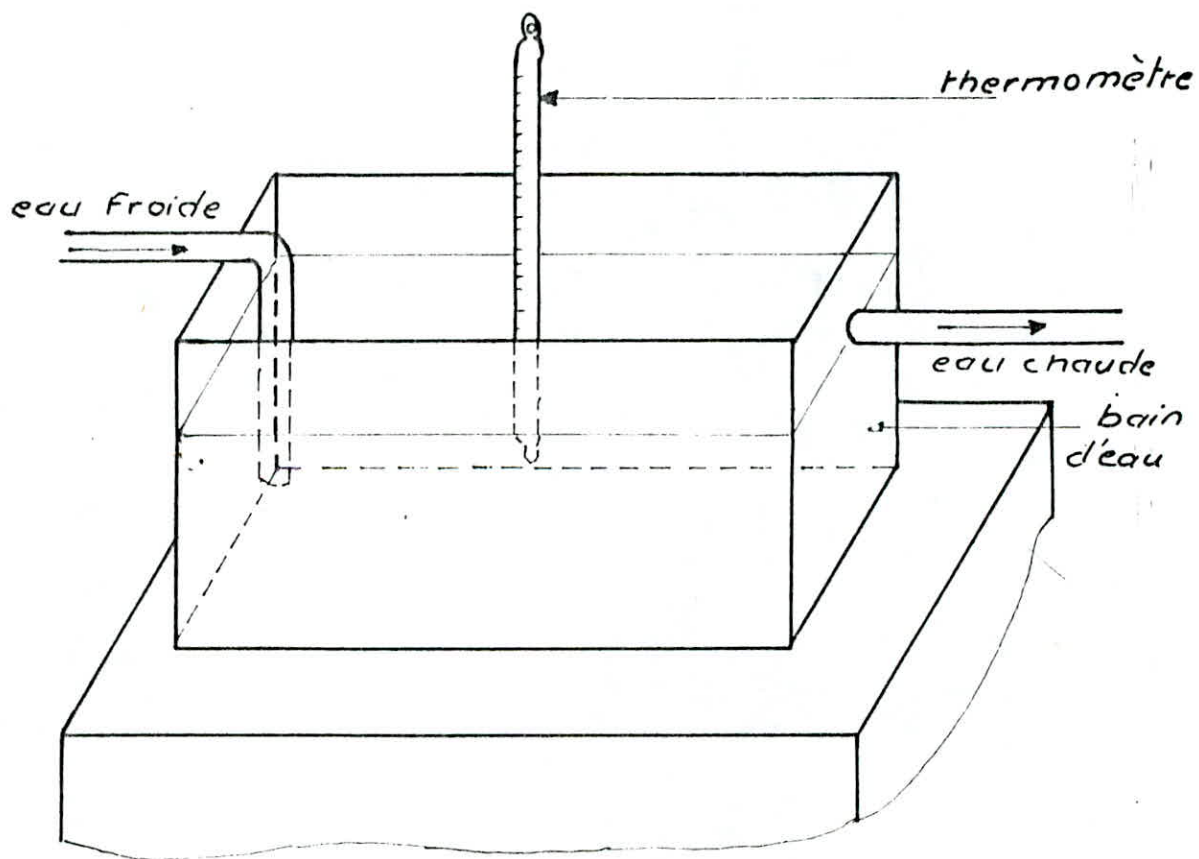
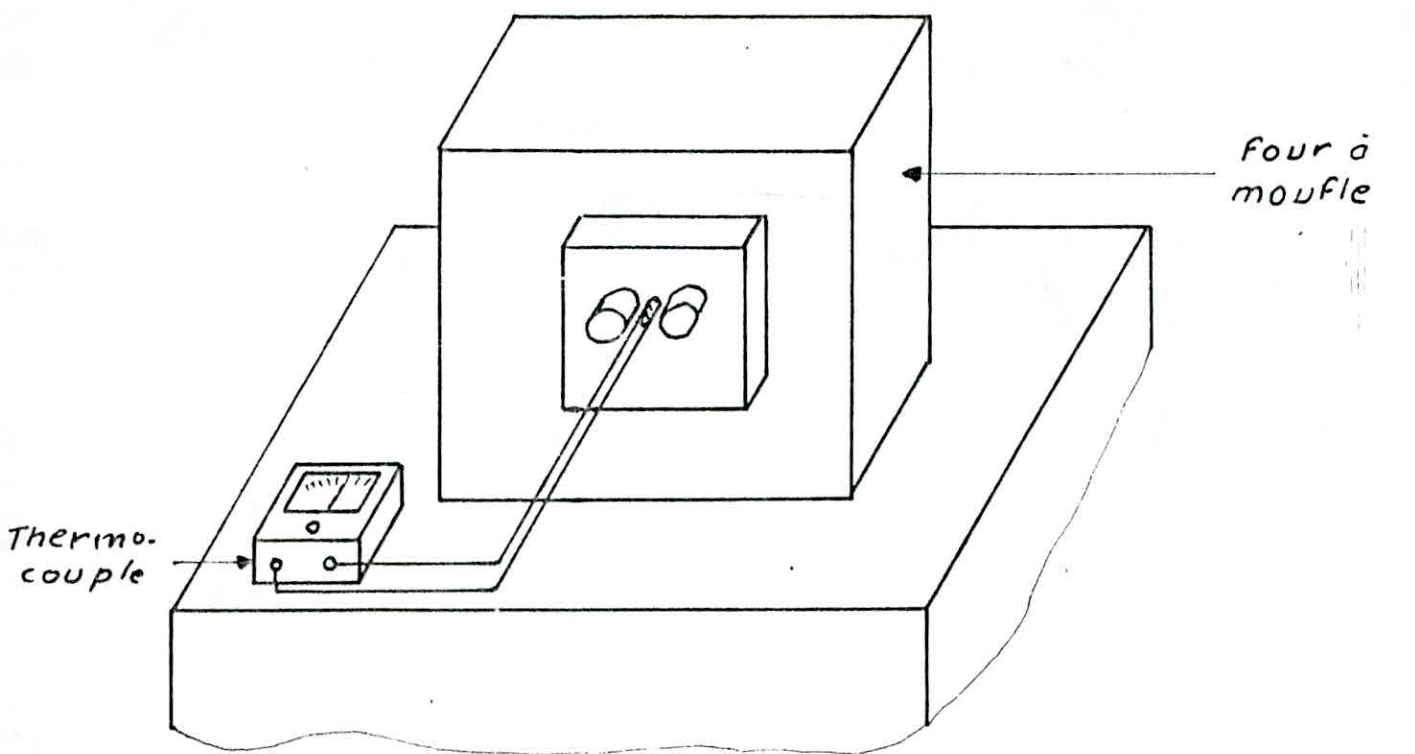


Pour 35CD4

L'observation micrographique révèle la présence d'une structure ferrite-perlitique, ferrite granulaire en blanc et de la perlite en sombre (voir fig 3b).

Fig 3b
G = 200





dispositif utilisé pour les essais de choc
thermique

31 Dispositif utilisé

Les échantillons sont maintenus pendant un temps t_1 à la température maximale dans le four, puis trempés dans le bain d'eau (température minimale) pendant un temps t_2 .

Les conditions expérimentales adoptés pour les essais sont:

- Température du four : 600 °C (choc sévère)
- température du bain d'eau: 18 -20 °C
- durée de maintien à haute température : 10 minutes
- durée de maintien à basse température : environ 10 secondes
- durée d'un cycle, 10 minute et 10 secondes

Le contrôle des température est réalisé à l'aide d'un thermocouple dans le four, et d'un thermomètre dans le bain d'eau. Le bain d'eau est constitué d'un bac en plexiglas qui possède une entrée et une autre sortie d'eau.

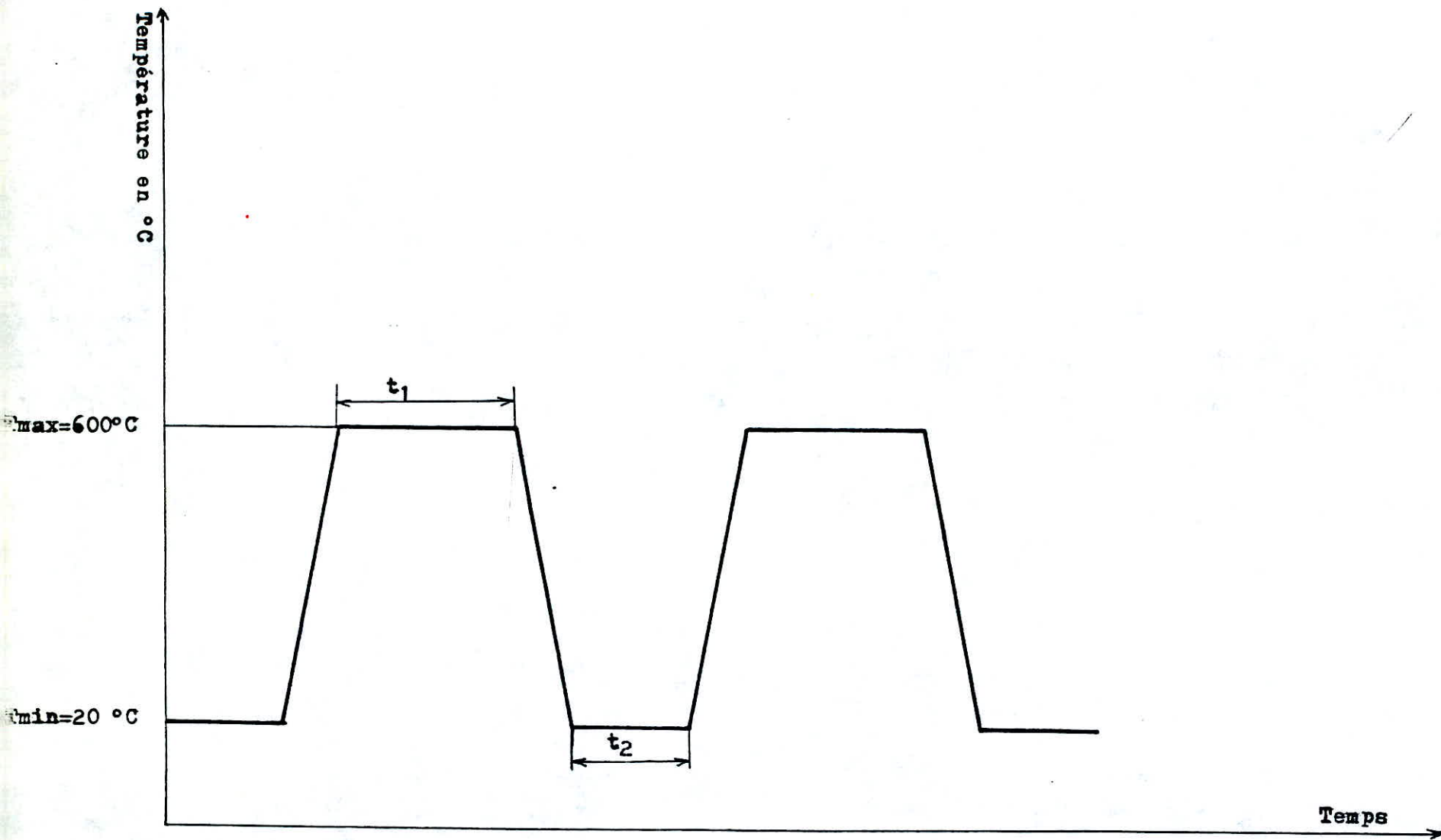
32 Essai de microdureté

On a utilisé la méthode de vikers qui consiste à enfoncer sous une charge constante P, une pyramide de diamant à base carré (laisse une empreinte provoquée par la charge P) dont l'angle au sommet est égal à 136°, la microdureté du matériau s'exprime alors par le nombre de vikers:

$$HV = \frac{1,854 P}{d^2}$$

33 Préparation micrographique

Pour les examens micrographiques, les éprouvettes de 1cm x 1cm x 1cm ont été enrobés, polis et attaquées avec une solution de nital (5%) durant 16 secondes, les micrographies ont été prises au grossissement 500 à 1000 pour l'illustration des structures.



Cycle thermique de chauffage - refroidissement

Résultats et interprétations

1 Structures obtenues après traitement thermiques

- a) La structure obtenue après trempe est une structure martensitique; la martensite est une solution solide sursaturée de carbone dans le fer alpha mais la maille d'un fer alpha est quadratique par suite de l'excès, la martensite n'est stable qu'au dessous de 150 °C, on définit la maille de la martensite comme un prisme dont le côté "a" du carré de base et par la hauteur "c" du prisme. La transformation martensitique s'effectue par un mécanisme de cisaillement faisant passer du réseau cubique à face centrées de l'austénite au réseau quadratique de la martensite.
- b) La structure obtenue après trempe et revenu à 400°C pendant une minute est bainitique, la bainite est un constituant qui se forme à des températures de 300°C à 500°C, la transformation bainitique s'effectue avec diffusion du carbone, mais les éléments d'alliage ne diffusent pas de façon appréciable, par suite de la température peu élevée, si bien que les carbures formés dans ce domaine sont uniquement constitués de cémentite.
- c) La structure obtenue après trempe et revenu à 700°C pendant 2 heures est ferrito-perlitique ou (sorbitique) cette transformation s'effectue par le processus de diffusion et de germination et de croissance, de 400 à 650 °C il y a coalescence des carbures de fer (cémentite) et on constate l'apparition du constituant caractéristique du revenu qui est la sorbite, c'est un agrégat de ferrite et de cémentite à structure globulaire fine, le microscope révèle des particules arrondies de cémentite sur fond de ferrite qui constituent la perlite globulaire, on dépassant la température de 650 °C la perlite globulaire grossit encore et les propriétés mécaniques des aciers deviennent plus faible.

- Tableau de la microdureté en fonction du nombre de choc pour les trois structures des deux aciers : unité est en vikers HV

Acier	35CD4			110F		
Structure Nombre de choc	Martensitique	Bainitique	Ferrito-perlitique	Martensitique	Bainitique	Ferrito-perlitique
0	550	495	217	509	490	202
20	265	270	227	286	265	198
40	280	275	225	296	265	245
60	280	271	221	264	255	207
80	262	267	218	262	263	204
100	251	261	213	220	249	196
130	248	250	207	217	210	184

2 Evolution de la microdureté

a) Au cours du cyclage thermique de la structure martensitique et bainitique, la microdureté évolue de la façon suivante : un adoucissement faisant décroître la dureté jusqu'à des valeurs de l'ordre de 260 HV pour le 110F et de 280 HV pour le 35CD4.

1^{er} Stade

Les 4 courbes de la microdureté en fonction du nombre de chocs pour les structures martensitiques et bainitiques des deux aciers, présentent une chute de microdureté au début, ce phénomène peut être expliqué par un adoucissement dû à la transformation du réseau quadratique de la martensite vers le réseau cubique centré de la ferrite, de plus la martensite est instable au dessus de 150 °C, comme la température maximale est 600 °C pendant 10 minutes, la structure tend vers une stabilité, dans ces conditions le phénomène de diffusion à un rôle important, le carbone en excès diffuse de la maille quadratique pour former des carbures avec les éléments carburifères.

2^{eme} Stade

Après la chute de la microdureté pour les 4 courbes de structure martensitique et bainitique des deux aciers, il y a une légère augmentation de la microdureté, ceci peut être expliqué par une consolidation qui est la base d'une précipitation des carbures très durs dispersés dans la matrice, et qui créent un blocage dans les plans de glissement et provoque un durcissement structural de la matrice (consolidation), ces carbures ont été formés après diffusion du carbone en excès dans la maille quadratique.

3^{eme} Stade

Les 4 courbes des martensitiques et bainitiques des deux aciers tendent vers des valeurs faibles et constantes de microdureté, cette adoucissement est dû à la coalescence des précipités dispersés avant, dans les joints de

grains, ceci provoque une diminution du durezza dans la matrice.

b) Pour la structure ferrito-perlitique fine l'evolution est en deux stades.

1^{er} Stade

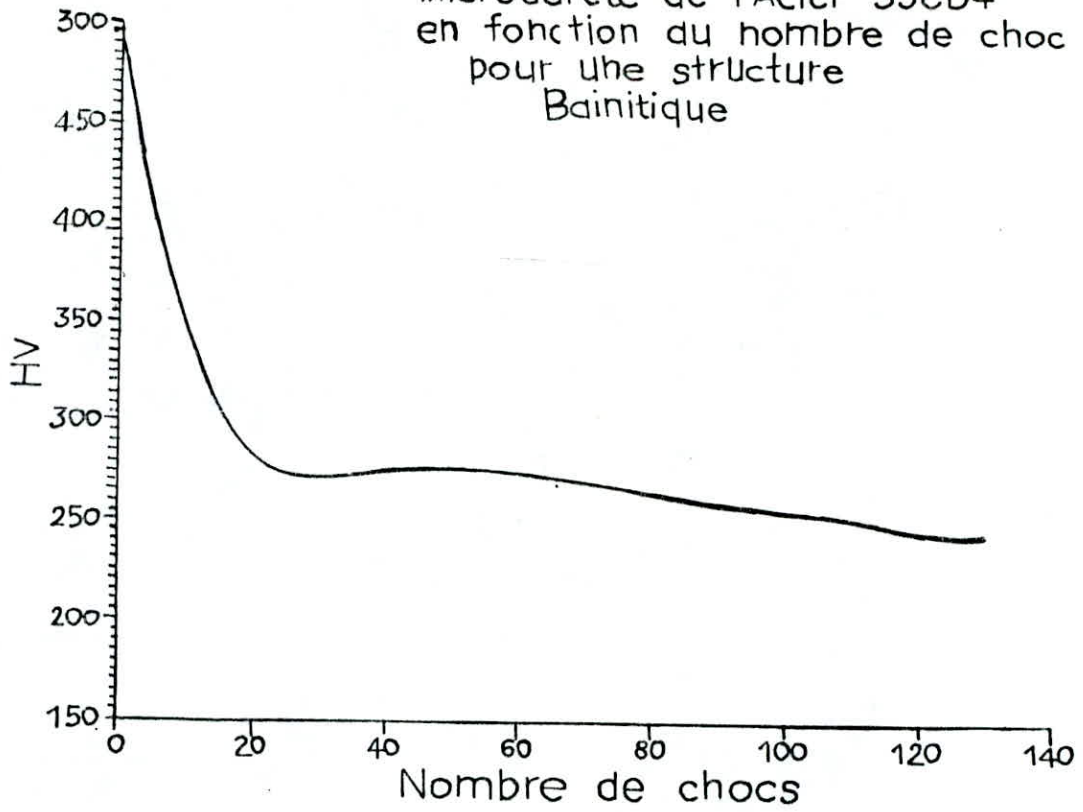
Les deux courbes de la microdurezza en fonction du nombre de choc pour la structure ferrito-perlitique (sorbitique), presente une augmentation de microdurezza au debut cette derniere est due à la formation des precipites dans la matrice qui sont bien disperes, dans ce cas le reseau cristallin est invariable, cette precipitation provoque un durcissement structurel du aux differents carbures presents, les contraintes residuelles sont à l'origine de ce phenomene de consolidation.

2^{eme} Stade

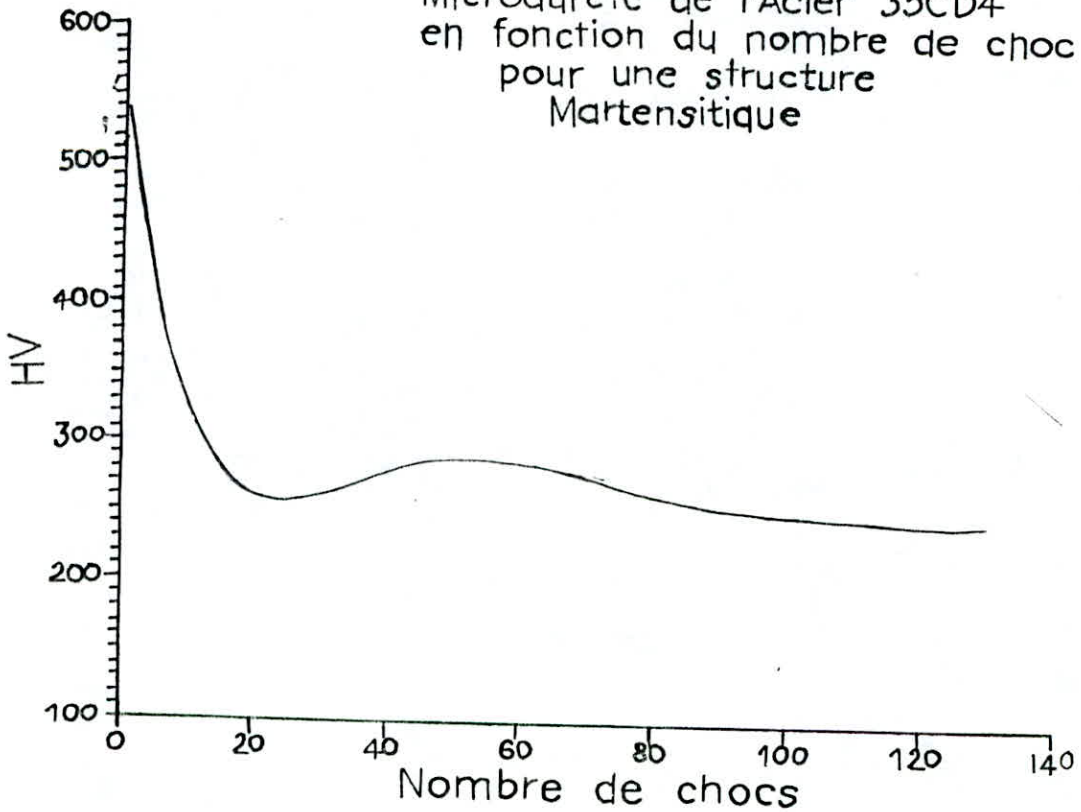
La consolidation du 1^{er} stade est suivie par un adoucissement de la structure, ceci est confirme dans les deux courbes par une diminution de microdurezza vis a vis du nombre de choc, les precipites formes se coalescent lentement vers les joints du qui sont des regions plastiques.

- La forme tourmentee du profil de la microdurezza de l'acier 35CD4 traduit bien la tenue à l'adoucissement pour ces types d'aciers, ceci est du à un retard de coalescence des carbures, ce retard pourrait expliquer dans une certaine mesure l'influence favorable du chrome sur la 3^{eme} transformation de revenu. comme le confirme l'analyse de la courbe dilatometrique, la temperature du debut de la 3^{eme} transformation est la meme que celle de l'acier 110F. Notons que le chrome elargit l'interval de temperature à l'interieur duquel se produit la precipitation et la coalescence des carbures Fe_3C . Par ailleurs, le coefficient de diffusion du chrome est tres faible, et

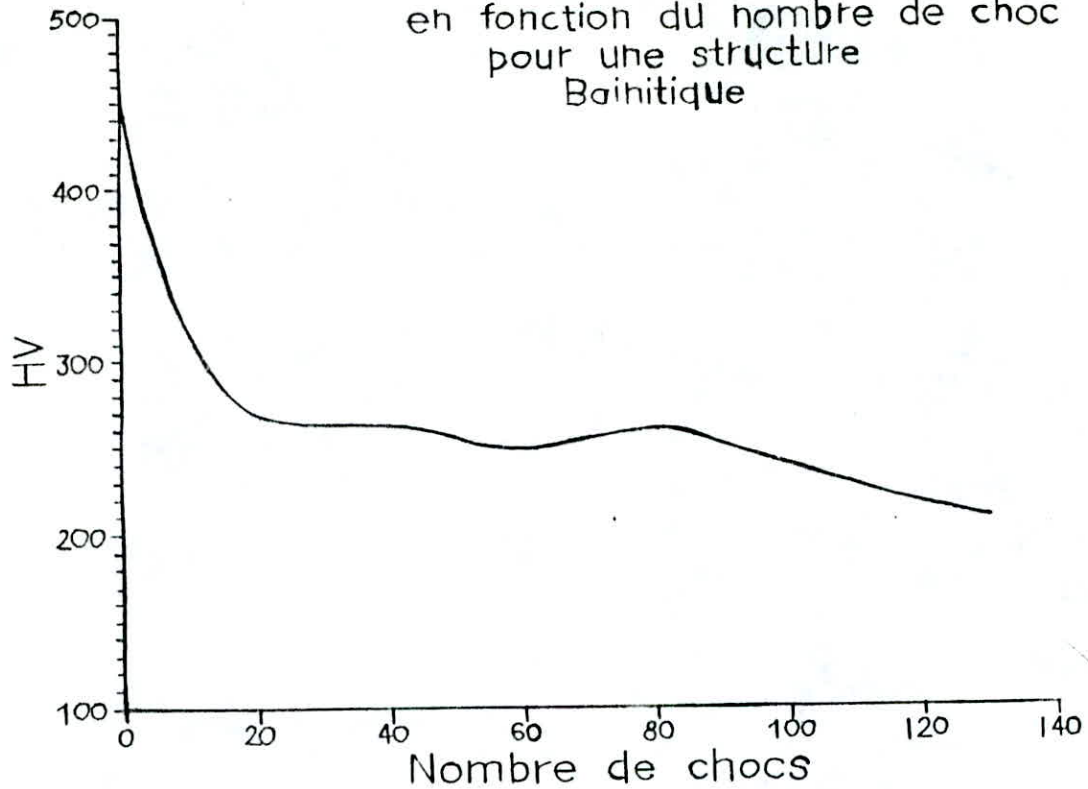
Microdurete de l'Acier 35CD4
en fonction du nombre de choc
pour une structure
Bainitique



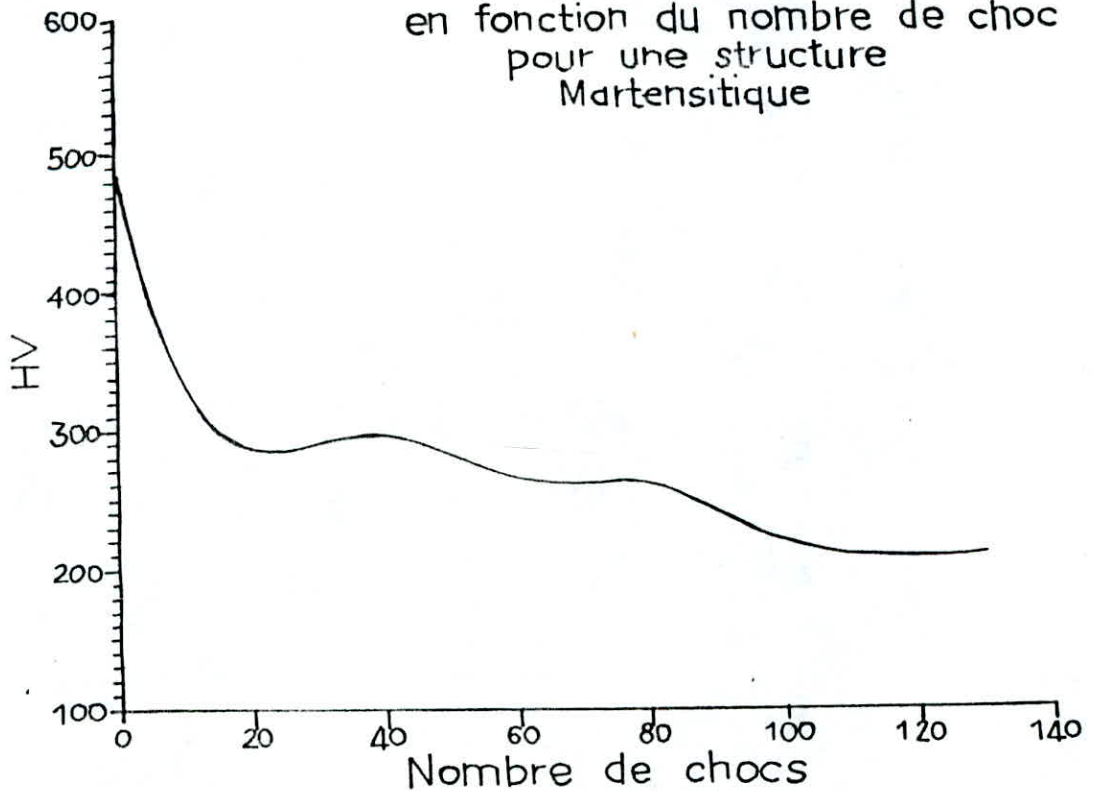
Microdurete de l'Acier 35CD4
en fonction du nombre de choc
pour une structure
Martensitique



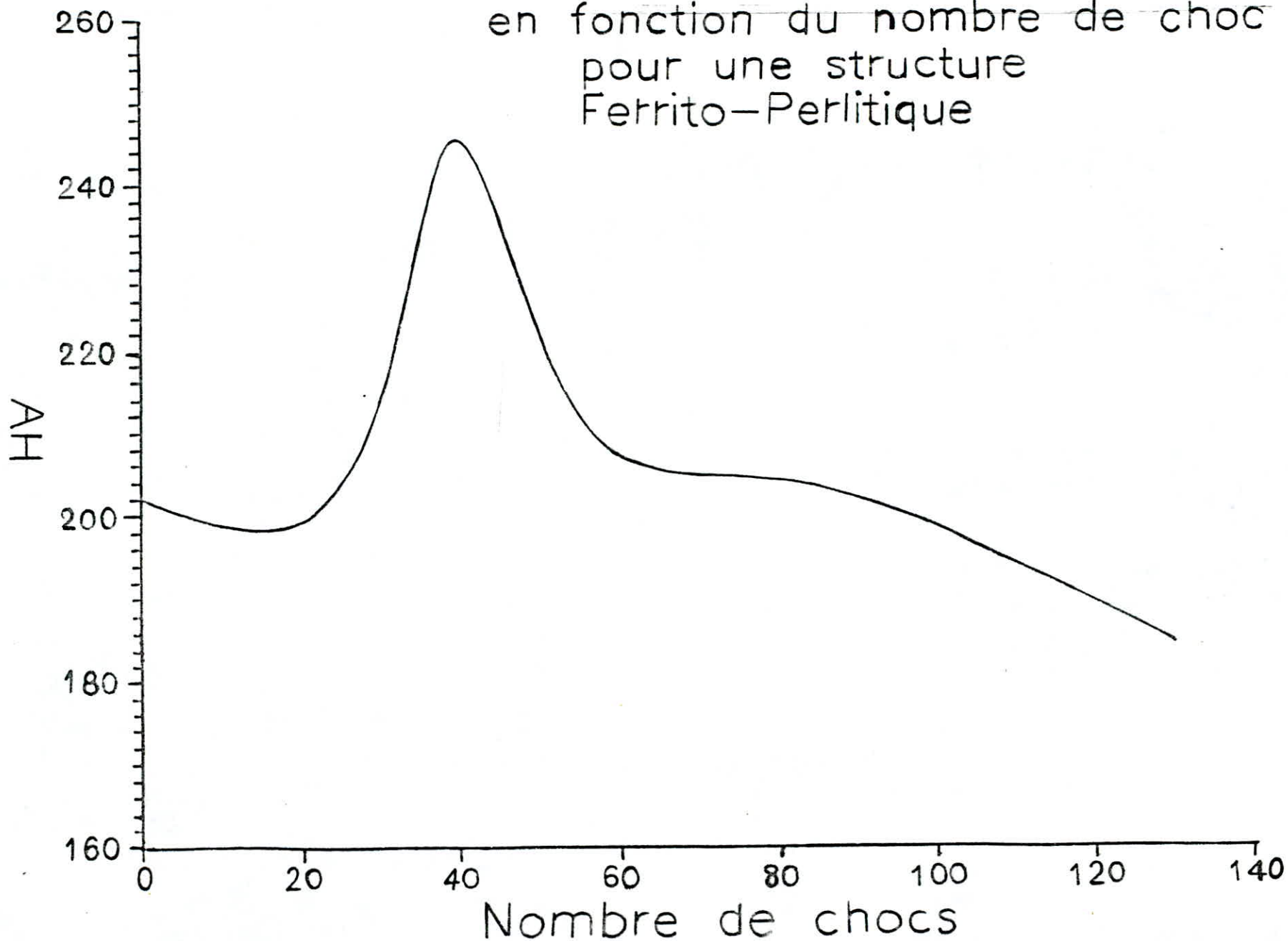
Microdurete de l'Acier 110F
en fonction du nombre de choc
pour une structure
Bainitique



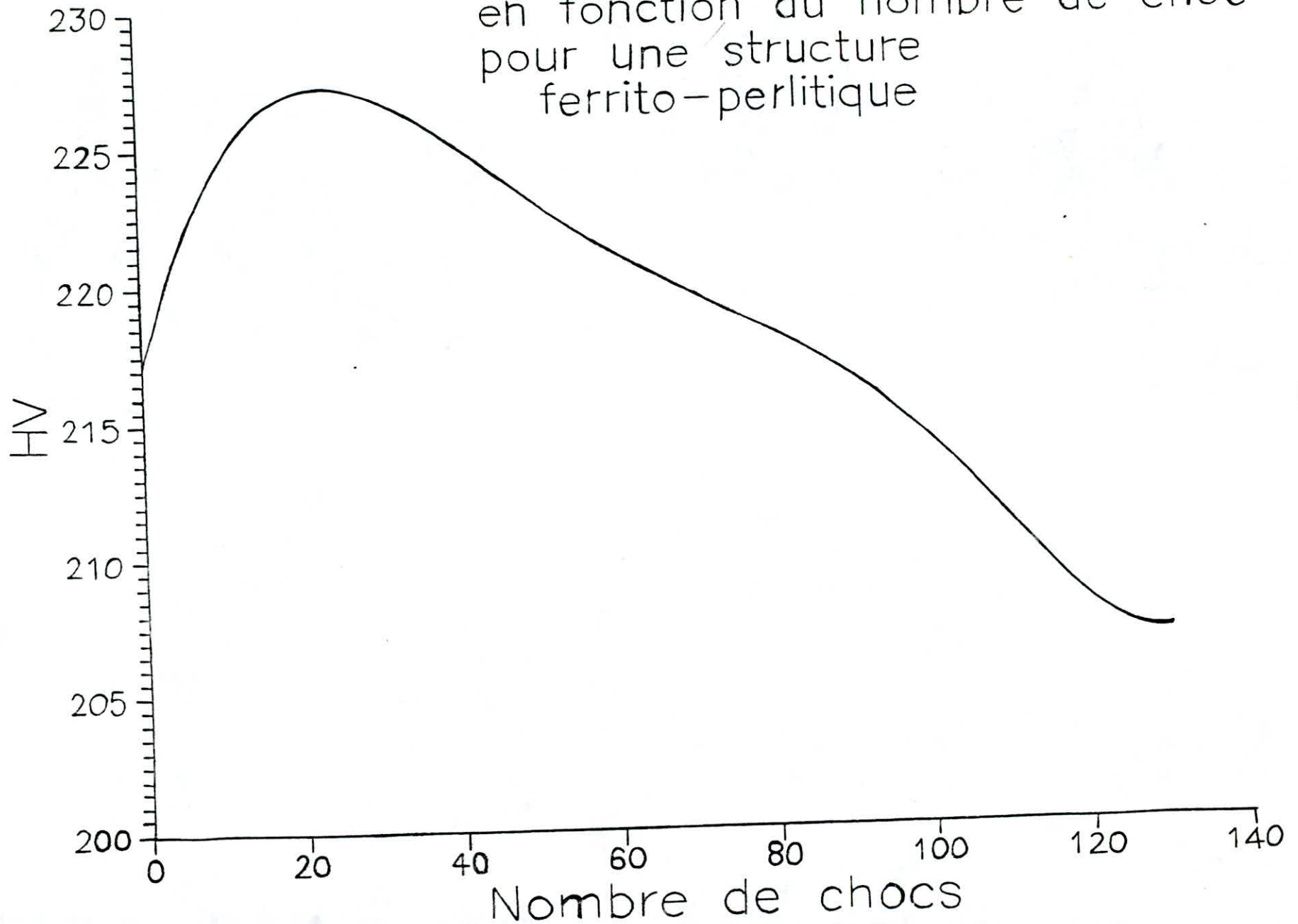
Microdurete de l'Acier 110 F
en fonction du nombre de choc
pour une structure
Martensitique



Microdurete de l'Acier 110 F
en fonction du nombre de choc
pour une structure
Ferrito-Perlitique



Microdurete de l'Acier 35CD4
en fonction du nombre de choc
pour une structure
ferrito-perlitique

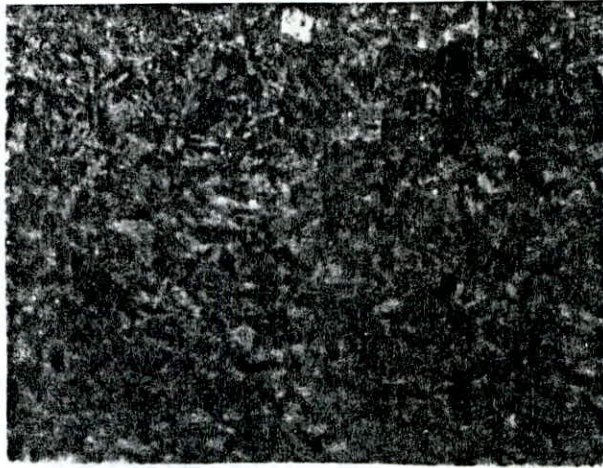


que l'absence de dilatation attribuée d'une part, à l'échange de carbone entre les carbures spéciaux et la cémentite, d'autre part, à la décomposition de l'austénite résiduelle, résulte de la présence d'une faible teneur en chrome et en molybdène qui ne permettent pas la formation de ces carbures ce qui nous amène à dire que les carbures de chrome exercent presque un même effet sur l'adoucissement que les carbures de cémentite.

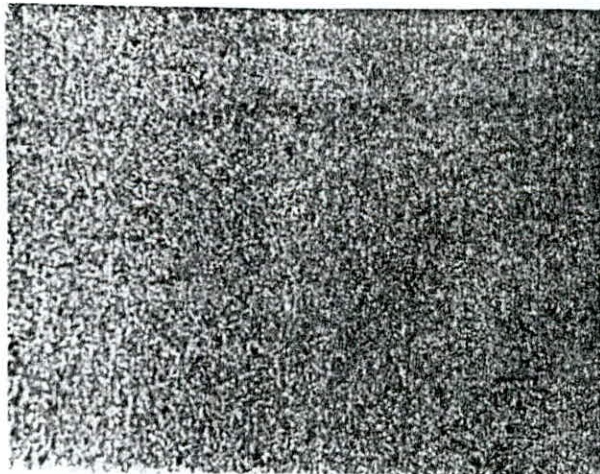
Remarquons que pour une même température les duretés de l'acier 35CD4 sont légèrement supérieures à celles de l'acier 110F, ceci réside dans le fait que la présence des éléments d'alliage dans la solution solide sursaturée engendre une distortion du réseau et contribue ainsi à l'augmentation de dureté. (voir courbes microdureté des aciers en fonction du nombre de choc)

3 L' evolution structurale

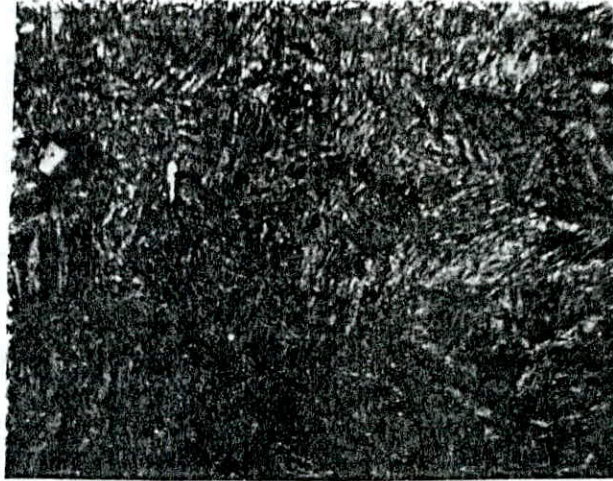
L' evolution structurale de ces deux aciers vis a vis du choc thermique confirme l' interpretation de l' évolution de la microdureté, car pour les structures martensitiques et bainitiques des deux aciers, on observe un changement de structure de la martensite et la bainite vers une structure ferrite-perlitique fine ceci est expliqué par le phénomène d' adoucissement de la structure par la microdureté, alors que la structure ferrite-perlitique initiale, l' evolution structurale n' est pas remarquable mais elle devient plus fine d' ou on a une conservation de structure, de plus le réseau cristallin est invariant, finalement on dire que toutes les structures convergent vers une structure ferrite-perlitique fine après avoir subit un certain nombre de choc thermique. (voir photos, structures des aciers avant et après avoir subit un certain nombre de choc).



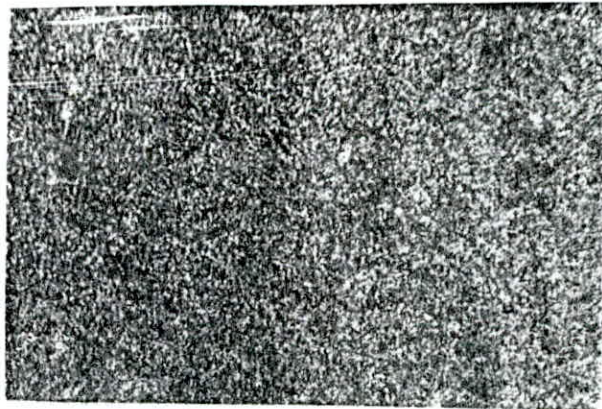
G = 500 Acier 110F Trempe- 860 °C 30min
Structure martensitique



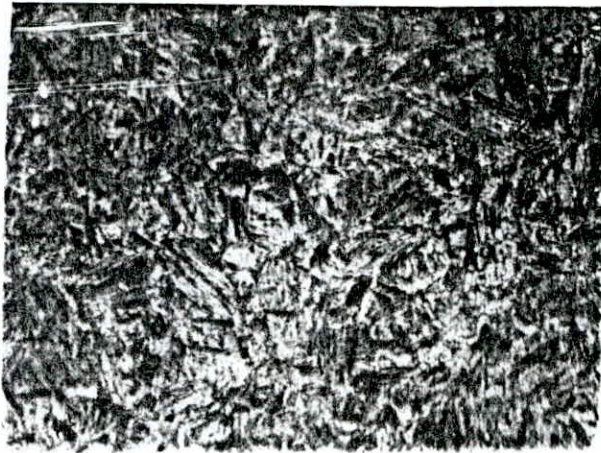
G = 500 Acier 110F Trempe 860 °C 30min
100 Chocs
Structure Ferrito-perlitique fine



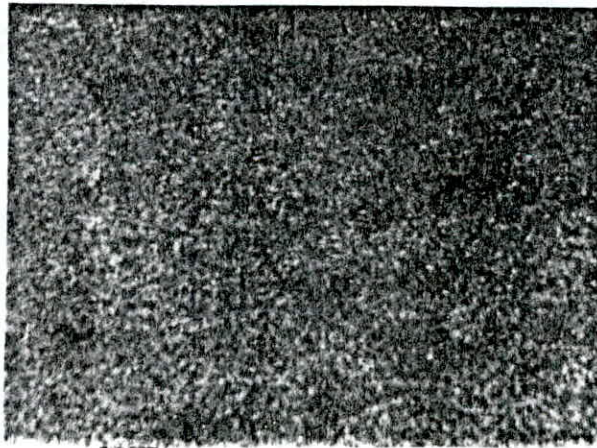
G = 500 Acier 110F Trempe Revenu 400°C 1min
Structure bainitique



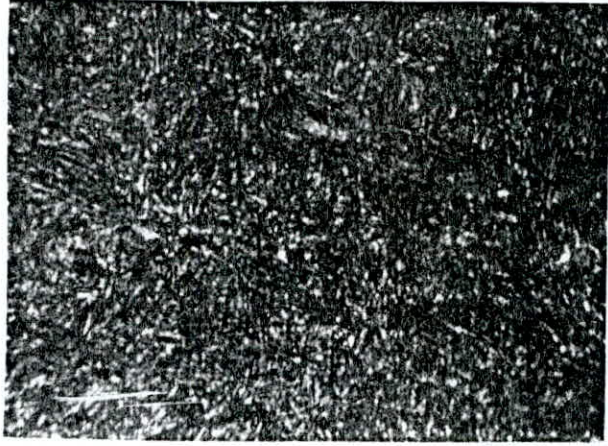
G = 500 Acier 110F TREMPE Revenu 400 °C 1min
60 Chocs
Structure Ferrito-perlitique fine



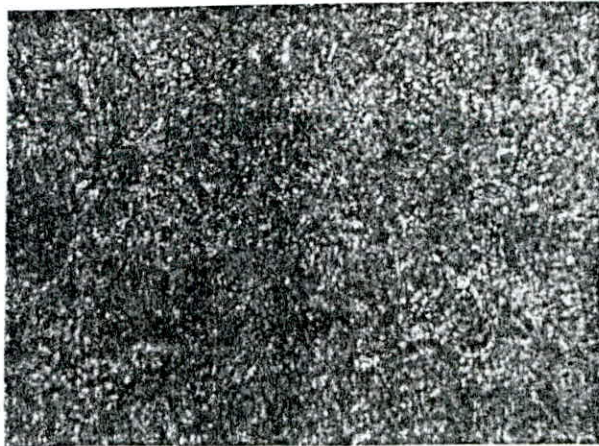
G = 500 Acier 35CD4 Trempe 860 °C 30min
Structure martensitique



G = 500 Acier 35CD4 Trempe 860 °C 30min
100Chocs
Structure Ferrito-perlitique fine

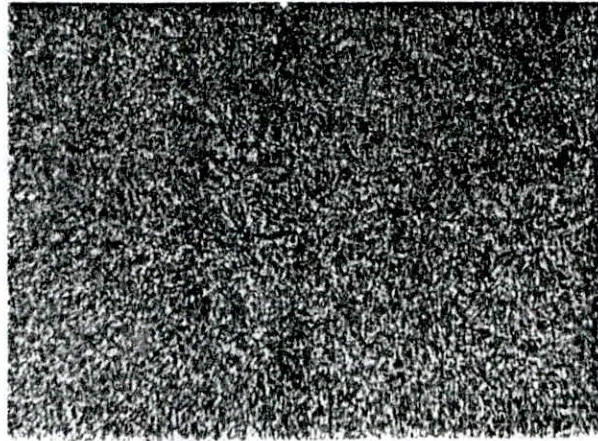


G = 500 Acier 35CD4 Trempe Revenu 400 °C 1min
Structure Bainitique

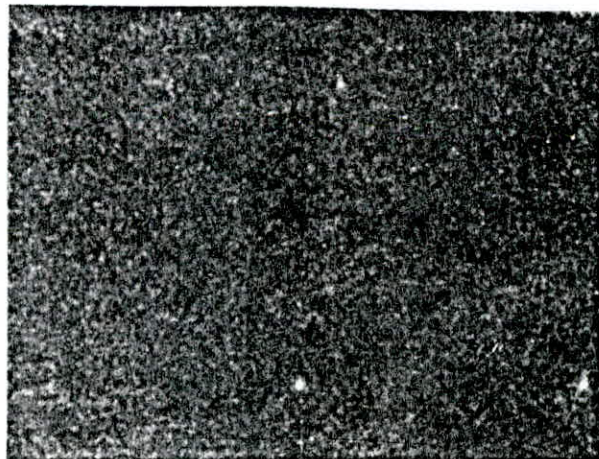


G= 500 Acier 35CD4 Trempe Revenu 400 °C 1min
60 Chocs

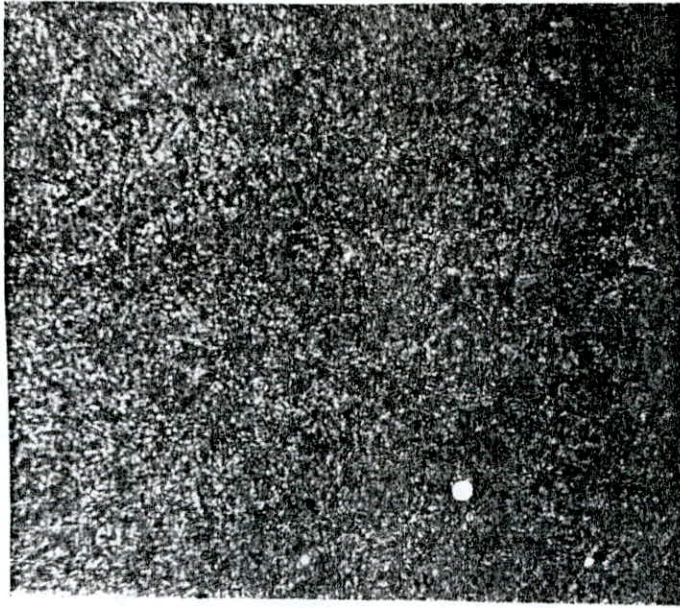
Structure Ferrito-perlitique fine



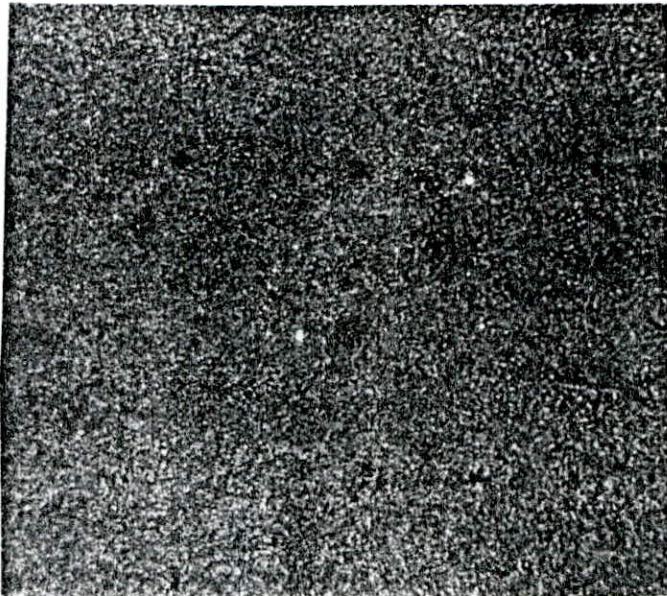
G = 500 Acier 110F Trempe Revenu 700 °C 2H
Structure Ferrito-perlitique
(Sorbitique)



G = 500 Acier 110F Trempe revenu 700 °C 2h
60 Chocs
Structure ferrito-perlitique fine



G = 500 Acier 35CD4 Trempe-Revenu 700 °C, 2h
Structure Ferrito-perlitique
(sorbitique)



G = 500 Acier 35CD4 Trempe-Revenu 700 °C, 2h
100 CHocs
Structure Ferrito-perlitique fine

CONCLUSION

Dans cette étude comparative, nous constatons que d' un point de vue chocs thermiques le 110F se comporterait de la même manière que le 35CD4 sur un plan structural ou morphologique.

L'idée essentielle qui se dégage c'est le double phénomène de consolidation dû au durcissement structural par la présence de carbures et au phénomène d'adoucissement s'expliquant par la précipitation de ces carbures dans les joints des grains.

Par ailleurs, l'évolution structurale passe par une structure ferrito-perlitique fine et ce pour les nombre de choc choisis.

L'état comparatif d'un point de vue points de transformations nous amène à dire que le 110F peut remplacer aisément le 35CD4.

Notons que l'acier 110F est compétitif sur tous les plans à condition d'ajouter sa composition chimique par une bonne maîtrise de la technologie d'élaboration. Cette étude peut être complétée par une étude ultérieure ou on mettra en relief l'aspect des carbures présents et des précipités tout en essayant d'aller plus loin dans les sollicitations thermiques afin de mener à bien cette étude, il serait souhaitable de se pencher davantage sur les études des aciers élaborés à la SNS d'El Hadjar qui nous pensons présentent un intérêt majeur et constant pour nos préoccupations futures.

Bibliographie

- (1) B MIANNAY "Fatigue et choc thermiques"
Centre technique des industries de la fonderie
Edition technique de la fonderie, pp1-28 (mars 1975)
- (2) E GLENNY "thermal fatigue"
Metallurgical reviews, vol 6 N° 24 p 387 (1961)
- (3) A SPERA, D MOWERAY "Thermal fatigue of materials and
ASTM Special technical publication (612), (1975)
- (4) P DETREZ "Signification de la fatigue thermique"
Revue pratique de contrôle industriel N° 52bis, (1972)
- (5) S S MANSON "Thermal stresses and thermal shock. Mechanical behaviour
of materials at elevated temperature" Ed T E DORN,
Mc Graw hill, p393 (1961)
- (6) E FELDER "Solicitations thermomécaniques et usure des outillages
de travail à chaud" Edition du centre de mise en forme
des matériaux (ENSMP) SOPHIA ANTIPOLIS Tome (1978)
- (7) G MURRY "contraintes et déformations lors de la trempe; relation
avec la cinétique de transformation des aciers"
Journée d'étude sur les traitements thermiques, p 30;
PARIS (Octobre 1977)
- (8) G MURRY "Méthode pratique de prévision des déformations et contraintes
apparaissant au cours de la trempe des aciers"
publication OTUA (1980)
- (9) EL HELIEBY S O A, ROWE G W "Grinding cracks and microstructural
change in ground steel surface"
- (10) B Metals technology, pp 58-66 (Février 1981)
- (10) D LEROY "Interaction matériau/milieu dans le cas de la fatigue
thermique en milieu corrosif. Application à la fissuration
des rouleaux d'une installation de coulée continue d'acier"

Thèse de Docteur Ingénieur, Université de Technologie de
COMPIEGNE (Janvier 1981)

- (11) P BAQUE, E FELDER, J HYAFIL, Y D'ESCATHA
"Mise en forme des métaux, calculs par la plasticité"
DUNOD, p 203-261 (1973).
- (12) E CLENNY, T A TAYLOR "Thermal fatigue"
J Inst Metals, p 449 (1959-1960)
- (13) P G STEVENS, K P IVENS, P HARPER
"Increasing work roll life improved roll cooling practice"
J Iron and steel, Inst, N°1 (Janvier 1971)
- (14) S S MANSON "Thermal Stress and low cycle fatigue"
Mc graw HILL BOOK(1966)
- (15) G BERANGER "Introduction à la corrosion à haute température"
Journée d'étude CUST & CEFRACOR, CLERMONT FERRAND (Mai 1981)
- (16) D ROUSSEAU et COLL "Endommagement par fatigue thermique des outils
travaillant à chaud" 17^{ème} Colloque de métallurgie de SACLAY,
Juin(1974).
- (17) M E DJEGHLAL "Contribution à l'étude du comportement en fatigue
et choc thermiques de la fonte Gs 56 6 Influence de la matrice
et des éléments d'alliage" Thèse de Magister, Avril 1990.
- (18) P FLUZIN P FLUZIN "Contribution à l'étude des effets de synergie
en fatigue thermique. Application à la ruine des cylindres d'un
laminoir à chaud de cuivre". Thèse de doctorat, V, T, C, 1983
- (19) J F FLAVENOT, N SKALLI "Influence des conditions de rectification
sur les contraintes résiduelles introduites dans un acier
- (20) D 42CD4". CETIM info N°71, 1983.
- (20) D ROUSSEAU "Critères de choix et propriétés d'emploi des
aciers à outils alliés pour travail à chaud"
Publication SPAS (1970).

(21) A ROOS B MILET "PRécis de métallurgie appliquée"

Troisième édition 1982

(22) MAX PLANCK "De ferri métallographia" tome 2 (1966)

