

8/94

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

وزارة التعليم و البحث العلمي
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

ECOLE NATIONALE POLYTECHNIQUE

DEPARTEMENT DE METALLURGIE

المكتبة
المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

Projet de fin d'études en vue de l'obtention du diplôme d'ingénieur d'état

Sujet :

ELABORATION , TRAITEMENTS THERMOMÉCANIQUES
ET CARACTÉRISATION D'UN ACIER SUPERPLASTIQUE
A TRÈS HAUTE TENEUR EN CARBONE

proposé par :
F.Boudamous (H.C.R)

Dirigé par :
F.Boudamous (H.C.R)
Y.Khelfaoui (E.N.P)

Etudié par :
Mohamed Hank

Promotion septembre 94

DÉDICACES

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Je dédie ce modeste travail à :

A ma chère Mère

Mes chers parents

Mes frères & sœurs

&

A tous ceux qui me sont chers

REMERCIEMENTS

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
المكتبة — BIBLIOTHEQUE
Ecole Nationale Polytechnique

Je remercie M F. Boudamous qui était à l'origine de ce travail, qu'il trouve ici mes vifs remerciements pour m'avoir orienté et dirigé tout au long de la réalisation de ce travail.

Mes remerciements vont également à M Kelfaoui pour sa précieuse collaboration et son aide appréciable.

Je remercie aussi les membres du jury d'avoir accepté de juger mon travail.

Ma profonde reconnaissance et mes vifs remerciements vont à M Maghnouche le chef du laboratoire de métallurgie du F.C.P pour m'avoir accepté au sein du laboratoire, ainsi qu'à ses collaborateurs M^e N. Mohamed, B. Mohamed, Bouzid, Nassim, Ouahid ... pour leurs judicieux conseils ainsi que pour l'ambiance de travail très chaleureuse.

Je témoigne ici mes chaleureuses salutations à M Adjout sous-directeur de la maintenance et moyens de production de la S.N.T.F (unité Hammam) pour avoir mis à ma disposition le matériel nécessaire pour des essais complémentaires concernant mon travail.

J'exprime aussi ma sincère gratitude à mes chers amis M'henna et Rabil pour m'avoir aidé et consacré de leur temps pour effectuer la frappe de ce mémoire.

Je ne termine pas sans remercier mes enseignants pour m'avoir aidé et dirigé tout le long de mes années d'études.

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

chapitre I

1. élaboration dans le four à induction sous vide.	05
<i>1.1 four à induction.</i>	05
1.1.1 principe de chauffage par induction.	05
1.1.2 caractéristiques du four à induction.	05
<i>1.2 four à induction sous vide.</i>	07
1.2.1 action du vide sur le métal.	07
1.2.2 action du vide sur les réfractaires.	08
1.2.3 réduction par le vide.	08
2. traitements thermomécaniques et thermiques.	10
<i>2.1 généralités.</i>	10
<i>2.2 évolution de l'austénite au cours du TTMHT.</i>	12
2.2.1 laminage à chaud.	12
2.2.2 mise en forme par forgeage.	12
<i>2.3 action du TTMHT sur la microstructure et les propriétés de la martensité.</i>	14
<i>2.4 écrouissage à chaud des structures perlitiques.</i>	14
<i>2.5 traitement thermomécanique des aciers à très haute teneur en carbone (extra durs).</i>	15
<i>2.6 traitements thermiques.</i>	15
3. superplasticité.	17
3.1 historique.	17
3.2 généralités.	17

3.3 condition d'apparition de la superplasticité.	17
3.4 caractéristiques de la superplasticité.	18
3.5 microstructure initiale des matériaux superplastiques.	18
3.6 évolution structurale.	19
3.7 mécanisme de déformation.	19
3.7.1 écoulement quasi-uniforme.	19
3.7.2 écoulement non-uniforme.	20
3.8 superplasticité des aciers à haute teneur en carbone.	21
3.8.1 étude du refroidissement d'un acier à 1.4%C.	21
3.8.2 condition d'apparition de la superplasticité.	23
3.9 limites et intérêts de la superplasticité.	23
chapitre II	
1. élaboration des nuances.	26
1.1 matériels utilisés.	26
1.1.1 four à induction.	26
a. description du four.	26
b. déroulement de l'opération.	28
1.1.2 four à bouton.	29
a. description du four.	29
b. déroulement de l'opération.	29
1.2 procédures et calcul des quantités à fusionner.	31
1.2.1 enrichissement d'un acier (par ajout de carbone).	31
1.2.2 décarburation d'une fonte.	32
a. décarburation par ajout du fer.	32
b. décarburation par ajout d'oxyde.	33

2. traitements thermiques et thermomécaniques.

2.1 traitement thermique. 34

2.1.1 matériels utilisés. 34

2.1.2 traitement thermique après élaboration. 34

2.2 traitement thermomécanique. 34

2.2.1 procédure expérimentale. 34

2.2.2 matériels utilisés. 35

3. caractérisation. 36

3.1 analyse métallographique. 36

3.1.1 observation micrographique (microscope optique et électronique à transmission). 36

3.1.2 analyse d'image. 36

3.2 essais mécaniques. 37

3.2.1 essais de dureté. 37

3.2.2 essais de compression. 37

3.2.3 essais de traction. 37

3.2.4 essais de superplasticité (traction à chaud). 39

chapitre III 43

1. résultats et interprétations des opérations d'élaboration. 43

1.1 décarburation d'une fonte. 43

1.1.1 décarburation par four à bouton. 43

1.1.2 décarburation par four à induction. 43

1.2 enrichissement d'un acier en carbone. 45

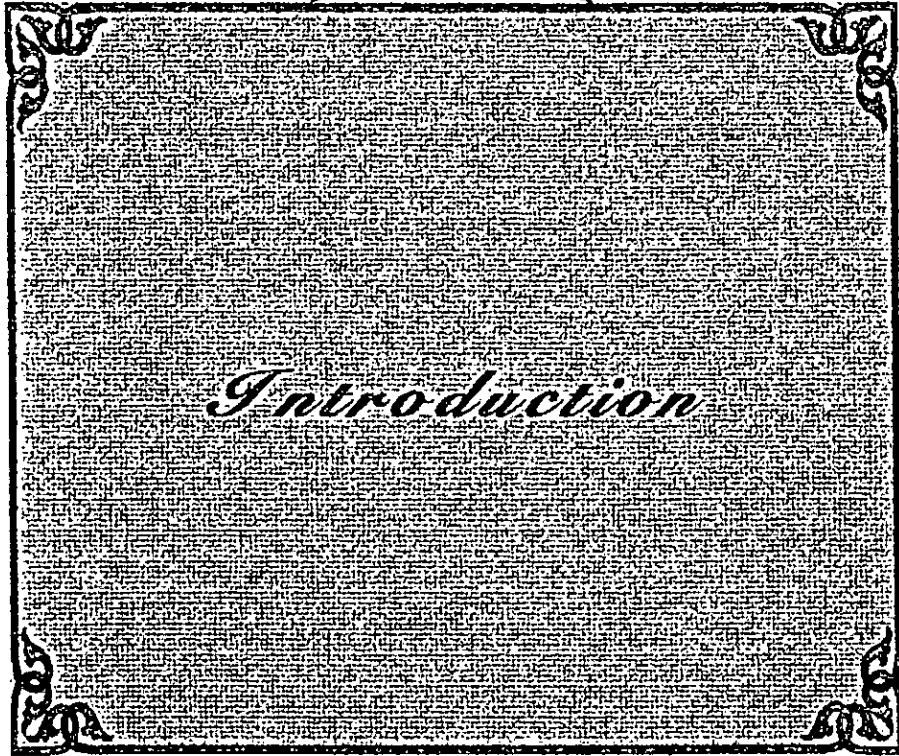
1.2.1 texture des grains de coulée. 46

1.2.2 problèmes de coulée. 48



1.2.3 traitement d'homogénéisation.	48
1.2.4 analyse d'image.	51
1.3 conclusion partielle.	54
2. traitements thermomécaniques.	54
2.1 évolution structurale et observation micrographique après martelage à haute température.	56
2.1.1 mesure de la taille moyenne du grain après premier traitement de martelage.	5
2.2 évolution de la structure au cours de la déformation dans le domaine perlitique.	60
3. essais mécaniques.	63
3.1 essai de dureté.	63
3.2 essai de compression.	64
3.3 essai de traction.	69
3.4 essai de superplasticité.	72
conclusion.	73

المدرسة الوطنية المتعددة التخصصات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique



Introduction

INTRODUCTION

Depuis de nombreuses années, on constate dans l'industrie un glissement systématique de la demande vers des matériaux présentant de meilleures caractéristiques mécaniques et ceci pour mieux répondre aux exigences d'une industrie de plus en plus développée et une qualité de produits de plus en plus améliorée. Il existe deux voies pour répondre à ces besoins :

1. La première consiste à faire un choix judicieux de la nuance du matériau et du traitement thermique qui lui est associé.

2. La seconde est l'utilisation de procédés technologiques pouvant améliorer les performances du matériau et parmi lesquels on peut citer les traitements thermomécaniques, l'utilisation de ces traitements pour les aciers à très haute teneur en carbone ou aciers extradurs suscitent l'intérêt des chercheurs depuis maintenant plusieurs années.

Les aciers à très haute teneur en carbone contenant 1 à 2.1% de carbone ont une importance commerciale potentielle. Ces aciers très peu utilisés dans l'industrie du fait de la fragilité associée à leur teneur élevée en carbone, n'existent pas au niveau des entreprises nationales telles que la SNVI, SIDER, SNTF ... ce qui nous a conduit à les élaborer au niveau du laboratoire. Les aciers sont faciles à élaborer et très peu coûteux et peuvent présenter après traitements thermomécaniques adéquats des propriétés mécaniques très intéressantes, ils peuvent être à la fois résistants et ductiles à température ambiante et présenter des caractéristiques superplastiques à haute température (600 à 800°C), ce qui suggère de maintes possibilités d'applications pour ces nouveaux matériaux.

Le mot superplasticité est communément utilisé pour décrire la propriété de certains matériaux polycristallins capables d'avoir à haute température de très grands allongements (de l'ordre de plusieurs centaines de pourcent).

En vue de mettre en évidence les propriétés mécaniques à température ambiante ainsi que celle de la superplasticité de cette nuance d'acier, un projet de recherche étalé sur quatre ans a été proposé au laboratoire de métallurgie du centre de développement des matériaux et dont le présent travail constitue une première partie.

Il comporte une étude bibliographique sur les caractéristiques d'élaboration dans le four à induction sous vide , un résumé sur les différents traitements thermomécaniques, ainsi que

certaines détails sur les modifications structurales qui peuvent intervenir et enfin un complément indispensable sur la superplasticité.

La seconde partie de ce travail comporte une description des différents essais d'élaboration faits dans le but d'atteindre une méthode convenable et une composition optimale pour l'application des traitements thermomécaniques. Enfin, une dernière partie concerne les différents types d'essais de caractérisation et d'analyse tels que les essais de dureté, les essais traction et de compression à froid et à chaud, la microscopie optique et électronique, l'analyse par fluorescence des rayons x et l'analyse d'images.



CHAPITRE I

Etude bibliographique

1. ELABORATION DANS LE FOUR INDUCTION SOUS VIDE

1.1- LE FOUR A INDUCTION :

Depuis plus d'un quart de siècle, l'électrothermie haute et moyenne fréquence, a acquis un large domaine d'application tant à l'aciérie qu'à la fonderie ou dans les laboratoires de recherche du fait que c'est une méthode de fusion simple, propre, rapide, quasi-universelle et, dont la mise en oeuvre est instantanée; de plus cette technique permet une marche discontinue ajustable au planning de fabrication de l'entreprise.

1.1.1-PRINCIPE DE CHAUFFAGE PAR INDUCTION :

On utilise l'échauffement produit par effet Joule des courants de Foucault induits dans le métal placé au sein du champ magnétique créé par le courant alternatif moyenne fréquence ou haute fréquence.

Supposons une charge cylindrique, conductrice, soumise au champ magnétique axial H_0 (sensiblement uniforme) du solénoïde inducteur. L'ensemble inducteur-solénoïde et charge cylindrique se comporte comme un transformateur en court-circuit (fig.1.1) dont le secondaire ou circuit-charge a une inductance L et une résistance R . La charge est le siège de courants induits circulaires qui d'après la loi de Laplace, tendent à annuler le champ en créant leur propre champ H opposé à H_0 .

Comme tout courant alternatif dans un conducteur, les courants de Foucault circulent de préférence vers la périphérie de la charge leur répartition selon un rayon est du type exponentiel (fig.1.2) [16].

1.1.2- CARACTERISTIQUES DU FOUR A INDUCTION :

Le four à induction peut être assimilé à un véritable transformateur dont le primaire est raccordé à la source de courant alternatif et dont le secondaire est constitué par le métal lui même

Le four à induction quel qu'en soit le type, se différencie donc de tous les autres modes de chauffage par le fait que les calories sont développées directement dans le métal à fondre et qu'il n'y a pas, comme dans les fours à combustibles solides, liquides ou gazeux, de transmission de chaleur par conduction, convection ou radiation depuis l'extérieur de l'enceinte.

De ce fait, le four à induction permettra d'obtenir :

- L'application d'un taux de puissance (ou puissance par unité de volume) très élevé, d'où possibilité de fusion extrêmement rapide.
- De très hautes températures, limitées seulement par la tenue du garnissage réfractaire.

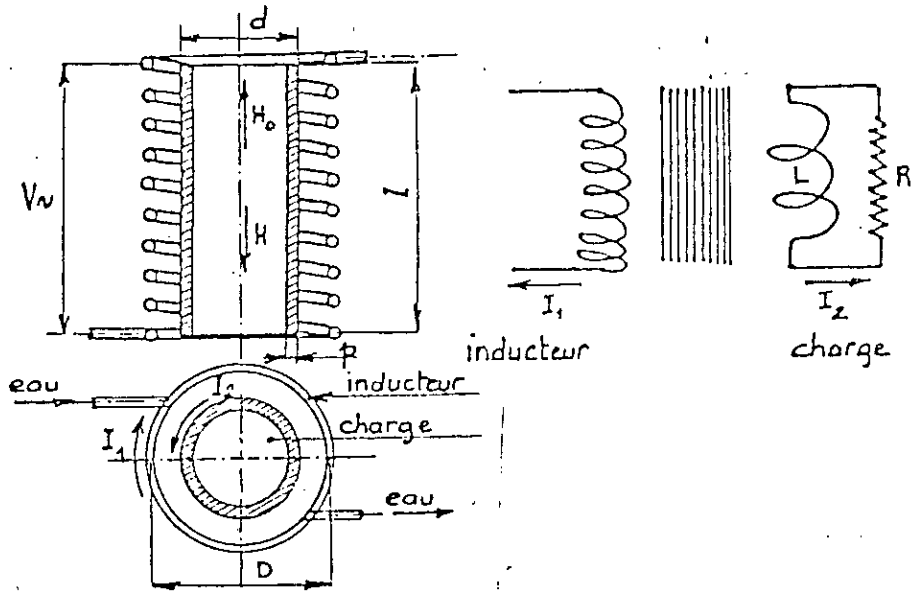


fig 1.1 principe du four à induction

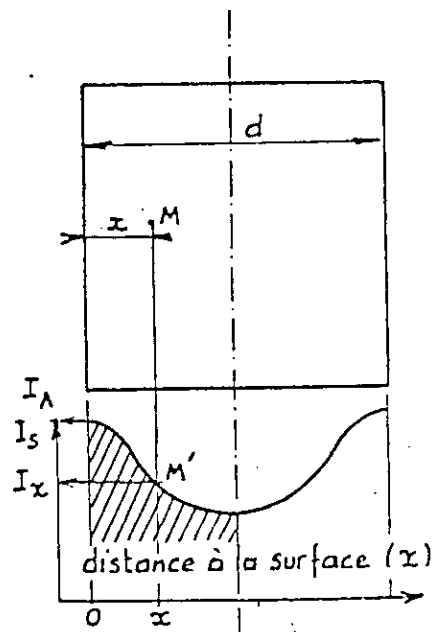


fig 1.2 répartition des courants de Foucault

- Un excellent rendement énergétique .
- Un fonctionnement à l'abri de l'atmosphère.
- Des alliages de composition très étroite et très homogène , grâce au brassage électromagnétique
- Une très grande facilité de conduite et un réglage très précis de la température . [1]

1.2- FOUR A INDUCTION SOUS VIDE :

Parmi les possibilités des fours à induction , la fusion sous vide ou sous atmosphère contrôlée , prend , depuis quelques années , dans la sidérurgie et dans la fabrication des alliages spéciaux , une importance croissante .

Ces techniques sont connues depuis longtemps . Leur développement , d'abord lent , est maintenant très rapide en raison des progrès qui ont été faites dans la construction du matériel produisant le vide . Les grandes vitesses de pompage , permettant de répondre au dégagement brusque de gaz se produisant au moment de la fusion du métal , et la possibilité de réaliser des espaces clos , comportant de nombreux joints et dans lesquels des vides de l'ordre du millième de millimètre de mercure peuvent être maintenus , ont permis la construction de fours à induction dans lesquels peut être fondu et coulé sans vide le métal . [1]

1.2.1- ACTION DU VIDE SUR LE METAL :

A- DEGAZAGE DU METAL LIQUIDE :

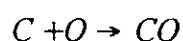
Le vide dans le four permet le dégazage et l'élimination des impuretés volatiles dont la solubilité diminue à mesure que la pression baisse. Le dégazage du métal pendant le maintien sous vide est en fonction du temps , de la pression et de la température .

D'autre part , certains métaux ont , à la température de fusion de l'acier , une tension de vapeur nettement supérieur à la pression sous laquelle on peut fondre le métal ce qui produit également son élimination . (Zn , Pb , Bi , Cd , et même le Mn peuvent être quantitativement éliminés) .

B. DEPLACEMENT D'EQUILIBRE :

Il est bien connu que dans une réaction d'équilibre , toute diminution de la concentration d'un des constituants du système déplace l'équilibre dans un sens tendant à reformer ce constituant L'action du vide peut ainsi puissamment contribuer à rompre l'équilibre de certaines réactions. Elle trouve une application particulièrement intéressante dans la désoxydation et la décarburation simultanées de l'acier.

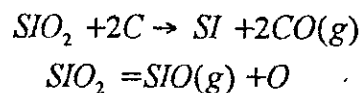
Le carbone est un faible désoxydant à la pression atmosphérique son pouvoir de désoxydation augmente à une faible pression en accord avec la réaction



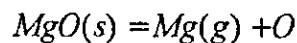
On note , qu'a une pression de CO de 10^{-3} atm , le produit de solubilité $[c] \times [o]$ est égal à 2.10^{-6} , le carbone devient plus désoxydant que l'aluminium [3].

1.2.2- ACTION DU VIDE SUR LES REFRACTAIRES :

Il y a cependant des limites à la désoxydation et la décarburation simultanées de l'acier . En effet le vide ne supprime pas le contact entre le métal fondu et les matériaux réfractaires : en même temps que le carbone devient un fort désoxydant à une pression réduite , les réfractaires deviennent moins stable. Si par exemple les réfractaires sont siliceux , la silice peut réagir avec le carbone ou le fer par la réaction :



de même pour les réfractaires en magnésie



Les produits volatils SiO et Mg sont "pompés" à l'extérieur en provoquant une augmentation de la composition en oxygène du bain .

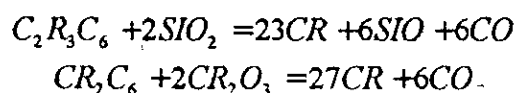
Par conséquent , si le métal tend à être désoxydé par la formation d'oxyde de carbone , le départ de l'oxygène sera compensé par une oxydation du métal [3].

Cependant des recherches sur des fusions dans des creusets de magnésie sous des pressions de 10 à 20 microns de mercure et à température constante , ont confirmés que la réaction de désoxydation se poursuit jusqu'à une valeur minimale qui n'est pas déterminé par l'équilibre classique entre le carbone , l'oxygène et le monoxyde de carbone (C , O et CO) mais par un équilibre cinétique entre la réaction de désoxydation du bain et la réaction de réoxydation par le réfractaire du creuset .[1]

1.2.3- REDUCTION PAR LE VIDE :

La réaction entre carbure et oxyde est favorisée par une faible pression . Tout récemment des progrès considérables ont été faits sur la réduction et l'affinage par le vide des métaux réactifs Un des exemples est la conversion à haute teneur en carbone en un acier à faible teneur en carbone L'alliage à haut carbone est produit par les méthodes conventionnelles , il est concassé et mélangé avec un oxyde convenable qui peut être la silice ou l'oxyde CR_2O_3 . Par la suite la poudre est briquetée et chauffée à environ $1375^\circ C$ sous un vide de 1 mm Hg .

Les réactions qui se produisent sont :



Dans les deux cas le produit obtenu contient moins de 0.01 % de carbone.

La réduction par le vide peut être atteinte en une seule étape par chauffage sous vide d'un mélange d'oxydes et de carbures. C'est le cas par exemple du Vanadium qui est produit par la réaction entre un mélange de V_2O_3 et de carbure^{de V} à $1700^\circ C$ sous un vide de 10^{-4} mm Hg.

La réduction par le carbone donne un important volume gazeux, qui nécessite cependant une haute capacité de pompage [3].

2. TRAITEMENTS THERMOMECHANIQUES ET THERMIQUES

2.1- GENERALITES :

On peut définir simplement ces traitements comme des procédés permettant de rechercher la meilleure combinaison des mécanismes structuraux mis en jeu par la déformation à chaud (consolidation, restauration, recristallisation, précipitation) et la transformation allotropique, afin d'obtenir des propriétés mécaniques améliorées pour un acier donné comparativement aux caractéristiques obtenues sur la même nuance par les méthodes classiques de laminage et de traitements thermiques postérieurs au laminage.

CLASSIFICATION DES TRAITEMENTS THERMO-MECANIQUES (T.T.M):

A. TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE AVANT CHANGEMENT DE PHASE :

* **T.T.M.H.T** (à haute température): Il conduit après transformation et écrouissage à une phase austénitique stable ; dans ce cas, les phénomènes de restauration ou de recristallisation sont importants. Le T.T.M.H.T se distingue du laminage contrôlé par le refroidissement final accéléré auquel on ajoute un traitement de revenu à basse température.

* **LAMINAGE CONTROLE** : Il comporte une déformation de l'austénite stable suivie d'un refroidissement naturel à l'air. La dernière passe de laminage étant toujours effectuée au voisinage du point de transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ (en dessus ou en dessous).

* **T.T.M.B.T** (à basse température ou austenite-formage) : ($T < A_{c3}$) Il conduit après transformation et écrouissage à une phase austénitique métastable.

B. TRAITEMENTS THERMOMECHANIQUES EN COURS DE CHANGEMENT DE PHASE :

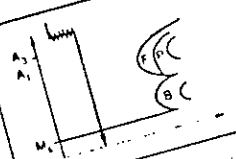
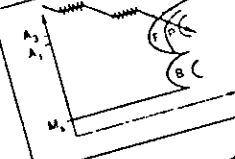
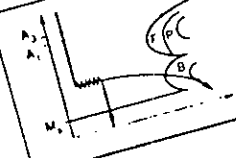
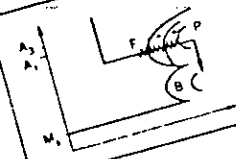
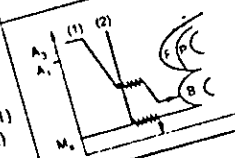
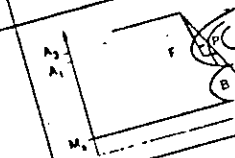


- **ISOFORMAGE** : Consiste à effectuer la déformation dans le domaine des températures où s'effectue la transformation austénite - Ferrite proeutectoïde et perlite.

- **MARFORMAGE** : Correspond à une déformation à basse température voisine du point de transformation martensitique M_s .

C. TRAITEMENTS THERMOMECHANIQUES APRES CHANGEMENT DE PHASE :

- **PERLITO-FORMAGE** : Consiste à déformer une structure ferrite perlite à une température correspondant au domaine de formation de cette structure.

Diagrammes de traitements thermomécaniques [21]

Dénomination	Schéma du traitement	Aciers concernés
TTMHT		Tous
Laminage contrôlé		Aciers de construction métallique
TTMBT Austénitiformage		Aciers faiblement ou fortement alliés
Austénite métastable		Aciers à transformation perlitique
Austénite et ferrite-perlite ou perlite		Aciers austénitiques et semi-austénitiques
Austénite et martensite	Marformage: • traitement des aciers TRIP (1) • zerolling (2) 	Aciers à transformation perlitique
Ferrite-perlite	Perlitoformage 	Aciers à structure martensitique
Martensite	Marstraining 	

Le tableau "I" illustre cette classification en rappelant le schéma de principe des principaux traitements thermomécaniques ainsi que les nuances d'aciers auxquelles ils peuvent être appliqués [4].

2.2-EVOLUTION DE L'AUSTENITE AU COURS DE T.T.M.H.T :

2.2.1- LAMINAGE A CHAUD:

La taille des grains d'austenite à 1200-1300°C est de l'ordre de 200 à 250 µm . L'étude de l'évolution du métal au cours du laminage a été rendue possible par la mise au point à l' I.R.S.I.D 'd'une méthode de simulation du laminage par torsion développée par C. ROSSARD & P.BLAINE et reportée par [5]. Ceux-ci ont montré que le comportement du métal dans la partie superficielle d'un éprouvette de torsion soumise à une succession de cycles de déformation - température reproduisant le schéma de laminage sur le laminoir industriel était le même que celui du métal dans le produit laminé. A l'origine les grains d'austénite sont de forme polygonale , puis ils s'aplatissent et s'allongent dans la partie croissante de la courbe contrainte-déformation (fig.1.3) ; peu après le maximum , une recristallisation dynamique apparaît aux joints de grains , puis un état stable s'établit avec un grain plus ou moins équiaxe et ceci jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

Après les phases de restauration , puis de recristallisation dynamique qui se produisent dans la partie croissante de la courbe , on se trouve au niveau du palier de contrainte, en présence d'une structure composée de nouveaux grains équiaxes plus ou moins écrouis , dont la taille , qui est d'autant plus faible que la température est moins élevée , reste constante quelquesoit la déformation .[5]

2.2.2- MISE EN FORME PAR FORGEAGE :

L'état de l'austénite, à chaque instant de la déformation, est le résultat d'une compétition entre une consolidation provoquée par la déformation plastique et une restauration ou une recristallisation thermiquement activée .

La figure 1.4 illustre les différentes évolutions possibles du grain austénitique au cours d'une opération de forgeage tant en ce qui concerne sa taille et sa forme que sa consolidation éventuelle

En raison de la difficulté à quantifier les paramètres influents qui interviennent lors du T.T.M.H.T d'une pièce forgée, nous nous limiterons à souligner l'incidence des facteurs les plus marquants en l'occurrence :

- * Une baisse de la température de forgeage et la présence de certains éléments en solution ou précipités (carbures de niobium par exemple) permettent de retarder la recristallisation et le grossissement du grain.
- * Un affinage du grain austénitique peut être obtenu si les conditions suivantes sont remplies :

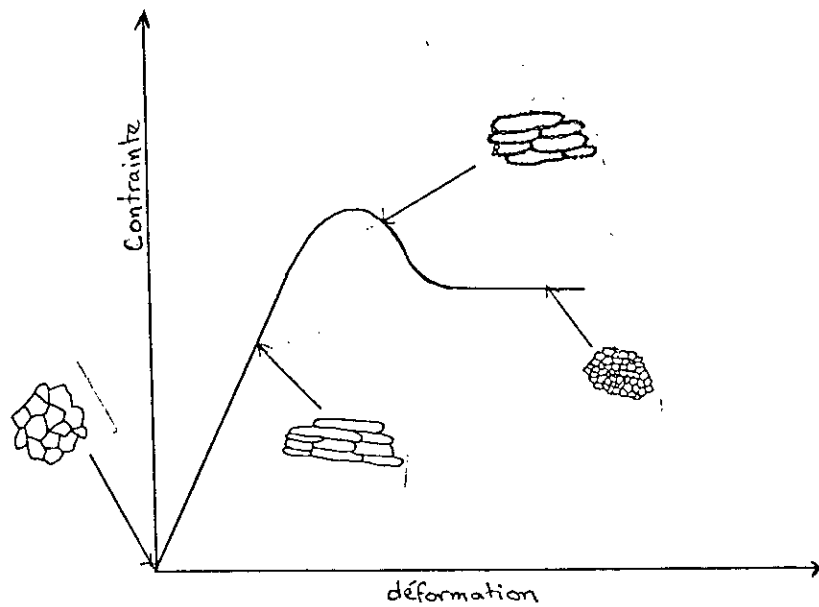


fig 1.3 évolution de l'austénite au cours du laminage à chaud

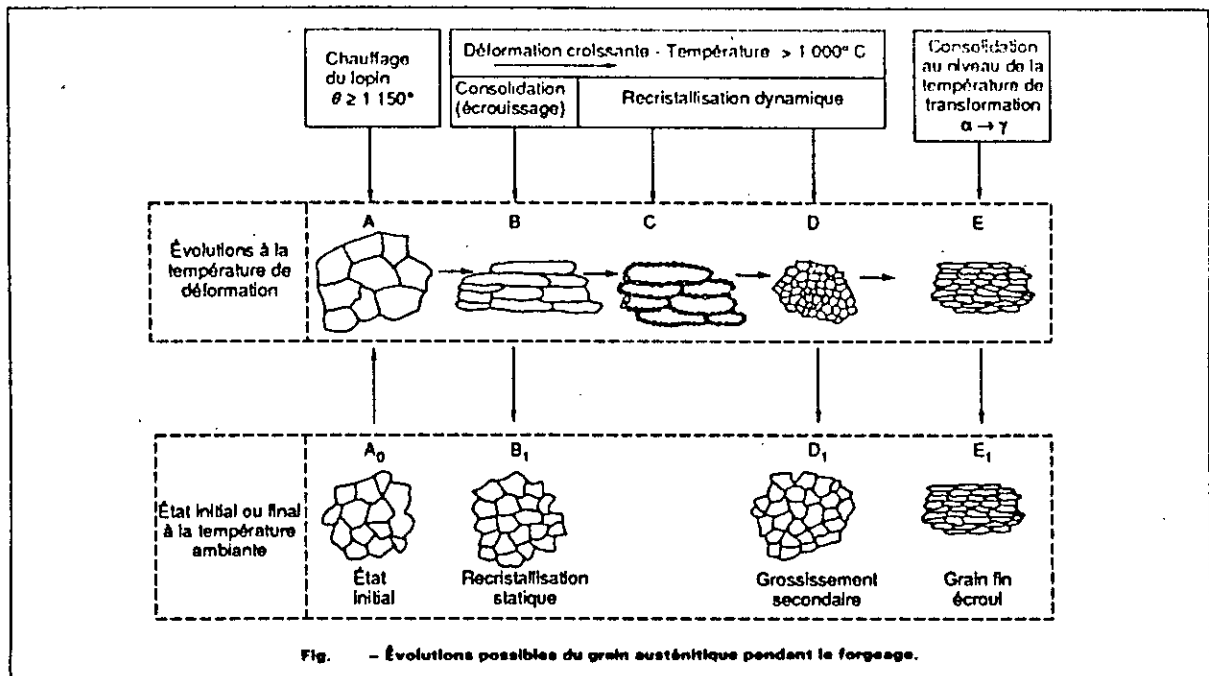


fig 1.4 évolution possibles du grain austénitique pendant le forgeage

- Déformation suffisante à la température considérée , pour entraîner une recristallisation soit dynamique , soit statique .
- Température suffisamment basse pour éviter le grossissement secondaire du grain issu du T.T.M et/ou refroidissement rapide dès la fin du T.T.M [4]

2.3- ACTION DU T.T.M.H.T SUR LA MICROSTRUCTURE ET LES PROPRIETES DE LA MARTENSITE

KOGAN & ENTIN ont montré que pour un acier au carbone à taille de grain uniforme , la martensite obtenue par T.T.M.H.T avait une résistance mécanique approximativement supérieure de 20 % à celle obtenue par traitement thermique conventionnel (trempe).

Presque en même temps , ZACKAY & JUSTUSSON ont montré que la résistance mécanique de la martensite dépendait beaucoup plus étroitement du taux de déformation subi par l'austenite stable (T.T.M.H.T) que de la taille de grain [5].

Pour la microstructure la plupart des travaux font état de l'obtention de plaquettes (ou aiguilles) de martensites beaucoup plus petites, avec désorientation relative plus grande , à la suite de T.T.M.H.T (la grandeur mesurée est en général la longueur des plaquettes de martensite)

D'après KURDJUMOV & BERNSTIEN, les martensites par T.T.M.H.T auraient une densité de défauts (dislocations et autres) plus élevée que celles obtenues par trempe simple .

Pour les martensites à forte teneur en carbone, une diminution de la tétragonalité a souvent été observée (rapport c/a de la maille élémentaire) à la suite de certains T.T.M.H.T [6].

2.4- ECROUISSAGE A CHAUD DES STRUCTURES PERLITIQUES :

De manière générale et comme on devrait s'y attendre , on obtient un durcissement de la structure d'autant plus grand que la température de déformation est basse et le taux de déformation est élevé. La ductilité et la résilience sont réduites si la température de déformation est faible (500°C), mais sont nettement augmentées si elle est plus élevée (entre 600 et 700°C).

2.4.1 Mécanismes de formation des structures

Il avait été remarqué depuis longtemps, que l'écroissage de la perlite à chaud provoquait une très rapide sphéroïdisation de la cémentite : les lamelles se transforment en une suite de particules sphéroïdales indépendantes .

A la température de 600-700°C, les dislocations formées par l'écroissage sont très mobiles et s'organisent en cellules désorientées de quelques degrés entre elles. La plupart des parois de ces cellules sont des barrières de dislocations ou des sous-joints polygonisés, perpendiculaires aux lamelles de cémentite.

2.5- TRAITEMENT THERMO-MECANIQUE DES ACIERS A TRES HAUTE TENEUR EN CARBONE (ACIERS EXTRA DURS)

Le traitement thermo-mécanique envisagé dans cette étude est un traitement permettant de mettre en évidence une structure susceptible à la déformation superplastique ; Donc c'est un traitement dont le but est de produire une fine et plus uniforme distribution des particules de cémentite dans une matrice ferritique a grains fins. Il consiste à chauffer l'acier jusqu'au domaine austénitique (1100 - 1150°C) pour dissoudre tous les carbures. Par la suite l'acier est continuellement travaillé depuis cette température par laminage ou forgeage , ce traitement permet le développement par recristallisation de grains fins et de sous grains d'austénite. Une fine précipitation des particules de cémentite proeutectoïde aura lieu pendant le refroidissement à l'intérieur du domaine (γ + cémentite) à cause des plusieurs sites disponibles favorisant la germination et la croissance (joints de grains , joints des sous grains et dislocations). Quand la pièce travaillée atteint la température critique 723°C, les grains fins d'austénite se transforment en perlite et un travail supplémentaire au dessous de AC1 casse la cémentite lamellaire en particules sphéroïdales alors que la ferrite est affinée par restauration structurale. Le produit final est constitué de grains fins de ferrite contenant des fines particules de cémentite [8].

En conclusion , dans cette partie, on a tenté d'illustrer l'apport fondamental de la connaissance de la structure résultant de la mise en forme . Celle-ci peut être très variable suivant les conditions opératoires (métal écroui , repolygonisé, recristallisé dynamiquement ,etc ...). Il apparaît que le rôle durcissant des joints et des sous-joints , peut être exploité pour améliorer les propriétés d'emploi de la pièce formée . Il faut ajouter que pour certains matériaux , et dans des conditions de déformation bien spécifiques , les joints ont au contraire un rôle adoucissant : c'est le phénomène de superplasticité .

2.6- TRAITEMENTS THERMIQUES:

BUT DES TRAITEMENTS THERMIQUES DES ALLIAGES :

Les traitements thermiques des alliages sont exécutés dans le but d'améliorer les caractéristiques mécaniques des alliages pour leur emploi futur .

PRINCIPAUX TRAITEMENTS THERMIQUES :

1. TREMPE :

BUT :

Conservé à l'ambiante , la structure d'un alliage qui n'est en équilibre qu'à température élevée , ou faire naître, par une vitesse de refroidissement adéquate une structure nouvelle hors des

équilibres du diagramme, ceci en vue de donner à l'alliage les qualités de cette structure de trempe nécessaires à des conditions de fonctionnement données.

PHASES DU TRAITEMENT DE TREMPÉ :

A. CHAUFFAGE :

Il se fait à une température généralement élevée , déterminée par les lignes de transformation du diagramme jusqu'à un domaine où l'alliage aura une structure homogène : solution solide .

B. MAINTIEN :

Un maintien à cette température est nécessaire pour l'homogénéisation de la structure dans toute la pièce à tremper . Sa durée dépend de la masse , du volume et de la forme de la pièce .

C. REFROIDISSEMENT :

Le plus rapide possible jusqu'à l'ambiante ou même une température inférieure à l'ambiante , pour garder à cette température , la structure obtenue au chauffage ou en faire naître une nouvelle .

On peut donc dire que toute structure de trempe est une structure hors d'équilibre :

2. REVENUS :

Ils consistent en un chauffage à une température inférieure à la température de chauffage de la trempe suivi d'un refroidissement généralement lent . Ils modifient les caractéristiques de trempe et suppriment les tensions engendrées dans l'alliage par la trempe .

3. RECUTS :

Il consistent en un chauffage à une température généralement élevée suivi d'un refroidissement généralement très lent. Ils annulent les effets des traitements thermiques et des traitements mécaniques qu'a pu subir l'alliage antérieurement . Ils amènent l'alliage dans un état d'équilibre le plus complet possible .

REMARQUES :

a. Les traitements thermiques des alliages ne modifient pas la composition chimique de l'alliage . Leurs effets porte sur :

- La constitution (phases)
- La structure (grosseur du grain)
- L'équilibre mécanique (le meilleur possible)
- La quasi totalité des transformations , au cours des traitements thermiques se fait par diffusion

3. SUPERPLASTICITE

3.1- HISTORIQUE :

Rosenhain, Haughton et Bingham sont les premiers, en 1920, à avoir mis en évidence un comportement superplastique en déformant un alliage ternaire Zn-Al-Cu; l'allongement n'était que de 60%. En 1928, Jenkins obtint une déformation de 400% avec des alliages de Cadmium-Zinc et de Plomb-Etain portés à une température élevée (0.8 fois la température de fusion exprimée en Kelvin). Dès cette époque, on avait noté que ces déformations importantes étaient associées au développement retardé de striction dans le matériau. Un record fut établi en 1934 par Pearson qui réussit à allonger de 1950% l'alliage eutectique Bismuth-Etain extrudé, de plus Pearson montra grâce à des observations métallographiques, que la taille et la forme des grains ne semblent pas changer au cours de la déformation. Il fallut plus de 10 ans (1946) pour que le phénomène superplastique soit redécouvert en URSS par Bochvar et ses collaborateurs et presque 20 ans (1962) pour que l'occident ait connaissance de cette propriété grâce à l'article de Underwood qui présentait les travaux menés en URSS [20].

3.2- GENERALITES :

Il appartient à l'auteur de décider si un allongement de 100 % sur un matériau déformé est une preuve ou non de superplasticité .

Pratiquement , dans certaines conditions de microstructure , de température et de vitesse de déformation, des matériaux peuvent avoir un comportement superplastique; c'est à dire qu'ils pourraient atteindre en traction des allongements à la rupture nettement supérieurs à ceux qu'ils atteignent dans les conditions habituelles .

Il n'est évidemment possible d'atteindre de tels allongements que si l'apparition et le développement de strictions locales ne conduisent pas à une rupture prématurée . Or , la condition essentielle pour que la déformation reste uniforme tout au long de l'éprouvette de traction est que la sensibilité à la vitesse de déformation ait une valeur élevée typiquement comprise entre 0.5 et 1. On distingue deux types de superplasticité : la superplasticité structurale et celle de transformation . On s'intéressera uniquement à la superplasticité structurale et on examinera ses conditions d'apparition et ses caractéristiques . [9]

3.3- CONDITIONS D'APPARITION DE LA SUPERPLASTICITE :

La superplasticité ne peut avoir lieu que si les conditions suivantes sont vérifiées :

- La température doit être élevée ($t \geq 0.4 t_f$) où t_f est la température de fusion .
- La vitesse de déformation doit être faible (en moyenne $\dot{\epsilon} \leq 10\% \cdot s^{-1}$) .

- Le grain doit être équiaxe, de taille très faible (de l'ordre de $1\mu\text{m}$) et stable si on veut que la superplasticité se maintienne.

3.4- CARACTERISTIQUES DE LA SUPERPLASTICITE :

- Sensibilité à la vitesse de déformation : une définition de la superplasticité est contenue dans l'équation reliant la contrainte d'écoulement σ_f à la vitesse de déformation :

$$\sigma_f = k\dot{\epsilon}^m$$

où k est une constante et m la sensibilité à la vitesse de déformation.

La sensibilité est un paramètre fondamental dans l'interprétation de la plasticité en mécanique appliquée. Ainsi lorsque $m=1$, le matériau se comporte comme un fluide NEWTONIEN(ex : verre) avec en conséquence une grande plasticité .

Généralement les matériaux présentent des valeurs de l'ordre de 0.2 environ. Les valeurs typiques de m pour les matériaux superplastiques varient dans l'intervalle 0.4 à 0.6 [19].

- La région de superplasticité est déplacée vers des vitesses de déformation plus élevées lorsque la taille des grains diminue.
- Les grains restent equiaxes et non déformés même après des déformations de plus de 100%.
- Il existe un glissement aux joints de grains qui peut être important.
- Contrairement au cas de la déformation classique à haute température il ne se forme pas de sous structure de polygonisation dans les grains qui contiennent d'ailleurs peu de dislocations.[9]

3.5-MICROSTRUCTURE INITIALE DES MATERIAUX SUPERPLASTIQUES :

Il est maintenant clair que la seule condition microstructurelle nécessaire a l'apparition de la superplasticité est l'existence d'un grain très fin, de taille voisine du micron .

Toutefois, si l'on veut que la superplasticité se poursuive au cours de la déformation, il faut que la taille du grain reste faible, c'est à dire que la croissance du grain soit lente ou nulle[9], la forte dépendance en taille des grains de la vitesse de déformation montre l'intérêt de déformer des matériaux avec des grains ou phases les plus petits possibles. Cette propriété peut être utilisée en déformant à grande vitesse des matériaux dès le début de leur recristallisation afin de bénéficier des tailles de grains les plus faibles [7].

Toutefois il est bien évident que nous n'avons là qu'une superplasticité temporaire et l'intérêt d'avoir une deuxième phase apparaît clairement , puisque c'est le meilleur moyen de stabiliser la taille de grain. La condition optimale pour la superplasticité est donc d'avoir une structure "micro duplex" qui consiste en grains très fins de deux ou plusieurs phases intimement imbriquées .[9]

3.6-EVOLUTION STRUCTURALE :

La caractéristique essentielle de la déformation superplastique est que les grains initialement equiaxes restent tels quels.

On est donc conduit à conclure que les grains ne se déforment pas individuellement mais glissent les uns sur les autres pour permettre la déformation de l'agrégat .

Cela est généralement mis en évidence par le relief en surface provoqué par le déchaussement partiel des grains . [9]

Certains matériaux présentent au cours d'une déformation dans le domaine superplastique un phénomène de cavitation très important pouvant conduire à une rupture prématurée . Ce sont essentiellement des alliages dont les phases sont de duretés très différentes (laitons en particulier) ou des alliages quasimonophasés (alliages comportant une fine distribution de précipités aux joints des grains de la matrice à grains fins pour stabiliser la taille des grains). Dans ce cas les cavités apparaissent souvent associées a la présence des précipités .

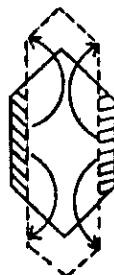
Une autre évolution concerne le facteur de forme des grains. En effet , des matériaux obtenus par filage ou laminage présentent souvent ,avant déformation, des grains allongés dans le sens de la sollicitation . Au cours de la déformation , cette directionnalité tend à disparaître conduisant à une structure equiaxe.[7]

3.7-MECANISME DE DEFORMATION :

De nombreux modèles ont été proposés pour rendre compte de ce type de comportement . Le modèle le plus récent et le plus élaboré est celui reporté par [9], qui attribue la déformation au glissement des joints accommodé par fluage-diffusion des grains développé par ASHBY & VERRALL. Dans ce modèle la déformation d'un agrégat peut s'opérer de deux façons :

A- ECOULEMENT QUASI UNIFORME :

Les grains en moyenne subissent la même déformation que l'éprouvette , ils ne changent pas de voisins et le nombre de grains dans la section droite de l'éprouvette reste constante . C'est le mode de déformation qui est opérant pour les mécanismes classiques de déformation (fluage par glissement de dislocation , fluage diffusion) (voir fig. ci dessous).



B- ECOULEMENT NON UNIFORME :

Dans ce cas les grains ne se déforment pas et la déformation d'ensemble de l'agrégat est due au fait que les grains glissent les uns contre les autres de façon à ce que le nombre de grains diminue dans la section droite et augmente dans la longueur de l'éprouvette. Au cours de ce processus les grains changent localement de voisins et les trajectoires des centres de grains sont localement perpendiculaires. ASHBY & VERRAL prennent comme événement unité de déformation le changement de forme d'un groupe de quatre grains passant par la position de col. Les grains glissent les uns contre les autres et le glissement est accommodé par fluage-diffusion c'est à dire transformation de matière en volume ou le long des joints [9].

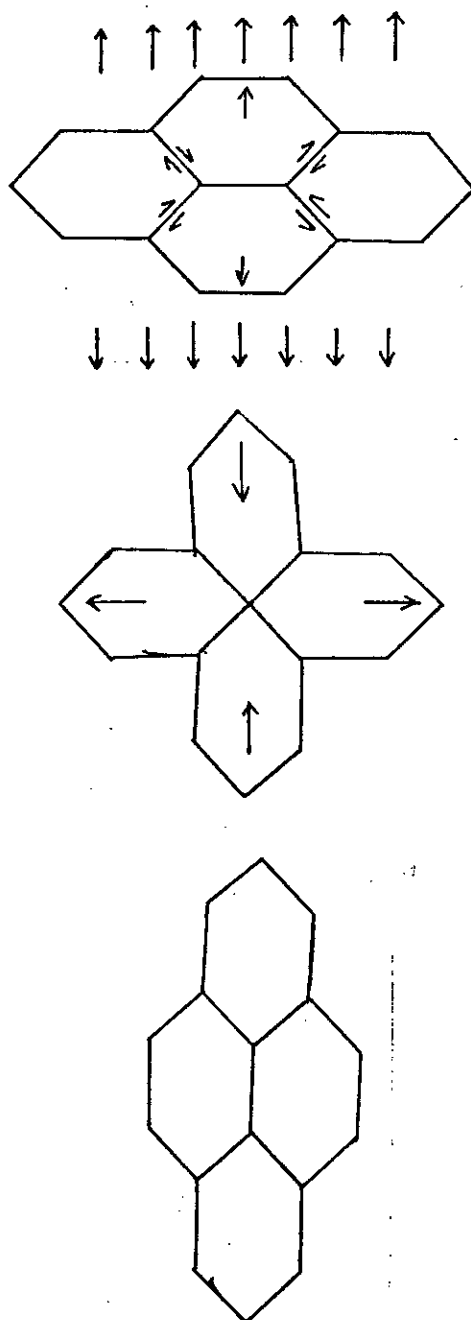


fig. 1.5 : Ecoulement non uniforme

Les difficultés qui se posent dans ce modèle sont qu'après une déformation de $\epsilon = 55\%$ (fig.1. c) il n'y a pas de chemin visible pour qu'un glissement supplémentaire puisse se produire; de plus les grains entourant l'ensemble ne peuvent pas se réarranger pour transmettre la déformation à la surface de l'échantillon et enfin il n'est pas évident qu'un très petit ensemble de grains puisse être considéré isolé.

Dans le but de surmonter ces difficultés un modèle a été décrit par Hazzaledine et Newbury illustré par la figure (fig 1.6); dans ce modèle, lorsque le matériau est déformé, sa surface augmente impliquant ainsi l'apparition de cavités entre les grains initiaux, en même temps l'épaisseur du matériau diminue et les grains de deux couches adjacentes vont combler les cavités (grains sombres), le processus peut donc continuer indéfiniment et les grains peuvent être maintenus à tout moment approximativement équiaxiaux.[10]

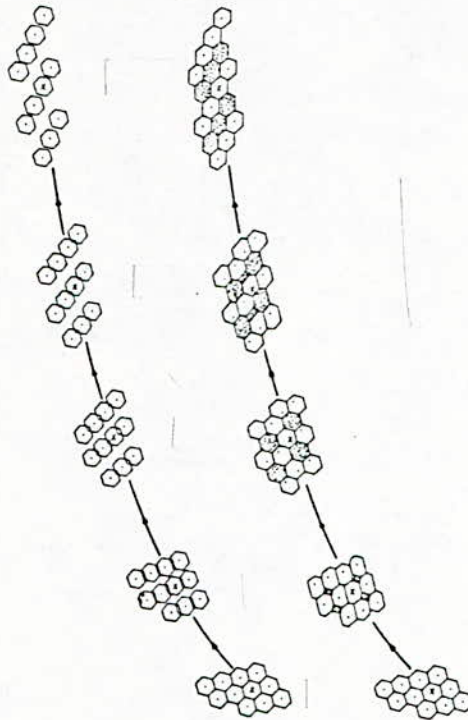


fig. 1.6: Glissement des grains suivant le Modèle de hazzaledine et Newbury

3.8-SUPERPLASTICITE DES ACIERS A HAUTE TENEUR EN CARBONE :

3.8.1- ETUDE DU REFROIDISSEMENT D'UN ACIER A 1.4% C : (fig 1.7)

La solidification d'un tel acier commence à 1430°C . Il y a germination et croissance des cristaux d'austénite depuis cette température jusqu'à 1275°C au cours du refroidissement dans cet intervalle de température ; la composition en carbone du liquide croit de 1.4% à 3.25 %C et celle de l'austénité formée de 0.75% à 1.4%C . A 1275°C , le liquide disparaît et la structure de solidification apparaît comme un assemblage de grains jointifs plus au moins fins dite : Polycristalline monophasée.

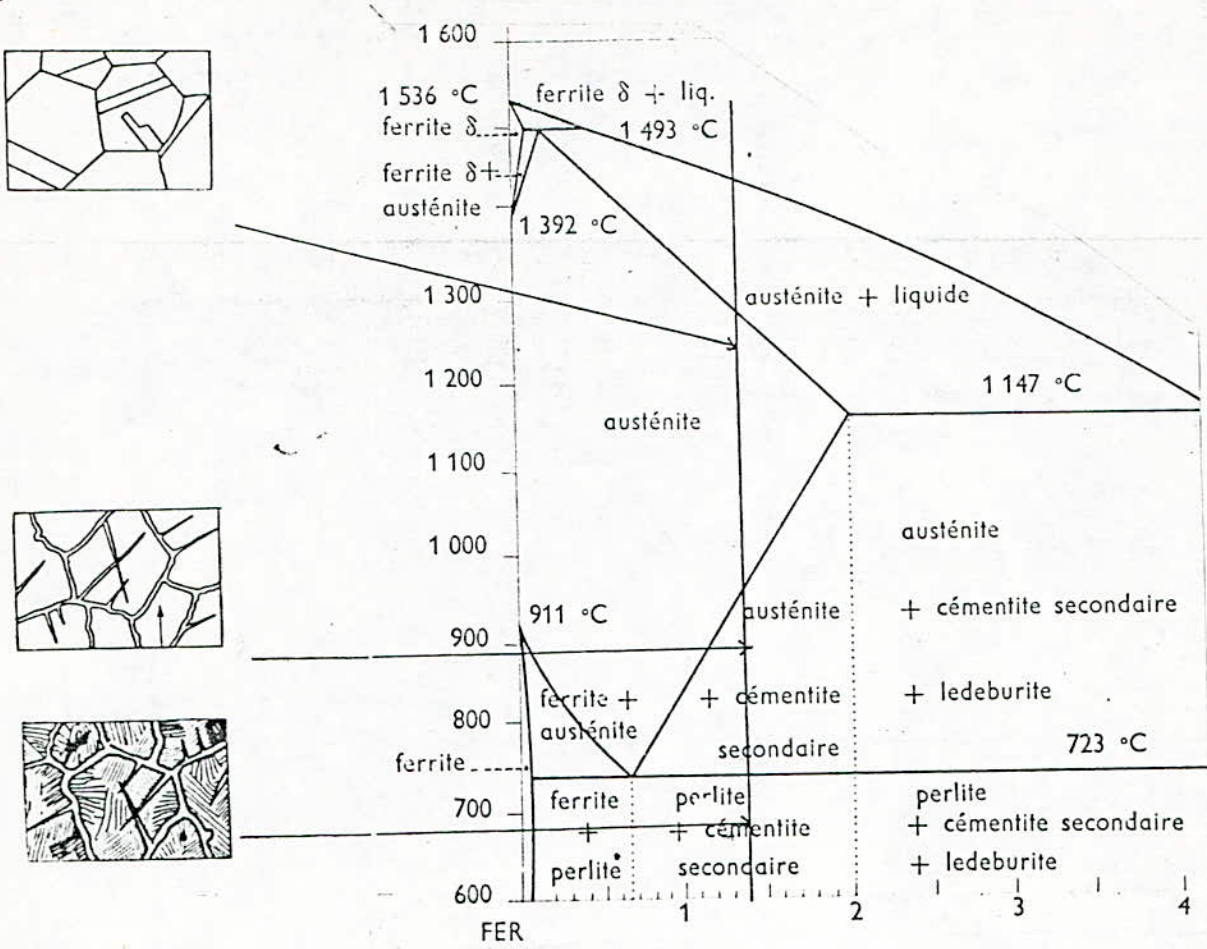


fig 1.7 évolution de la structure d'un acier à 1.4%C au cours du refroidissement

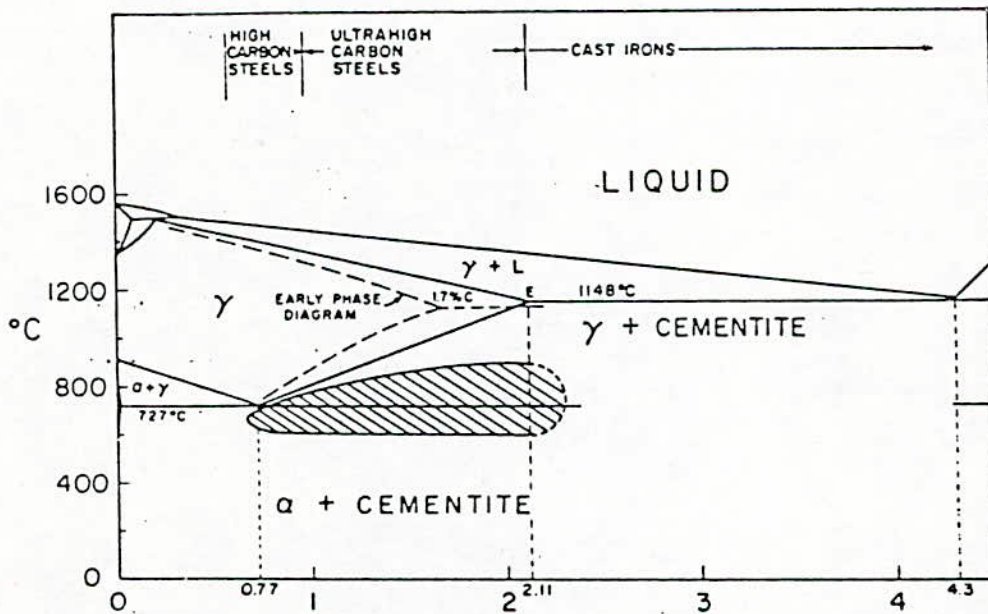


fig 1.8 domaine d'écoulement superplastique [8]

A partir de cette température (12.75) jusqu'à 950°C la composition en carbone de l'austénite reste constante (1.4%) .à 950°C (ACcm) , l'acier est formé de grains d'austéne . A partir de cette température jusqu'à 727° c , il ya séparation progressive de cémentite (dite cémentite secondaire) pendant que la solution solide résiduelle s'appauvrit en carbone jusqu'à la teneur 0.77% pour laquelle cette solution solide se transforme en perlite , chaque grain d'austénite donnant un ou plusieurs grains de perlite .

La cémentite proeutectoïde peut s'isoler soit autour des grains de la solution solide (structure cellulaire) , soit à l'intérieur de ces grains (structure en aiguilles) .

3.8.2- CONDITIONS D'APPARITION DE LA SUPERPLASTICITE :

La plupart des alliages superplastiques ont une composition eutectique ou eutectoïde, la résistance de la deuxième phase doit être similaire à celle de la matrice pour éviter la formation de cavités. Si la deuxième phase est plus dure que la matrice, elle doit être finement dispersée dans celle-ci [11]; pour cette condition structurale (la matrice ferritique contenant de fines particules de cémentite) et après traitement thermomécanique adéquat, les aciers à très haute teneur en carbone présentent à des températures intermédiaires la caractéristique de superplasticité (fig 1.8).

3.9- LIMITES ET INTERETS DE LA SUPERPLASTICITE :

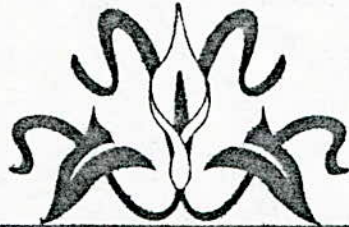
A- LIMITES :

- Plusieurs alliages industriels sont très sensibles à l'endommagement par formation de cavités au cours de la déformation . Ce qui limite les ductilités maximales possibles et tend à dégrader considérablement les propriétés d'emploi .
- La ductilité élevée des matériaux superplastiques apparaît à des vitesses de déformation inférieures aux vitesses de déformation à chaud. Il en résulte que les temps de mise en forme sont plus longs et cela d'autant plus que la taille des grains est plus grande .
- La mise en forme dans les conditions de superplasticité à haute température ($t > 0.4 t_f$) cette condition peut non seulement augmenter le prix de revient mais également conduire à une détérioration du matériau par corrosion ou oxydation . Il est alors nécessaire d'utiliser une atmosphère inerte ou des vernis protecteurs qui risquent d'augmenter encore le coût de l'opération .

B - INTERETS :

- La ductilité élevée des matériaux dans les conditions de superplasticité permet de réaliser des formes complexes en une seule opération . Cela compense en partie le temps de mise en forme et permet souvent une économie substantielle .

- Les efforts à appliquer sont plus faibles que pour déformer à chaud de manière conventionnelle ce qui contribue à réduire les coûts des outillages et des énergies mises en jeu.
- Une pièce formée dans le domaine superplastique a des propriétés isotropes puisque la texture disparaît après une trentaine de pourcent de déformation superplastique . Cette isotropie permet de garder aux pièces leur forme lorsqu'on relâche les efforts après l'opération de mise en oeuvre.
- La répartition des épaisseurs est relativement uniforme dans les pièces réalisées par thermoformage et ceci d'autant plus que la valeur du coefficient "m" est élevée .
- Après mise en forme, les caractéristiques mécaniques telles que la limite d'élasticité et la charge à la rupture sont d'autant plus élevées que la taille des grains est plus petite [7].



CHAPITRE I I

*Procédures
expérimentales*

1. ELABORATION DES NUANCES :

1.1- MATERIELS UTILISES :

1.1.1- FOUR A INDUCTION :

a- Description du four à induction sous vide

Ce type de four facilite les opérations de fusion et de coulée sous vide; dans certains cas ces opérations peuvent être faites sous gaz inerte ou sous pression atmosphérique et cela sans demander beaucoup de modification; de plus le four est aussi approprié pour les opérations de frittage et de traitements thermiques sous les mêmes conditions précédentes.

La chambre du four ① dans laquelle est placée l'inducteur avec son support et son creuset réfractaire est munie de plusieurs ouvertures ② pour permettre d'y adapter les différents dispositifs et autres éléments qui la complètent. Cette chambre construite en double parois d'acier inoxydable, amagnétique, est refroidie par une circulation intérieure d'eau. Le couvert du four ③ peut être facilement déplacé (verticalement et horizontalement) permettant ainsi un bon accès à l'intérieur de la chambre; ce couvert est équipé d'une lunette ④ par laquelle il est possible de visualiser à l'intérieur de la chambre les opérations de fusion et de coulée.

L'inducteur est un enroulement en tube de cuivre refroidi par une circulation intérieure d'eau et recouvert d'une matière protectrice. Pour la coulée, l'inducteur peut être basculé manuellement par un levier ⑤. La coulée se fait dans un moule placé sur une table tournante permettant de faire, si nécessaire, la coulée dans plusieurs moules introduits simultanément dans la chambre ⑥. D'autre part, pour adapter au four des conditions opératoires spéciales, un nombre de sas standards ⑦ sont prévus. On ne peut connecter au four qu'un seul sas à partir d'une ouverture munie d'une vanne ⑧ assurant ainsi le maintien du vide durant le changement de sas; leurs fonctions sont principalement au nombre de trois :

- Les additions au cours d'opérations de petites quantités de matériaux.
- Le prélèvement de la température par un thermocouple à immersion.
- L'échantillonnage au cours de l'opération (prise d'échantillon à partir du métal fondu).

Un autre mécanisme avec un dispositif ⑨ placé dans le four permet d'introduire directement à l'intérieur du bain les gaz de réaction. Pour permettre d'assurer un bon fonctionnement du four, notamment l'échappement des gaz, le chauffage rapide et la mise sous pression optimale, le four est équipé d'un groupe de pompage monté en série composé d'une pompe primaire ⑩ qui produit un vide de l'ordre de 10^{-2} mbar et une pompe secondaire (pompe à diffusion) avec laquelle on peut atteindre un vide de l'ordre de 10^{-5} mbar et qui ne fonctionne qu'après mise en service du vide primaire.

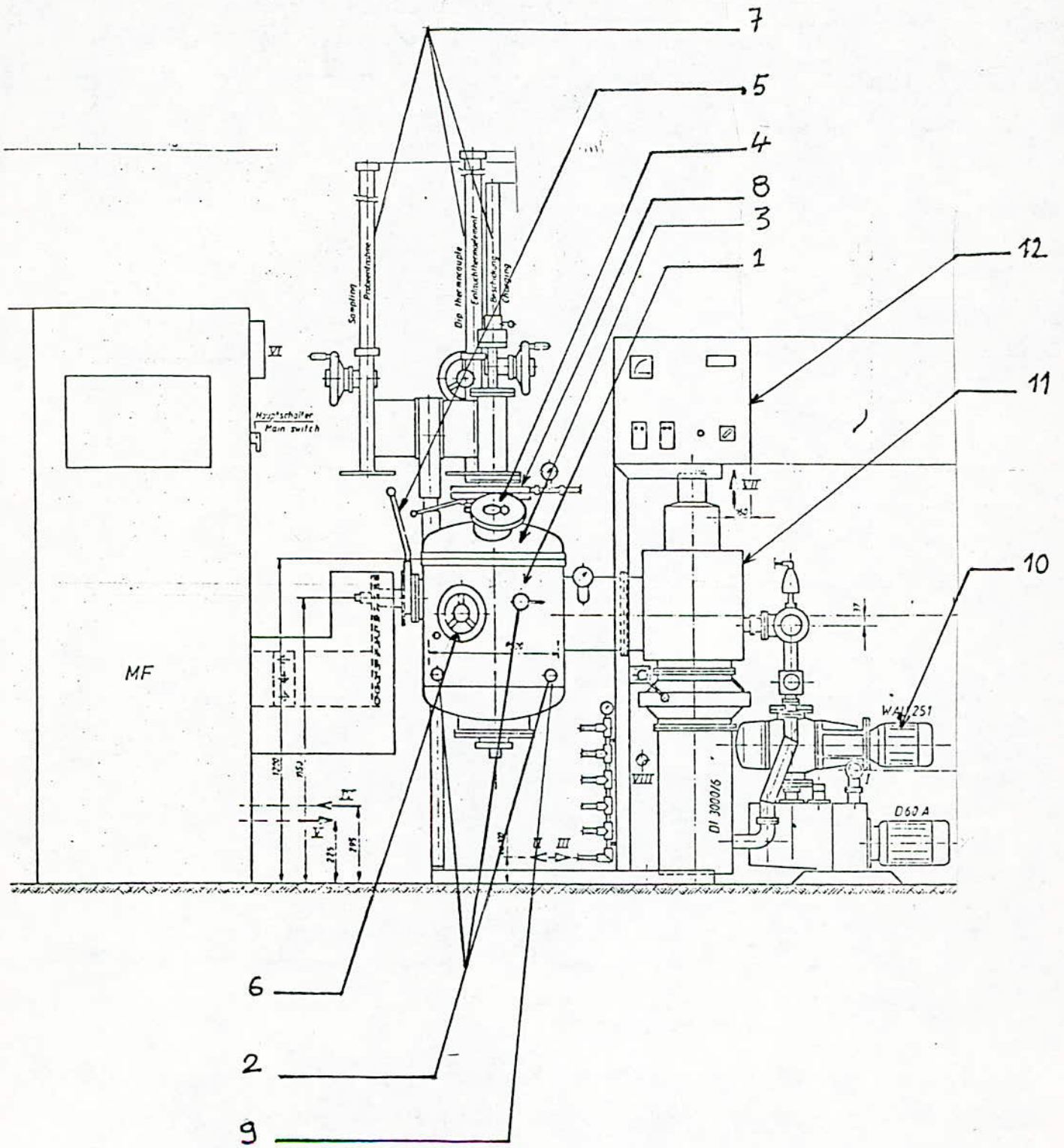


fig 2.1 four à induction

Le four peut être donc divisé en trois parties principales :

- La chambre du four.
- L'équipement de pompage.
- Le cabinet de contrôle et de distribution d'eau et sas.

B- DEROULEMENT DE L'OPERATION :

La réalisation de chaque élaboration dans le four à induction sous vide se fait dans l'ordre suivant :

- Après avoir préparé les échantillons à fusionner, une élimination des déchets de l'opération précédente et un nettoyage du creuset par une pression d'air est toujours nécessaire pour éviter toute sorte de contamination.
- Disposer les échantillons dans le creuset ainsi préparé.
- Placer le moule sur la table tournante et vérifier que sa position correspond le mieux possible à la coulée.
- Fixer le couvercle du four et mettre en marche le refroidisseur, l'alimentation en courant et le système de pompage.
- Dès que la pression prévue est atteinte, augmenter graduellement la température pour entraîner un chauffage progressif de l'échantillon jusqu'à la fusion totale.
- Introduire si nécessaire les éléments d'addition.
- Maintenir le bain à l'état liquide pendant une durée qui dépend de l'objectif fixé.
- Couler l'acier obtenu dans un moule en acier inoxydable dont la forme est schématisée sur la figure (2.2) et cela après avoir coupé le courant inducteur.

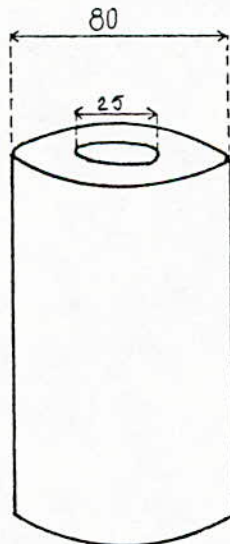


figure 2.2: Schema du moule utilisé dans nos expériences

1.1.2- FOUR A BOUTON :

A- DESCRIPTION DU FOUR A BOUTON :

Le four à bouton est un four électrique à arc, son nom provient de la forme en bouton des échantillons obtenus après élaboration. Il est essentiellement constitué par un creuset en cuivre① fixé par deux crampons② et refroidi par une circulation d'eau③, le four a une forme cylindrique dont la paroi est en verre de quartz④, il contient l'électrode en tungstène⑤ fixée elle-même à un porte électrode⑥ refroidi par une circulation d'eau⑦ et qui sort du corps cylindrique à travers un joint étanche. Le porte électrode peut être animé manuellement par un bras d'un mouvement vertical et circulaire au dessus de l'échantillon à élaborer.

Le four est alimenté en courant continu ; le creuset est relié au pôle positif et l'électrode au pôle négatif. L'élaboration se fait sous une atmosphère d'argon⑧ dite sous vide dynamique c'est à dire que l'évacuation des gaz depuis l'intérieur du four est assurée par un système de pompage qui se fait en même temps que l'introduction de l'argon; le vide atteint est indiqué par un manomètre.

B- DEROULEMENT DE L'OPERATION :

Après avoir préparé les quantités nécessaires, les échantillons subissent un décapage dans une cuve à ultrasons afin d'éviter tout effet secondaire au cours de l'élaboration, suite à quoi on procède aux opérations suivantes :

- Nettoyage du creuset pour éviter toute réaction de contamination.
- Mise en place de l'échantillon dans le creuset puis introduction de l'ensemble dans le four. Dans cette étape il est nécessaire d'appliquer un vide afin de faciliter le glissement du creuset par la partie inférieure du four.
- Injection de gaz argon à l'intérieur du four. Là, on peut facilement régler la pression en agissant simultanément sur les vitesses de pompage et d'injection du gaz.
- Mise en marche du refroidisseur et du générateur de tension ensuite glissement de l'électrode jusqu'à ce qu'il y ait un faible espace entre l'échantillon et l'électrode.
- Eloigner lentement l'électrode de l'échantillon pour maintenir l'arc électrique.
- La fusion débute, on fait balayer l'arc sur tout l'échantillon pour assurer sa fusion complète, la durée de balayage est limitée : elle ne peut excéder une vingtaine de secondes.
- A la fin de l'opération, on obtient un bouton métallique qu'on laisse refroidir dans le creuset.

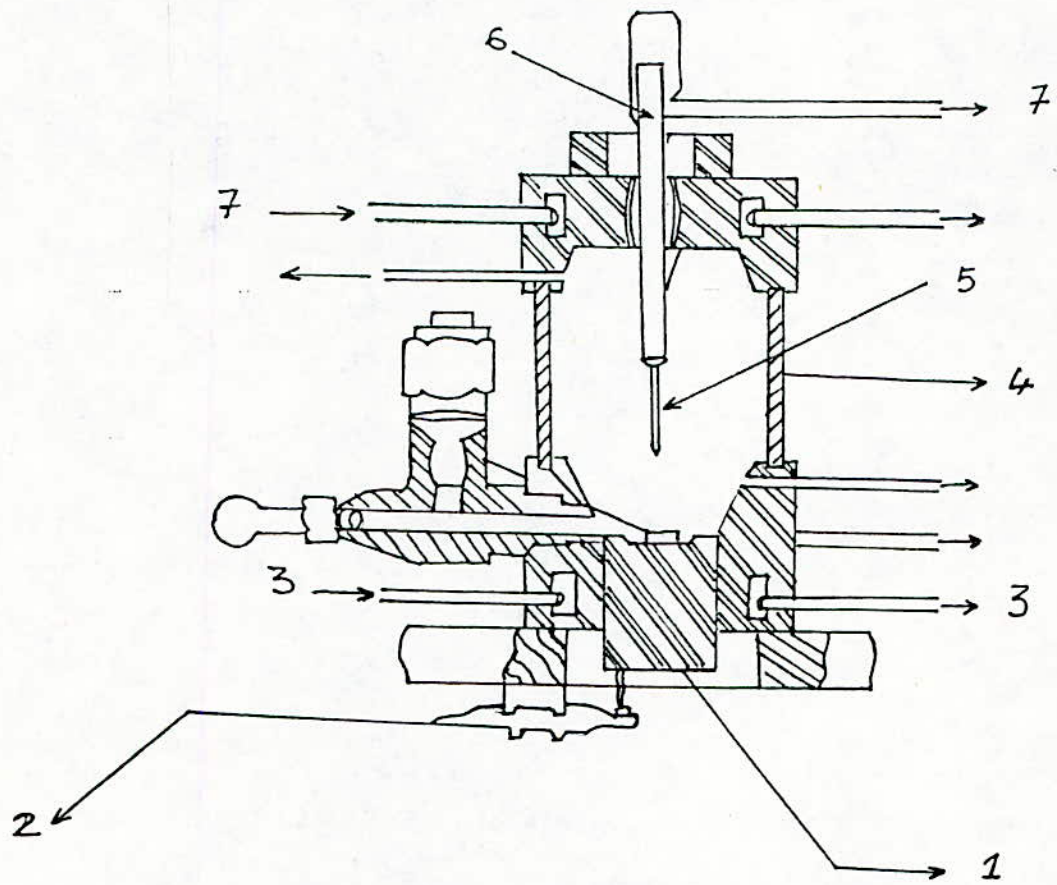


fig 2.3 four à bouton

1.2- PROCEDURE ET CALCUL DES QUANTITES A FUSIONNER :

1.2.1- ENRICHISSEMENT D'UN ACIER EN CARBONE:

Les phénomènes où interviennent les processus de diffusion sont extrêmement divers, leurs applications est la base de ces essais. Le point de départ de ces expériences est un acier spécial XC90 (le choix de cette nuance d'acier n'est dû qu'à sa teneur en carbone relativement élevée) auquel on ajoute du carbone sous forme de graphite.

A- PREPARATION DES ECHANTILLONS :

Avant chaque élaboration, on doit calculer la masse de graphite à ajouter à une quantité donnée d'acier pour atteindre une composition estimative en carbone. La composition en carbone de l'acier de départ est la suivante :

C	Mn	Si	S	P	Fe
0.900	0.550	0.225	0.025	0.030	98.27

Composition centésimale de l'acier XC90

On peut utiliser dans ce cas un logiciel existant au niveau du laboratoire et dont les résultats s'obtiennent de la manière suivante :

Après introduction de la masse et de la composition centésimale de l'acier de départ, la masse du graphite à ajouter et si nécessaire celle des éléments d'addition, la composition en pourcent de l'acier obtenu est affichée sur écran.

avant addition du graphite

Element	Atomes %	Poids %	Constituant	Masse en g
FE	94.9014	98.275	FE	763.5969 g
C	4.0410	0.9	C	6.9929 g
MN	0.5399	0.55	MN	4.2734 g
SI	0.4320	0.225	SI	1.7481 g
S	0.0421	0.025	S	0.1945 g
P	0.0435	0.025	P	0.1941 g

Masse totale de l'échantillon : 776.9999 g
après addition du graphite

Element	Atomes %	Poids %	Constituant	Masse en g
FE	92.4963	97.7091	FE	763.5969 g
C	6.4730	1.4706	C	11.4929 g
MN	0.5262	0.5462	MN	4.2734 g
SI	0.4211	0.2237	SI	1.7481 g
S	0.0411	0.0249	S	0.1945 g
P	0.0423	0.0248	P	0.1941 g

Masse totale de l'échantillon : 781.4999 g

CALCUL DE LA COMPOSITION CHIMIQUE D'UN ACIER APRES ADDITION DE CARBONE

En outre des résultats similaires peuvent être obtenus par un calcul simple :

soit M_c la masse du carbone dans l'acier élaboré :

$$M_c = M_c(XC90) + M_{gr}$$

Avec : $M_c(xc90)$ la masse de carbone dans l'acier de départ.

M_{gr} la masse de graphite ajoutée.

D'autre part : $M_c = (M_{xc90} + M_{gr}) * x * 10^{-2}$

Où : M_{xc90} est la masse de l'acier de départ.

x : le pourcentage en carbone estimé.

Donc la masse de graphite à ajouter pour atteindre un pourcentage x en carbone est donnée par

$$M_{gr} = \frac{M_{xc90}(x - 0.9)10^{-2}}{1 - x * 10^{-2}}$$

B- PROCEDURE D'ELABORATION :

La seule différence entre ces expériences est la forme de graphite introduit avec la masse de l'acier de départ. En effet, toutes ces expériences ont été réalisées dans le four à induction et cela pour la seule raison que le temps de maintien dans le four à arc est faible et ne peut par conséquent assurer la diffusion du carbone.

Première expérience : dans cette expérience le graphite sous forme de poudre est introduit en même temps avec la masse de l'acier dans le creuset.

Deuxième expérience : la poudre de graphite est comprimée et coupée en petits morceaux, elle n'est introduite qu'après fusion totale de l'acier et cela par l'intermédiaire du dispositif d'ajout.

Troisième expérience : le graphite est introduit sous forme de petits morceaux solides coupés à partir d'un barreau en graphite en même temps que l'acier de départ.

1.2.2- DECARBURATION D'UNE FONTE :

A- Décarburation par ajout de fer:

Le principe de ces essais se base sur l'augmentation de la teneur en fer de la fonte impliquant ainsi une diminution de celle du carbone. Dans notre étude le fer est ajouté sous forme d'acier doux (XC10). Les essais ont été réalisés dans les deux types de four (four à induction et four à boutons).

Pour le calcul de la masse d'acier à ajouter à la fonte pour atteindre un pourcentage donné en carbone, il est préférable d'utiliser le logiciel.

B- Décarburation par ajout d'oxydes:

Les processus de désoxydation et de dégazage par le vide d'un bain métallique sont d'un intérêt particulier.

En accord avec la réaction : $C + O \rightarrow CO$ (1), le carbone présente une forte capacité de désoxydation à une basse pression (à une pression de 10^{-3} atm le carbone est plus désoxydant que l'aluminium) [3] cette capacité peut être donc utile dans la décarburation d'une fonte. A partir de ce principe, cet essai est réalisé dans le but de décarburer une fonte par un oxyde :

Après fusion de la fonte et application d'un vide pour favoriser la réaction entre l'oxyde et le carbone de la fonte, l'oxyde est ajouté sous forme de morceaux d'une poudre d'oxyde comprimée; l'ajout de l'oxyde aura donc un double effet dans la décarburation de la fonte : d'une part l'oxygène va réagir avec le carbone en diminuant sa teneur dans le bain, d'autre part, l'oxyde entraînera une augmentation de la teneur en fer du bain qui produira par conséquent une diminution de celle du carbone.

Pour calculer la masse d'oxyde à ajouter à une masse donnée de la fonte, on utilise la méthode de calcul suivante :

Soit M_a la masse de l'acier obtenu après élaboration :

$$M_a = M_f - M_c + M_{fe(ox)}$$

où M_a est la masse de l'acier.

M_f : la masse de la fonte

$M_{fe(ox)}$: la masse du fer provenant de l'oxyde.

L'équation précédente peut être écrite de la manière suivante :

$$M_a = M_f - (M_{cf} - M_{ca}) + M_{fe(ox)} * M_{ox} \quad (2)$$

Avec M_{cf} et M_{ca} : la masse du carbone dans la fonte et l'acier.

M_{ox} : la masse de l'oxyde ajoutée.

$M_{fe(ox)}$: la fraction massique du fer dans l'oxyde.

En admettant que le carbone de la fonte réagit avec l'oxygène de l'oxyde en formant du CO; la masse de l'oxyde à ajouter peut être donnée par :

$$M_{ox} = \frac{12 (M_{cf} - M_{ca})}{16 O_{ox}} \quad (3)$$

où O_{ox} est la fraction massique de l'oxygène dans l'oxyde.

A partir des deux équations (2) et (3) on peut écrire :

$$M_{ox} = \frac{(C_f - C_a)M_f}{\frac{12}{16}(1 - C_a)O_{ox} + (1 - O_{ox})C_a}$$

Où C_f et C_a sont les fractions massiques du carbone dans la fonte et l'acier respectivement.

2- TRAITEMENTS THERMIQUES ET THERMOMECHANIQUES:

2.1- TRAITEMENT THERMIQUE :

2.1.1- Matériels utilisés :

Dans notre étude tous les traitements thermiques ont été effectués dans deux types de fours : four électrique à moufle et four sous vide.

2.1.2- Traitement thermique après élaboration (recuit d'homogénéisation):

Il s'applique aux aciers bruts de coulée pour lesquels le refroidissement a entraîné une hétérogénéité de l'austénite en ce qui concerne le carbone et autres éléments de l'acier; ils s'obtiennent en maintenant le métal dans le domaine austénitique à une température aussi élevée que possible de façon à accélérer la diffusion des éléments de l'acier. Dans notre étude le recuit d'homogénéisation est effectué à une température de 1150°C .

2.2- TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE :

2.2.1- Procédure expérimentale :

Rappelons que le but de ces traitements thermomécaniques (martelage) est de produire une fine et plus uniforme distribution des particules de cémentite dans une matrice ferritique à grains fins. Pour atteindre ce but on a effectué deux martelages qui se distinguent entre eux par la température pour laquelle l'échantillon est martelé; l'échantillon subit avant chaque martelage deux cycles thermiques différents :

* PREMIER CYCLE :

Chauffage jusqu'à 1100°C avec un maintien à cette température afin de permettre la dissolution totale de la cémentite proeutectoïde et d'avoir une structure complètement austénitique.

En général, les aciers présentent une recristallisation lors de leurs traitements thermomécaniques par forgeage ou laminage dans le domaine austénique, d'où intérêt et les avantages que peut apporter le martelage sur la structure de l'acier.

*** DEUXIEME CYCLE :**

Chauffage à 700 °c et maintien à cette température avant martelage; nous avons tenu compte, en plus de l'affinage du grain que peut apporter le traitement précédent, d'une autre modification structurale : le martelage après transformation perlitique casse la cémentite lamellaire en particules sphéroïdales et le ferrite est affinée par recristallisation et polygonisation.

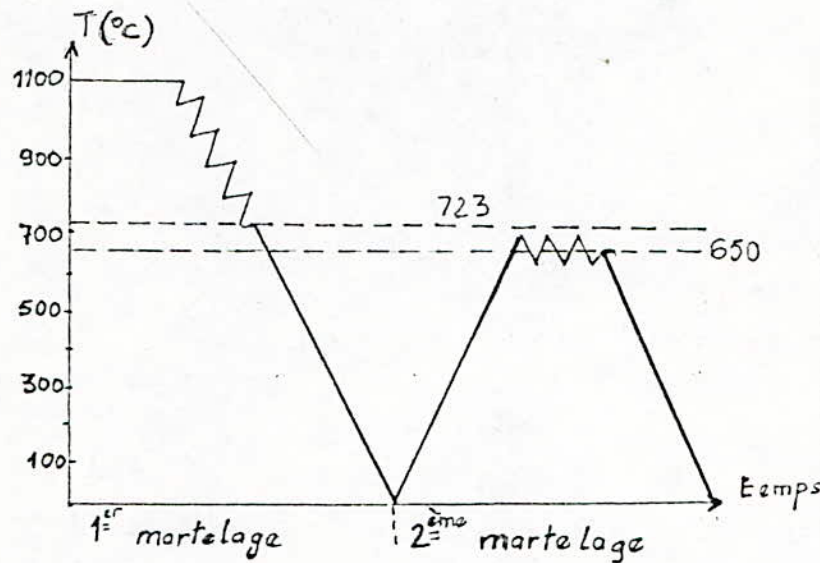


fig.2.4 : Cycle thermique pratiqué au cours du martelage

2.2.2-Matériels utilisés :

Pour atteindre les objectifs précédents deux expériences ont été réalisées : la première par un martelage manuel et la seconde par l'intermédiaire d'un marteau pilon.

A- MARTELAGE MANUEL:

Cette expérience est effectuée au laboratoire dans le but de mettre en évidence l'influence du martelage sur la microstructure de l'acier.

B- MARTELAGE AVEC UN MARTEAU PILON :

Réalisé à l'atelier mécanique de la société nationale de transport ferroviaire (S.N.T.F), les échantillons issus de cette expérience feront l'objet des essais de caractérisation effectués par la suite.

2.2.3- DEROULEMENT DE L'OPERATION :

On introduit les échantillons à marteler dans le four afin de les chauffer à une température de 1100°C. Un maintien de quelques minutes à cette température est nécessaire pour assurer une bonne homogénéisation de la pièce. On fait sortir l'échantillon du four et on le place sous le marteau pilon pour lui faire subir un certain nombre de coups successifs (fig.2.6).

On note que le contrôle de la température se fait visuellement et cela par la couleur que prend la pièce au cours du chauffage : au début du martelage, la pièce est blanche de couleur et la limite inférieure de la température de martelage est aux environs de la couleur rouge cerise (environ 650°C).

3- CARACTERISATION :

C'est la partie la plus importante, elle comporte deux types de caractérisation complémentaires : examen micrographique avec analyse d'images et des essais mécaniques (essais de dureté, compression et de traction à la température ambiante et à chaud).

3.1- ANALYSE METALLOGRAPHIQUE :

3.1.1- OBSERVATION MICROGRAPHIQUE (MICROSCOPE OPTIQUE ET ELECTRONIQUE A TRANSMISSION):

L'échantillon convenablement poli, est attaqué au nital et examiné au microscope. Cet examen permet de caractériser l'aspect présenté par les constituants en ce qui concerne leur forme générale, leurs dimensions et leur mode de répartition. L'examen de la texture de l'acier permet de connaître l'effet des traitements thermiques et mécaniques subis antérieurement : état brut de coulée, état recuit, état martelé et état trempé.

Bien que l'examen métallographique représente la méthode de choix dans la détermination de la structure, il n'est pas toujours suffisant pour obtenir une connaissance complète et exacte des différents constituants, il est alors nécessaire de recourir à d'autres méthodes telles que la mesure de la taille des grains et la microscopie électronique à transmission.

3.1.3- ANALYSE D'IMAGES :

L'analyse d'images est accomplie par GRANIX qui est un logiciel qui permet d'étudier la distribution de la taille d'une population d'objets, sur un nombre limité de champs d'analyse. Cette distribution est exprimée en fonction des diamètres. Si les objets ne sont pas circulaires,

le mot diamètre doit être pris dans le sens de " diamètre équivalent ". Les résultats peuvent être observés pendant ou en fin d'analyse, ils sont affichés dans trois fenêtres contenant l'état de l'étude en cours, des valeurs statistiques et la courbe granulométrique.

3.2 ESSAIS MECANIQUES :

L'examen micrographique ne donne des indications que sur la petite plage examinée et avant d'étendre les conclusions sur toute la pièce, il est nécessaire de compléter le travail par des essais mécaniques.

3.2.1- ESSAIS DE DURETE :

Un complément indispensable de l'examen métallographique est l'essai de dureté qui donne une première idée sur les caractéristiques mécaniques et corrobore souvent l'interprétation des textures : différence entre un état recuit et un état écroui.

3.2.2- ESSAIS DE COMPRESSION :

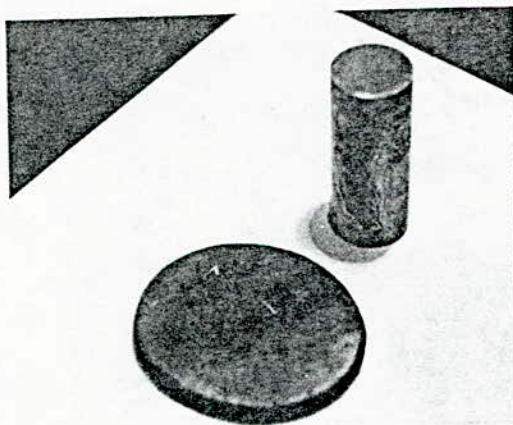
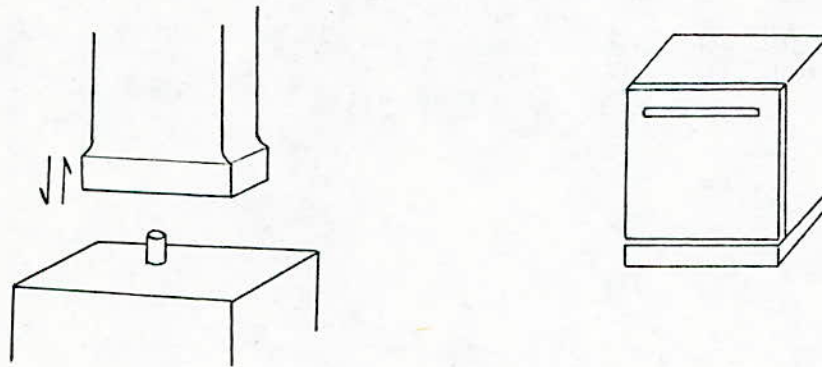
Cet essai consiste à appliquer sur des échantillons de petite dimension des efforts de compression par deux matrices de grande dureté. Ces échantillons sont prélevés de chaque nuance après le premier traitement thermomécanique (martelage depuis 1100°C jusqu'à environ 730°C) et subissent par la suite une trempe à l'eau depuis la température 765°C après maintien d'environ 15 mn. Ces expériences ont été réalisées dans le but de mettre en évidence l'amélioration de la résistance à la compression affectée par les changements structuraux.

3.2.3- ESSAIS DE TRACTION :

Une caractérisation mécanique indispensable est l'étude du comportement plastique de chaque nuance après les deux traitements (martelage de 1100°C à 730°C et martelage au dessous de 650°C). Cependant, après les deux traitements l'acier présente une densité de dislocation assez élevée affectant ainsi les propriétés physiques et mécaniques de l'acier, ce qui nécessite par conséquent un recuit : au cours du chauffage des changements structuraux prennent place (un mouvement, une redistribution et une annihilation des défauts ponctuels et dislocations) et ramène l'acier d'un état écroui à un état recuit.

Dans notre étude le recuit a été effectué à une température d'environ 650°C pendant 30mn. Après recuit les essais de traction ont été réalisés par une machine de traction universelle, cette dernière est équipée par des appareils permettant la mesure et l'enregistrement graphique de l'allongement de l'éprouvette en fonction de la charge.

On note que les échantillons de forme cylindrique subissent dans la première étape (à 1100°C) un martelage dans deux directions différentes : la première sur la surface longitudinale et la seconde sur la surface transversale (fig. 2.5).



(a)



(b)

Fig. 2.5 : Echantillons avant et après martelage

a) martelage longitudinal

b) martelage transversal

Limitations de l'essai :

Après les difficultés d'usinage consécutives d'une dureté élevée de l'acier traité (voir les valeurs de la dureté sur tableau chapitre 3) les éprouvettes ont été découpées par électroérosion, cependant, en plus de leurs nombres limités, la préparation d'une éprouvette normalisée était limitée par la quantité et donc par les dimensions de la pièce. Par conséquent, les essais ont été réalisés sur des éprouvettes standards recommandés par les normes ASTM E8M, qui ne prennent une différence que sur la longueur de leurs têtes (10 mm).

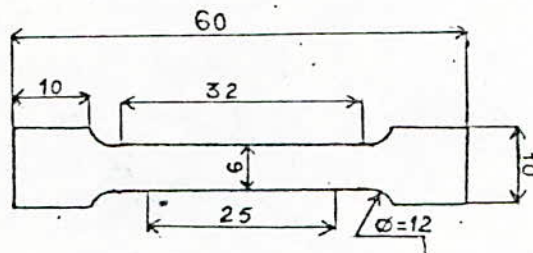


Fig.2.7: Eprouvette de traction suivant norme ASTM

3.2.4- Essais de superplasticité (traction a chaud) :

Dans le but de combiner les propriétés mécaniques en traction (ductilité et résistance) à température ambiante avec celles à température élevée, des essais de traction ont été réalisés à une température de 750°C où l'écoulement superplastique peut avoir lieu et cela à une faible vitesse de déformation (environ 10% par minute). Les éprouvettes dans ces essais prennent les mêmes dimensions que les précédentes pour lesquelles on ajoute quelques modifications en fonction des exigences de montage à l'essai.

Limitations de l'essai :

Aux limitations à caractères dimensionnelles s'ajoutent d'autres limitations; l'obstacle dans ces expériences réside dans le système de fixation des éprouvettes pour les essais de traction à chaud, ce dernier n'est adaptable que pour les éprouvettes rondes et filetées.

Dans l'ordre de surmonter cette difficulté, un dispositif de fixation des éprouvettes plates schématisé sur la figure 2.8, pourra dans une certaine mesure satisfaire aux conditions opératoires. Il est effectué de la manière suivante :

Deux barreaux cylindriques d'une longueur de 40 mm^① environ sont filetés d'un coté pour permettre leur fixation dans le système original^②; de l'autre coté on réalise une fente^③ de 4 mm d'épaisseur et d'une profondeur de 15 mm. Le barreau est ensuite percé^④ d'un diamètre

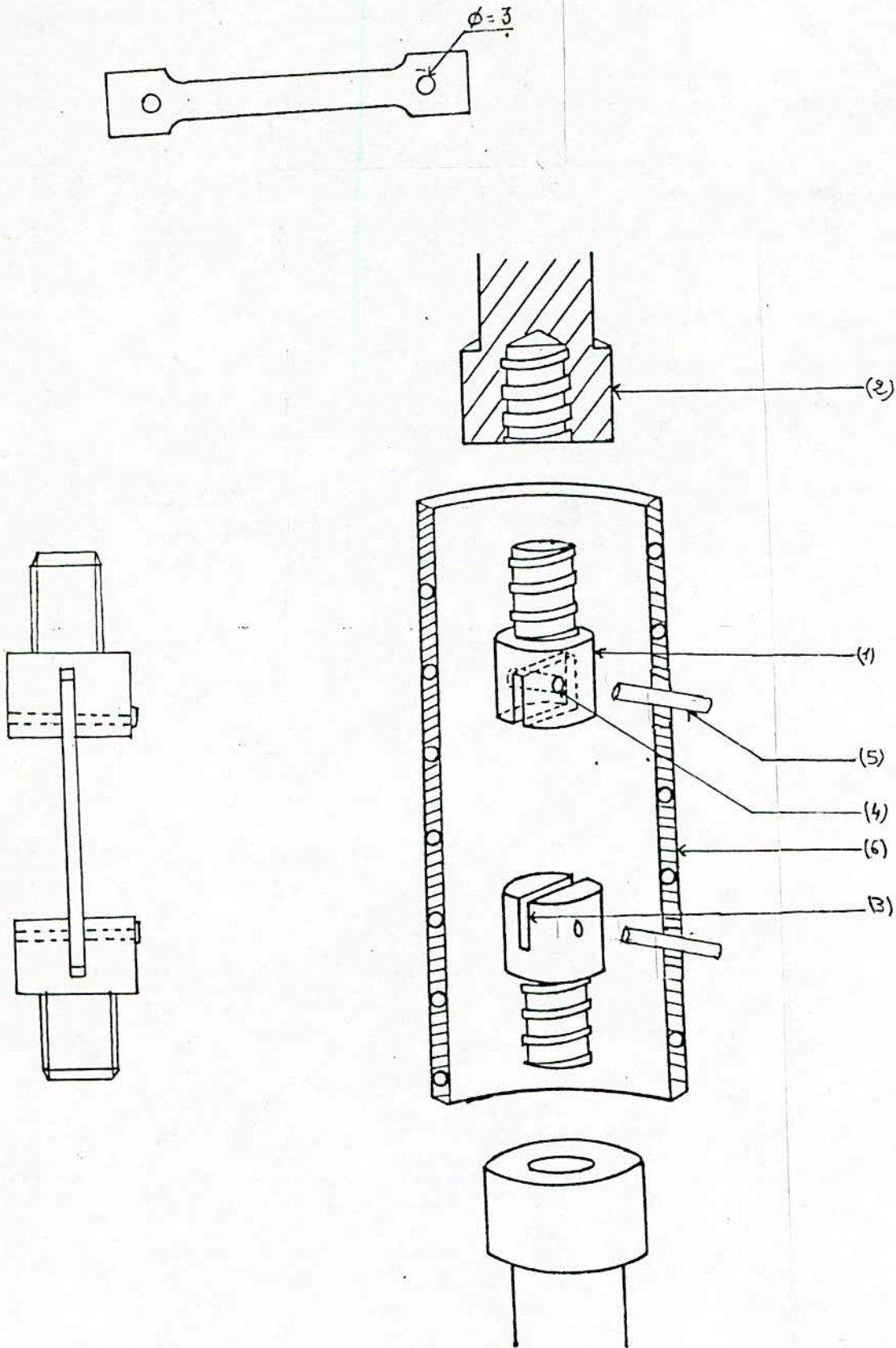


fig 2.8 dispositif de fixation des éprouvettes plates pour l'essai de superplasticité

de 3.1 mm afin de permettre le glissement de l'axe[⊗], l'éprouvette est percée au niveau des têtes à un diamètre de 3.2 mm et à une distance de 7 mm de chaque extrémité.

Déroulement de l'essai :

Après avoir placé le système de fixation, on glisse chaque extrémité de l'éprouvette par une fente et l'ensemble est traversé par un axe , le dispositif est ensuite placé dans un four à résistance[⊗] conçu pour les essais de traction à chaud dans lequel la température augmente graduellement. A la température de l'expérience un maintien de quelques minutes avant le début de l'essai est toujours nécessaire pour assurer une bonne homogénéisation en température et donc en structure de l'éprouvette.



CHAPITRE III

*Résultats &
interprétations*

1- RESULTATS ET INTERPRETATIONS DES OPERATIONS D'ELABORATION :

1.1- DECARBURATION D'UNE FONTE :

1.1.1- DECARBURATION PAR FOUR A BOUTON :

L'observation métallographique après première fusion, d'un échantillon ayant subi un recuit d'homogénéisation d'une durée de 15 h à 1100°C, révèle l'influence du temps de maintien dans un tel four sur l'homogénéité de la pièce. On remarque la présence de deux zones distinctes : la première est ferritique contenant quelques plages de perlite affectée par la présence de l'acier fig (3.1 a) , la seconde complètement perlitique affectée cette fois-ci par la présence de la fonte (fig.3.1 b) On note en plus l'existence de nodules de fonte grise dans les deux zones .

L'analyse de la composition moyenne en carbone et en soufre de l'échantillon après élaboration est donnée dans le tableau suivant :

	C%	S%
Acier élaboré	1.21	0.004

Cette hétérogénéité structurale provient du faible temps de fusion pour lequel la diffusion du carbone n'est pas complète; il s'ensuit une mauvaise homogénéité structurale au sein de la pièce . Pour y remédier il est nécessaire de pratiquer d'autres refusions.

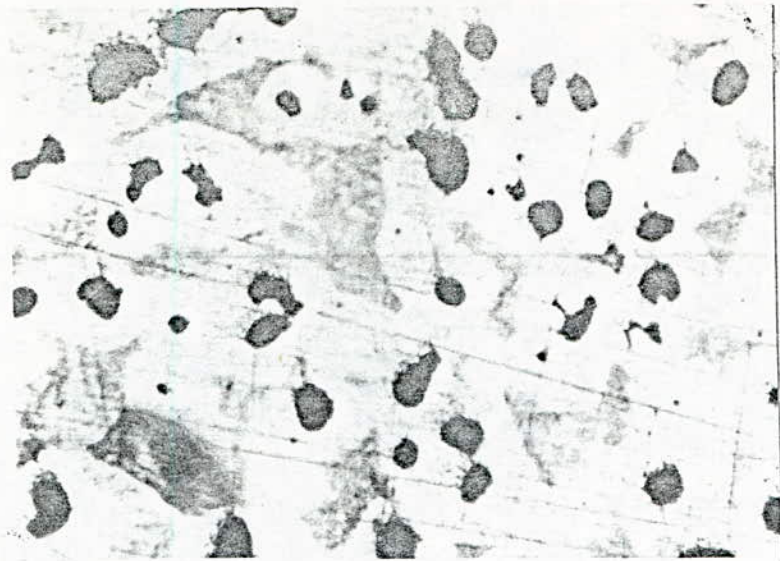
L'observation métallographique de l'échantillon de la deuxième refusion révèle une structure complètement perlitique dont la cémentite secondaire apparaît sur les joints des grains indiquant ainsi une homogénéité de la pièce (fig 3.1 c).

1.1.2-DECARBURATION PAR FOUR A INDUCTION :

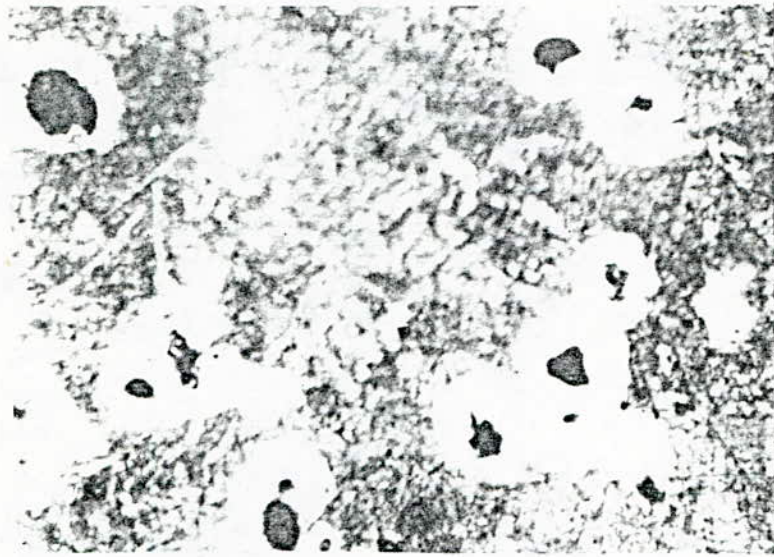
A-Par ajout de fer

Au cours de la fusion on augmente graduellement la fréquence afin de fondre progressivement la charge. Après fusion totale de la fonte ($T_f \approx 1250^\circ\text{C}$) une augmentation de la fréquence est nécessaire pour atteindre le point de fusion de l'acier. Par ailleurs, cette augmentation provoque des étincelles caractéristique d'une importante surfusion de la fonte (de l'ordre de 300°C) provoquant ainsi son débordement vers l'extérieur du creuset par le brassage magnétique ce qui rend impossible la continuité de l'expérience.

D'autre part l'utilisation d'une charge fragmentée dans le four à induction produira de fortes résistances de contact entre les morceaux constituant la charge, les courants de Foucault induits se forment à l'intérieur de chaque morceau ce qui réduit le rendement du four [16].



x500



x500



x500

fig 3.1 décarburation d'une fonte dans un four à bouton

B- Par ajout d'oxyde

Comme mentionné au chapitre 2, une tentative de décarburation de la fonte par réaction de réduction avec un oxyde a été faite. Il s'agit de la réaction :



l'oxygène dans ce cas provenant de l'oxyde de fer Fe_2O_3

les masses suivantes ont été introduites dans le four à induction :

masse de la fonte : 136.16 gr avec 3.52% de carbone

masse de l'oxyde : 11.5 gr avec 30 % d'oxygène comme fraction massique

La teneur en carbone obtenue après analyse est de l'ordre de 2.11 %C , ce qui est relativement proche de la valeur estimée qui est de 1.5%C.

Il est important de souligner que dans cette expérience, la forme en poudre de l'oxyde utilisé, nuit à l'obtention d'une décarburation parfaite tout comme le fait le carbone en poudre dans les expériences suivantes.

1.2- ENRICHISSEMENT D'UN ACIER EN CARBONE :

Le problème majeur dans les deux premières expériences est la présence du graphite sous forme de poudre au dessus du bain métallique ce qui diminue par conséquent la vitesse de diffusion du carbone dans le bain; de plus le brassage magnétique favorise l'entraînement du graphite vers l'extérieur. Une confirmation de ces observations est faite par analyse de la composition en carbone des deux extrémités du lingot.

En effet, des résultats meilleurs ont été obtenus dans la troisième expérience, la forme compacte du graphite dans ce cas a permis d'éliminer l'effet néfaste de la forme en poudres des expériences précédentes; notons que la forme du graphite dans ce cas a un double avantage : elle permet d'une part d'éviter le flottement à la surface du bain et d'autre part, elle favorise l'homogénéisation rapide du bain. En effet, les morceaux du graphite sont entraînés par le brassage magnétique balayant ainsi tout le bain d'acier.

REMARQUES :

- A la fusion totale, on doit régler la fréquence afin d'éviter une importante surfusion de l'acier liquide, par conséquent, il faut à chaque fois diminuer la fréquence puisqu'une fois le bain enrichi en carbone, la température correspondant au liquidus diminue provoquant ainsi une augmentation de la surfusion.
- La durée du brassage n'est pas fixe : elle dépend de la quantité de l'acier, de la masse de graphite ajouté et de la température du bain; elle est moindre pour une température plus élevée, une faible quantité de graphite et une quantité importante de l'acier.

- Les échantillons issus de cette méthode d'élaboration seront l'objet des traitements thermomécaniques à effectuer par la suite.

Deux échantillons de pourcentage en carbone différents ont été élaborés à partir d'aciers spéciaux XC90 et dont la composition centésimale estimée figure sur le tableau 3.1. Après élaboration, les deux échantillons présentent les teneurs en carbone et en soufre reportées sur le tableau 3.2 :

Echantillon	Pourcentage en carbone estimé
A ₁	1.75
A ₂	2.06

Tableau 3.1 : estimation de la teneur en carbone

1.2.1- TEXTURE DES GRAINS DE COULEE :

Une fois obtenu, le métal à l'état liquide doit être coulé en moule; la structure du lingot dépend à la fois de la vitesse de germination et de la vitesse d'échanges thermiques (nature et épaisseur de la paroi). Dans notre étude le moule est en acier inoxydable et l'épaisseur de la paroi est de 27 mm. On distingue, de la peau jusqu'au coeur du lingot, deux zones distinctes plus ou moins développées :

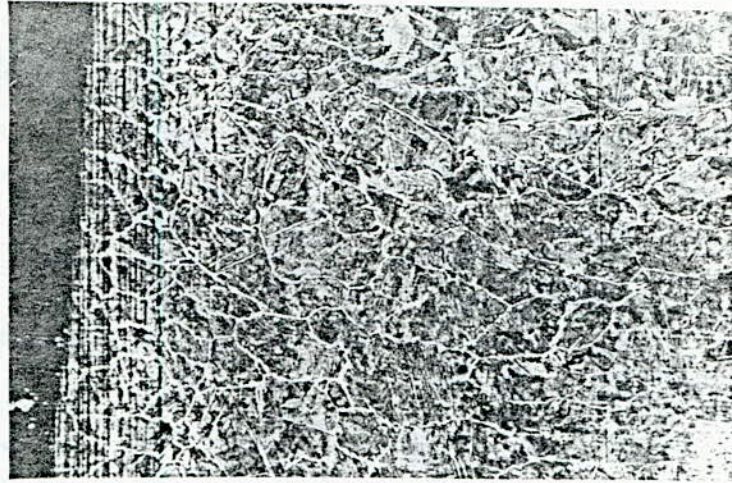
ZONE I : (ou zone de peau) (fig 3.2 a) : Au début de la solidification, le refroidissement est intense au contact de la paroi où le gradient de température est élevé; il se forme simultanément de très nombreux cristaux qui, par leur grand nombre, s'empêchent mutuellement de se développer : la zone I présente une cristallisation très fine.

ZONE II : (fig 3.2 b) : Au fur et à mesure que se développe la solidification de la peau du moule, la surfusion s'abaisse et le pouvoir de germination diminue le gradient de température restant relativement élevée.

L'orientation générale des axes dendritiques dans le sens du gradient thermique moyen est perpendiculaire à la surface du produit solidifié : la zone II présente une cristallisation basaltique.

On note qu'une troisième zone de cristallisation équiaxe peut exister là où la solidification se fait dans un liquide à température presque homogène, cependant dans notre cas elle est totalement absente du fait du faible diamètre du lingot (25 mm) [13].

A cette hétérogénéité structurale s'ajoute en général une hétérogénéité chimique à l'échelle du lingot. Ce qui nécessite par la suite un recuit d'homogénéisation .



x 100 (a)



x 200 (b)

fig 3.2 structure de solidification

1.2.2- PROBLEME DE COULEE : (fig 3.3)

PRESENCE DE PIQURES : (fig 3.3 a)

C'est un défaut caractérisé par la présence, à la surface du lingot, d'une série de petites cavités en forme d'entonnoir. Ces cavités sont la conséquence de l'emprisonnement d'air ou de gaz entre métal et moule en cas de refroidissement rapide du métal. On réduit la formation de ces piqûres en ralentissant la solidification de la couche superficielle de façon à permettre l'évacuation partielle des gaz à travers le métal; cela s'obtient soit en coulant l'acier à la température élevée, soit en chauffant le moule avant coulée.

PRESENCE DE MICROPOROSITES : (fig 3.3 b)

Les microporosités encore appelées microretassures, apparaissent quand le liquide inter-dendritique résiduel se solidifie. La contraction résultante ne pouvant être compensée par un apport de métal liquide, il se forme de petites cavités. Ces microporosités ne sont le plus souvent visibles que sous microscope, sur des surfaces polies et attaquées. L'importance des porosités est en général réduite en augmentant la température de coulée et/ou la température du moule.

TRAITEMENT D'HOMOGENEISATION :

Après coulée les deux nuances d'acier présentent la composition en carbone et en soufre suivante :

Tableau 3.2 : teneurs en carbone et soufre des aciers élaborés

	C%	S%
A ₁	1.51	0.1810
A ₂	1.73	0.0003

Vu l'impossibilité d'effectuer le traitement d'homogénéisation sous vide en raison de la panne survenu sur le four horizontal, la traitement a été effectué dans un four à moufle à une température de 1100°C. L'observation métallographique de l'échantillon après traitement révèle la très forte décarburation que peut provoquer ce traitement dans un tel four. Cette décarburation se traduit par l'apparition d'une structure progressive variable allant d'une structure ferrito-perlitique en surface jusqu'à perlitique avec réseau de cémentite secondaire vers le coeur.

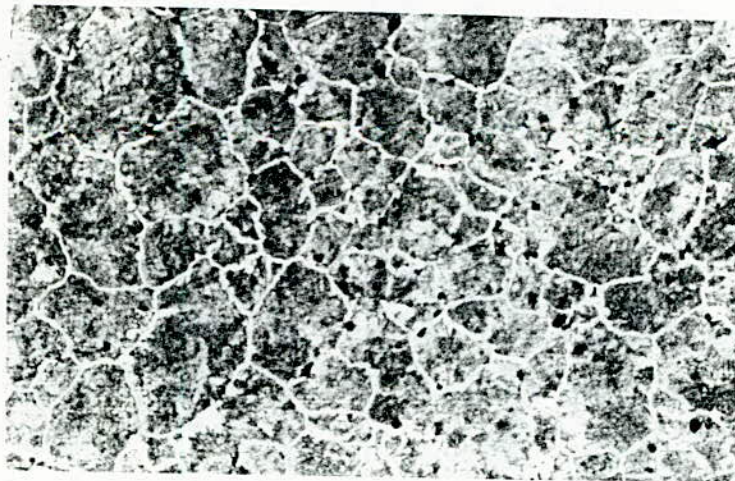
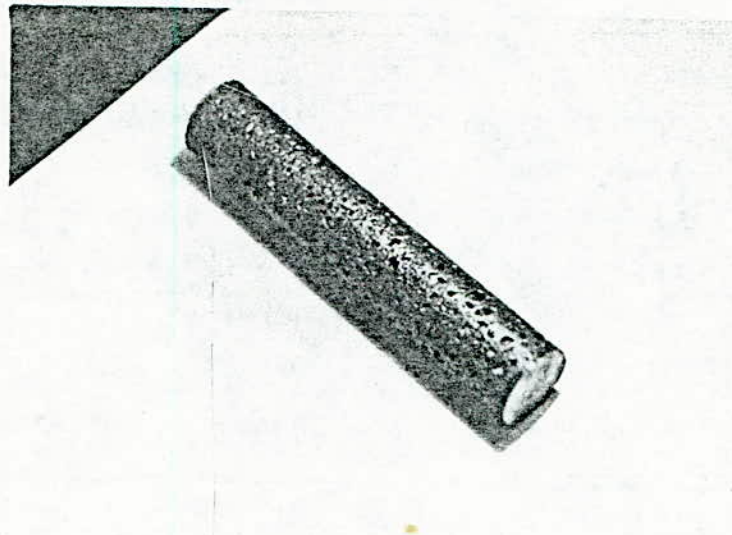


fig 3.3 Défaut de coulée

Afin de définir chaque nuance le tableau ci-dessous (tableau 3.3) regroupe la composition centésimale de chaque échantillon déterminée par spectrométrie à fluorescence aux rayons X ainsi que la durée du traitement qu'il a subi :

Echantillon	Définition	Composition Chimique					
		Fe	C	Mn	Si	P	S
ECH 1	A ₁ + homogénéisation pendant : 20 h	98.21	0.97	0.048	0.15	0.002	0.005
ECH 2	A ₁ + homogénéisation pendant : 7 h	98.0	0.95	0.021	0.21	0.012	0.014
ECH 3	A ₂ + homogénéisation pendant : 20 h	97.69	1.05	0.012	0.24	0.011	0.013
ECH 4	A ₃ + homogénéisation pendant : 7 h	97.55	1.2	0.011	0.21	0.002	0.018

REMARQUE :

On remarque sur les structures des aciers traités pendant 20h, de la cémentite secondaire qui se développe sous forme de plaquettes, le traitement pendant cette durée a provoqué un grossissement des grains. La forme en plaquettes dans ce cas permet donc d'augmenter la vitesse de diffusion du carbone, ce qui explique leur apparition parallèle à des directions déterminées où la vitesse de diffusion du carbone est maximale (fig 3.4) donnant naissance à une répartition aciculaire ou de WIDMANSTÄTTEN [17].



x 200

fig.3.4 : Structure aciculaire de la cémentite

1.2.4- ANALYSE D'IMAGES :

Par défaut d'étalonnage, l'analyseur d'images a donné des valeurs aberrantes de la taille moyenne du grain (voir fig.3.5), ce qui conduit à faire des mesures de la taille en utilisant les méthodes de calcul classiques. Pour cela on a utilisé la méthode de comptage qui consiste à tracer un cercle d'un diamètre de 79.8 mm sur la photo de l'échantillon à analyser et de compter le nombre de grains (ng) à l'intérieur du cercle.

ng est donné par la formule suivante :

$$ng = n_1 + \frac{n_2}{2}$$

où n_1 = nombre de grains complètement à l'intérieur du cercle.

n_2 = nombre de grains coupés par la circonférence.

Le diamètre moyen est donné par la formule suivante :

$$d_m = \frac{1000}{\sqrt{m}} \text{ en } \mu\text{m}$$

m est calculé à partir de la formule suivante :

$$m = 2 \times \left(\frac{g}{100}\right)^2 \times ng$$

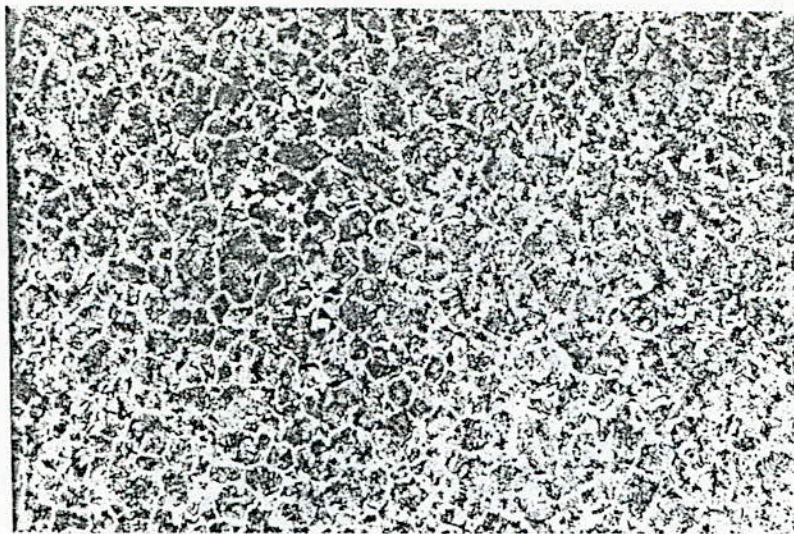
g : le grossissement linéaire.

Cette méthode est plus précise et n'est applicable que pour les échantillons 2 et 4 puisque le nombre de grains à l'intérieur du cercle doit être au minimum 50., ce qui n'est pas vérifié pour les échantillons 1 et 3 dont le grain présente une taille beaucoup plus importante. Pour calculer le diamètre moyen du grain de ces derniers on trace sur la photo une ligne droite d'une longueur précise L et on compte le nombre de grains qu'elle traverse (n) . La taille moyenne est dans ce cas donnée par la formule :

$$d_m = \frac{L}{g \times n}$$

où g est le grossissement linéaire.

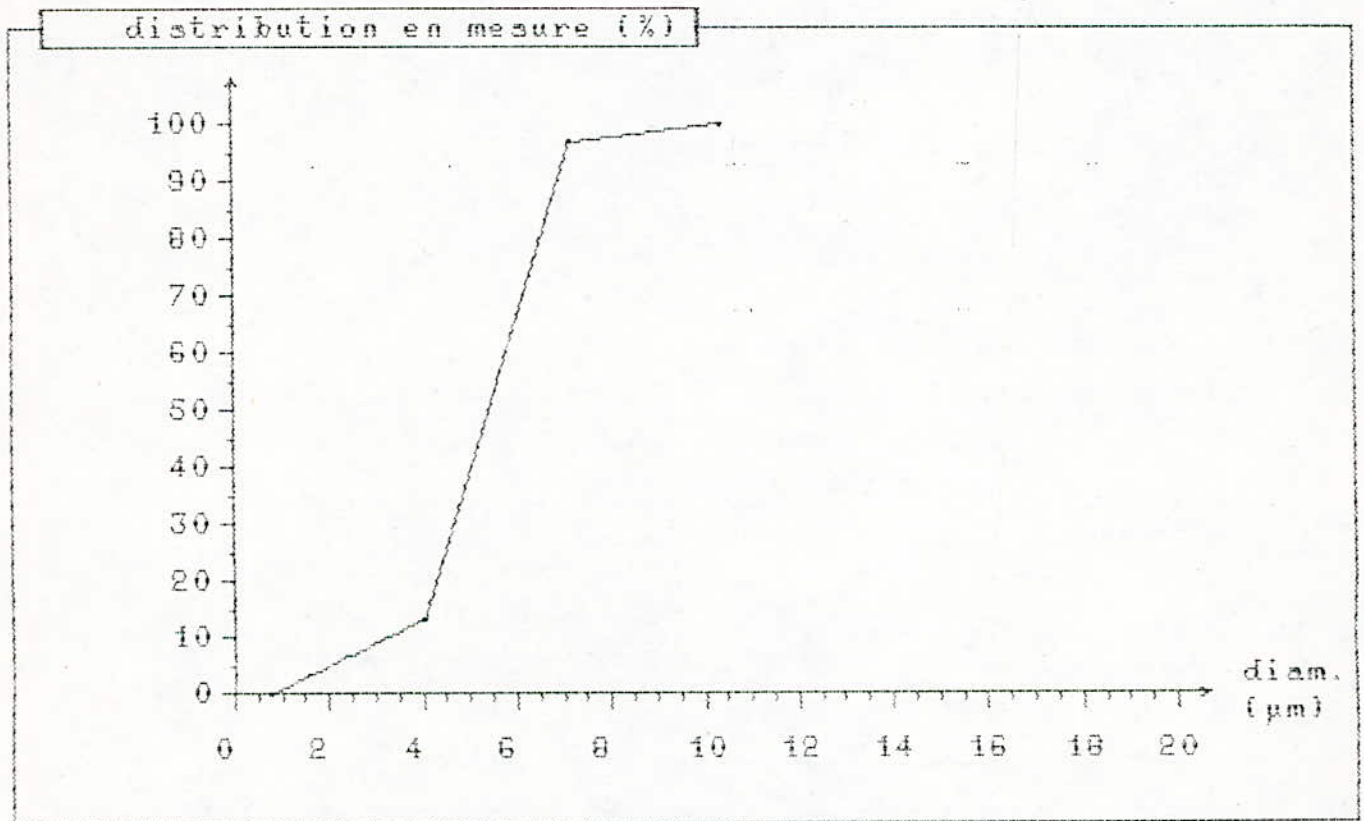
Les résultats des calculs de la taille moyenne du grain pour les quatre échantillons sont reportés sur le tableau suivant :



x50

68 μm

ECH2

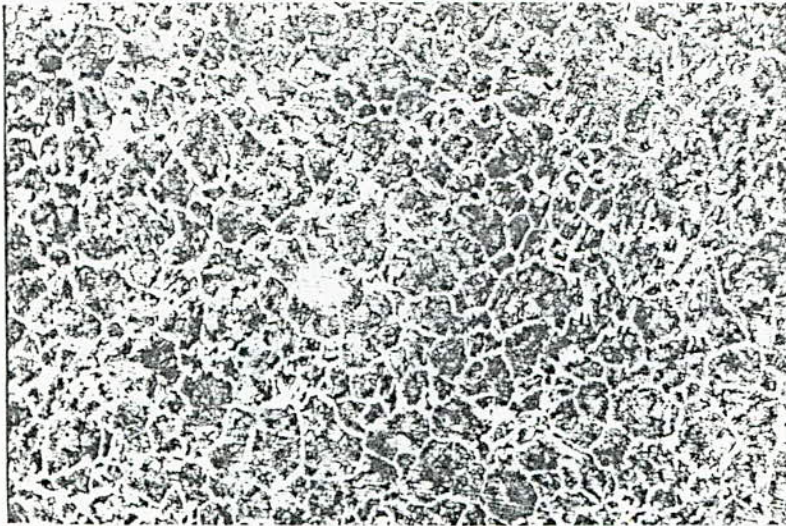


exploration :
 1 champ
 1.95e+05 μm^2
 surf. acquise
 5.91 %

valeurs stat. (μm)

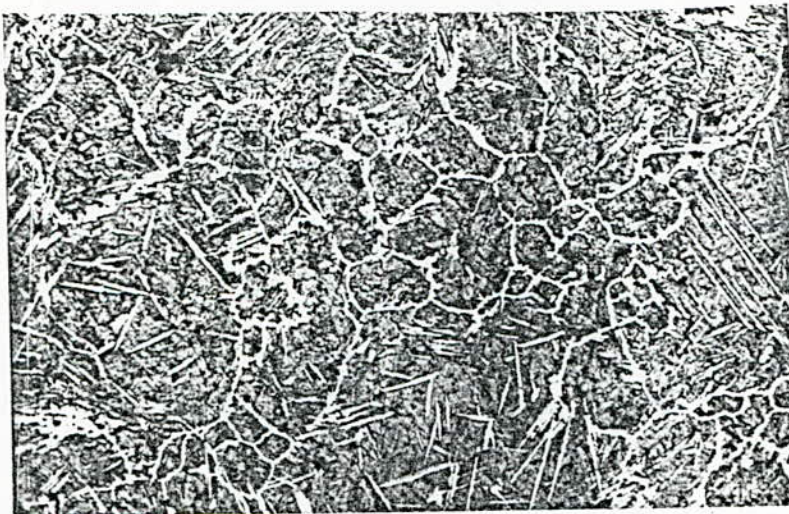
d moyen : 6.89	d 25 : 4.46
ec.type : 1.26	d 50 : 5.41
d mini : 0	d 75 : 6.37
d maxi : 10.4	d mode : 7.22

analyse d'image de l'échantillon 2



ECH1

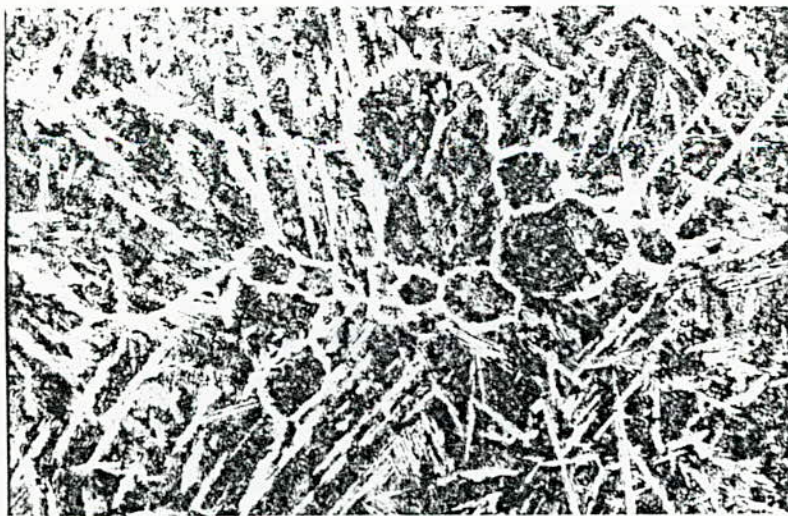
x 50



ECH3

x 50

68 μm



ECH4

x 50

structure après recuit d'homogénéisation des échantillons 1, 3 et 4

Echantillon	Taille moyenne du grain (μm)
ECH 1	75.8
ECH 2	27.7
ECH 2	105.3
ECH 4	30.72

Ces résultats montrent le grossissement du grain (jusqu'à 100 μm) qu'a provoqué le traitement d'homogénéisation pendant 20h sur les deux échantillons 1 et 3 .

1.3- CONCLUSION PARTIELLE:

- Etant donné la difficulté de démarrage sur charge fragmentée à cause des fortes résistances de contact entre les morceaux constituant la charge, le démarrage est effectué de préférence avec un lingot aux dimensions du creuset; dans le cas précédent il est plus utile de travailler avec un four à arc.
- Le four à induction n'entraîne pas de carburation du bain en raison de l'absence d'électrodes. Une méthode de carburation par ajout du graphite favorisée par un brassage magnétique permet ainsi d'atteindre cet objectif.
- Les traitements d'homogénéisation pour les aciers à très teneur en carbone dans les fours à moufle présentent une très forte décarburation. Afin de surmonter ce problème, leurs traitement nécessite l'utilisation de fours sous vide ou atmosphère neutre.

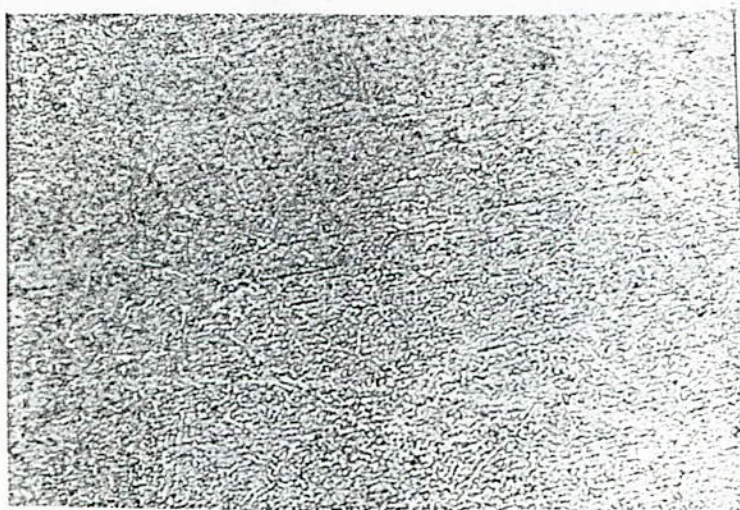
2- TRAITEMENTS THERMOMECHANIQUES :

Les premières expériences de martelage simple effectués au laboratoire ont conduit à conclure qu'un traitement thermomécanique par martelage à haute température, donne naissance à une recristallisation qui se traduit par l'apparition de nouveaux grains fins (fig 3.6 a), de même qu'un traitement thermomécanique après transformation perlitique (pertito-formage) donne lieu à une sphéroïdisation de la cémentite (fig 3.6 b).

Ces observations donnent une indication que des essais similaires par un marteau pilon peuvent être projetés dans le but d'étudier l'évolution structurale ainsi que celles des propriétés mécaniques de l'acier traité. L'utilisation d'un marteau pilon donnera une déformation plus homogène de la pièce permettant ainsi de révéler d'une meilleure manière ces caractéristiques.



x500



x 500

fig.3.4 : Evolution de la structure au cours d'un martelage manuel

Martelage par marteau pilon

Les quatre échantillons de composition chimique différentes subissent un martelage par un marteau pilon. L'orientation du martelage ainsi que la réduction d'épaisseur subie par chaque échantillon sont regroupés sur le tableau 3.4.

Tableau 3.4: états des échantillons avant et après martelage

Echantillon	Direction du martelage	Hauteur initiale	Hauteur finale	Réduction ($\epsilon = \ln(h_0/h_1)$)
1	transversale	24	4.55	166%
2	longitudinale	57	6.4	219%
3	transversale	24	4.9	159%
4	longitudinale	75	7	237%

Dans ce qui suit on va décrire les différentes possibilités d'évolution de la structure au cours du martelage à chaud associées à des schémas et micrographies justifiant cette évolution.

2.1- EVOLUTION STRUCTURALE ET OBSERVATION MICROGRAPHIQUE APRES MARTELAGE A HAUTE TEMPERATURE:

Dans un métal polycristallin, la déformation est hétérogène, elle est variable d'un grain à l'autre et même d'un point à un autre d'un même grain, du fait de la présence des joints et des orientations différentes des cristaux.

Sur la base du comportement mécanique des métaux lors d'une déformation à chaud, nous allons exposer les observations qui ont pu être faites sur les structures. Le comportement mécanique laisse prévoir que de rapides modifications structurales peuvent intervenir lorsqu'on déforme à chaud (1100°C) ce type d'acier. Eventuellement une recristallisation dynamique peut se produire et se propager en quelques dixièmes de secondes [6]. Cela peut être déduit en comparant la structure de deux échantillons (ech 3, ech 4) avant et après traitement (fig.3.5) cette figure montre l'affinage structural que peut apporter un martelage à chaud sur la structure de l'acier. On observe cependant :

Soit une sous-structure, c'est à dire une subdivision des grains d'origine en éléments faiblement désorientés les uns par rapport aux autres; cela s'explique par un empilement des dislocations par glissement suivi d'un arrangement en parois délimitant des cellules de polygonisation [14] (fig .3.6).

Soit de petits grains recristallisés formés principalement le long des joints de grains d'origine (fig.3.7).

D'autre part, on observe la présence de grains plus au moins allongés dont la déformation n'a pas assuré une recristallisation dynamique totale de ces derniers, cela peut être interprété en se référant aux courbes contrainte-déformation dans le cas du travail à chaud.

L'allure générale de ces courbes dans les conditions de travail à chaud est donnée par la figure (fig3.8); chaque courbe correspond à un essai à vitesse de déformation constante. Ce type de courbes ont été déterminés par les essais de traction, de compression et de torsion.

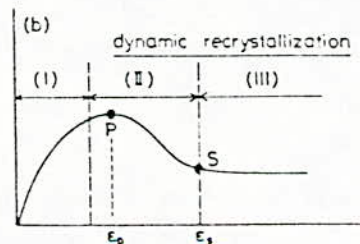
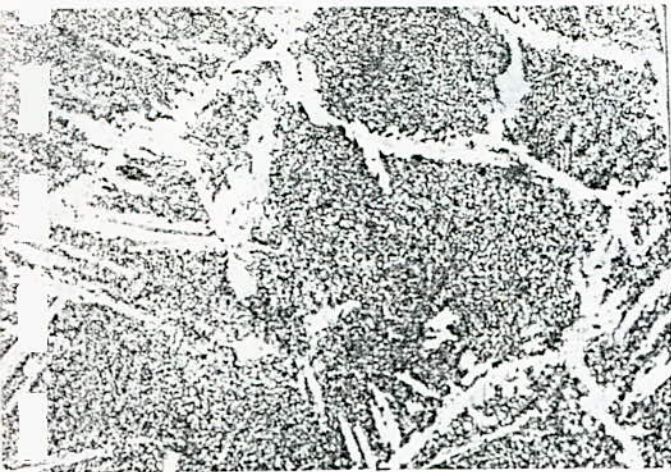


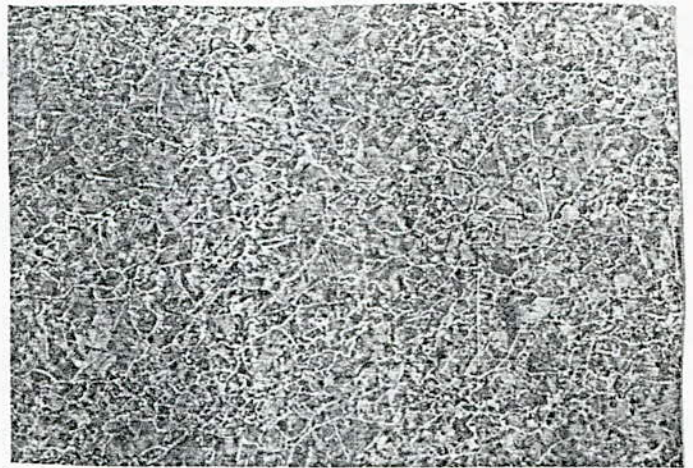
fig.3.8 : Courbe contrainte-déformation dans les conditions de travail à chaud [15]

Avant martelage



x200

Après martelage

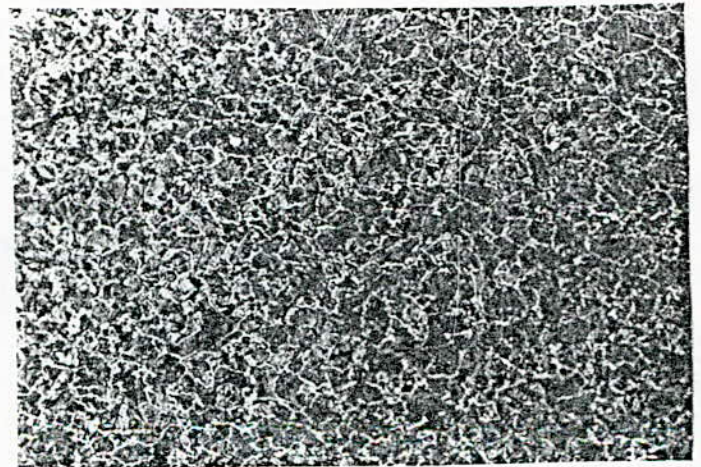


x200

Echantillon 3



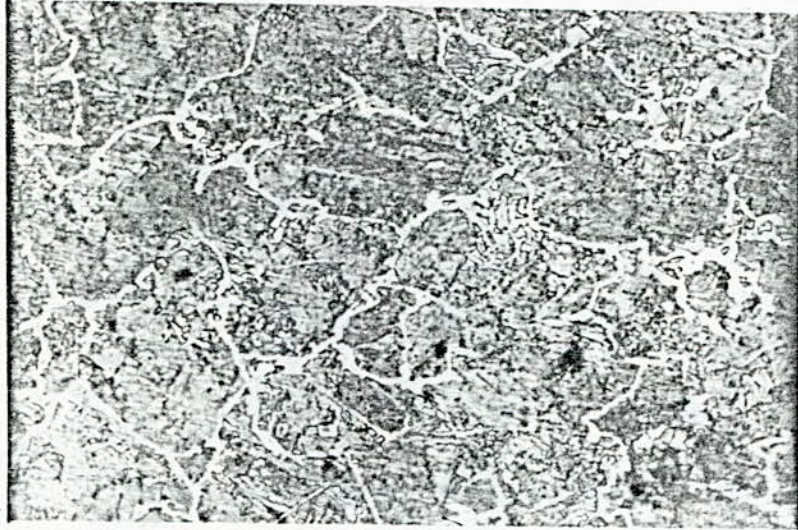
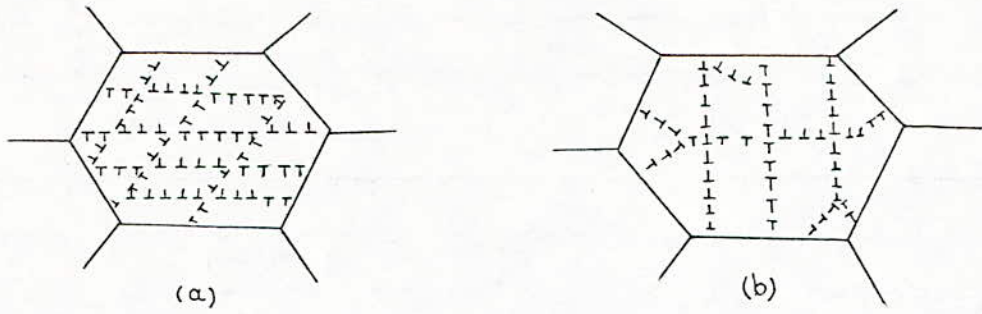
x200



x200

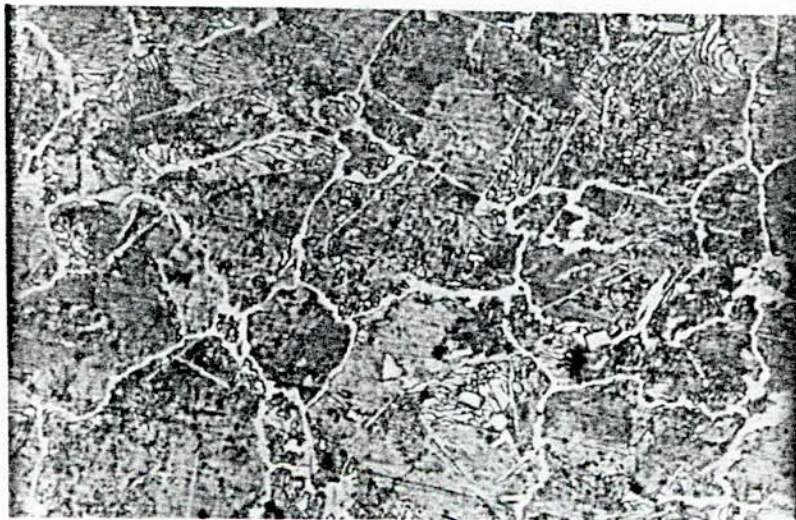
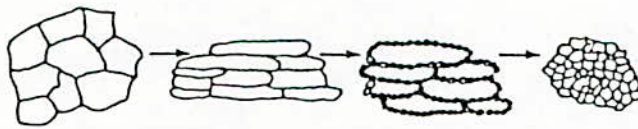
Echantillon 4

fig 3.5 comparaison entre structure avant et après martelage



3,5 μ m

X1000 fig 3.6 subdivision des grains



3,5 μ m

X1000
fig 3.7 recristallisation le long des joints de grains

Dans cette courbe, la déformation critique pour laquelle la recristallisation commence est légèrement inférieure à ϵ_p (ϵ_p : déformation correspondant à la contrainte maximale); la recristallisation continue jusqu'à ϵ_s (la déformation à laquelle l'état stable est atteint).

La zone II présente la région où une recristallisation dynamique partielle prend place [15].

Sur la base de cette description, on peut conclure que la déformation à chaud sur ce type d'acier a été effectué dans la zone II. La déformation à ce stade n'a pas atteint sa valeur correspondant à l'état stable, ce qui explique la recristallisation partielle observée sur les échantillons .

Une autre interprétation de cette observation est qu'au cours de la déformation aux basses températures, c'est à dire avant la transformation de l'austénite, la cinétique de recristallisation partielle est très lente [5].

Dans notre étude le martelage se faisait à l'air libre produisant ainsi un refroidissement rapide de l'acier martelé et diminuant ainsi sa cinétique de recristallisation. De plus une précipitation de la cémentite secondaire sur les joints des nouveaux grains avant que la recristallisation ne soit achevée, va ancrer les joints de grains et empêcher donc une propagation de la recristallisation dans la matrice.

On remarque sur les micrographies de la fig.3.5 que le martelage, bien que produisant un affinage structural n'a pas apporté une fragmentation en particules sphéroïdales du réseau de cémentite secondaire; celle-ci apparaît sous forme de structure continue et plus fine comparée à celle de l'état initial.

2.1.1- MESURE DE LA TAILLE MOYENNE DU GRAIN APRES PREMIER TRAITEMENT DE MARTELAGE :

En utilisant les mêmes méthodes de calcul que celles des états recuits, on a obtenu les valeurs de la taille moyenne des grains pour les quatre échantillons après premier traitement de martelage et dont les résultats sont regroupés sur le tableau ci-dessous :

Echantillon	Taille moyenne du grain $d_m(\mu m)$
Ech1	8.90
Ech2	7.60
Ech2	6.03
Ech4	5.57

A partir de ces résultats, on remarque que la taille moyenne des grains pour les deux premiers échantillons est légèrement supérieure à celle des deux autres. Ce résultat est une conséquence d'un réseau de cémentite secondaire très fin qui n'a pas permis de révéler tous les joints de grain.

On note qu'un martelage sur la surface longitudinale a donné naissance à un grain plus fin et une distribution de taille de grains plus homogène que dans le cas du martelage sur la surface transversale.

2.2- EVOLUTION DE LA STRUCTURE AU COURS DE LA DEFORMATION DANS LE DOMAINE PERLITIQUE :

A l'aide des traitements thermomécaniques dans le domaine perlitique on peut obtenir de meilleures combinaisons de résistance et de ductilité.

Nous passerons en revue les divers résultats obtenus, nous décrirons les structures formées et les mécanismes de formation en se référant aux différents paramètres qui peuvent influencer cette structure; nous rapporterons ensuite l'essentiel des résultats sur les propriétés mécaniques.

De manière générale comme, il a été dit dans la théorie, les structures obtenues doivent présenter une disparition de la morphologie lamellaire de la cémentite perlitique et l'apparition d'une fine sous-structure dans la ferrite. Dans notre étude, on constate la présence de trois zones de morphologie différentes de cémentite. On remarque l'existence d'une zone constituée de cémentite complètement lamellaire (fig 3.9) et dont la déformation n'a pas entraîné sa sphéroïdisation, d'une deuxième zone de sphéroïdisation partielle de la cémentite (fig.3.10), dans cette zone, des dislocations dispersées aléatoirement dans la plage où la cémentite présente une forme plus au moins sphéroïdales apparaissent (partie haute de la photo) . Ces dislocations se sont formées à basse température; ils sont par conséquent peu mobiles et ne provoquent pas une restauration de la structure.

Dans la troisième zone la cémentite présente une morphologie complètement sphéroïdale(fig.3.11). On observe dans ce cas, une sous-structure très fine. Les cellules dans la ferrite sont d'une taille de l'ordre de 0.3 à 0.5 μm et les particules de cémentite atteignent environ 0.1 μm , cette sous-structure s'est formée au cours de la déformation au début du martelage c'est à dire à une température de l'ordre de 600°C; à cette température les dislocations formées dans la ferrite par écrouissage sont très mobiles et s'organisent en cellules désorientées de quelques degrés entre elles [5]. Ces tailles dépendent de l'espacement interlamellaire de la perlite initiale: plus il est petit plus elles sont fines [5]. Cette constatation justifie les résultats obtenus dans notre étude notamment l'espacement interlamellaire calculé sur la figure 3.9 qui est de l'ordre de 0.2 μm (la perlite s'est formée à basse température au cours du premier traitement de martelage au cours d'un refroidissement à l'air).

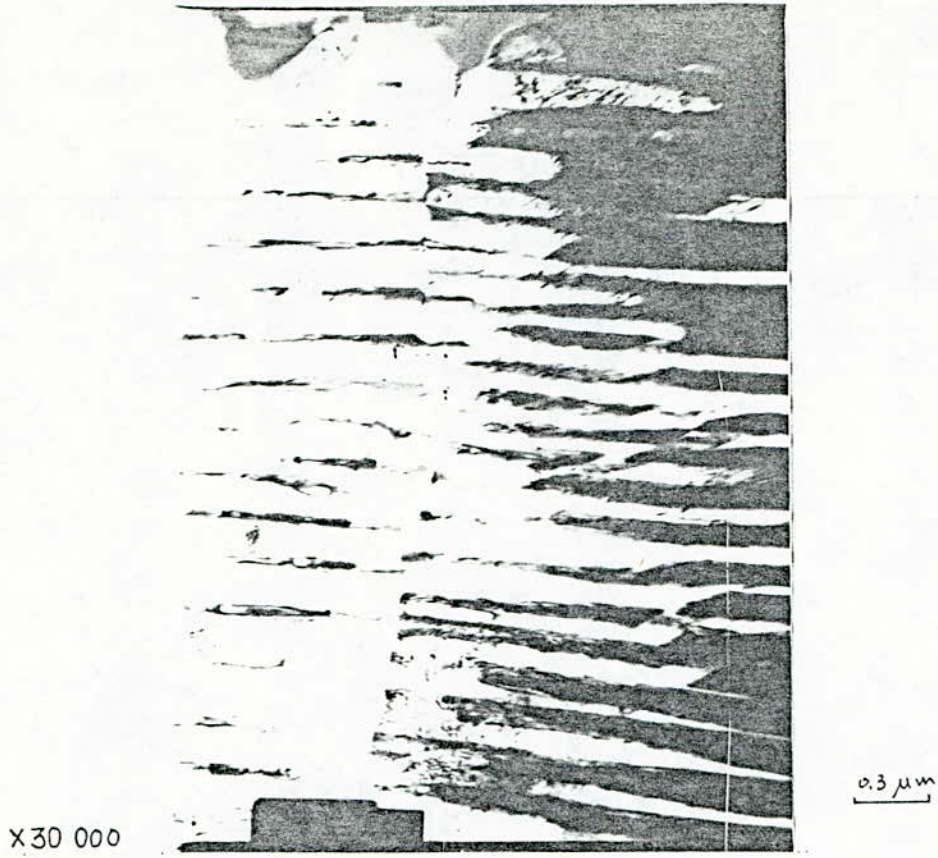
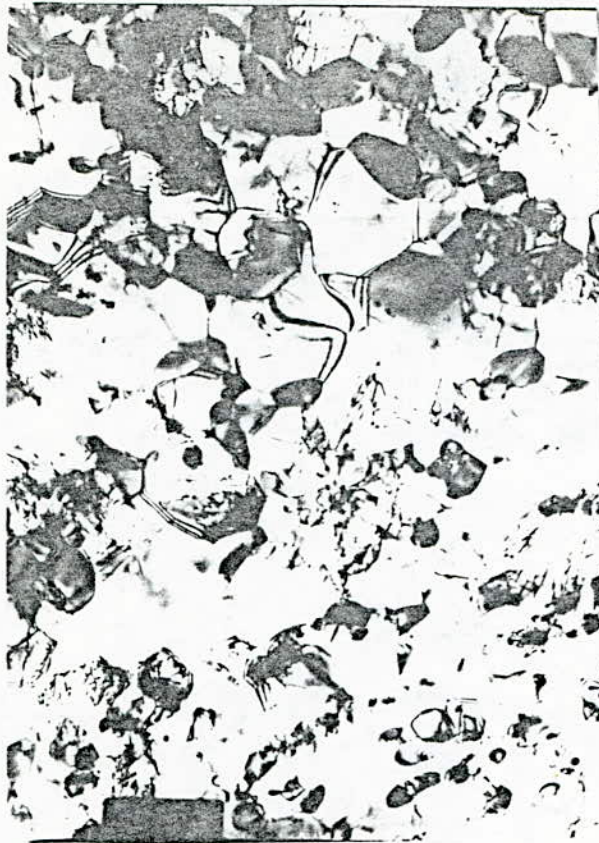


fig 3.9 cémentite complètement lamellaire



fig 3.10 cémentite partiellement sphéroïdisée

x23 000



0,4 μm

x49 000



0,2 μm

fig 3.11 formation d'une sous-structure fine

3- ESSAIS MECANQUES

3.1- ESSAIS DE DURETE :

Le tableau ci-dessous rassemble les différentes valeurs de la dureté obtenues après traitement de l'acier avec les différents taux de déformation qu'a subi chaque échantillon pendant chaque martelage. Ces résultats permettent d'évaluer le durcissement que peut apporter chaque traitement.

Echantillon	Etat recuit HV	1 ^{er} martelage		2 ^{ème} martelage	
		dureté (HV)	$\epsilon\%$	HV	$\epsilon\%$
Ech1	256	356	159.6	405	76
Ech2	260	389	243	395	52
Ech3	263	371	166	420	73
Ech4	267	388	223	420	69

On remarque qu'un durcissement plus important s'est produit au cours du premier martelage améliorant par conséquent la dureté d'environ 110 HV, cette amélioration n'est qu'un effet d'une importante déformation accompagnée d'une recristallisation dynamique. Ce résultat montre le rôle durcissant des joints de grain qui peut être exploité pour améliorer les propriétés d'emploi de la pièce formée.

Dans le deuxième martelage une augmentation de la dureté relativement moins importante (de l'ordre de 60 HV) est constatée. Cette augmentation est une conséquence d'une augmentation de la densité des dislocations au cours du traitement.

On remarque pour les deux traitements que le durcissement est d'autant plus élevé que le taux de déformation ϵ est plus important.

A partir des observations précédentes, il est possible de dégager les facteurs de durcissement les mieux établis :

- a- Le premier facteur durcissant est l'affinage du grain produit par la déformation à chaud.
- b- Le deuxième facteur important est l'augmentation de la densité de dislocation produite au cours de la déformation.

Ces résultats suggèrent qu'une importante amélioration de la dureté peut être obtenue après traitements thermomécaniques des aciers à haute teneur en carbone. Une dureté de l'ordre de 420 HV (42.5 HRC) combiné à d'autres propriétés mécaniques améliorées suggère de maintes possibilités d'application de ces aciers.

3.2- ESSAIS DE COMPRESSION :

Les résultats de l'essai de compression concerne en particulier les courbes contraintes-déformation ainsi que les micrographies optiques associées à chaque courbe, un tableau regroupant les valeurs de l'essai de dureté après trempe et celles des contraintes maximales de résistance à la compression associées à la ductilité et à la microstructure de la martensite.

On note que la martensite à haute teneur en carbone est susceptible à la formation de microfissures qui peuvent conduire à une faible résistance et une rupture prématurée. D'autre part, l'augmentation de la taille des grains d'austénite avant trempe, conduit à une augmentation de la longueur des lattes de martensite ainsi que celle des microfissures. Dans des conditions structurales indésirables (structure après homogénéisation donc grains d'austénite avant trempe assez grossiers), la martensite à haute teneur en carbone présente une ductilité de l'ordre de 1% et une résistance à la compression de l'ordre de 3000 MPa [18].

Ces observations suggèrent que la microstructure optimale pour les propriétés mécaniques requises dans les aciers à très haute teneur en carbone trempés est celle qui consiste en une martensité fine provenant d'un grain austénitique d'avant trempe fin.

FORMATION DE LA STRUCTURE FINE DE LA MARTENSITE :

La structure initiale est constituée de grains fins de perlite entourés par un réseau fin de cémentite secondaire; lorsqu'on porte l'échantillon à une température juste au dessus de $AC1_1$ (723°C) ces grains se transforment en grains fins d'austénite avec de la cémentite insoluble qui permet de bloquer les joints et empêchent un grossissement de grains. Après trempe une structure exceptionnelle de fine martensite et cémentite secondaire en résulte (fig 3.12).

INTERPRETATION DES RESULTATS :

La microstructure associée à chaque échantillon est complexe, elle présente presque un même aspect pour deux échantillons à faible résistance. La même remarque peut être faite pour les deux autres nuances, de résistance plus élevée : l'aspect dans ce cas est plus fin.

Echantillon	Résistance à la compression (Mpa)	Dureté (Hv)
1	3221	802
2	3725	819
3	4256	810
4	4472	813

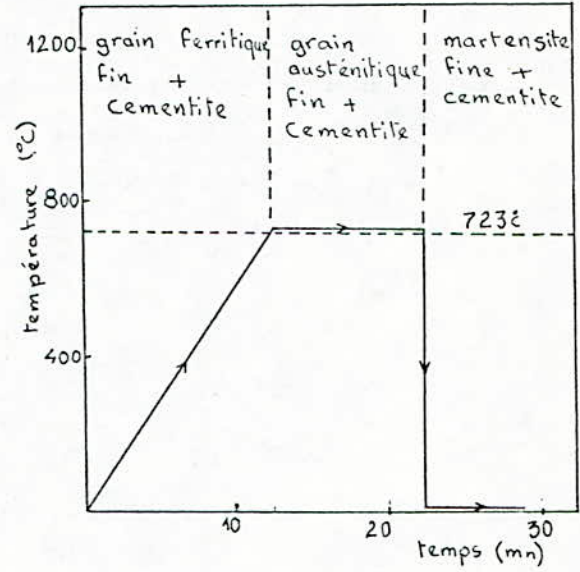
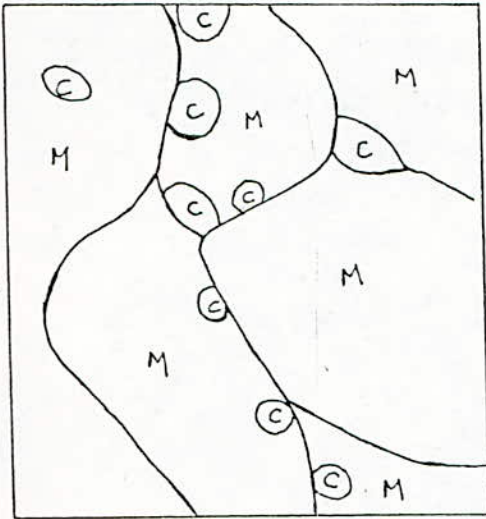


fig 3.12 formation de la structure fine de la martensite



x18500

fig 3.13 structure de la martensite fine au microscope électronique à transmission

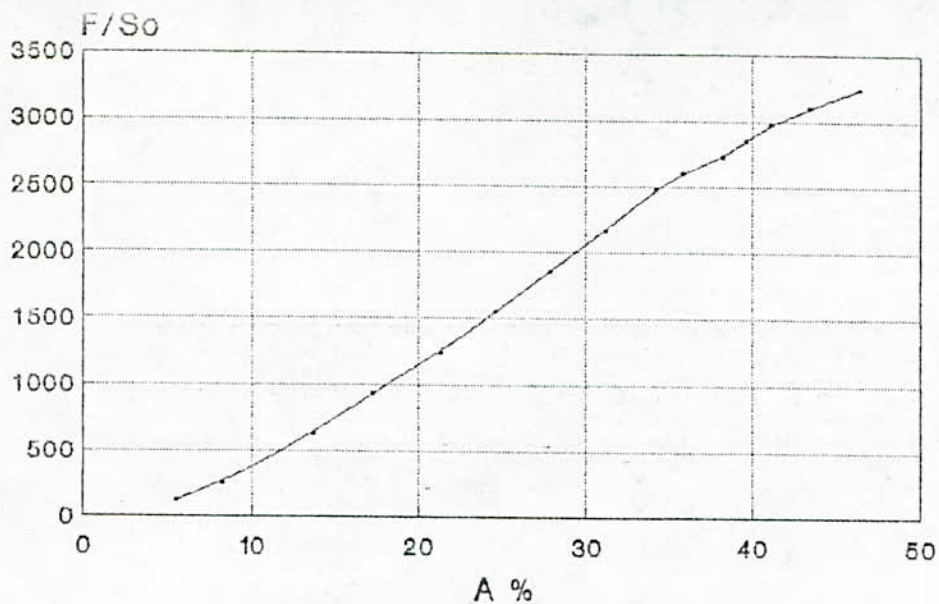
La faible résistance à la compression pour les échantillons 1 et 2 est attribuée à un grain perlitique avant trempe relativement grossier : 9 et 8 μm respectivement, qui donnera naissance après trempe, à une martensité plus grossière affectant la résistance à la compression. Ce résultat peut être aussi la conséquence d'une élévation de la température inattendue au cours du chauffage. De même pour les deux autres échantillons, les grains sont plus fins et la martensité apparaît sous sa forme désirée et présente des résistances à la compression intéressantes. De plus le réseau de cémentite dans ce cas est plus épais que pour les échantillons précédents ce qui permet, par conséquent de mieux bloquer les grains au cours du chauffage.

L'observation au microscope électronique à transmission de l'échantillon 3 (fig.3.13) montre une fine structure de martensite. La longueur des aiguilles de martensite dans cet échantillon est de l'ordre de 1 à 2 μm et ne présente aucune micro-fissure.

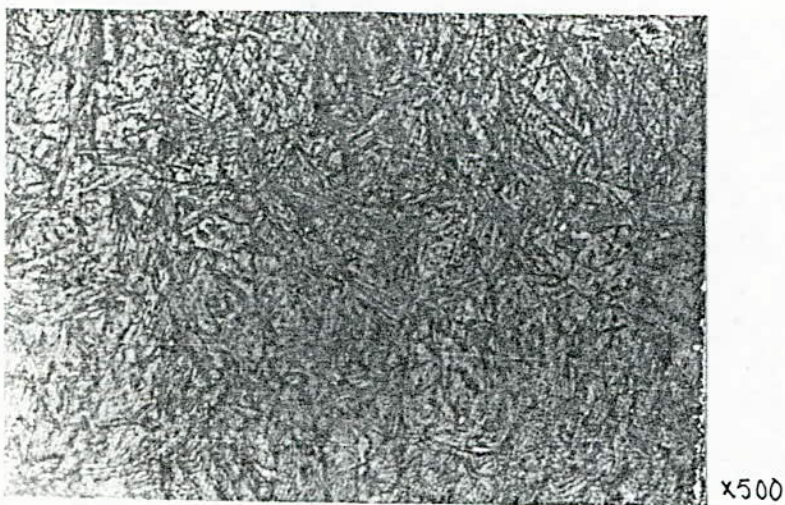
Une caractéristique remarquable des aciers à très haute teneur en carbone trempés et qu'ils présentent une bonne ductilité à la compression. Ce résultat est constaté en calculant la déformation que subit l'échantillon qui présente la meilleure résistance à la compression avant rupture; cette déformation est de l'ordre de 10% ($\epsilon = \ln(h_0/h_1) = \ln(5.18/4.68)$).

Cependant on a trouvé que la dureté n'est pas affectée par la résistance à la compression. Dans tous les cas on a obtenu une dureté de $H_v = 810$. On peut donc conclure que la dureté est beaucoup plus liée à la fraction de la martensite formée qu'à sa forme.

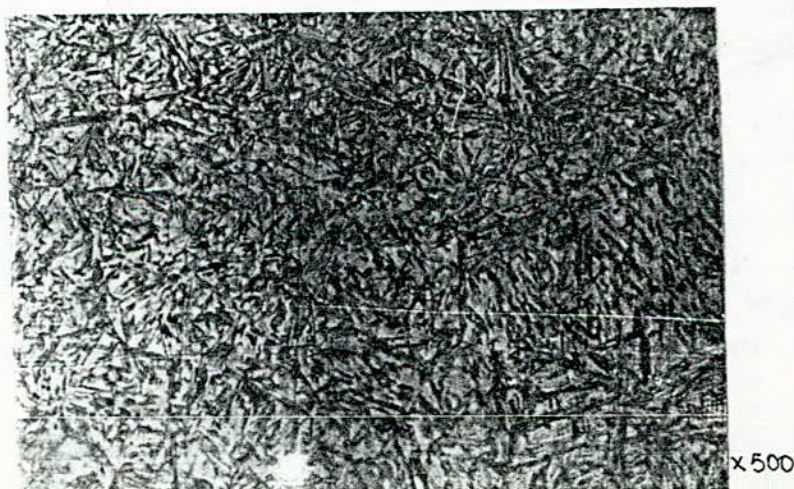
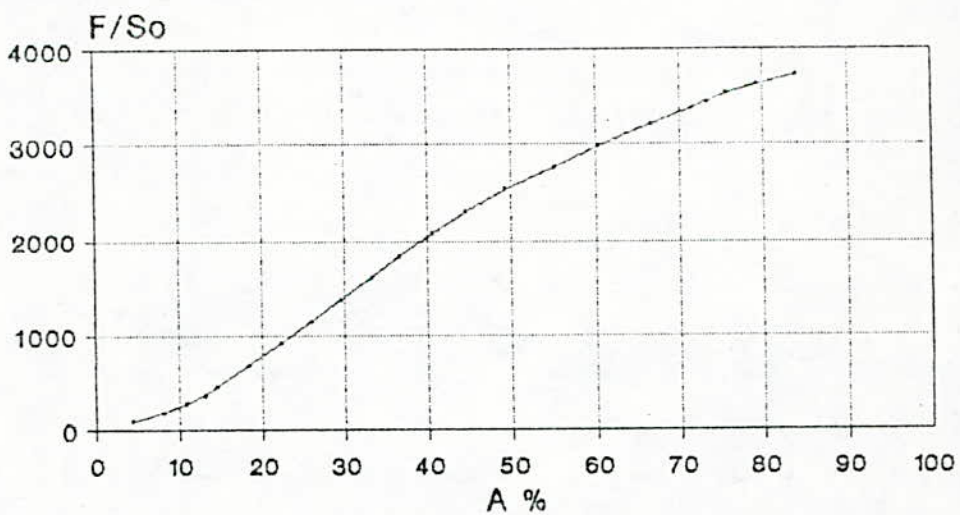
On note enfin que les différentes réductions représentées sur les courbes de compression ne représentent pas les réductions réelles que subissent les éprouvettes, ils sont beaucoup plus affectés par les déplacements des traverses.



ECHANTILLON 1

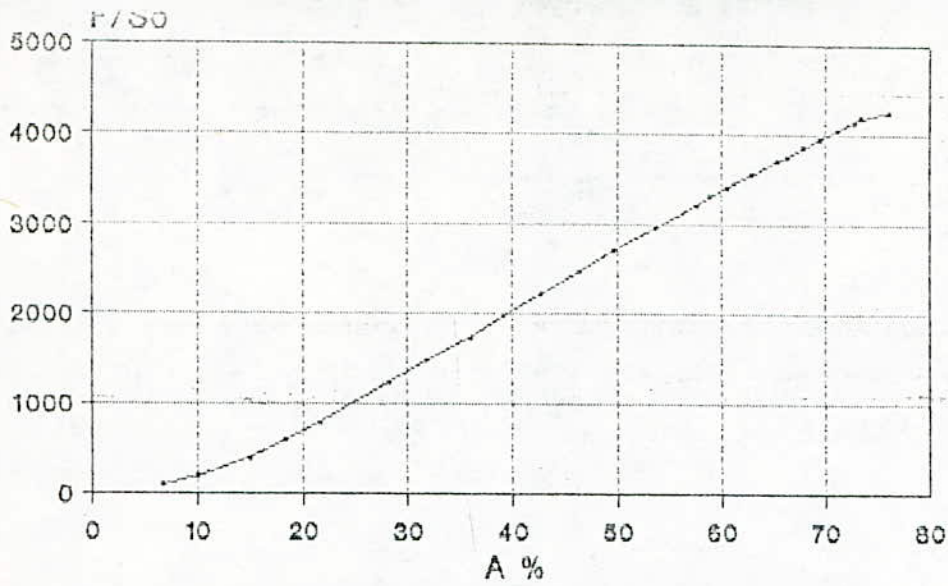


ECHANTILLON 2

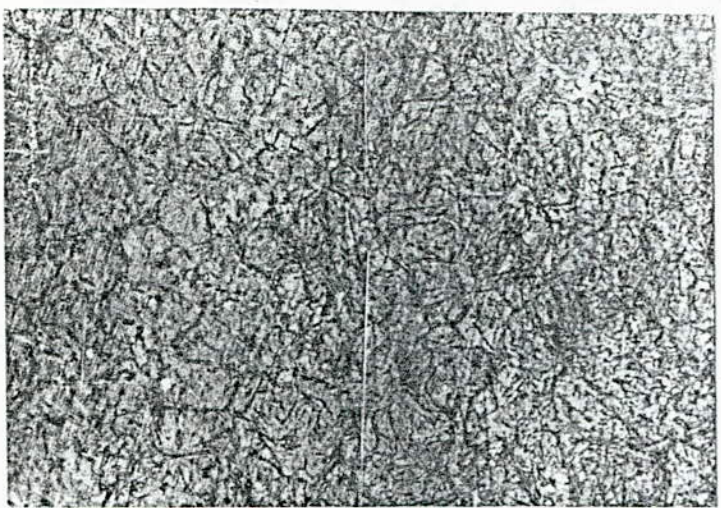


—•— Figure n 5

Courbe des essais de compression
échantillon 1 et échantillon 2

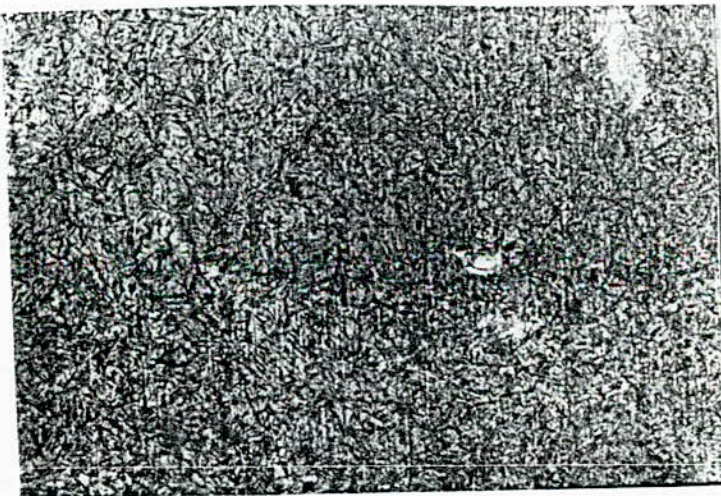
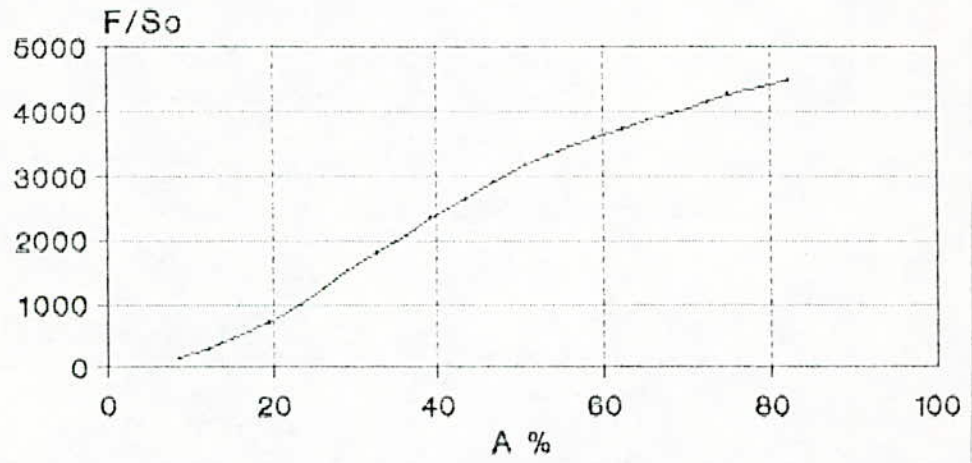


ECHANTILLON 3



x500

ECHANTILLON 4



x500

Figure n 5.

Courbes des essais de compression échantillon 3 et échantillon 4

3.3- ESSAIS DE TRACTION :

Les résultats de l'essai de traction pour les quatre échantillons sont regroupés sur la fig3.14 et 3.15 ils comportent les courbes de traction associées à la micrographie de chaque échantillon après deuxième martelage ainsi qu'un tableau regroupant les valeurs de la résistance maximale et l'allongement total.

On note que les allongements présentés sur la courbe représentent les déplacements de la traverse. Pour calculer l'allongement total on doit calculer la variation de la longueur utile ($l_0 = 25 \text{ mm}$) après rupture.

Echantillon	R_{max} (MPa)	$(\Delta l / l_0) \times 100$
Ech1	789	17.28
Ech2	660	21.12
Ech3	738	17.20
Ech4	740	15.6

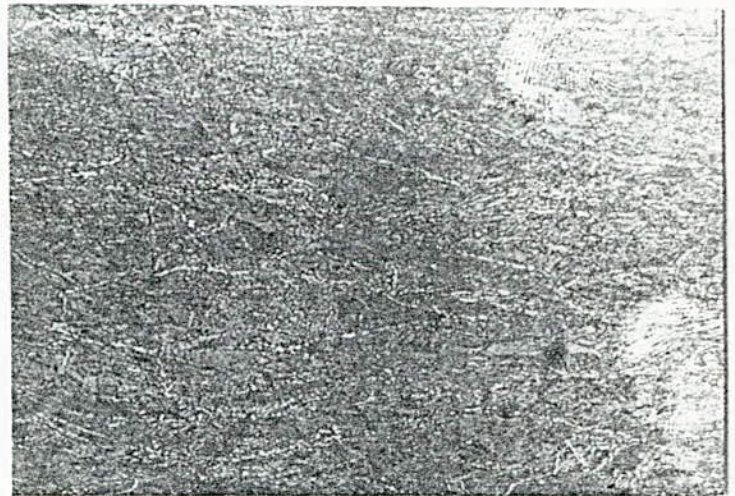
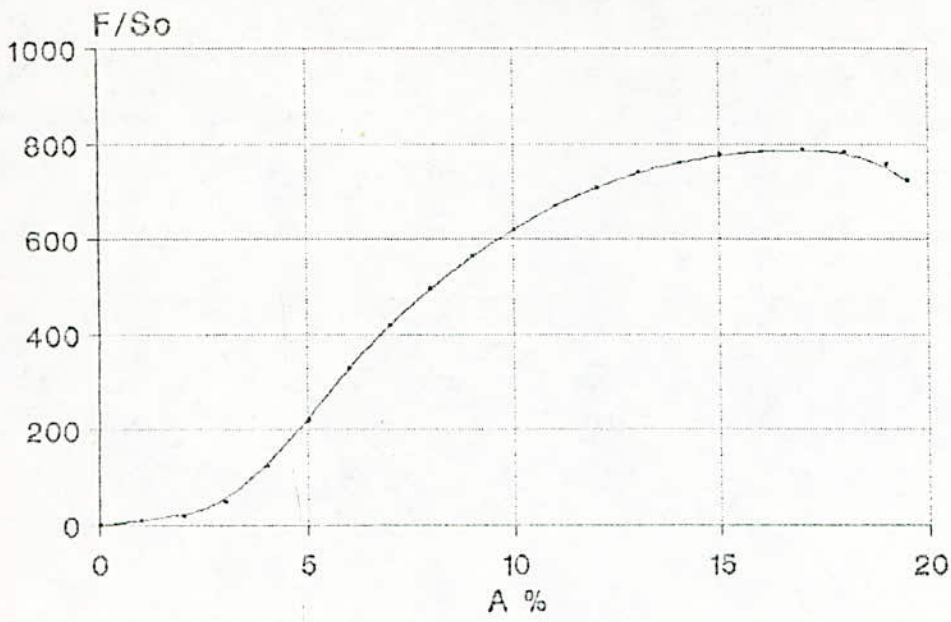
Tableau 3.5 : résultats de l'essai de traction (résistance maximale et allongement total)

Sur une base micrographique faite sur chaque échantillon, on va procéder à l'interprétation des résultats :

On remarque sur les courbes de traction des échantillons 3 et 4 que la rupture apparaît juste après la formation de la striction; cette rupture prématurée est plus fragile que celle des deux autres échantillons; elle est attribuée à la présence de la cémentite secondaire plus épais. Une observation sur les mêmes échantillons montre que le deuxième martelage a produit une fragmentation partielle de ce réseau, cette fragmentation est beaucoup plus importante pour l'échantillon 3 qui présente par conséquent un allongement total plus important.

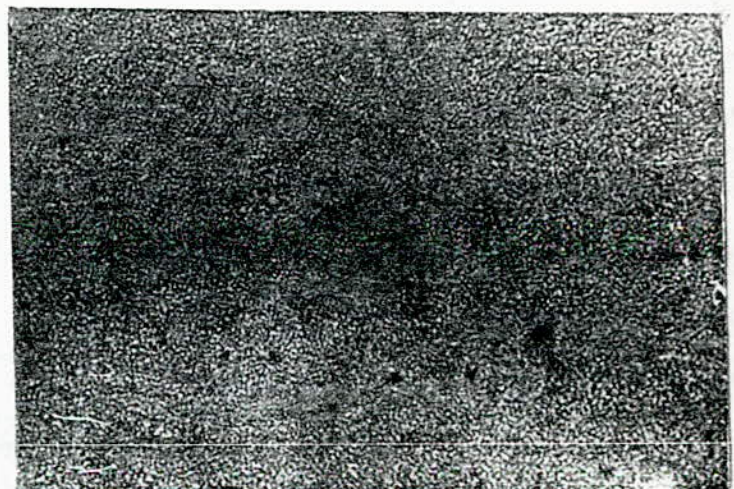
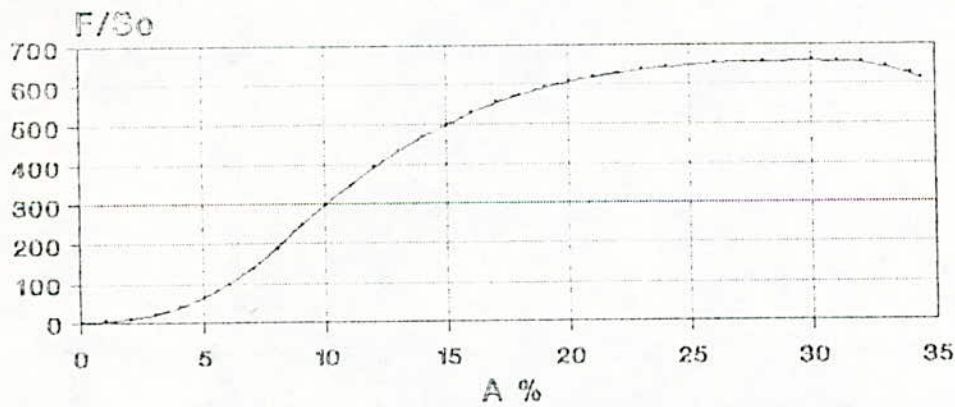
De ce qui vient d'être mentionné, l'échantillon 3 qui se caractérise par un réseau de cémentite moins visible présente une ductilité meilleure (21%). Le faible allongement de l'échantillon 1 peut être attribué à un durcissement beaucoup plus important qui se caractérise par une résistance maximale plus importante.

ECHANTILLON 1



x500

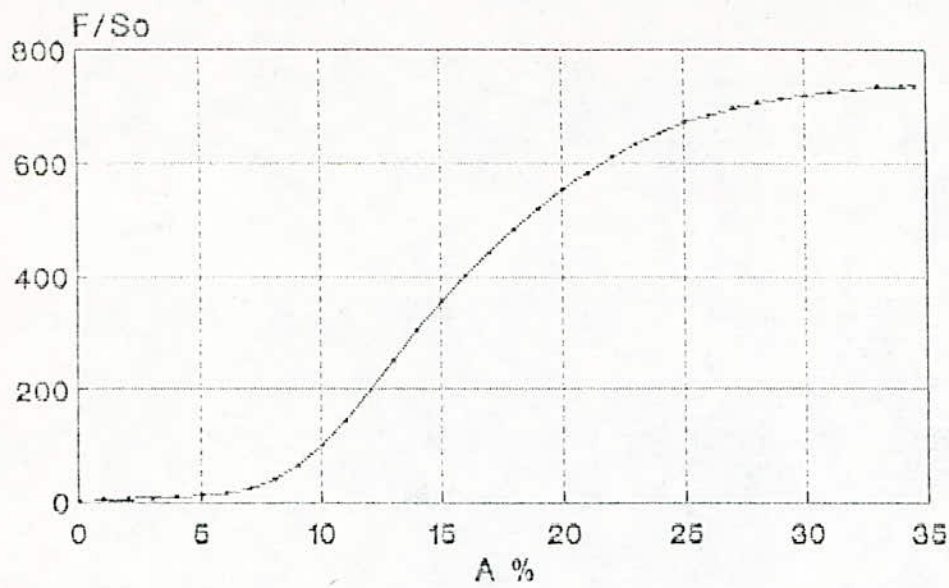
ECHANTILLON 2



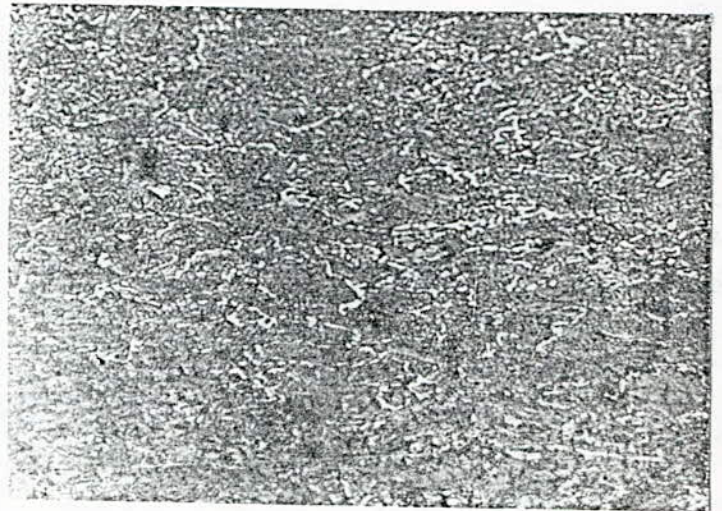
x500

Figure n° 3.14

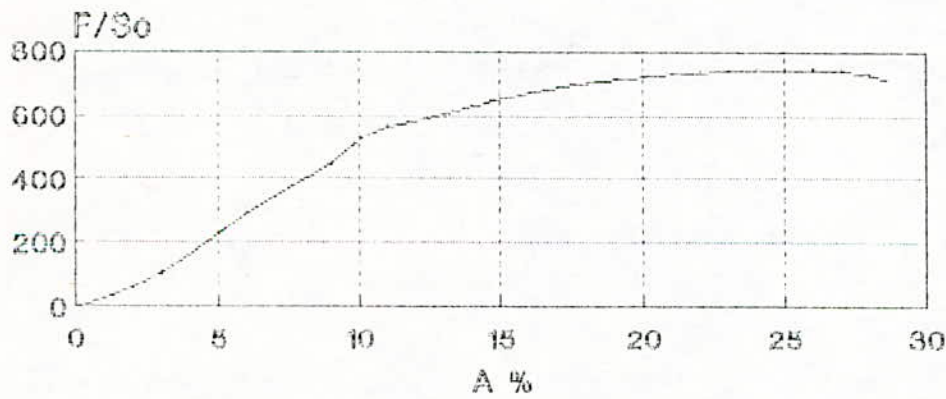
Courbes des essais de traction à température ambiante des échantillon 1 et échantillon 2



ECHANTILLON 3



x500



ECHANTILLON 4



x500

Figure n 3.15

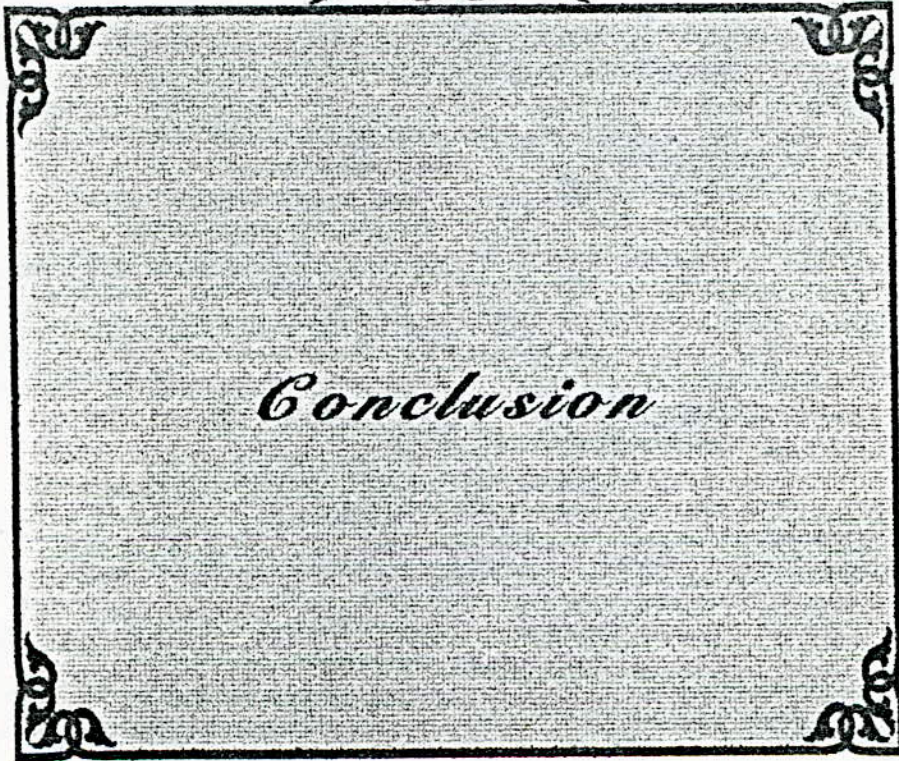
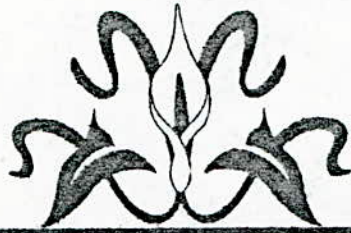
Courbes des essais de traction à température ambiante des échantillon 1 et échantillon 2

3.4- ESSAIS DE SUPERPLASTICITE : (TRACTION A CHAUD)

Pour des raisons de matériel défaillant (panne au niveau du régulateur de température) ces essais n'ont pas été effectués. En vu de surmonter ces difficultés deux tentations ont été faites, la première par l'utilisation du four de la machine à traction mais ce dernier prend beaucoup de temps (environ 20 heures) pour atteindre la température nécessaire (650°C) à l'essai, or un temps de maintien pareil entraînera une décarburation de l'éprouvette et affectera par conséquent les résultats.

La seconde par l'utilisation d'un chalumeau, mais celui-ci ne peut assurer une distribution homogène de la température sur l'éprouvette et peut par conséquent fausser les résultats.

Ces obstacles n'empêchent pas de faire des prévisions sur les résultats qui peuvent être obtenus et cela à partir des observations micrographiques. Rappelons que dans les alliages superplastiques, la deuxième phase est plus dure que la matrice et doit être finement dispersée dans la matrice. Dans notre cas la matrice est constituée de la ferrite; la cémentite représente la deuxième phase. Cependant la cémentite n'apparaît pas sous sa forme désirée càd elle est sous forme de réseau continu plus au moins fragmenté sur les joints avec une cémentite de la perlite partiellement sphéroïdale. Cette dernière forme peut être éliminée en travaillant à une température au dessus de AC_1 , mais à cette température la taille du grain est de l'ordre de $7\mu\text{m}$ ce qui n'est pas conforme avec la condition d'un grain fin de l'ordre de $1\mu\text{m}$ pour l'apparition de la superplasticité. Donc on peut conclure qu'un écoulement superplastique dans ces conditions structurales ne peut avoir lieu.



Conclusion

CONCLUSION

Des aciers à très haute teneur en carbone ont été élaborés dans un four à induction sous vide. Deux nuances (1.5% et 1.7%C) ont été retenues.

Les deux nuances d'acier ont subies les traitements thermiques et thermo-mécaniques suivants:

- un traitement thermique d'homogénéisation
- un premier martelage au cours du refroidissement entre 1150°C et 723°C
- un deuxième martelage au dessous d'environ 750°C

Les résultats escomptés à travers ces opérations étaient d'obtenir de bonnes propriétés mécaniques à température ambiante et un comportement superplastique à température élevée ($T > 0.4 T_f$).

Au vu des résultats obtenus, il est apparu que certaines conditions d'opérations en cours d'élaboration, de traitement thermique ou de traitement de martelage, s'avèrent défavorables à l'obtention des propriétés mécaniques requises. IL s'agit notamment des paramètres suivants:

- forme initiale des éléments d'addition et du métal de base lors de l'élaboration,
- l'atmosphère de travail dans les fours de traitements thermiques; dans notre cas le traitement d'homogénéisation dans le four à moufle sous atmosphère ambiante a provoqué une décarburation excessive, ce qui a entraîné une modification importante de la nuance d'acier de départ,
- le taux de déformation et la température de déformation au cours du martelage; ceux-ci permettent une meilleure approche quant à la sphéroïdisation de la cémentite et à la recristallisation des grains.

Malgré ces conditions défavorables, il n'en demeure pas moins que des résultats intéressants ont été obtenus :

- une combinaison d'une ductilité de 18% et une résistance de 740 MPa ,
- une recristallisation partielle des grains,
- une cémentite partiellement cassée et sphéroïdisée et,
- une décarburation de la fonte par l'oxyde de fer Fe_3O_4 .

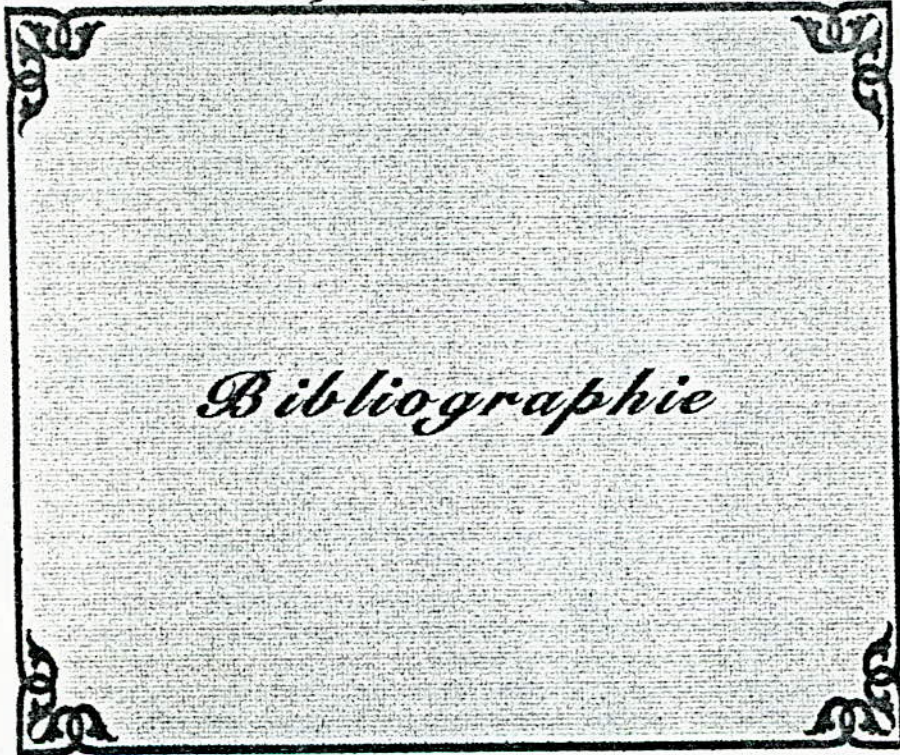
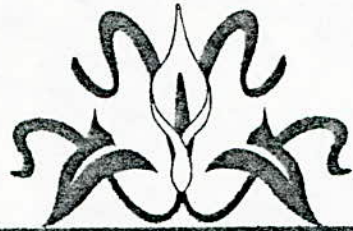
A l'avenir, et dans le cadre de ce même projet, il est indispensable de tenir compte des conditions suivantes pour améliorer les résultats :

- Assurer une recristallisation dynamique complète avant transformation de l'austénite et une bonne fragmentation du réseau de cémentite continu au cours de la déformation dans le

domaine (austénite + cémentite); ceci nécessite une étude approfondie des courbes contrainte-déformation à température et vitesse de déformation connues, ce qui permet d'optimiser les conditions de travail et de s'approcher le plus possible des résultats escomptés.

- Appliquer une déformation suffisante lors du traitement thermo-mécanique dans le domaine perlitique et une température de déformation assez élevée (de l'ordre de 650°C) pour assurer la formation d'une sous-structure et une sphéroïdisation complète de la cémentite perlitique.

Par ailleurs, les essais de compression ont donné un résultat qui semble à priori intéressant : une résistance à la compression après trempe de l'ordre de 450 MPa associée à une ductilité de 10%; ces valeurs suggèrent d'ores et déjà une application dans le domaine des blindages et des pièces soumises aux efforts de choc ou de compression.



Bibliographie

BIBLIOGRAPHIE

- [1] . C.ROYE et J.DOFLET, *traitement des aciers liquides pour le vide*, Techniques de l'ingénieur (TI vm 7).
- [2] . CHAUSSIN et HILLY, *métallurgie : élaboration des métaux*. Dunod , 1973
- [3] . T.ROSENQVIST, *principles of extractive metallurgy*, (1985). Auckland: Mc Graw-Hill 1983.
- [4] . C.BOURNICON, *traitements thermomécaniques associés au forgeage des aciers de construction*, (TI vm4), 1989.
- [5] . A.CONSTANT, G.HENRY et J.C.CHARBONNIER, *principes de base des traitements thermiques, thermomécaniques et thermochimiques*, 1992. Pyc Edition
- [6] . INSA Lyon, *traitements thermomécaniques des aciers*, recueil de conférences, 1970. INSA LYON
- [7] . B.BAUDELET, et M.SUERY, *mise en forme superplastique*, (TI vm 3), 1987.
- [8] . J.WADSWORTH and O.D.SHERBY, *on the bulat of Damascus steel*, progress in materials science, 1980. (vol 25 p. 35-68)
- [9] . J.POIRIER, *plasticité à haute température des solides cristallins*, 1975. Eyrolles
- [10] . G.A.CHADWICK, D.A.SMITH, *grain boundary structure and properties*, 1976.
- [11] . E.DIETER, *mechanical metallurgy*, 3^d edition. Mc Graw-Hill 1986
- [12] . R.W.K.HONETCOMBE, *the plastic deformation of metals*, 1984.
- [13] . J.BARRALIS, G.MAEDER, *métallurgie*, Tome 1.
- [14] . Ecole d'été de métallurgie physique, *mise en forme des métaux et alliages*, suisse 1975.
- [15] . T.TAMURA, C.OUCHI, T.TAMAKA, *thermomechanical processing of high strength alloy*, 1988.
- [16] . M.GEIER, *métallurgie de fonderie*, Tome 1, 1976.
- [17] . J.BARRALIS, *précis de Métallurgie*. AFNOR, Nathan : 1990
- [18] . H.SUNADA, J.WADSWORTH, S.LIN and O.D.SHERBY, *mechanical properties and microstructure of heat treated ultra-high carbon steels*, materials science and engineering, 1979. (35 p. 35-40)

[19]. CHIN LIU, *dependence of total elongations of super plastic materials in m*, metallurgical transactions v 17A, april 1986.

[20]. UNDERWOOD, *superplasticity and related phenomena*, J.Met 14, 1962.

[21]. M.LAMBERIGTS et T.GREDAY, *rapport de synthèse des recherches sur les traitements thermiques des aciers*, (TI vm4).

ERRATA

page correction

- 7 lire dans 1.2 :...dans lesquels peut être fondu et coulé sous vide le métal [1].
- 8 lire Si au lieu de SI et Cr₂₃C₆ au lieu de C₂R₃C₆.
- 12 lire au 2.2.1 on se trouve au niveau...
- 18 lire $\sigma_f = k \dot{\epsilon}^m$
- 22 fig.1.8: référence []
- 23 au 3.8.1 lire (1275°C) jusqu'à 950°C et °C au lieu de °c
au 3.8.2 lire "La mise en forme dans les matériaux superplastiques se fait à haute température ($t > 0.4 t_f$). Cette...
- 31 La composition centésimale (au lieu de composition en carbone) de l'acier de départ est la suivante :
- 32 $M_c = (M_c \times c_{90} + M_{gr}) * x * 10^{-2}$
- 33 dans la dernière formule, remplacer Oocx par Oox
- 34 en bas de page lire ... d'où l'intérêt que peut apporter le martelage...
- 35 fig.2.4: le 2^{ème} martelage se fait à partir de 723°C.
- 36 remplacer cette page par la page 38
- 46 lire ... et dont la teneur en carbone estimée au lieu de composition centésimale
- 55 fig.3.4: 1^{er} (a) et 2^{ème} martelage (b)
- 69 lire elle est attribuée à la présence d'un réseau de cémentite secondaire épais
- 71 fig.3.15 : lire ... échantillons 3 et 4
- 72 lire En vue de surmonter ces difficultés, deux tentatives ont été faites: la première par l'utilisation du four de la machine de traction
La seconde... et pourrait par conséquent fausser les résultats.
Cependant la cémentite n'apparaît pas sous sa forme désirée; elle est sous forme de ...