

7/89

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR

230

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT : METALLURGIE

PROJET DE FIN D'ETUDES

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

T H E M E

ETUDE DE L'INFLUENCE DES ADDITIONS DU
NICKEL, CHROME ET MOLYBDENE SUR LES
TEMPERATURES DES TRANSFORMATIONS DE
REVENU DES ACIERS FAIBLEMENT ALLIES

Proposé par :

Mr. MAISTROUK

Etudié par :

Mr. KHERIF MUSTAPHA

ET

Mr. ABDELLAOUI DJEMEL

Dirigé par :

Mr. MAISTROUK



بِسْمِ اللَّهِ الرَّحْمَنِ الرَّحِيمِ

وَاللَّهُ أَكْبَرُ
فِيهَا
يَلِدُ
لِللَّهِ
وَمِنْهَا
بَابُ
وَمِنْهَا

صدق الله العظيم

سورة الحديد آية 25

* * Dédicaces.

Je dédie ce modeste travail à :

— Ma mère et mon père, pour leur sacrifices consentis
à mon égard, leurs encouragements qui m'ont toujours été
utiles, et leur compréhension qui m'a permis de franchir
tous les obstacles.

— Mes frères

— A tous ceux qui me sont chers .

Jeharif

Remerciements.

-Qu'il nous soit permis, en terminant, d'exprimer toute notre reconnaissance à Mr MENCHI OMAR et à Mr HAFID KAMEL de leur précieuse aide et leurs fructueuses discussions;

De plus nous tenons à remercier nos collègues de L'ENP dont les critiques nous ont été précieuses pour tenter d'élucider les les problemes soulevées au cours de ce travail.

** Sommaire.

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

INTRODUCTION

CHAPITRE I = ETUDE THEORIQUE

I1 - éléments d'addition

I1.1 Influences particulières

I2 - classification des éléments d'alliage

- éléments graphitiques

- éléments carburigènes

I3 - éléments d'addition et leur caractéristiques

- chrome

- nickel

- molybdène

I4 - Revenu

I5 - Etude descriptive des transformations de revenu .

- première transformation

- deuxième transformation

- troisième transformation

- quatrième transformation

I6 - Facteurs influant le revenu

- état initial de l'acier

- temps de revenu

- température de revenu

- composition chimique

..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 sur des épaisseurs réduites et 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 d'étudier l'influence des éléments d'alliage en particulier .

le chrome - le molybdène - le nickel sur les températures des transformations de revenu.

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

Ces méthodes sont :

Dilatométrie

Dureté

Micrographie oblique

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

35 CD 4 , 30 NC I2 , XC 38 , 35 NCD 6

Par suite il semble que pour entamer cette étude d'une façon convenable on devrait commencer par examiner l'influence des éléments sur les traitements thermique et les micro-constituants, en donnant ainsi leur caractéristiques spécifiques; pour cela nous avons consacré un premier chapitre pour l'étude bibliographique de ces éléments.

Dans le deuxième chapitre nous avons traité les techniques expérimentales utilisé et le mode opératoire et enfin le troisième chapitre, qui comporte les resultats obtenu et l'interprétation.

CHAPITRE «1»

°° Etude theorique °°.

ELEMENTS D'ADDITION .

Les éléments d'addition sont ceux qui substituent aux atomes du solvant de base pour donner une solution solide dite de SUBSTITUTION. Ils sont souvent introduit dans les aciers pour en améliorer les propriétés d'emploi ou de mise en oeuvre, les aciers ainsi constitués sont dites ACIERS ALLIES. Ces types d'aciers se subdivisent en deux catégories .

-Aciers faiblement alliés: Dont la composition chimique des éléments d'addition dans l'acier est inférieur à 5% .

--Aciers fortement alliés : Dont la composition chimique totale des éléments d'addition est supérieur à 5% .

Les éléments d'alliage confèrent à ces types d'aciers de bonnes propriétés mécaniques et ceci grâce à leur influence favorable sur les constituants et les traitements thermiques ainsi que le diagramme d'équilibre (Fe-C) et les diagrammes TTT et TRC .

INFLUENCES PARTICULIERES .

-Influence des éléments sur la position des points S.E.C .

Les points S.E.C du diagramme d'équilibre de la (Fig A) sont déplacés vers la gauche pour tous les éléments à l'exception du Co dont l'effet est l'inverse; Ces points sont déplacés vers le haut pour les éléments alphagènes et vers le bas pour les éléments gammagènes .

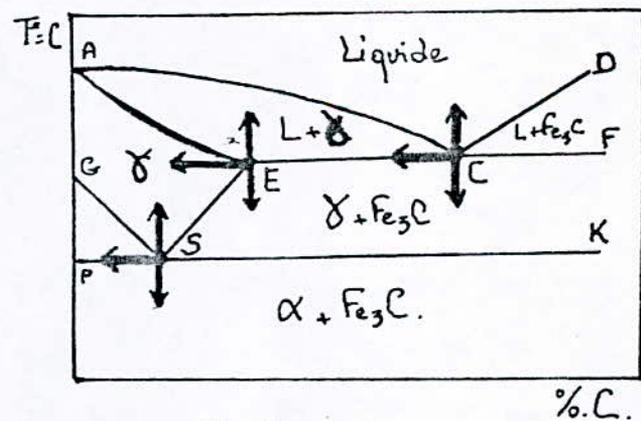


Fig A .

-Influence sur le diagramme TTT .

Les éléments d'alliages déplacent les courbes de transformation iso-therme de l'austénite vers la droite et abaissent les température des points Ms et Mf .(Fig B)

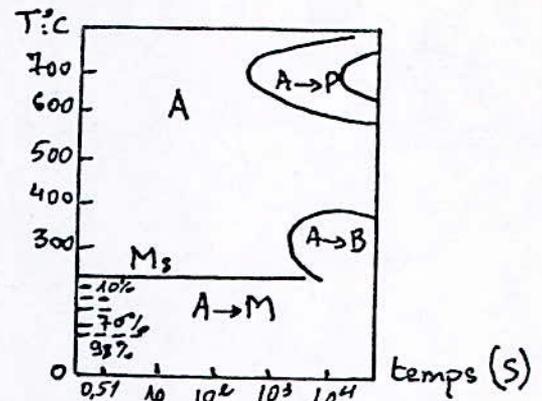


Fig B: Courbe TTT de l'austénite des aciers à outils .

-Influence sur la trempabilité .

Les éléments d'addition diminuent la vitesse critique de tempe et par suite augmentent la trempabilité .

-Influence sur les traitements thermiques.

- Les éléments d'addition retardent l'augmentation de la plasticité et de la ductilité pendant le recuit .
- Freinent l'effet d'adoucissement du revenu .
- Permettent l'obtention d'une martensite plus plastique que celle du même acier non allié .

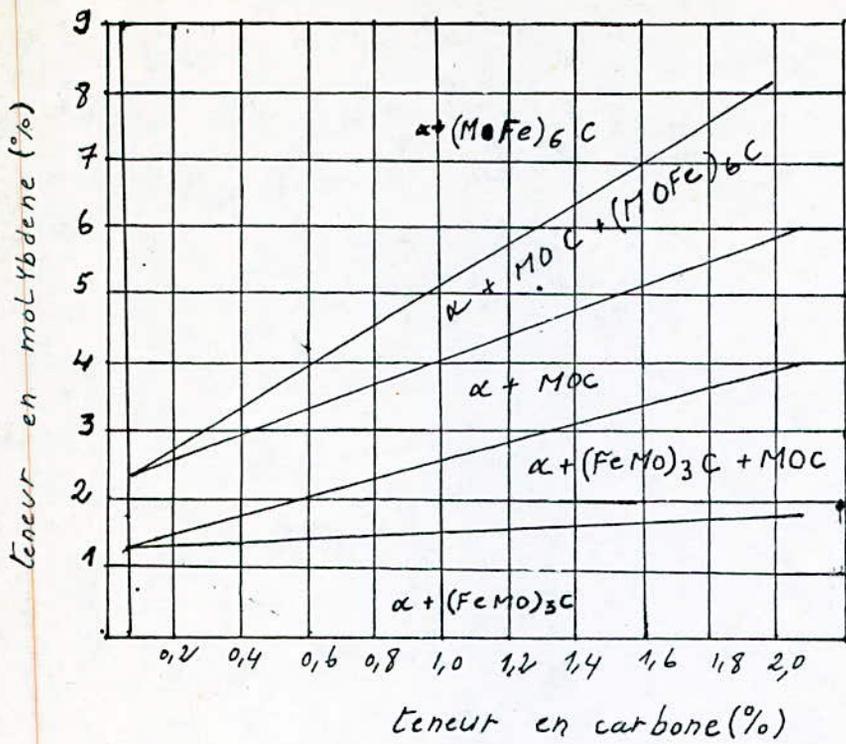
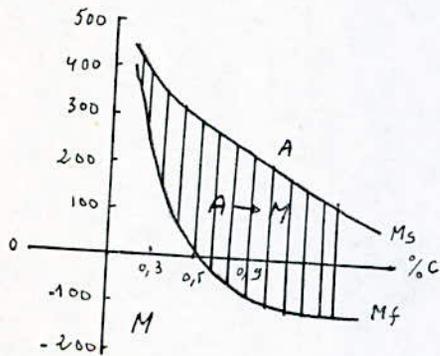
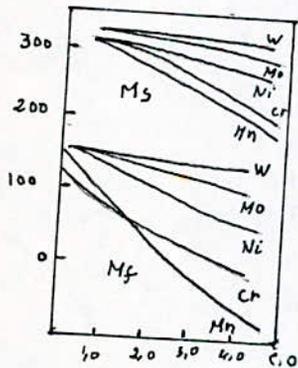


Fig Diagramme d'équilibre des alliages Fe-Mo-C à 700°C (Kuo [7])



Influence de la teneur en carbone sur $M_s - M_f$



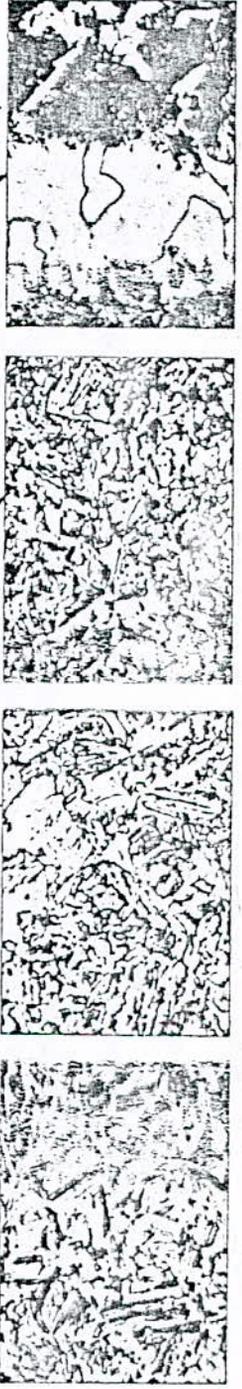
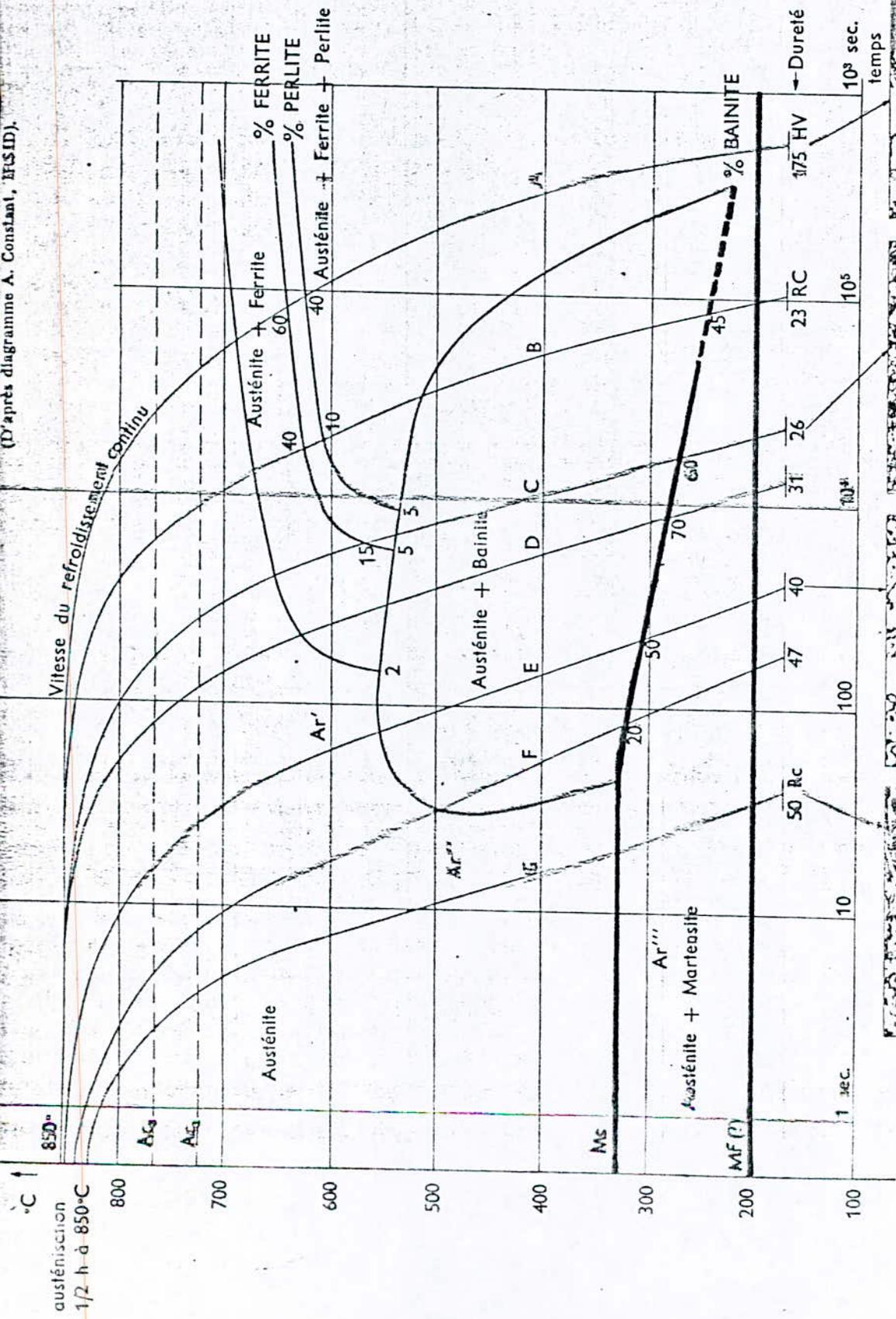
Influence de la teneur en éléments d'alliage sur M_s et M_f

Fig

DÉCOMPOSITION ANISOTHERME DE L'AUSTÉNITE

(30 NC 11).

(D'après diagramme A. Constant, I.H.S.I.D.)



z

CLASSIFICATION DES ELEMENTS D'ALLIAGES.

L'analyse des diagrammes d'équilibres (FIG 1,2) qui illustrent les différents modes d'actions des éléments d'alliages sur l'allotropie du fer ; nous a permis de classer ces éléments en deux catégories ; suivant qu'ils ont pour effets d'accroître l'étendue du domaine austénitique ou au contraire de la réduire ; on distingue à cet égard ;

-LES éléments dont la présence accroît l'étendue du domaine austénitique tel que : Mn , Ni , Co , P1 .

-Les éléments dont la présence retrécit le domaine de stabilité de l'austénite tel que : Al , Si , Cr , Mo , W.

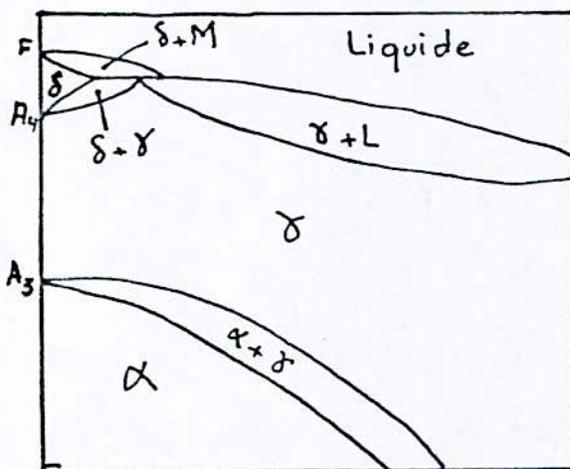


Fig 1 :

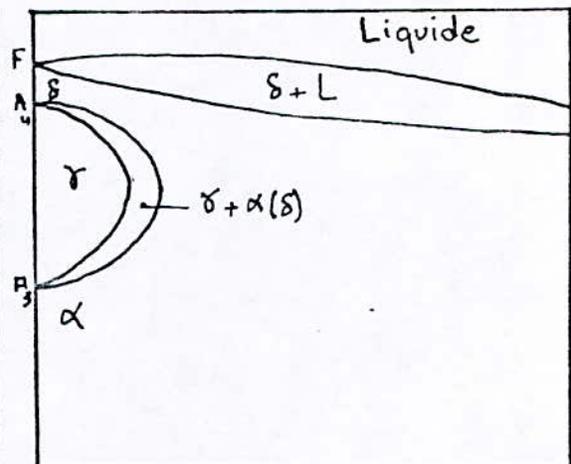


Fig 2 :

Une autre classification basée sur l'affinité pour le carbone des éléments d'additions, a en effet pour la conséquence d'interpréter de façon convenable les changements et les phénomènes qui se manifestent au cours des traitements thermiques, en particulier le revenu, et de définir le rôle de chaque éléments d'alliage.

On rencontre alors dans cette classification deux catégories d'éléments d'alliages à savoir :

4

- LES ELEMENTS GRAPHITISANTS .

Ce sont des éléments qui favorisent la graphitisation et ne forment pas de carbures complexes et ceux ci à cause de leurs faible pouvoir carburigène, ce sont: Co , Ni , Si , Al , Cu.

- LES ELEMENTS CARBURIGENES.

Ce sont des éléments qui contribuent à la formation des carbures complexes par suite d' une combinaison avec le carbone.

Notons que l'affinité de ces éléments pour le carbone est d'autant plus marqué que leur pouvoir carburigène est plus important. C'est ainsi que M^r GOULIAEV énonce une théorie qui montre que l'activité carburigène est d'autant plus grande que la sous couche "d" du métal de transition est moins complète. Le "Ni " , "Al" et le "Co" ne forment pas de carbures vu que leur sous couche "d" est plus complète par les électrons que le fer. Selon M^r J-BARRALIS les éléments carburigènes sont classés dans l'ordre croissant: Mn , Cr , Mo , W , V , Ti , Nb .

LES ELEMENTS D'ADDITIONS ET LEURS CARACTERISTIQUES.

CHROME.

Le chrome est un élément alphagène et carburigène de rayon atomique $R=2,878 \text{ \AA}$. Sa solubilité dans la ferrite peut atteindre 12% avec 0,5% C ET 20% dans l'austénite environ. Son action sur les microconstituants est de rendre plus aisée la formation d'austénite des aciers à bas carbone dont la teneur en chrome est inférieur à 12%; au delà de 15% de chrome la structure ferritique est conservée à toute température.

En ce qui concerne les aciers à carbone moyen la transformation perlitique est supprimée au delà de 3% de chrome, ce qui rend plus aisée la formation de la martensite pour des teneurs en chrome inférieurs à 3% .

Dans le cas des aciers à haut carbone, le chrome présente un double intérêt, il permet d'éviter la dissociation des carbures d'une part et contribue à la formation de la ferrite (à partir des carbures) d'autre part.

Son action sur les traitements thermiques est d'élever le point de transformation A3 et d'abaisser le point A4 (voir Fig) et de déplacer les courbes du diagramme TTT vers la droite, il permet aussi d'élever la température du début de transformation martensitique Ms .

Ses caractéristiques principales sont :

- Augmente la trempabilité.
- Elément alphagène.
- Elément moyennement carburigène.
- Contribue à augmenter la teneur à l'adoucissement lors du revenu des aciers à faible teneur en chrome.
- Contribue au durcissement secondaire lors du revenu des aciers à forte teneur en chrome et carbone.
- Provoque la fragilité au revenu des aciers Cr-Ni fortement alliés en chrome .

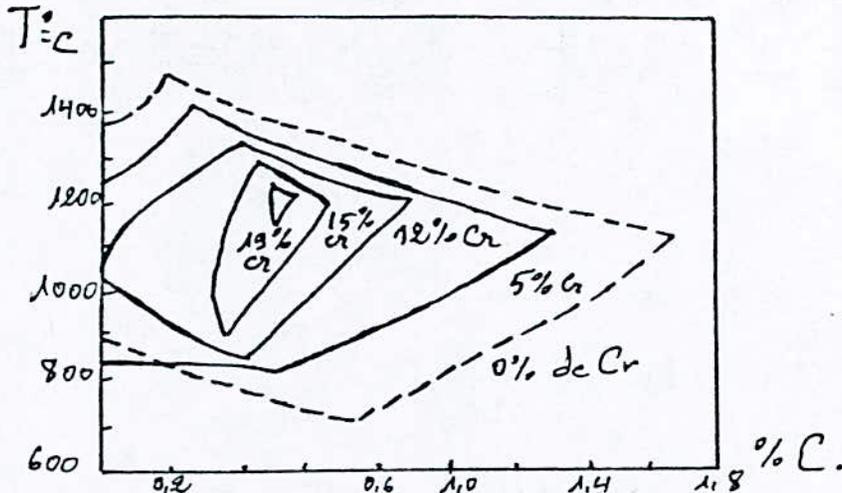


Fig 3 : Influence des divers teneurs en chrome sur les teneurs limites de carbone conduisant à la formation d'austénite pure à température élevée.

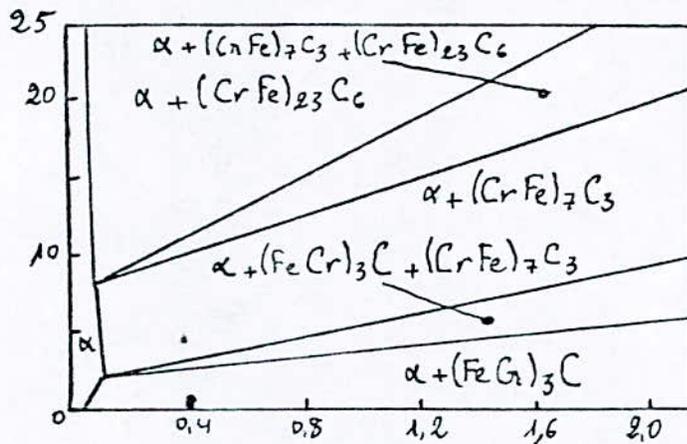
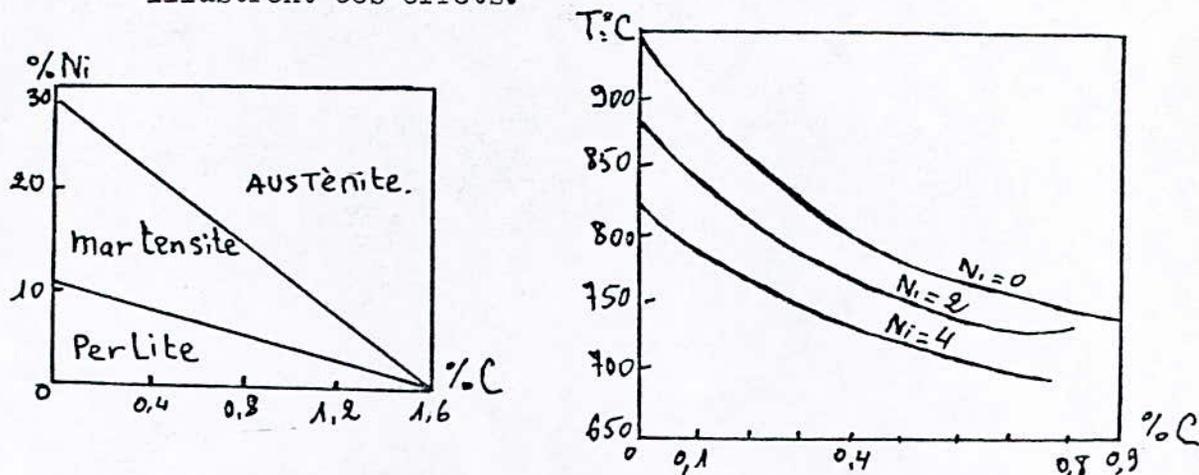


Fig 4 : Diagramme fer Cr-C à 850°C indique les limites d'existence phases.

NICKEL.

Le nickel est un élément de transition de rayon atomique R_2 .
 IL se cristallise dans le système CfC ; soluble en toute proportion dans l'austénite, et se dissout en quantité importante dans la ferrite.
 L'action du nickel sur les traitements thermiques est d'abaisser les points de transformation A1 et A3 (chaque % de nickel abaisse Ac1 DE 10° environ); il en résulte de ce fait que selon la teneur en carbone et en nickel, la structure de l'acier change complètement.

Fig 5 : Les diagrammes représentés ci dessous illustrent ces effets.



Ses caractéristiques principales sont :

- Élément gammagène et graphitisant.
- Favorise la formation de l'austénite résiduelle des aciers dont la teneur en carbone est supérieure à 0,5% environ.
- Élément perlitisant.
- Augmente la trempabilité.
- Rend austénitiques les aciers à forte teneur en chrome.
- Abaisse la T°C du point eutectoïde.
- Abaisse la T°C du point de transformation martensitique.

MOLYBDÈNE.

Le molybdène se cristallise dans le système cubique centré de paramètre égal à 3,140 Å, soluble dans les deux formes. Son action sur les traitements thermiques est d'abaisser sensiblement la température du point de début de transformation martensitique Ms. Il déplace les courbes du diagramme TTT vers la droite et diminue la T°C de transformation martensitique, diminue la T°C du point AC3 et augmente la T°C du point A4.

SES caractéristiques principales sont :

- Élément alphagène.
- Élément carburigène, son pouvoir carburigène est plus fort que celui du chrome.
- Diminue la vitesse critique de trempe.
- Elève la $T^{\circ}c$ de réaction eutectoïde.
- Augmente la température de surchauffe.
- Bonne tenue à la fragilité au revenu qui se manifeste pour des teneurs en molybdène supérieur à 0,25%.
- Augmente la résistance à haute température et la résistance au fluage.
- Il est conjointement employé avec le chrome pour la réalisation des aciers de construction à haut pouvoir trempant.
- Élément qui provoque un durcissement secondaire lors du revenu.

Avant d'examiner l'influence des éléments d'alliages sur les transformations au revenu des aciers, il est utile de donner une définition d'un revenu et ses intérêts pratiques.

—REVENU .

Le revenu est un traitement thermique qui consiste en un chauffage à la température inférieure à celle de trempe au cours duquel la structure hors d'équilibre obtenue par trempe évolue vers un état proche de l'équilibre physico-chimique 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 d'austénite résiduelle) .
- Provoquer l'adoucissement d'une phase trop fragile obtenue par trempe (martensite) .
- Augmenter dans certains cas la limite élastique par suite du relâchement des contraintes propres susceptibles d'une fragilité. (revenu de détente) .

Vu l'importance pratique accordée à ce type de traitement thermique il apparaît nécessaire de connaître les changements et les phénomènes qui se manifestent au cours de ce traitement .

—ETUDE DESCRIPTIVE DES TRANSFORMATIONS DE REVENU .

Il est préférable de donner une description détaillée sur les mécanismes des transformations de revenu dans le cas des aciers au carbone. Par ailleurs l'analyse des courbes dilatométriques et thermodilatométriques et différentielles ont permis de mettre en évidence 4 transformations, au cours desquelles se produisent des modifications physico-chimiques accompagnées des changements volumiques et des échanges de chaleur . Fig 6.18

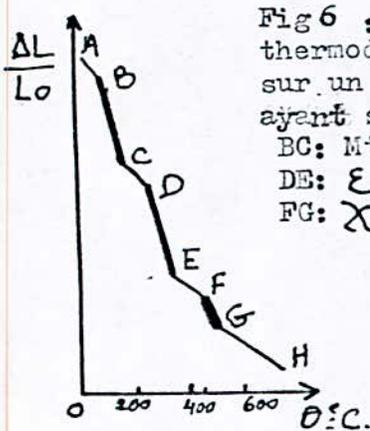


Fig 6 : Courbe d'analyse thermodilatométrique réalisée sur un alliage Fe-C à 0,96% C ayant subi une trempe.
 BC: $Mt \rightarrow Mr + \epsilon$.
 DE: $\epsilon \rightarrow \chi$.
 FG: $\chi \rightarrow Fe_3C$.

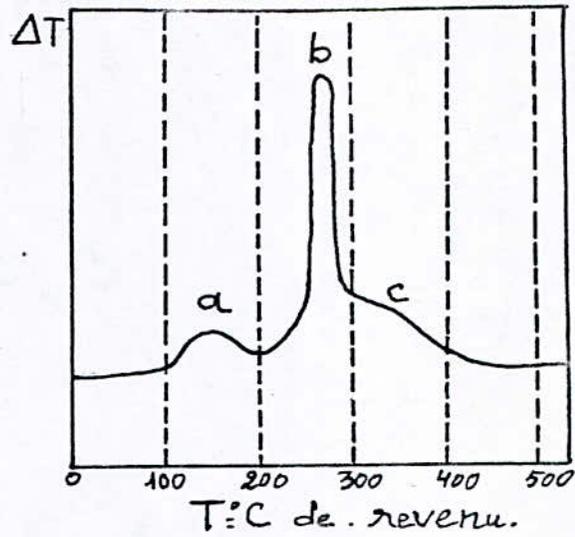


Fig 7 : Courbe d'analyse thermique différentielle ATD. Elle met en évidence les échanges thermiques se produisant au cours d'un revenu.

- a: $Mr \rightarrow Mo,25 + \epsilon$.
- b: $Ar \rightarrow Fe_3C + F$.
- c: $\epsilon \rightarrow Fe_3C$.

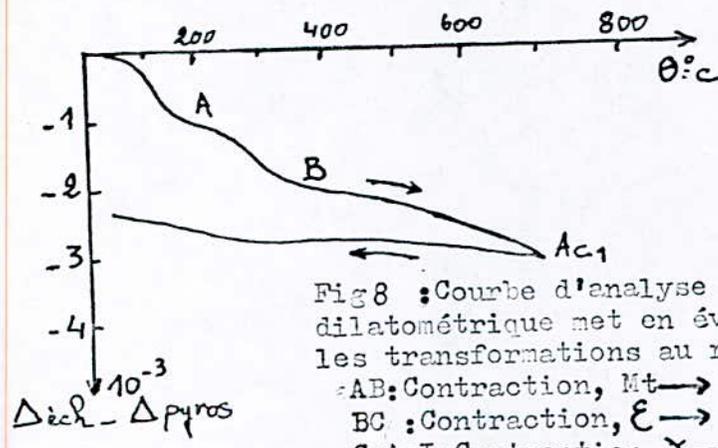


Fig 8 : Courbe d'analyse dilatométrique met en évidence les transformations au revenu.
 AB: Contraction, $Mt \rightarrow Mr + \epsilon$.
 BC : Contraction, $\epsilon \rightarrow \chi$.
 G: AcI: Contraction, $\chi \rightarrow Fe_3C$.

PREMIERE TRANSFORMATION DE REVENU ... 20°-350°c .

Elle est définit comme étant l'intervalle de température à l'intérieur duquel se produit la première et la deuxième transformation de la martensite. Des études menées par des métallurgistes, qui ont pour but de relever les phénomènes métallurgiques se produisant au cours d'un revenu ont montrés : qu'au basses températures et precisement entre 20- et 150°c de petits cristaux de carbures apparaissent par suite d'une faible diffusion du carbone qui entraînent un appauvrissement de la matrice (martensite initiale) en cet élément.

Notons aussi que dans ce domaine de température, seuls les cristaux de martensite adjacents à celle des carbures se décomposent selon la réaction $M_{ss}\alpha \rightleftharpoons \epsilon + M_r 0,25$; alors que les volumes plus éloignés gardent leurs concentration initiales;

Le cristal formée est un carbure epsilon se distingue de la cémentite par son réseau hexagonal compact et sa forte concentration en carbone, sa présence entraine un retard à l'adoucissement noté à 150°C et par fois à un durcissement résultant d'une dispersion fine. (Fig.10)

Une deuxième décomposition de la martensite qui s'opère entre 150°C et 350°C, consiste en une précipitation des autres cristaux de carbures suivi d'un grossissement. Le carbone apparaît dans cette étape comme plus actif qu'auparavant pour favoriser ce grossissement.

IL est intéressant de signaler que dans certains cas il peut y avoir une transformation de type $\epsilon + \text{FERRITE} \rightarrow \chi$ qui s'effectue dans le domaine 287-350°C, et produite par appauvrissement en carbone des carbures ϵ et donne lieu à un nouveau carbure χ orthorhombique et de formule chimique Fe_5C_2 .

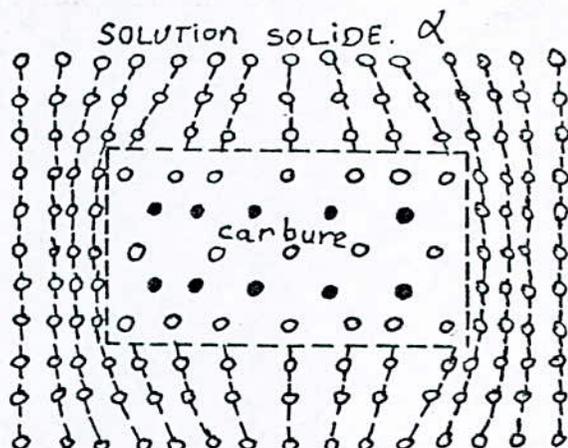


Fig 9 : Naissance d'un germe de carbure ϵ par suite d'une distortion du réseau.
● : Atome de carbone
○ : Atome de fer

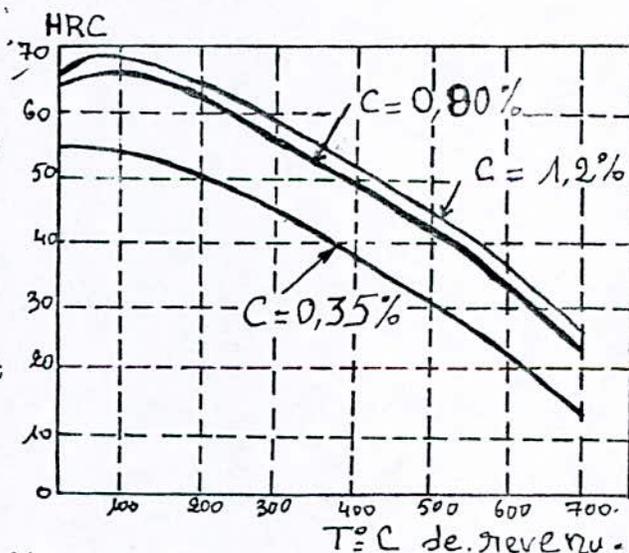


Fig10 : Adoucissement des aciers pendant le revenu.

La structure apparue au cours de cette transformation de revenu à la température 300°C est une martensite de revenu qui se distingue de celle obtenue par trempe par sa faible concentration en carbone et la dispersion des inclusions de petits cristaux .

—DEUXIEME TRANSFORMATION DE REVENU ... 250°-500°c .

On assiste au cours de cette transformation à la décomposition de l'austénite résiduelle qui s'effectue selon des réactions complexes (initialement) et à l'apparition de la cémentite ou parfois de la martensite ou bien des carbures qui constituent le produit de la décomposition.

Notons toutefois que cette transformation n'apparaît que dans certains aciers dont l'état initial est un mélange de martensite et d'austénite résiduelle.

La dilatation opérée vers 350°C qui apparaît sous forme d'une cloche sur les courbes dilatométriques relève cette transformation par mise en évidence d'une expansion volumique Fig 11 .

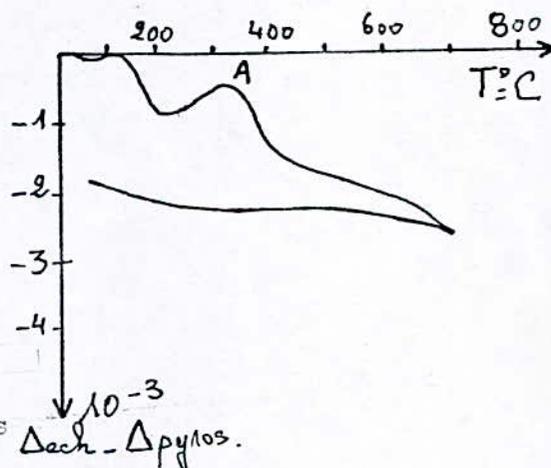
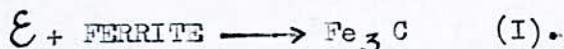


Fig 11 : Revenu d'un acier eutectoïde trempé à l'huile à 1000°C.

—TROISIEME TRANSFORMATION DE REVENU .

Elle se situe entre 300° ET 450°c environ, est caractérisée par la précipitation des carbures de cémentite à partir des carbures ϵ :

La réaction qui en découle est (dans le cas général) :



Dans certains cas la réaction (I) s'écrit; $\chi + \text{FERRITE} \longrightarrow \text{Fe}_3\text{C}$

Une autre caractéristique de cette transformation est la suppression des contraintes internes produites par suite d'un retour complet de la maille de martensite à sa forme cubique. La structure obtenue s'appelle la TROCOSTITE DE REVENU .

QUATRIEME TRANSFORMATION DE REVENU...450°-AcI .

Elle est caractérisée par la coalescence, le grossissement et la sphéroidisation des carbures ϵ qui engendre une contraction du volume. La structure apparue au cours de cette transformation est une **SORBITE GRANULAIRE** .

FACTEURS INFLUENCANT LE REVENU DES ACIERS .

Le revenu dépend de plusieurs facteurs , à savoir :

-ETAT INITIAL. Pour une même température et un même temps de maintien ,plus l'état initial est dur plus la dureté après revenu est grande (Fig 12) .

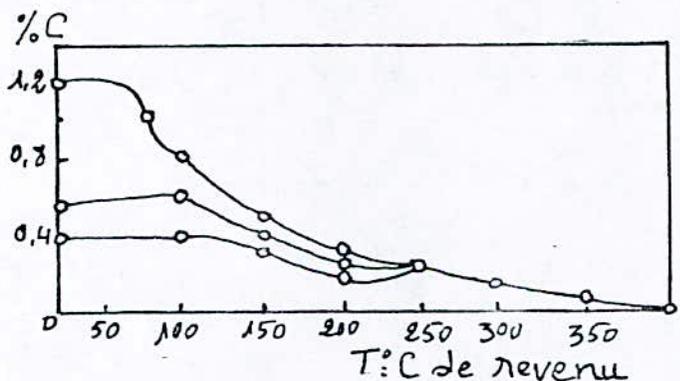


Fig 12 :Teneur en carbone de la martensite en fonction de la température de revenu .

-TEMPERATURE DE REVENU . L'évolution de la dureté en fonction des température de revenu (Fig13) témoigne du fait que la température peut être considérée comme étant le facteur essentiel de revenu.

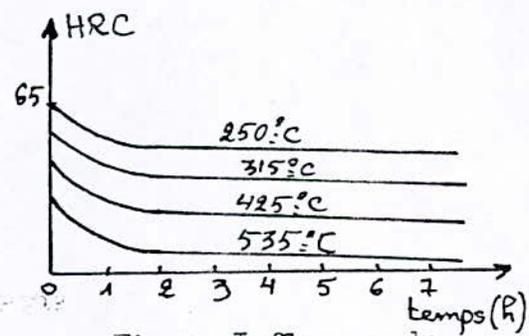


Fig13: Influence du temps de revenu sur la dureté .

-TEMPS DE REVENU . Il s'agit dans le même sens que la température, la dureté diminue lorsque le temps augmente; En se basant sur ces derniers facteurs ^{rs} HOLLMON et JAFTE ont établi une relation entre la dureté, le temps et la température de revenu par l'équation:

Dureté = $f(T(c+\log t))$.
 c: CONSTANCE qui dépend du % de carbone .
 T: TEMPÉRATURE
 t: TEMPS

Avec une bonne approximation ,elle s'applique pour de nombreux aciers moyennement alliés.

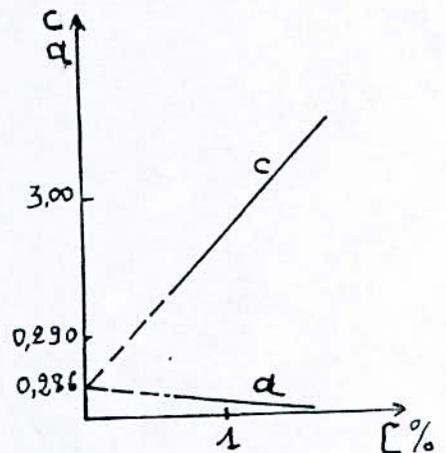
COMPOSITION CHIMIQUE .L'etat initial est influencé d'une part par la teneur en carbone (Fig 1),et d'autre part par les éléments d' - alliages qui rallentissent le processus diffusionnel du carbone modifient la cinétique des transformations de revenu .

INFLUENCE DES ELEMENTS D'ADDITION SUR LA TEMPERATURE ET CINETIQUE
DES TRANSFORMATIONS DE REVENU .

Avant d'examiner en détail la question du mode d'action des éléments d'alliage sur les températures de transformation du revenu, il convient de signaler quelques effets communs provoqués par ^{Ces} éléments.

Notons tout d'abord que les éléments d'addition n'exercent aucun effet sur le mécanisme des transformations de revenu, leur présence affecte surtout les températures du début et de la fin des transformations et leurs cinétiques. De plus les éléments d'alliages n'influencent pas sur le domaine de température à ^{l'intérieur} duquel se produit la première décomposition de la martensite qui a lieu aux températures inférieures à 150°C.

Ceci résulte du fait que la cinétique de cette transformation ne dépend que de la sursaturation de la solution solide α en carbone et par conséquent de la diffusion du carbone. (Fig. suivante)
La perturbation du réseau cristallin de la martensite dépend que du % de carbone au $T^{\circ} < 150^{\circ}\text{C}$.



$$c/a = 1 + 0,046 \% \quad ; c \text{ et } a \text{ sont les paramètres du réseau cristallin de martensite .}$$

D'autre part la redistribution par diffusion des éléments d'alliages ne se produit pas et les carbures précipités « ϵ » ont la même teneur moyenne en éléments d'alliages que la martensite, ce phénomène apparaît évident car la diffusion des éléments dépend :

- De la température $D = D_0 \exp(-\Delta H/RT)$.
- De la nature du solvant.
- De la concentration des éléments qui diffusent et celles des autres éléments. Dans le cas des aciers le carbone gêne la diffusion des éléments carburigènes (Cr, W, V, ...).

-Mode de combinaison: Le coefficient D de diffusion des éléments d'insertion est supérieur à celui des éléments en substitution .
 Aux températures relativement basses ($< 150^{\circ}\text{C}$) les éléments d'alliages sont donc sans effet .

Cependant les effets des éléments se manifestent à partir de la deuxième décomposition de la martensite et par conséquent l'intervalle de température en déplaçant les points de transformations vers les températures les plus élevées .Ceci est dû vraisemblablement au ralentissement de la diffusion du carbone entre la solution solide α et les carbures qui dépend de l'affinité pour le carbone de ses éléments .Il en résulte donc que l'attention sera spécialement attirée sur les éléments graphitisants et carburigènes .

— INFLUENCE DES ELEMENTS GRAPHITISANTS SUR LES TEMPERATURES DE TRANSFORMATIONS DE REVENU .

L'analyse des courbes dilatométriques des aciers contenant des éléments graphitisants montre que ces éléments influent seulement sur la température de la fin de la première transformation et sur les températures du début et de la fin de la troisième transformation ; ils déplacent ainsi l'intervalle de température—à l'intérieur duquel se produit cette transformation— vers les $T^{\circ}\text{C}$ les plus élevées (Fig 15) .

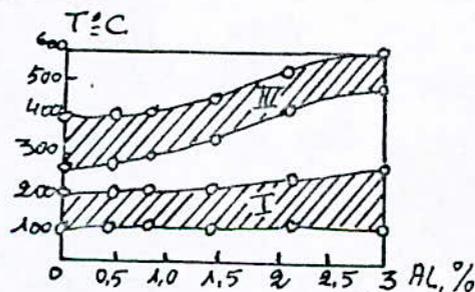


Fig 15: Influence du % d'Al sur la 1^{ère} et la 3^{ème} transformation du revenu .

C'est ainsi que le silicium retarde la précipitation des carbures Fe_3C ET ELARGIT le domaine de stabilité des carbures E . Signalons que ce rôle du silicium est attribué au fait qu'il est insoluble dans la cémentite, le rejet du silicium lors de la formation de celle-ci va engendrer un enrichissement qui provoque une augmentation de l'activité-

-du carbone et diminue par conséquent la diffusion de cet élément vers le carbure et ralentit la croissance de ces derniers . Fig 16

De l'autre côté les éléments graphitifiants élargissent le domaine de stabilité de l'austénite résiduelle (deuxième transformation) et la température de décomposition de celle ci est donc déplacée dans le sens des plus grandes températures (Fig) .

L'analyse par microscopie électronique des aciers de composition chimique ($Ni < 8\%$, $Si < 2\%$, $Al < 3\%$, $Cu < 2\%$) montre que ces éléments ne modifient pas la symétrie du réseau cristallin des carbures, leurs paramètres reste inchangé .

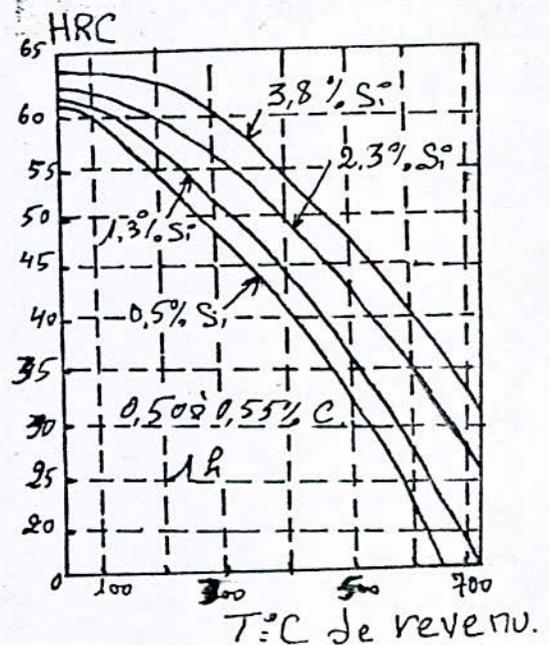


Fig 16 : Influence de la teneur en silicium sur les T°C de transformation de revenu après trempe d'un acier à 0,55% de C .

INFLUENCE DES ELEMENTS CARBURIGENES SUR LES TEMPERATURES DE TRANSFORMATION DE REVENU .

En règle générale les éléments carburigènes retardent la troisième transformation de revenu et influent d'une manière considérable sur la cinétique de cette transformation. Par ailleurs l'évolution de la dureté (Fig) avec la température de revenu des aciers au chrome et au molybdène montre qu'un retard à l'adoucissement apparaît :

A la température 500°C, dans les aciers à 4% de Cr et 0,35% de C
ET à la température 600°C pour les aciers à 0,5% de Mo et 0,35% de C .

Ce phénomène est attribué à la précipitation des carbures de cémentite ($FeCr_3C$) et ($FeMo_3C$) à la température supérieure à celle des aciers au carbone; Ce qui peut être expliqué par le ralentissement de la diffusion de ces éléments, et il résulte de ce fait qu'ils retardent la coalescence des carbures, la température du début de la quatrième transformation est donc relevée .

Dans le cas des aciers fortement alliés, le retard à l'adoucissement noté à partir de 500°C est remplacé par un durcissement dû à la coalescence des carbures spéciaux par suite d'un échange de carbone entre la cémentite et ses carbures. En ralentissant la marche de coalescence les éléments d'alliage déplacent l'intervalle de température de la 3^{ème} et la 4^{ème} transformation de revenu.

Ces phénomènes métallurgiques se rencontrent dans les aciers à forte teneur en chrome (% de Cr > 4%) et dans les aciers à teneur en Mo > 2%. L'analyse des courbes de dureté montrent que la tenue à l'adoucissement et le durcissement constaté dans les aciers molybdène ne se manifestent qu'à la température supérieure à celle des aciers au chrome; ceci est dû dans une large mesure à la faible diffusion du molybdène par rapport à celle du chrome, de l'autre côté les courbes de la (Fig 16') montrent que le tungstène et le vanadium suivent la même tendance que le molybdène car ils permettent de ralentir notablement la vitesse de croissance des carbures de chrome et contribuent ainsi au durcissement plus prononcé que celui provoqué par le chrome. Il en découle de ce fait un élargissement des intervalles de température de la 3^{ème} ET 4^{ème} TRANSFORMATION.

Notons aussi que les éléments carburigènes retardent la deuxième transformation de revenu et par suite stabilisent l'austénite résiduelle jusqu'à la température 600°C environ. La décomposition de celle-ci favorise la précipitation des carbures (Fig 17).

Entre 500°-650°C: La dilatation est attribuée à la précipitation des carbures .

650°-750°C: La dilatation est attribuée à la décomposition de l'austénite résiduelle .

760°-AcI : La contraction est attribuée à la coalescence des carbures spéciaux .

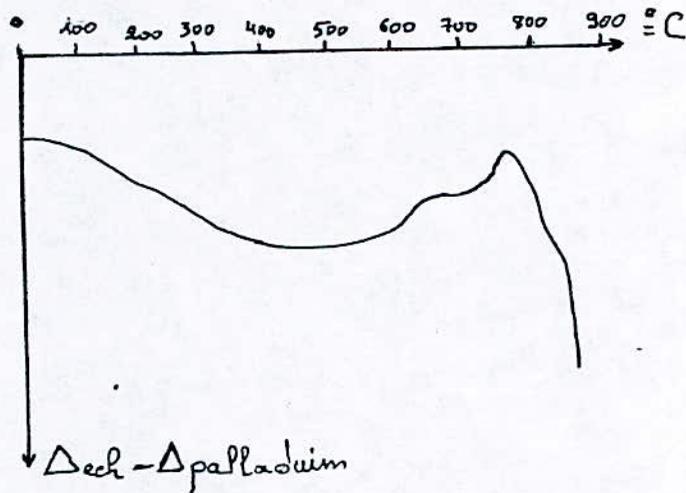


Fig: 17 . Courbe dilatométrique différentielle enregistrée avec étalon palladium de de l'acier à 0,4% C; 8% W; 4% Cr; 1% V.

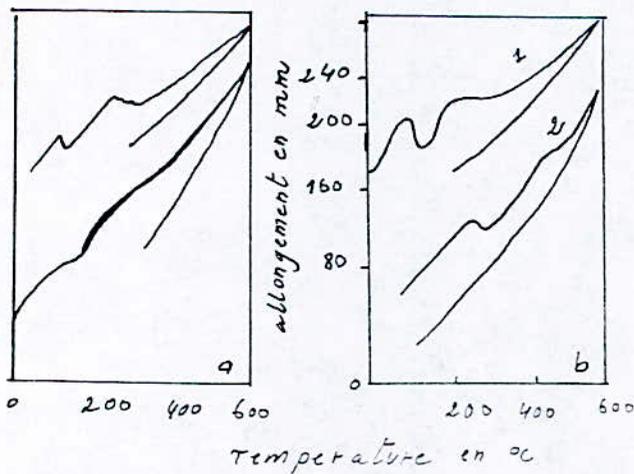


Fig 16' courbes dilatométriques de revenu des aciers

1 - 60 M 8 - 60 V 20

2 - 60 M 12 - 60 V 30

a) 60 M 8 - 60 M 12

b) 60 V 20 - 60 V 50

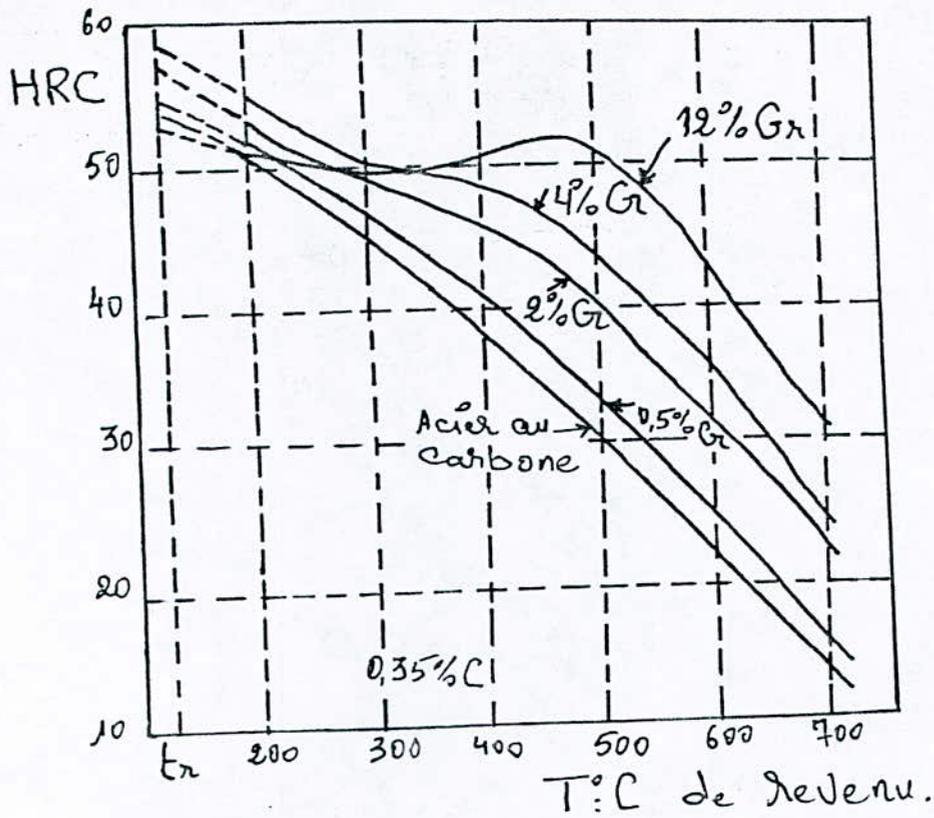


Fig 18 : Influence du chrome sur le revenu après trempe d'aciers à 0,35% De carbone.

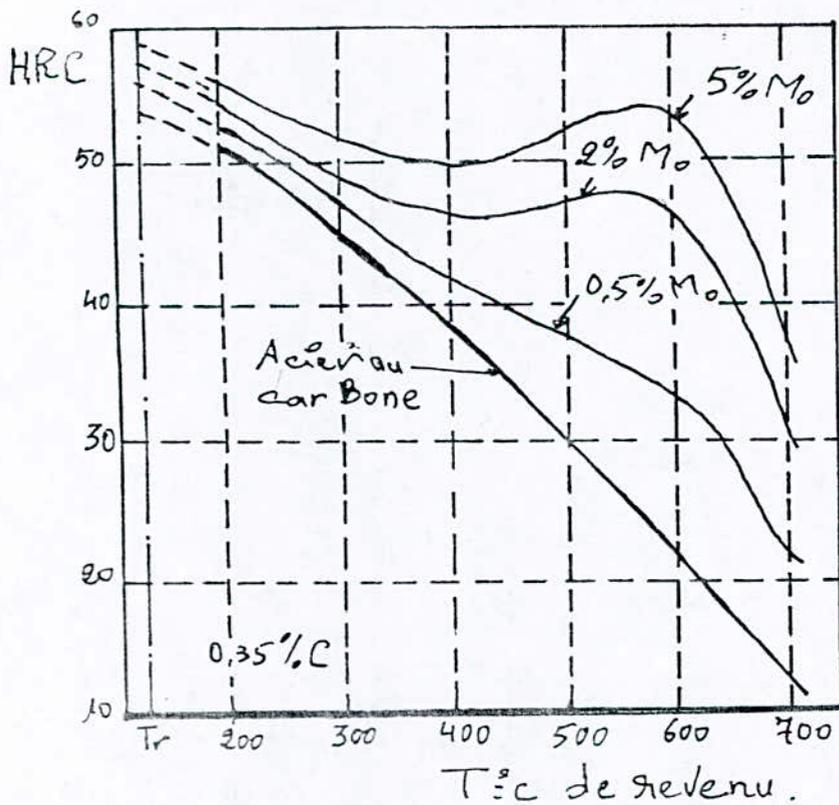


Fig 19 : Influence du molybdène sur le revenu après trempe d'aciers à 0,35% C.

CHAPITRE «2»

°° Etude

éxperimentale°°.

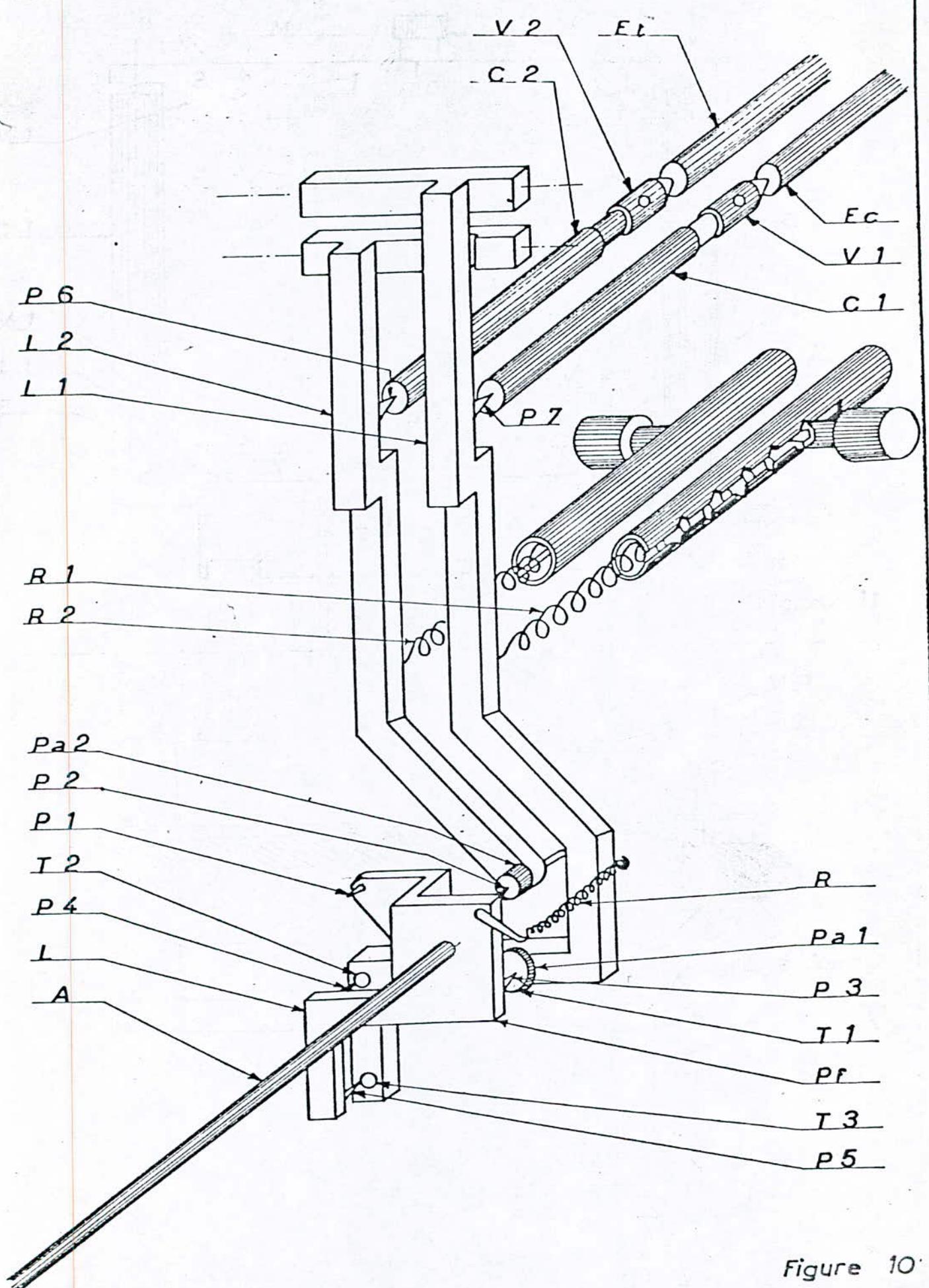


Figure 10

ETUDE EXPERIMENTALE.

Notres techniques expérimentales se limitent aux méthodes d'investigations qui sont pratiquement semblables à celles préconisées pour étudier les cinétiques de transformations au chauffage des aciers, mais qui présentent l'avantage d'interpréter les résultats obtenus de façons claires et simple, sans avoir recours aux équipements sophistiqués.

Notre choix de méthodes s'est donc porté sur :

- La dilatométrie différentielle.
- La dureté.
- La micrographie optique.

A côté de ces méthodes décrites pendant l'étude expérimentale, on rencontre le mode opératoire qui constitue la partie essentielle de ce chapitre.

Méthodes d'investigations.

DILATOMETRIE.

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.

PRINCIPE DE LA METHODE DILATOMETRIQUE DIFFERENTIELLE.

Son principe est essentiellement fondé sur l'identité de la T° des éprouvettes; L'enregistrement de la courbe différentielle $\Delta_{éch} - \Delta_{ét} = f(T)$ 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, celles-ci composent par le biais du levier la dilatation des éprouvettes en une courbe dont les coordonnées cartésiennes sont exprimés par des équations.

LES équations sont les suivantes :

$$X = K_1 L_0 (\Delta_{pyros} - \Delta_{SiO_2}) \quad (1)$$

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

AVEC: $K_1 = 87,8$ mm Coefficients d'amplification de l'appareil .
 $K_2 = 143,2$ mm

ET $L_0 =$ longueur initiale des éprouvettes .

$\Delta L = \frac{L - L_0}{L_0}$: Allongement unitaire .

Pour graduer l'axe des abscisses de 100 en 100 degrés il suffit d'appliquer la formule (1) en donnant successivement au terme $(\Delta_{pyros} - \Delta_{SiO_2})$ les valeurs correspondantes lues dans la table de dilatation du pyros.

Le tableau ci dessous récapitule les résultats obtenus .

T:°C	$10^3 (\Delta_{\pi} - \Delta_{SiO_2})$	X T (mm)
100	1,27	7,24
200	2,60	14,80
300	4,02	22,90
400	5,56	31,7
500	7,20	41
600	8,92	50,8
700	10,73	61,3
800	12,61	72,

Pour graduer l'axe des ordonnées il suffit de remplacer les valeurs K_2 ET L_0 dans la formule (2) et de prendre $\Delta_{ech} - \Delta_{pyros} = 10^{-3}$ on trouve $Y = 9,3$ mm D'ou l'on déduit que l'unité suivant CY 1 vaut 9,3mm.

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 .

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 se -

-refroidit jusqu'à ce que la contraction du fil f rétablisse le contact palette-lame par l'intermédiaire de l'aiguille A provoquant ainsi le passage du courant de chauffe et par conséquent le chauffage des éprouvettes de l'autre côté la mise en marche du mouvement d'horlogerie permet d'accentuer le processus décrit ci dessous en élevant la T°c (dans le cas d'un chauffage) et en abaissant la T°c (dans le cas d'un refroidissement), ce mécanisme permet ainsi d'avoir une vitesse de chauffage ou de refroidissement lente.

DURETE.

La dureté se révèle apte à traduire les modifications de l'état physico-chimique et structurale produites par les traitements en une grandeur scalaire se comportant ainsi comme caractéristique mécanique d'un matériau d'une part, et servant comme outil de comparaison d'autre part.

- Principe.

Son principe est fondé essentiellement sur la profondeur de la pénétration du pénétrateur et la valeur de la charge .

MICROGRAPHIE OPTIQUE .

L'étude micrographique permet de suivre l'évolution de la martensite entre les points Ms-AcI par identification de structures obtenues au terme de chaque température de revenu .

MODE OPERATOIRE .

Nous avons réalisé nos essais dilatométriques à l'aide d'un dilatomètre CHEVENARD à enregistrement mécanique de type DMI5 simple muni d'un four du type CTDM à réglage automatique. Les deux éprouvettes ont été soigneusement placées à l'extrémité des tubes en quartz, ceux-ci sont placés en position horizontale au milieu du four .

La température du four est prise par un thermocouple CROMEL-NICKEL-CROMEL. Nous avons pris la précaution de placer la soudure à l'aplomb du milieu des éprouvettes de telle sorte que la température enregistrée soit plus proche de celle des éprouvettes. La vitesse de chauffage est de 150°C/h environ. Les températures initiales et finales des essais sont respectivement 25°C, $A_{c1} = T^{\circ}C$ du début de transformation austénitique. La mise en marche du dilatomètre a été effectuée comme suit : Mise en marche du mouvement d'horlogerie ensuite celui du four en appuyant sur les boutons G ensuite F et en fin mise en marche du chariot.

—ESSAI DE MICRODURETE .

Nous avons utilisé la méthode de vickers qui consiste à enfoncer sous une charge constante P, une pyramide de diamant à base carrée (laisse une empreinte provoquée par la charge P) dont l'angle au sommet égal à 136° ; La microdureté du matériaux s'exprime alors par le nombre de

$$\text{vickers : } H_v = \frac{1,854 P}{d^2}$$

—Exécutions des essais .

Les conditions d'exécutions sont :

- Charge appliquée est de 200g.
- Surface du matériau est poli .

La valeur de la microdureté est obtenue à partir d'un tableau de conversion qui donne directement le nombre de vickers à partir de la moyenne arithmétique des deux diagonales de l'empreinte. Le nombre des essais effectués pour chaque échantillon est supérieur à trois

—Etude micrographique .

Pour les examens de micrographie optique, les échantillons ont été enrobés, polis au papiers émeris du plus gros au plus fin enfin avec du feutre, puis attaqués avec une solution de nital durant 16 secondes. La prise de photographies avec un grossissement de 500, nous a permis de relever les structures illustrés dans ce polycope .

MATERIAUX ETUDIÉS .

Notre étude porte essentiellement sur les aciers à 0,35% de carbone.

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

DESIGNATION	COMPOSITION CHIMIQUE							
	P %	S %	C %	Si %	Cr %	Ni %	Mn %	Mo %
XC 38	0,015	0,007	0,371	0,310	0,015	0,033	0,710	0,055
35 CD 4	0,013	0,005	0,389	0,249	1,015	0,090	0,745	0,210
30 NC 12	0,017	0,003	0,377	0,226	0,808	3,322	0,322	0,139
35 NCD 6	-	-	0,30	-	0,8	1,5	-	0,2

TRAITEMENT THERMIQUE DES ACIERS.

Les échantillons ont subi un cycle de traitement thermique qui comporte trois étapes :

-La première consiste en un chauffage à la température de trempe pour atteindre l'état austénitique .

-La seconde est le maintien à cette température pendant quelques minutes de manière à réaliser l'homogénéisation de l'austénite et la mise en solution des carbures et enfin la troisième étape qui consiste en un refroidissement rapide par immersion dans l'eau des échantillons qui doivent subir un revenu.

Cette dernière étape a pour but d'obtenir des échantillons à l'état martensitique. On porte ensuite pendant une heure à diverses températures (100°, 200°, 300°, 400°, 500°, 600°, 700°C) les échantillons qui doivent subir des essais de dureté et examens micrographiques.

Les éprouvettes conçues pour les essais dilatométriques ont subi seulement une trempe .

CHAPITRE «3»

°° Résultats

et

interprétation°°

Determination des températures de transformations
de revenu

La température de transformation ont été déterminé par 2 méthodes.

I) méthode graphique

La détermination des températures en un point quel-
quonquede la courbe seffectue de la façon suivante :

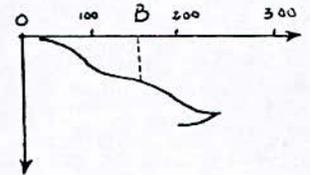
déterminer l'abs^sisse d'un point correspondant a la température a déterminer.

soit par exemple :

$|\vec{OB}| = X$ la valeur de cette abs^sisse en (mm)

en appliquant la formule (I) illustrée dans le chapitre 2

on trouve que pour le point B



$$\Delta\pi - \Delta s_{io_2} = \frac{X}{87,8 \cdot 65}$$

On se reportant a la table de dilatation du PYTOS on constate que :
la température a déterminer est comprise entre 2 températures illustrées
dans le tableau précédent T T T

Par interpolation linéaire entre ces 2 valeurs on trouve :

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta\pi - \Delta s_{io_2} \\ T_1 \\ T_2 \end{array} \right\} = r$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta\pi - \Delta s_{io_2} \\ T \\ T_2 \end{array} \right\} = S$$

avec $T = T_2 + AT$

D'ou $AT = \frac{(T_1 - T_2) \cdot S}{r}$

application numérique :

Labs^sisse du point correspondant a la température du début de la
la 1er transformation de revenu dans le cas de l'acier KC 38 est

$X = 7,4mm$

$$\Delta\pi - \Delta s_{io_2} = \frac{7,4}{7,8 \cdot 65} = 1,296 \cdot 10^{-3}$$

EN se reportant a la table de dilatation du PYROS on remarque :

$$a. 100^{\circ}C \longrightarrow = 1,27$$

$$a. 200^{\circ}C \longrightarrow = 2,6$$

par interpolation entre ces 2 valeurs on trouve :

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta\pi - \Delta s_{io_2} \\ \end{array} \right\}_{100}^{200} = 1,33$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta\pi - \Delta s_{io_2} \\ \end{array} \right\}_{100}^T = 0,266$$

$$\Delta T = \frac{100 - 0,266}{1,33} = 2$$

$$T = 102^{\circ}C$$

On procede de la même manière pour déterminer les autres températures correspondant a différents aciers.

La température du début de la 3eme transformation de l'acier XC 38 est alors : $T = 300 + 50,70$

$$T = 351^{\circ}C$$

La température du point A CI est : 692i ENVIRONS

cas de l'acier 30 NC I2

La température du début de la 3em transformation est : $385^{\circ}C$

La température correspondant au point ACi est

$$T.ACi = 673^{\circ}C$$

CAS de l'acier 35 CD 4

La température du début de la premiere transformation est sensiblement la même que celle de l'acier XC 38 = $102^{\circ}C$

Il en est de même pour la température du début de la 3^{em} transformation = 351°C

la température correspondant au point A C1 est :

$$(AC1) = 717^{\circ}\text{C environ}$$

cas de l'acier 35 NCD 6

la température du début de la troisième transformation est sensiblement la même que celle de l'acier

$$30 \text{ NC 12, } T_2 = 384^{\circ}\text{C}$$

la température correspondant au point AC1 est 705°C

2. Méthode directe

Cette méthode consiste à déterminer la température des échantillons à l'aide d'un thermocouple.

	température du début de la 1er transformation	température du début de la 3em transformation	température du point ACI
35 CD 4	137°C	360°C	737,64
30 NC I2	?	405,44°C	708,5°C
X C 38	137°C	360°C	721,75°C
35 NCD 6	?	405,44°C	721

Tout fois il est possible de déterminer les températures correspondant au point ACI par une formule empirique énoncée par Mr POR TEVIN $\bar{AC}_1 = 72I + 28 si + 15cr - 5 Mm - 10 Ni$

$$\underline{35 CD 4} : AC_1 = 72I + 28 \cdot 0,249 + 15 \cdot 1,015 - 5 \cdot 0,773 - 10 \cdot 0,090 = 738,432 \text{ } ^\circ\text{C}$$

$$\underline{30 NC I2} : AC_1 = 704 \text{ } ^\circ\text{C}$$

$$\underline{XC 38} : AC_1 = 726,055 \text{ } ^\circ\text{C}$$

Remarquons que les températures du point AC, déterminées par la formule empirique sont plus proche que celles indiquées par le thermocouple.
pour le 35 CD 4 : AC thermocouple = 737,64°C : AC (formule) = 738,43°C

Ainsi comme le confirme l'étude comparative des températures déterminée par différentes méthodes, les^{ci} indiquées par le thermocouple semblent être plus précises que celles relevées par la méthode graphique.

Analyse de la courbe dilatométrique de l'acier X 138

L'analyse de la courbe dilatométrique de cet acier fait apparaître au cours du chauffage une série de singularités correspondant à des contractions. L'ensemble de ces singularités peut s'interpréter en considérant tout d'abord l'évolution se produisant lorsque la transformation de revenu s'effectue en 3 étapes :

- La première : qui s'opère à 120°C environ jusqu'à (300 °C) . environ est attribuée à la transformation: martensite \longrightarrow (ϵ carbure)

- La deuxième : se réalise de 350 environ jusqu'à (450 °C) environ est imputée à la transformation (ϵ carbure) \longrightarrow Fe₃C (carbure)

- La 3^{ème} étape : est associée à la coalescence des carbures Fe₃C , l'étendue en température de cette étape est : (450 °C) - (721,7) °C

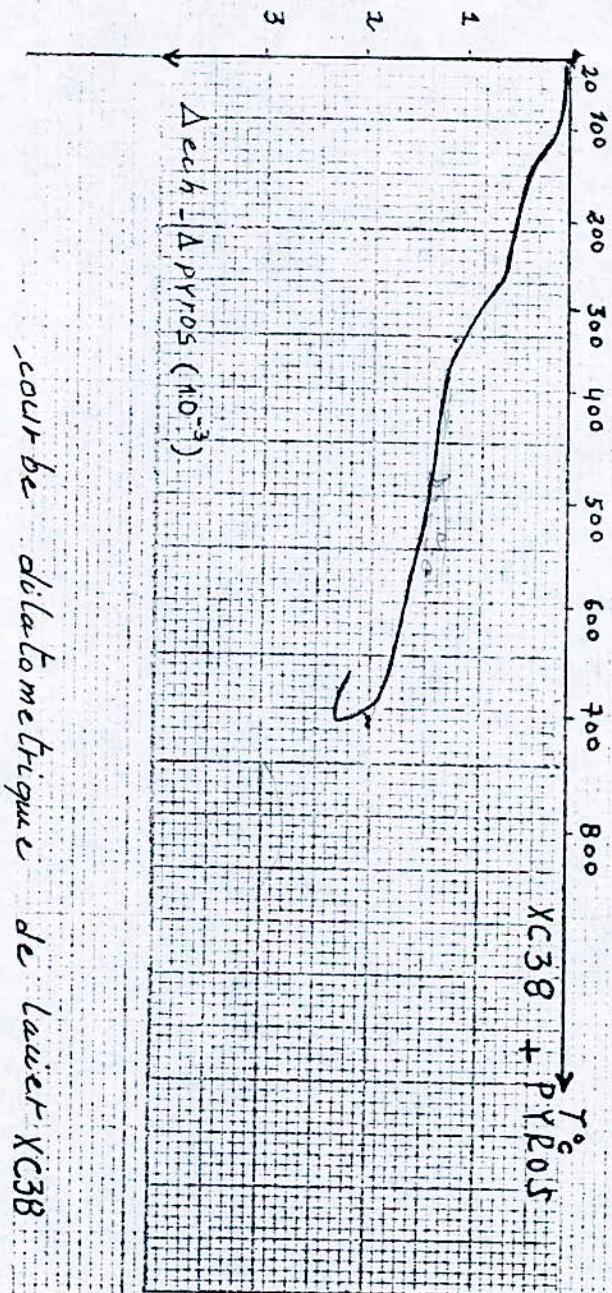
Analyse de la courbe de dureté

Mise à part un léger retard à l'adoucissement ; l'adoucissement est régulier; ceci traduit bien la précipitation des carbures et l'appauvrissement en carbone de la martensite initiale à 120°C .

La précipitation des carbures Fe₃C à partir des carbures ϵ et leur coalescence à 450°C environ, contribuent donc de moins en moins au durcissement du matériau et donne un produit doux par rapport à la martensite de trempe.

Analyse micrographique

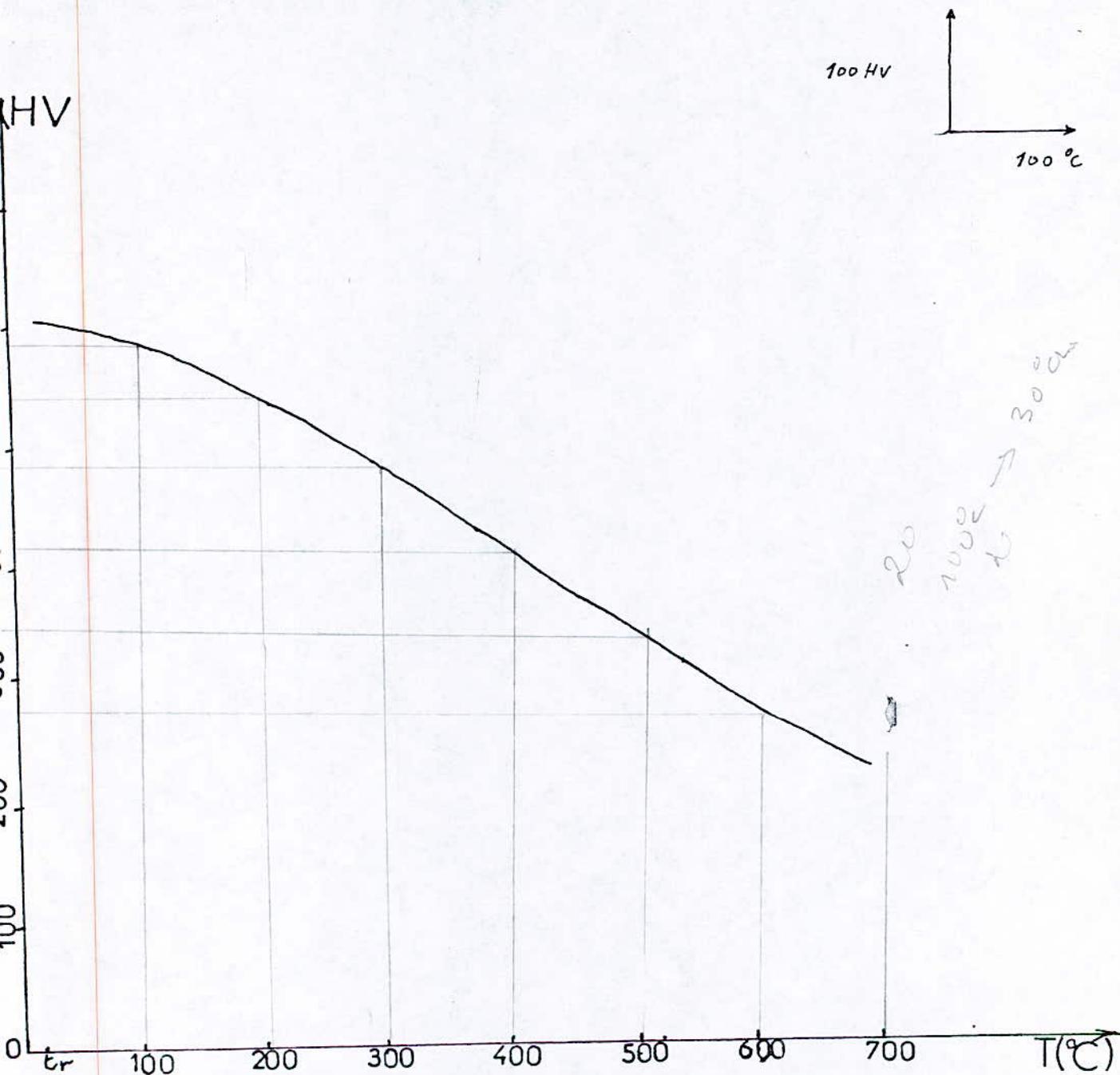
L'examen micrographique a permis de suivre les phénomènes, se produisant



courbe dilatométrique de l'aier XC38

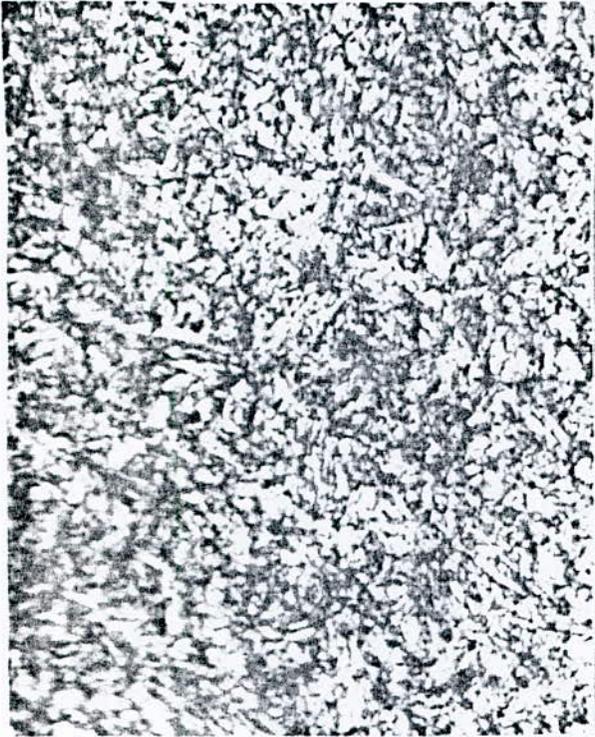
ACIER XC 38

ETAT	<i>trempé</i>	R200	R300	R400	R500	R600	R700
DURTE (HV)	612,3	541,6	483,0	412	345	276	244



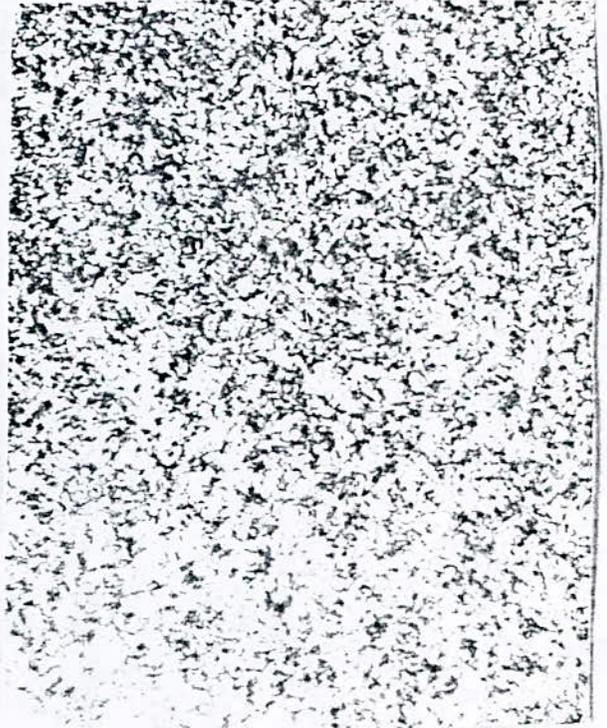
evolution

XC38



structure : martensite
de trempe
G: 500
attaque au nital

XC38



revenu à 300°C
structure troostite de
revenu



revenu à 500
structure : sorbite



revenu à 700
structure : sorbite
coalescence de la cémentite

ANALYSE DE LA COURBE DILATOMETRIQUE
ET DE DURETE DE L'ACIER
35 CD 4

Une étude comparative basée sur l'examen des courbes dilatométriques et de dureté des aciers XC 38 et 35 CD 4, nous a permis de constater que :

- L'addition de 1% de chrome et 0,25% de molybdène ne modifient pas les températures du début et de la fin de la 1ère transformation martensitique et par suite les phénomènes accompagnant cette transformation sont semblables à ceux précédemment décrits.

- La forme tourmentée de la courbe de dureté (voir figure) opérée à 500°C de l'acier 35 CD 4 traduit bien la tenue à l'adoucissement pour ces types d'aciers. Ceci est dû à un retard de coalescence des carbures $(Fe Cr)_3C$. Ce retard pourrait expliquer dans une certaine mesure l'influence favorable qu'exerce le chrome sur la 3ème transformation de revenu.

- Comme le confirme l'analyse de la courbe dilatométrique, la température du début de la 3ème transformation est la même que celle de l'acier XC 38.

- La température à partir de laquelle la cémentite commence à coalescer est relevée d'environ 50°C. Il en découle que le chrome retarde la coalescence de la cémentité.

- La température du point AC_1 est largement supérieure à 723°C ce qui permet de dire que le chrome, élément alphagène, stabilise la ferrite, en élevant les points AC_1 et AC_3 du diagramme fer - carbone.

L'ensemble de ces résultats nous a conduit à conclure que le chrome élargit l'intervalle de température à l'intérieur duquel se produit la précipitation et la coalescence des carbures Fe_3C et que pour des températures plus basses, 1% de chrome environ n'exerce aucun effet sur les températures des transformations de revenu. Notons à ce sujet que le coefficient de diffusion du chrome est très faible, et que l'absence de dilatations attribuées d'une part à l'échange de carbone entre les carbures spécifiques et la cémentité,

D'autre part à la décomposition de l'austénite résiduelle, résulte de la présence d'une faible teneur en chrome et en molybdène qui permettent pas la formation de ces carbures. Comme le confirme le diagramme des phases Fe-Cr-C et Fe-Mo-C les seuls carbures qui peuvent se précipiter dans notre cas sont $(\text{Fe-Cr})_3\text{C}$ et $(\text{Fe-Mo})_3\text{C}$ et de la présence d'une faible teneur en carbone qui ne contribue pas à la rétention à l'état trempé.

Signalons enfin que l'allure de la courbe de dureté correspondante à l'acier 35 CD 4 est semblable à celle de l'XC 38 au dessus de 600°C .

Ceci vérifie bien que les carbures de chrome $(\text{Fe-Cr})_3\text{C}$ exercent presque un même effet sur l'adoucissement que les carbures de cémentite.

Analyse micro graphique

L'examen micrographique nous a permis de déceler les structures de l'acier 35 CD 4 à différentes températures de revenu

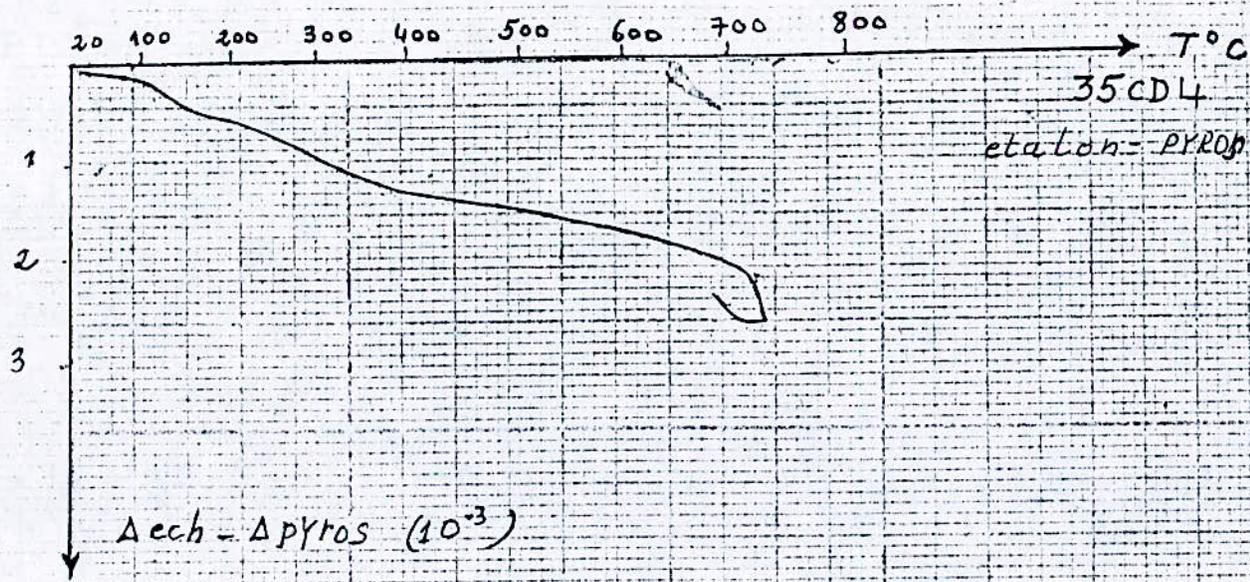
À l'état trempé : on voit apparaître la structure martensitique
À 300°C la morphologie de la martensite persiste. La structure apparue à cette température est la martensite de revenu

500 = on voit la structure :

troostite de revenu

600 = la structure notée est la sorbite de revenu

700 = sorbite coalescée

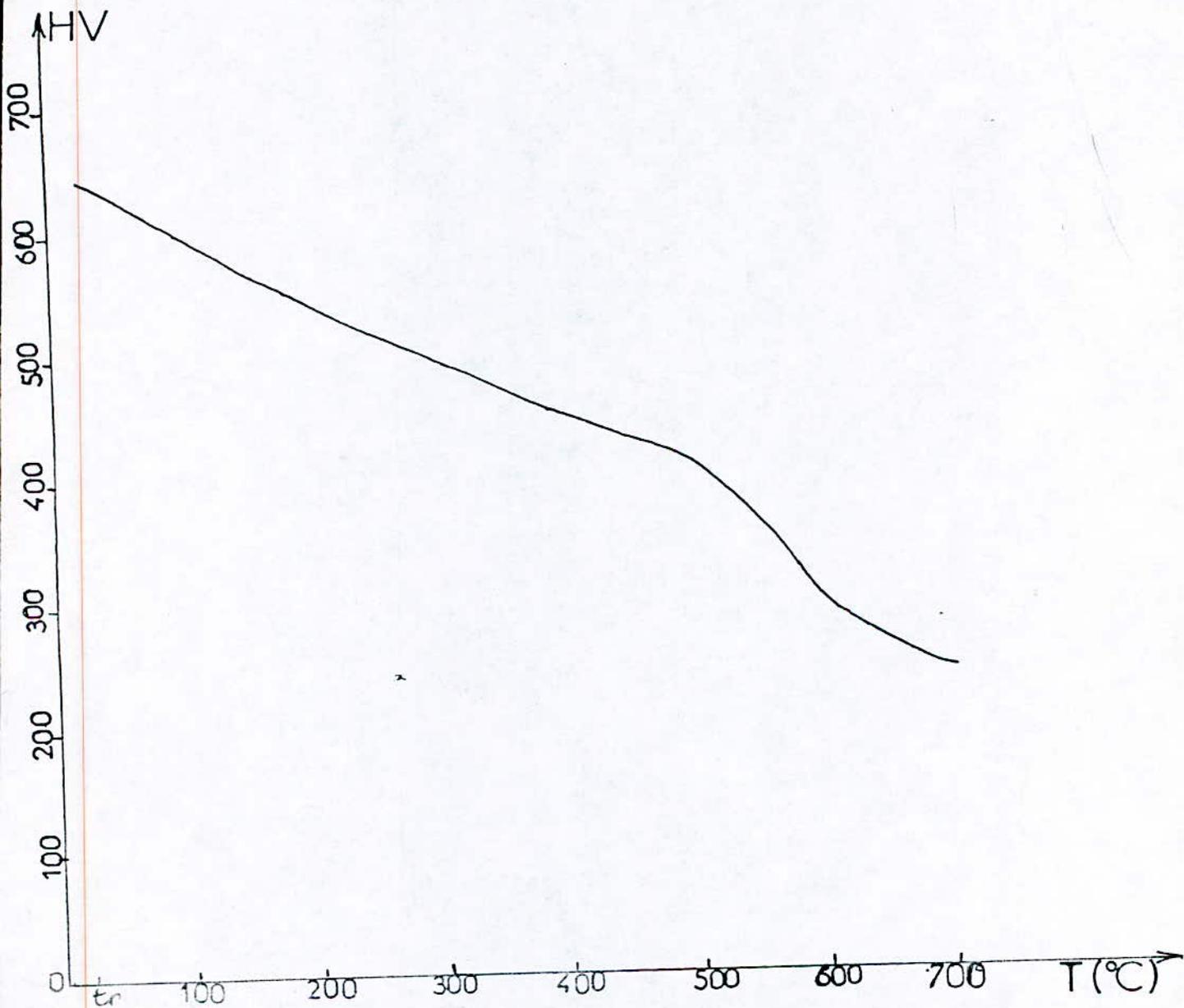


97

courbe dilatométrique de lauer 35CD4

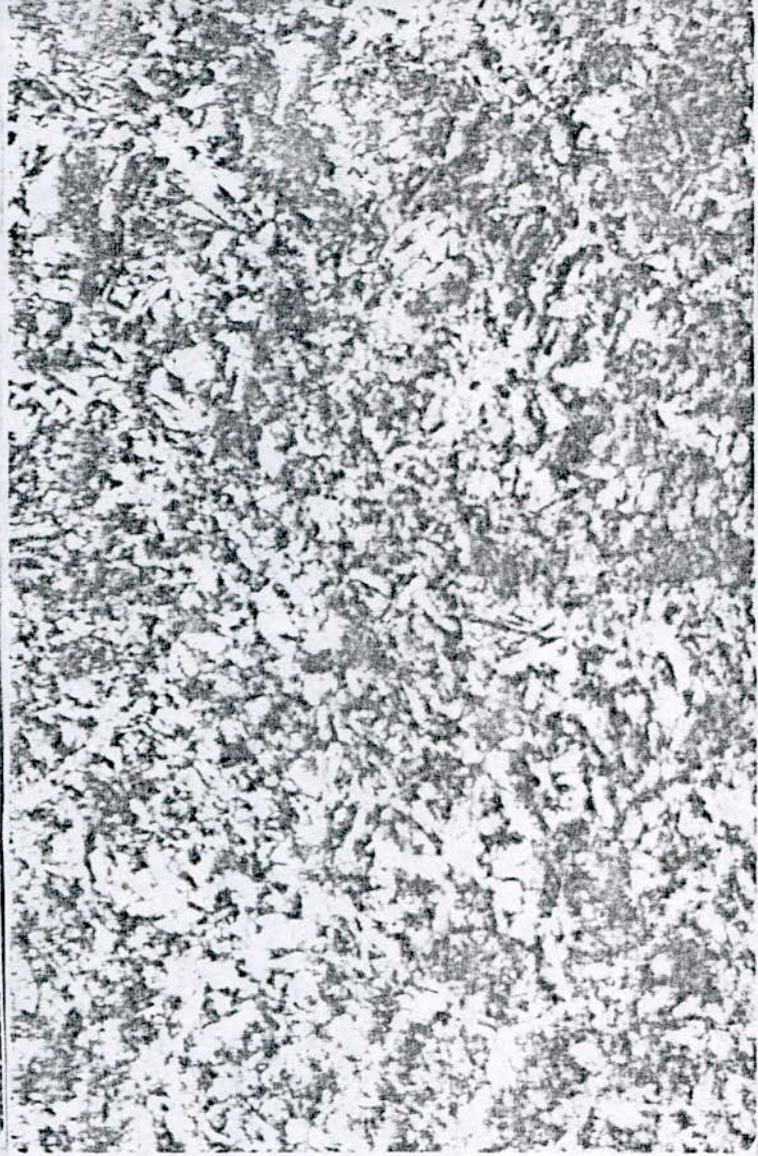
ACIER 35CD4

ETAT	<i>trempé</i>	R200	R300	R400	R500	R600	R700
DURTE (Hs)	629,3	544	504,3	450,8	413,5	302,2	252,7





Structure : martensite de trempe
grossissement : 500
attaque : au nital

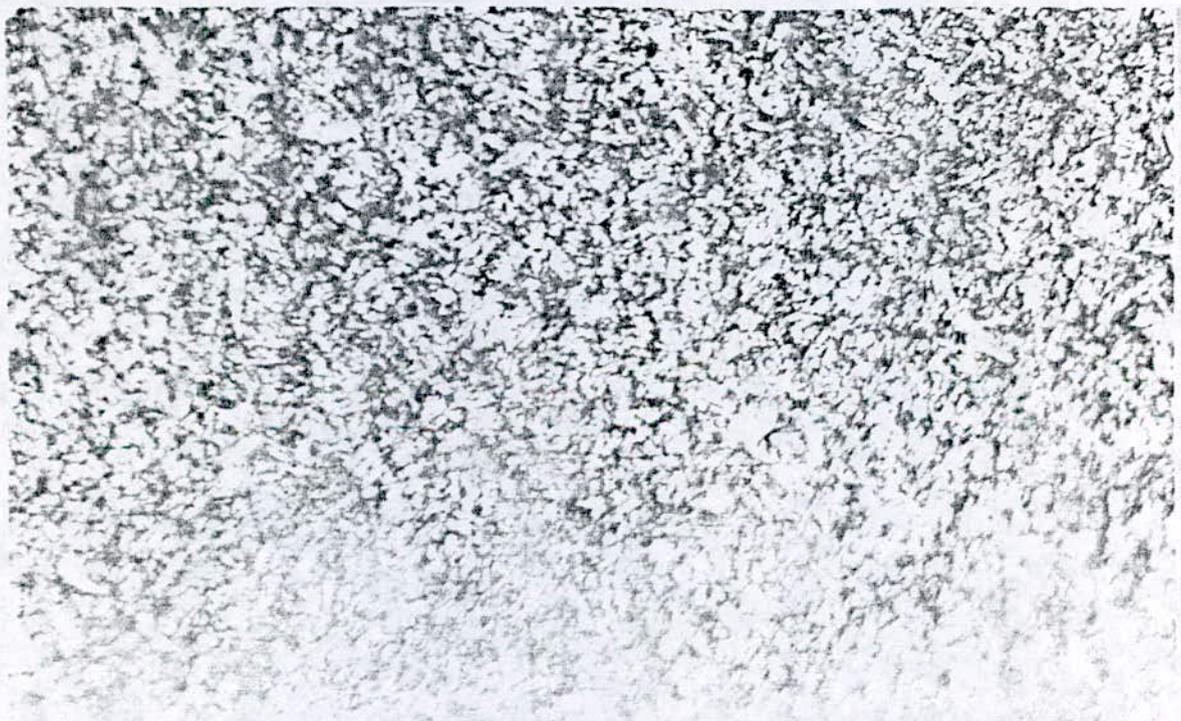


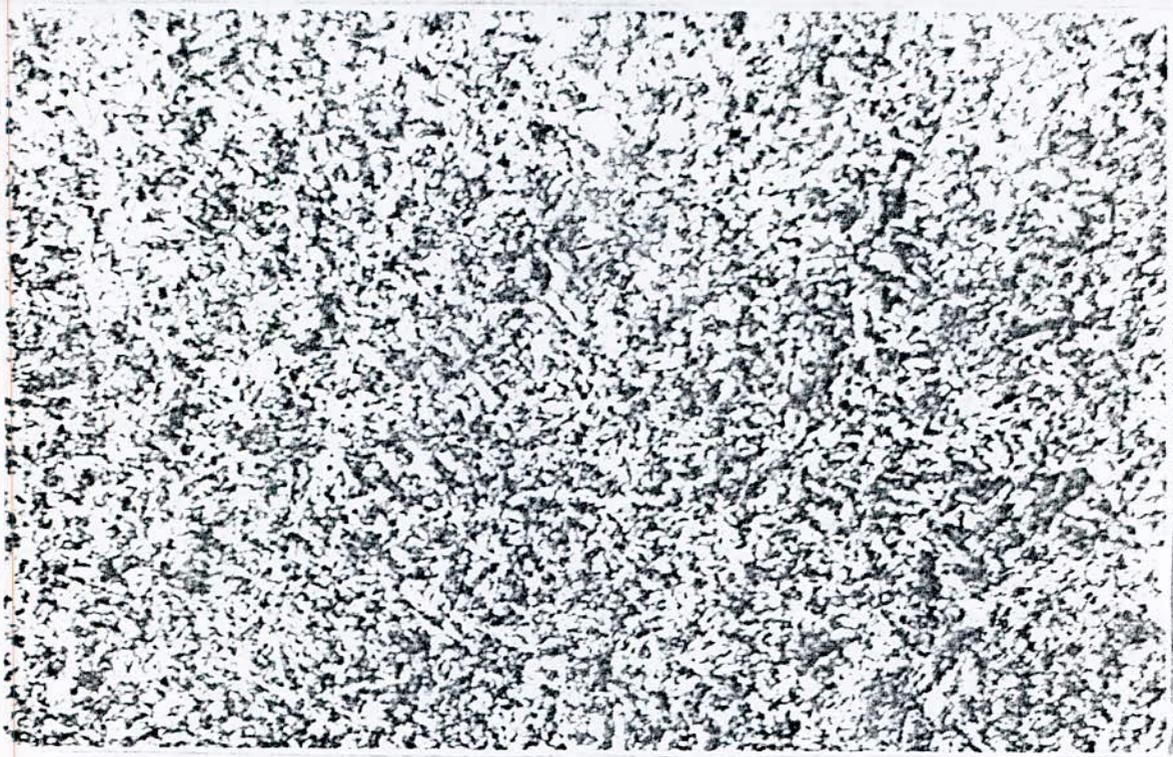
structure : martensite de revenu
revenu : 300 °C

Acier 35CD4

revenu : 300 °C

structure troostite de revenu





revenu : 600 °c

structure: sorbite de revenu

ACIER : 35CD4

revenu à 700 °c

structure : sorbite : coalescence de bicementite



ANALYSE DES COURBES DILATOMÉTRIQUES .
ET DE DURETE DES ACIERS
30 NC I2 ET 35 NCD 6

L'analyse des courbes dilatométrique et de dureté des aciers 30 NC I2, 35 NCD 6, et XC 38 nous a permis d'élucider quelques points important du comportement au revenu de ces aciers et de préciser le rôle du chrome, du nickel, molybdène au cours des transformations de revenu.

La température à partir de laquelle se produit la transformation ξ carbure \rightarrow Fe_3C carbone est relevée de 50° environ; ainsi comme le confirme l'étude dilatométrique de l'acier 30NC I2, la remontée de cette température à 400° C peut être liée à la nature et à la teneur en éléments d'addition de ces aciers. En effet l'étude comparative des courbes de dureté des aciers 35 CD 4, 30 NC I2 et l'analyse de la composition chimique, nous ont permis de conclure que:

Pour une même teneur en chrome (0,808% pour 30 NC I2 et 1,015 pour 35 CD) et des pourcentages de nickel différents; la température du début de la transformation $\xi \rightarrow Fe_3C$ est augmentée d'environ 50°C en présence de 3% de nickel. Cette constatation semble être en accord avec la règle générale qui énonce que:

Les éléments présents dans l'acier sauf le cobalt ralentissent les les diffusions et par suite les transformations.

La contraction volumique constatée sur les courbes dilatométriques des aciers 30 NC I2, 35 NCD 6 associée à la transformation $\xi \rightarrow Fe_3C$ est atténuée. Ce fait peut s'expliquer facilement par la décomposition de l'austénité résiduelle provoquant ainsi une dilatation qui compense ^{une} partie de la contraction associée à la précipitation et à la coalescence des carbures. C'est ainsi que l'analyse des courbes de dureté de ces aciers relève la retention de cette austénite et la précipitation des carbures Fe_3C par mise en évidence d'un léger adoucissement qui apparaît à 400° C environ. Ceci permet donc d'affirmer que le nickel, élément dominant dans ces aciers, stabilise l'austénite résiduelle et par conséquent déplace l'intervalle de température de la décomposition de celle ci vers les températures les plus élevées. L'étendue de cet intervalle est (400 à 500) environ.

Il y'a lieu de remarquer que la présence d'austénité apparaît accidentelle, du fait qu'en général les températures Mf de la plupart des aciers sont légèrement supérieures à la température ordinaire. Bien que le carbone et le nickel abaissent la température du Pt Mf, le pourcentage en ces éléments dans les aciers 35 NCD 6 reste insuffisant pour ramener ce point en dessous de 20°;
et 30NC I2

cette constatation a été bien vérifiée par le diagramme de la Fig page et le diagramme TTT du 30 NC II qui illustre le point M_s .

Toutefois en n'est conduit à admettre certaines hypothèses pour expliquer ce phénomène et en particulier :

- 1) La précipitation de la ferrite avant réaction martensitique peut augmenter la teneur en carbone de l'austénité mère et abaisser M_s et M_f . Si M_s est abaissée en dessous de l'ambiante il peut subsister de l'austénité résiduelle.
- 2) Le manque d'homogénéité peut contribuer à l'existence d'austénité résiduelle, par suite de la présence de zones à teneur élevée en carbone, avec limites de transformation en martensité plus basse que la normale; d'où austénité résiduelle à température ambiante.

En effet les conditions d'exécution des traitements thermiques ont permis de devancer la 2^{ème} hypothèse.

Un abaissement remarquable du point AC_1 en dessous de 723° constaté sur la courbe dilatométrique de l'acier 30 NC I2 nous a permis de confirmer que :

— Le nickel, soluble dans l'austénite, stabilise celle-ci et par conséquent abaisse les points de transformations AC_1 et AC_3 et élève le point A_4

L'ensemble de ces résultats nous a conduit à dire que le nickel exerce une influence favorable sur la 2^{ème} et la 3^{ème} transformation de revenu. Il permet ainsi de réduire l'intervalle de température à l'intérieur duquel se produit la précipitation et la coalescence des carbures Fe_3C et de déplacer l'intervalle de température à l'intérieur duquel se produit la décomposition d'austénité résiduelle vers les températures les plus élevées.

L'absence du crochet sur les courbes dilatométriques de ces aciers, marquant le sommet d'une expansion attribuée à la décomposition de l'austénité résiduelle résulte du fait que le manque d'homogénéité qui se manifeste dans les microconstituants au cours de l'austénisation n'est pas apte pour produire une quantité importante d'austénité résiduelle. De même l'abaissement du point M_f en présence de 3% de ni et 0,37% C n'est pas important pour provoquer la rétention d'austénite à la température ambiante.

Cette dernière constatation semble être en accord avec la règle qui énonce que : La rétention d'austénite (après trempe) est d'autant plus importante que la température de la fin de la transformation martensitique est basse. De même il a été possible de suivre par voie micrographique l'évolution de l'état martensitique de ces aciers avec les différentes températures de revenu.

Remarquons en premier lieu la structure typique d'un acier trempé qui se compose de martensite (apparaît sous forme d'aiguilles) et d'austénite résiduelle (taches blanches).

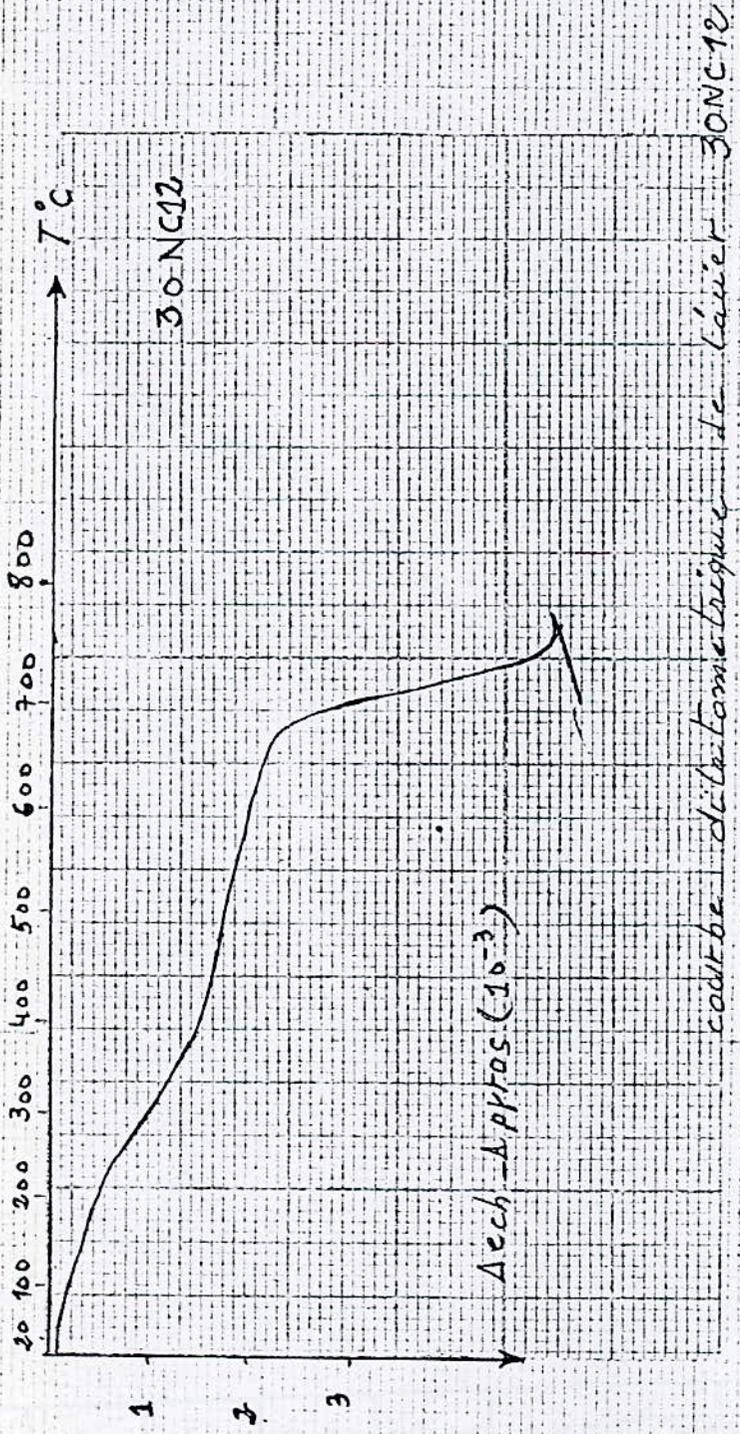
- A 300°C on voit apparaitre la structure martensite de revenu + austénite résiduelle. Notons qu'à cette température les particules des carbures de cémentite ne sont pas encore identifiées et que la morphologie de la structure martensitique persiste encore.

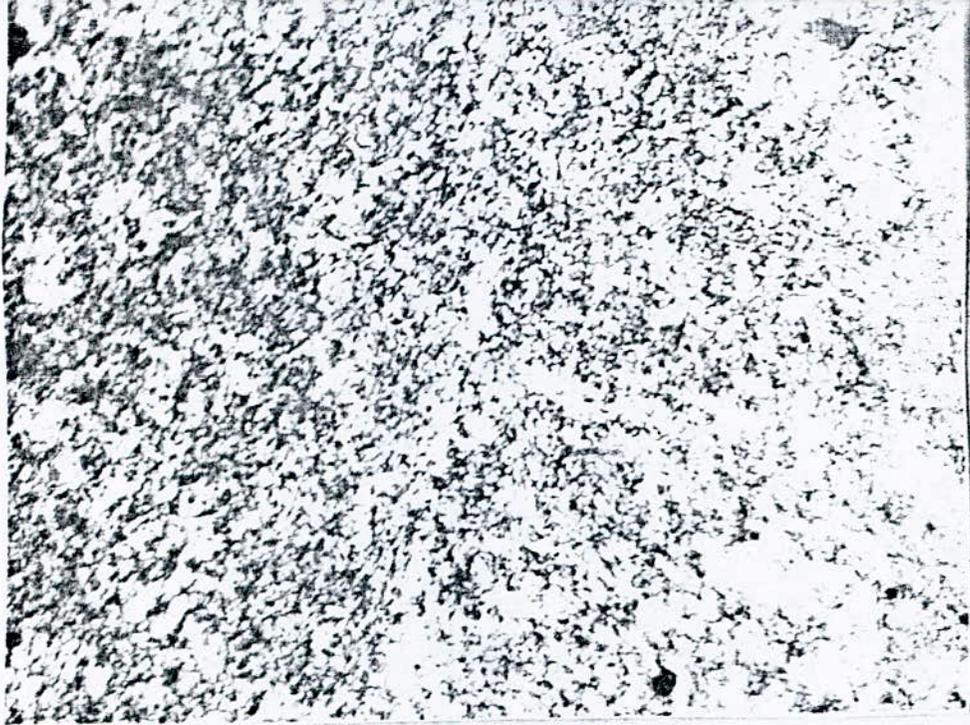
- A 400°C La structure précédente prend l'aspect d'une troostite, elle met en évidence la décomposition de l'austénite résiduelle.

- A 500°C On voit apparaitre des particules fines blanches de cémentite : C'est la sorbite de revenu.

- A 700°C La structure apparue est une sorbite coalescée produite par la suite d'une coalescence et d'une dispersion des particules fines de cémentite.

Des aspects analogues ont pu être observés sur les micrographies correspondantes à l'acier 35 NCD 6

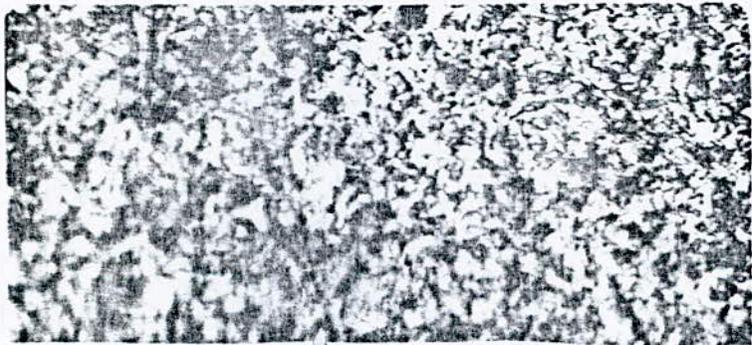




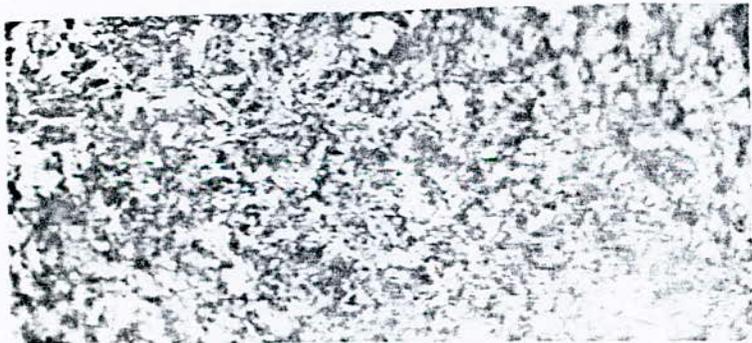
structure : martensite de trempe +
Austinite résiduelle

Acier : 30NC12

revenu : 300 °C



structure :
martensite de re-
venu + Austinite
résiduelle.

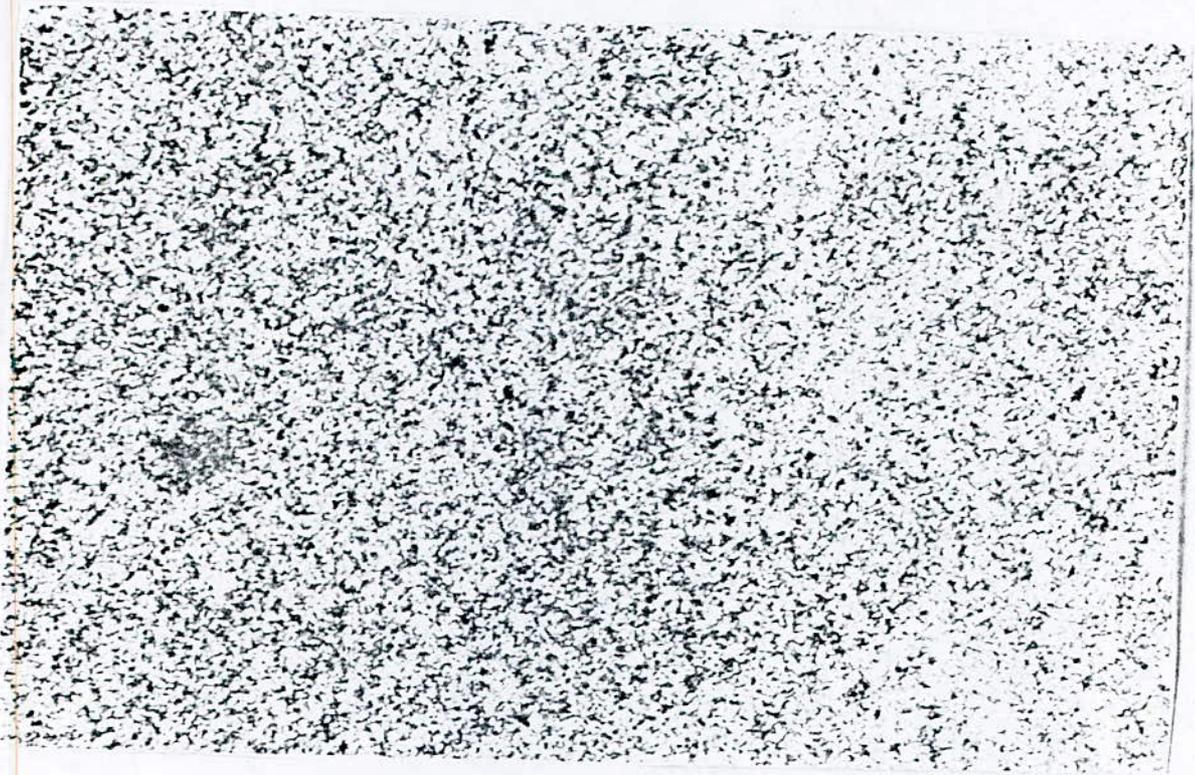


REVENU à 400°C
décomposition de
l'austinite résiduelle
structure troostite
de revenu

revenu : 400 °C

décomposition de l'austinite résiduelle

structure : troostite de revenu

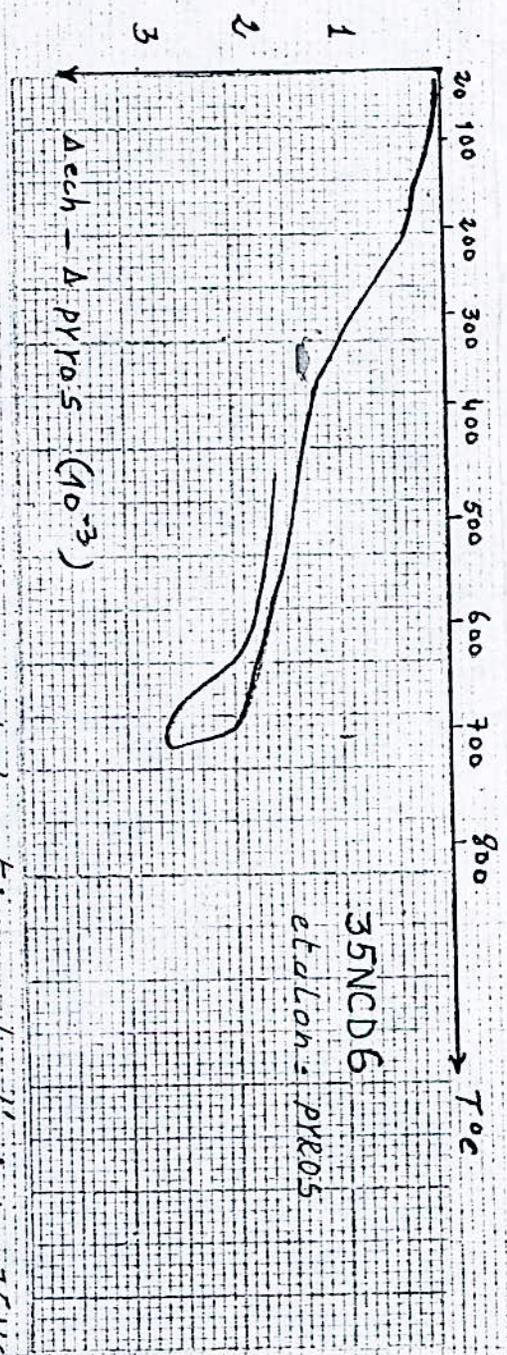


revenu de 500°C
structure: sorbite de revenu

Acier - 30NC 12

revenu de 700°C
structure: sorbite de revenu avec coalescence
et dispersion des particules de cémentite

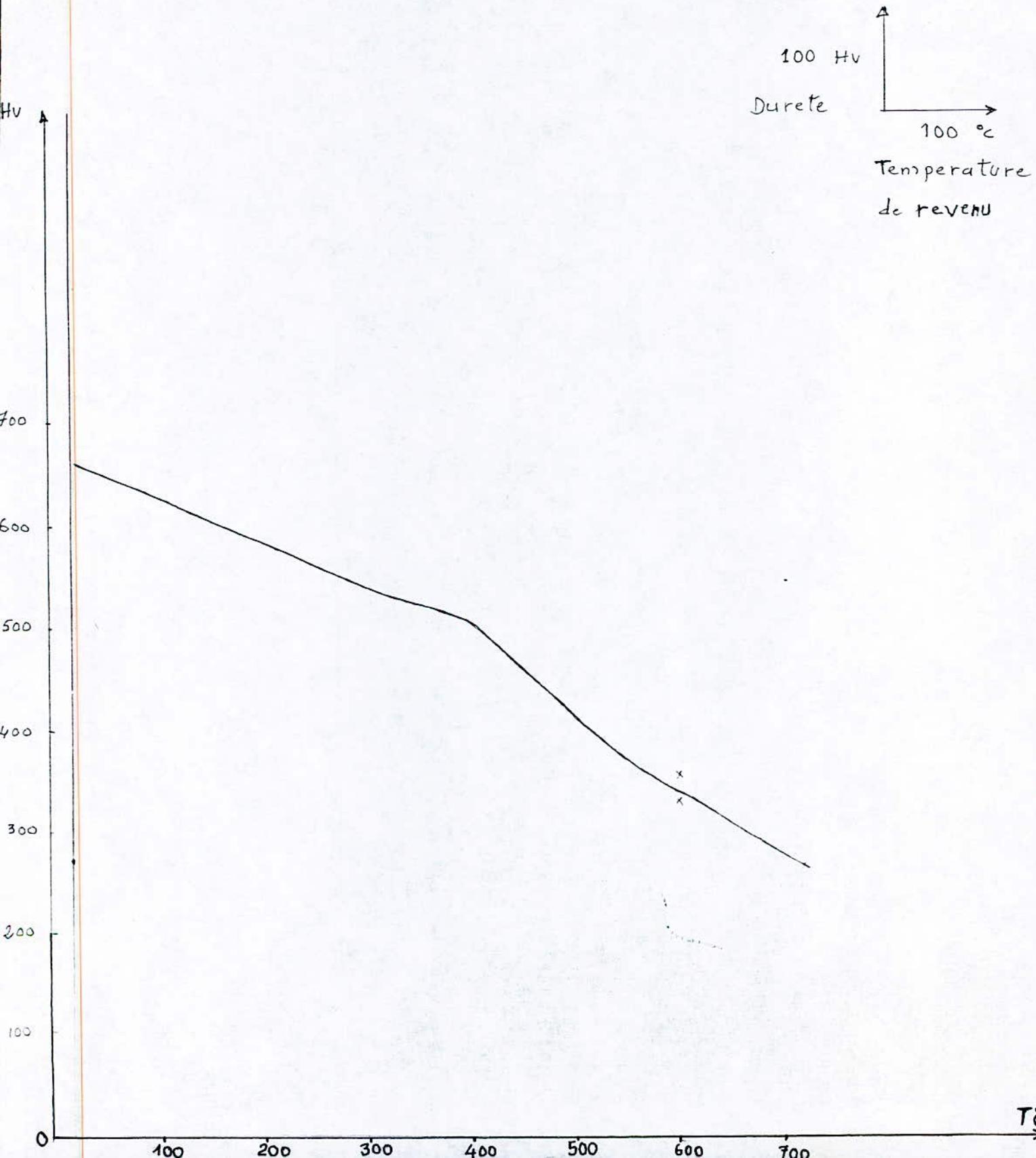


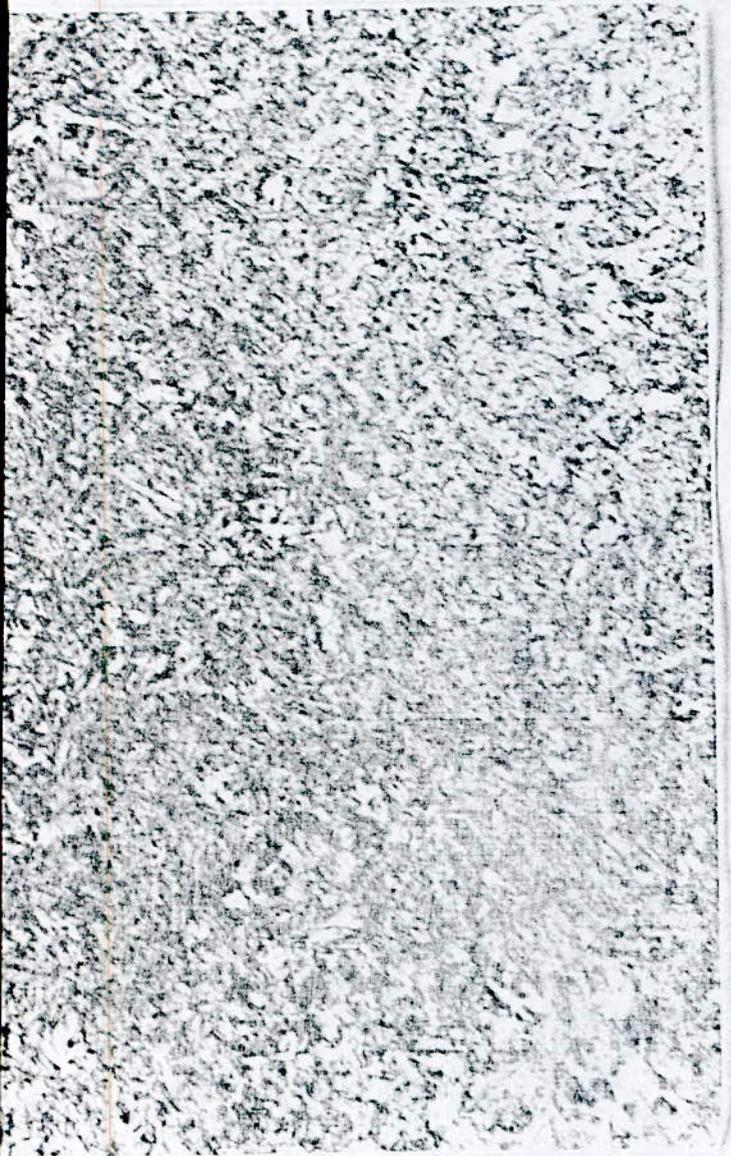


courbe de dilatométrie de l'aicr 35NCD6

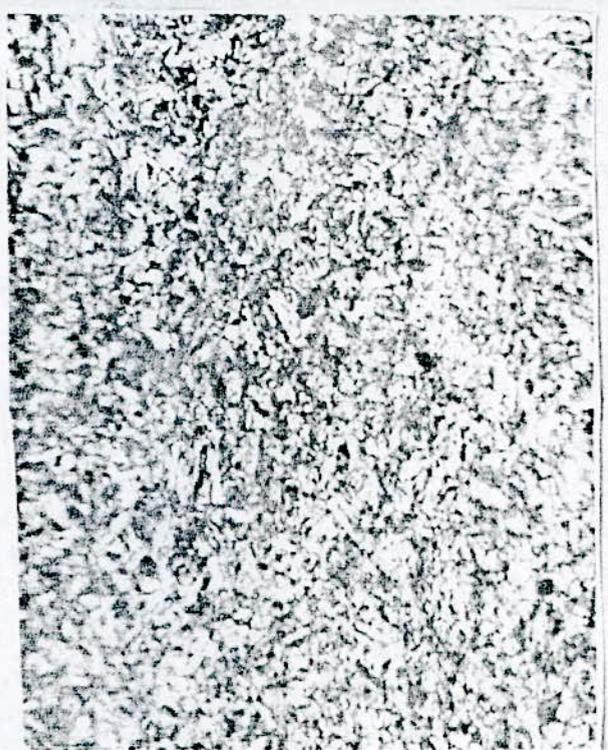
ACIER 35NCD6

ETAT	Trempé	Re. 200	Re. 300	Re. 400	Re. 500	Re. 600	Re. 700
DURETÉ	658	/	542	509,6	407,4	348	282





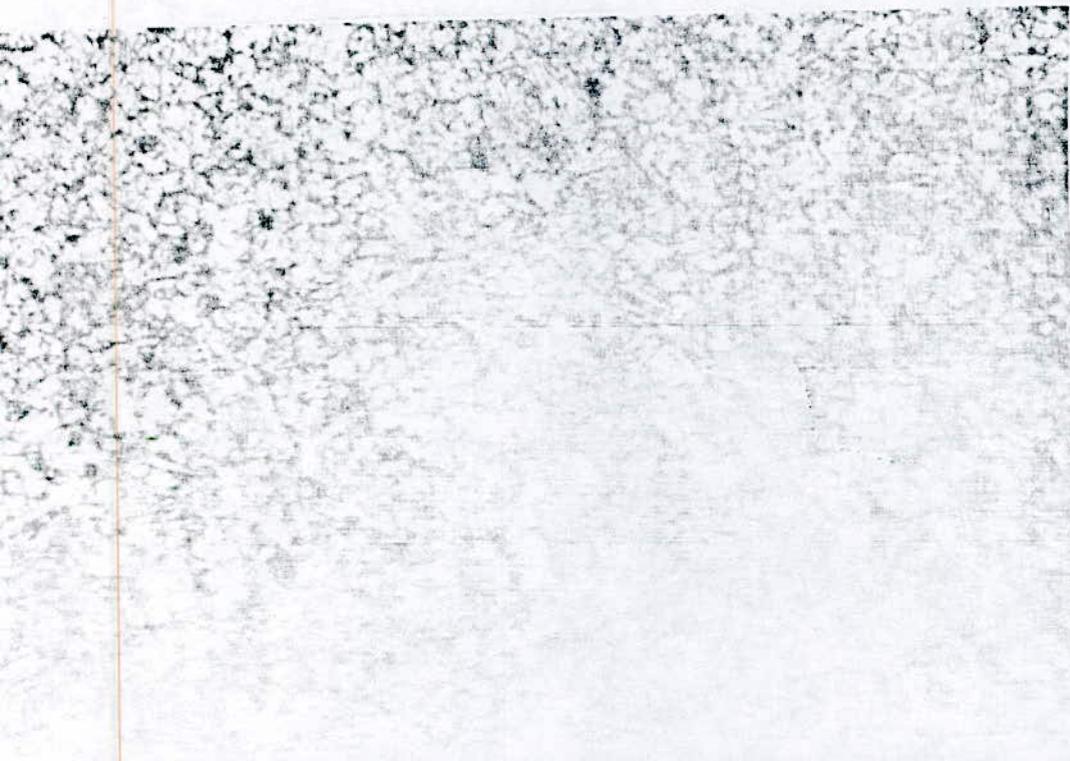
structure: Mr + At
revenu à 300°C



revenu à 400°C
decomposition de l'austénite
résiduelle en donnant
de la martensite le revenu

ACIER - 35NCD6

revenu à 600°C structure: sorbite de revenu



revenu à 700°C
structure: sorbite de
revenu, déjà coalescée



Remarques

La détection des températures du début et de la fin de la 1^{er} transformation de revenu des aciers 30 NC 12, 35 NCD 6 Est très difficile; cet effet semble être lié à la nature et à la teneur et aux propriétés dilatométriques des éléments d'alliage.

Toute fois dans le cas où l'échantillon présente des anomalies de dilatation de faible amplitude, le choix d'un témoin approprié est particulièrement indiqué. On notera à ce sujet qu'il est préférable d'utiliser comme témoin, un échantillon de la même nuance d'acier étudié, et ceci afin d'éliminer les facteurs signalés plus haut, qui exercent une influence défavorable sur l'allure de la courbe dilatométrique et par suite sur les températures.

- notons que le nickel à faible pourcentage (3%) n'exerce aucune influence sur températures de la première transformation.

- signalons aussi que, le rôle essentiel attribué au molybdène (à 0,25%) est de diminuer la fragilité de revenu et d'affiner les grains.

- La différence qui existe entre la température indiquée par le thermocouple et celle déterminée graphiquement, est due au fait que la vitesse de chauffage du four est légèrement supérieure à 150°C, celle-ci engendre un gradient de température entre le PYROS et l'échantillon d'une part entre l'échantillon et le thermo-couple d'autre part.

- Remarquons que pour une même température les duretés des aciers 30 NC 12, 35 CD 4 et 35 NCD 6 sont légèrement supérieures à celles de l'acier XC 38 ceci résulte du fait que la présence des éléments d'alliage dans la solution solide sursaturée engendre une distorsion du réseau et contribue ainsi à l'augmentation de dureté.

◦◦CONCLUSION.

Il était intéressant de suivre par une autre technique l'évolution de l'aspect cristallographique de la martensite en fonction de la température de revenu et l'identification des carbures ξ et χ .

En conclusion, cette étude a permis d'apporter un certains nombres de précisions sur les phénomènes métallurgiques se produisant pendant le revenu.

En résumé nous avons donc montré que la présence des éléments d'addition exerce une influence remarquable sur les températures des transformations de revenu; en effet l'introduction d'une faible teneur en chrome (1%) semble retarder la coalescence des carbures Fe_3C d'une part ; et élever la température du point ACI d'autre part ; la présence d'une faible proportion en molybdène (0,25%) permet la diminution de la fragilité de revenu et contrôle de la croissance du grain

Le nickel stabilise l'austinité résiduelle et retrécit l'intervalle de température à l'intérieur duquel se produit la précipitation et la coalescence de la cémentite.

Nous pouvons donc dire que les résultats obtenus au cours de cette étude sont intéressants sur 3 plans différents :

Sur le plan de la connaissance des carbures, nous avons pu déceler la précipitation des carbures à $120^{\circ}C$ environ et la précipitation de la cémentite Fe_3C à $350 - 400^{\circ}C$ environ.

La présence des carbures X reste encore à confirmer par d'autres techniques.

Sur le plan technique expérimentale, les enregistrements dilatométriques nous ont permis de mieux comprendre ce qui se passe au cours d'un revenu.

ENFIN sur le plan pratique, l'obtention d'aciers alliés présente un gros intérêt. en effet ces aciers conservent un état de martensité de revenu à dureté élevée jusqu'à 300 ou $350^{\circ}C$ et ceci grâce à la présence des éléments qui ralentissent les transformations.

BIBLIOGRAPHIE

- I - Les éléments d'addition dans l'acier / - BAIN
- II - Métallurgie - TOME I / C . Chaussin
- III - Métallographie et traitement thermique :/ LAKHTINE
- IV, - Les aciers T II / BENSIMON
- V - Mémoires scientifiques / Fév - 71
- VI - Mémoires scientifiques / AVR - 71
- VII - Mémoires scientifiques / DEC 71
- VIII - TECHNIQUE DE L'INGENIEUR

