



**REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE**

**MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA  
RECHERCHE SCIENTIFIQUE**

**UNIVERSITE SAAD DAHLEB  
BLIDA**

**FACULTE DE MECANIQUE**

***MEMOIRE DE MAGISTER***

Présenté par : **MAAMAR HAKEM**

En vue de l'obtention du diplôme de Magister en génie mécanique  
Option : **Science des Matériaux.**

**Thème**

**Elaboration et Etude de l'évolution  
Microstructurale d'un Acier à Haute Limite  
Elastique au Molybdène Après Traitements  
Thermomécaniques et Thermiques**

Soutenue devant le jury :

<b>Président : Dr N. BACHA</b>	<b>Maître de Conférence</b>	<b>USTBlida</b>
<b>Examineurs : Dr A.H. MAGNOUCHE</b>	<b>Maître de Conférence</b>	<b>HCR Alger</b>
<b>Dr A. BRAHIMI</b>	<b>Chargé de cours</b>	<b>USTBlida</b>
<b>Dr M. AZZAZ</b>	<b>Maître de Conférence</b>	<b>USTHB</b>
<b>Rapporteur : Dr M. HADJI</b>	<b>Maître de Conférence</b>	<b>USTBlida</b>

**Blida 2002**

**SOMMAIRE**

<b>Objectif</b>		1
<b>Introduction générale</b>		3
<b>CHAPITRE I</b>	<b>LES ACIERS A DISPERSOÏDES</b>	
I.	Introduction	4
II.	Eléments dispersoïdes	5
III.	Catégories et spécifications des aciers HSLA	5
	III.1- Les aciers résistants à la corrosion	5
	III.2- Les aciers micro-alliés ferrito-perlitique	6
	III.2.1- Les aciers micro-alliés au Vanadium	6
	III.2.2- Les aciers micro-alliés au Niobium	6
	III.2.3- Les aciers micro-alliés au Vanadium-Niobium	7
	III.2.4- Les aciers micro-alliés au Niobium-Molybdène	7
	III.2.5- Les aciers micro-alliés au Vanadium-Azote	7
	III.2.6- Les aciers micro-alliés au Titane	7
	III.2.7- Les aciers micro-alliés au Titane-Niobium	8
	III.3- Aciers laminés à structure perlitique	8
	III.4- Aciers à ferrite aciculaire (bainite à bas carbone)	8
	III.5- Aciers dual phase	9
	III.6- Aciers à forme d'inclusions contrôlés	9
IV.	Contrôle des propriétés des aciers HSLA	9
	IV.1- Les mécanismes de durcissement dans la ferrite	10
	IV.2- Les différents mécanismes métallurgiques susceptibles d'être utilisés avec les aciers dispersoïdes	10
	IV.2.1- Durcissement par précipitation	10
	IV.2.2- Résistance au grossissement du grain	11
	IV.2.3- Contrôle de la recristallisation de l'austénite écrouie	11
	IV.2.4- Augmentation de la trempabilité	11
V.	Compositions et rôle des éléments d'alliages	12
	V.1- Effets sur la trempabilité	12
	V.2- Effet sur le revenu	13
	V.3- Eléments dissous dans l'austénite	13
	V.4- Rôles des éléments	14
<b>CHAPITRE II</b>	<b>ELABORATION DES ACIERS</b>	
I.	Introduction	18
II.	Evolution des procédés de fabrication	18
III.	Conditions de fabrication	19

III.1-	Traitement de l'acier liquide	20
III.2-	Traitement sous vide	20
IV.	Impuretés	21
V.	Effet des éléments d'alliages	21
VI.	Effet des éléments résiduels	22
VII.	Lingot d'acier	22
	Coulée en lingot	22
	Coulée en continue	22
VIII.	Structure de solidification des aciers	23
	VIII.1- Microstructure	23
	VIII.2- La ségrégation	23
	VIII.3- Inclusions non métalliques	23
IX.	Types d'aciers	23
	Aciers calmés	24
	Aciers semi-calmés	24
	Aciers effervescents	24
	Aciers à cape	24

### **CHAPITRE III     TRAITEMENTS THERMOMECHANIQUES**

I.	Evolution historique	25
II.	Formage des aciers	25
III.	Traitements thermomécaniques T.T.M	26
	III.1- Définition	26
	III.2- Principaux paramètres influents	27
IV.	T.T.M à haute température	27
V.	Traitements thermiques des aciers à dispersoïdes	27
VI.	Métallurgie en mise en forme	28
VII.	Mise en forme à chaud	29
VIII.	Bases métallurgiques des traitements thermomécaniques	29
IX.	Effets des TTM sur la structure	30
X.	Evolution de la structure	30
	XII.1- Restauration dynamique	31
	XII.2- Recristallisation dynamique	31
	XII.3- Textures de recristallisation	32
	XII.4- Sites de germinations	32
	XII.5- Croissance du germe	32
	XII.6- Croissance du grain	33

### **CHAPITRE IV     CONTROLE DE LA FORME DES INCLUSIONS**

I.	Introduction	34
II.	Issues techniques	34
III.	Effets sur les inclusions	35
IV.	Etude des inclusions	35
V.	Facteurs métallurgiques influençant le HIC	36
VI.	Applications	37
VII.	Conclusion	37

## ***SOMMAIRE***

---

### **CHAPITRE V      PARTIE EXPERIMENTALE**

Introduction	38
Elaboration de l'acier	
Description du four	38
Procédure de calcul de la quantité de charge	39
Bilan matière	40
Elaboration	41
Analyse chimique	41
Traitement thermique et thermomécanique	42
Etude microstructurale	43
Le polissage	43
Attaque au réactif	44
Nomenclature de l'attaque	44
Microscope optique	44
Photo microscopie	45
Essai de dureté	45

### **CHAPITRE VI      RESULTATS ET INTERPRETATIONS**      46

### **CONCLUSION GENERALE**      57

### **REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES**

*Annexes des courbes et images*

## Remerciements

Je voudrais en premier lieu exprimer ma sincère reconnaissance au Docteur HADJI Mohamed. La confiance qu'il m'a accordée, son expérience et son objectivité qui m'ont vraiment aidés à faire ce travail et d'apprendre beaucoup de choses. Travailler avec lui est un plaisir.

Ma gratitude et mes sincères reconnaissances vont à monsieur A.H MAGNOUCHE chargé de recherche CDM/HCR. La manière dont il m'a reçu, ces conseils et son aide qu'il trouve ici l'expression de mon profond respect.

Je remercie ami BELHANICHE et Monsieur GOUMARI du laboratoire de soudage ENGTP/REGHAIA de leurs accueils, conseils, expériences et leurs disponibilités à mon égare et l'aide inestimable. J'étais très sensible à la manière dont ils m'ont reçus qu'il trouve ici l'expression de mon profond respect.

Je remercie beaucoup Monsieur H. NAOUI du laboratoire de corrosion CRD/SONATRACH/BOUMERDES. Le travail présenté dans ce mémoire a été effectué en grande partie dans ce laboratoire. Toute mes sincères reconnaissances et je le remercie une deuxième fois pour son aide inestimable et sa gentillesse.

Je remercie Monsieur AKSAS du laboratoire de métallurgie BCL/ BENI-MERED de son aide, de sa gentillesse et de son soutien. Je remercie toutes les personnes travaillons dans ce laboratoire et celui de forgeage.

Je prie Monsieur N. BACHA, Maître de conférence USTBlida, de bien vouloir agréer l'expression de ma respectueuse gratitude pour l'honneur qu'il me fait de présider ce jury.

Je remercie Monsieur A.H MAGNOUCHE Directeur de Recherche CDM/HCR, Monsieur N. BRAHIMI Chargé de cours USTBlida et Monsieur M. AZZAZ Maître de conférence USTHB pour l'intérêt qu'ils ont manifesté à ce travail en acceptant de faire partie de ce jury.

Je voudrais également remercie les personnes que, dans de nombreux laboratoires, m'ont accueilli toujours avec une grande gentillesse et m'ont bénéficié de leurs compétences sur les techniques expérimentales. Monsieur O. OUAHIL, Monsieur Hadj NEHAL, Djilali, Nabil, TEBBIB et à toutes l'équipe du laboratoire de soudage ENGTP/REGAIA et à la mémoire de leurs collègue.

Je remercie toute l'équipe du laboratoire de contrôle de qualité de l'unité de fonderie de Rouïba – SNVI.

## **OBJECTIFS**

Les exigences technologiques ainsi que le coût élever des aciers trempés ont encouragé les investigations dans le but de concevoir des aciers plus économiques.

L'objectif de développer un acier HSLA au Molybdène de forgeage été d'obtenir des propriétés mécaniques et technologiques élevées des pièces formées à chaud tout en éliminant le besoin des traitements thermiques.

L'élimination de cette dernière opération réduit la consommation d'énergie et la durée de la transformation.

Les caractéristiques de ces aciers sont le résultat des effets combinés du Molybdène en augmentant la trempabilité, du Niobium, du Titane et du Vanadium, ainsi le Niobium contribue à l'affinement du grain par précipitation et retarde la recristallisation. Tandis que le Titane et le Vanadium contribuent au durcissement final.

Le forgeage de ces aciers a été traité dans seulement quelques publications, et cela que pour des aciers micro-alliés à moyen et haut carbone. Dans ce sens, ces quelques publications indiquent que le forgeage n'est pas aussi maîtrisé que le laminage, probablement parce que les paramètres thermomécaniques sont plus difficiles à contrôler.

Quand même, il a été montré qu'avec le forgeage industriel des aciers HSLA, les traitements thermiques subséquent peuvent être éliminé.

En plus, pour une meilleure pureté les producteurs ont montré que des bonnes valeurs de ténacité peuvent seulement être obtenues par un contrôle sévère du soufre et des propriétés des inclusions sulfureuses.

Donc, le traitement de l'acier devient nécessaire en ajoutant différents éléments pour modifier la forme des inclusions non-métalliques.

Le travail effectué est focalisé sur l'étude de l'évolution de la microstructure et des propriétés mécaniques (dureté) de deux nuances d'aciers micro-alliés à haute limite d'élasticité au Molybdène, de l'élaboration en passant par les différents traitements thermomécaniques et thermiques, afin de définir les propriétés optimales, plus le contrôle de la forme des inclusions à travers l'ajout d'un élément des terres rares (Praséodyme).

Donc l'objectif de ce travail est:

1. L'élaboration de deux nuances d'aciers HSLA au Molybdène.
2. Un traitement classique qui consiste à séparer les différentes étapes (homogénéisation, forgeage, trempe).
3. Un traitement thermomécanique (forgeage) à différentes températures plus refroidissement direct à l'eau et à l'air.
4. Un traitement thermique de trempe-revenu supplémentaire pour localiser le durcissement secondaire.
5. Valoriser l'effet du Molybdène sur les différentes étapes entamées.

## INTRODUCTION GENERALE

Notre travail est dirigé vers l'élaboration d'un acier HSLA au Molybdène et l'étude de l'effet de cet élément sur les propriétés mécaniques et l'évolution de la microstructure.

En premier lieu, on a optimisé deux compositions chimiques, le choix du Molybdène été dans le but de remplacer la structure ferrito-perlitique, souvent obtenue, par d'autre constituant plus performant mécaniquement, en augmentant la trempabilité de l'acier.

On a élaboré deux nuances d'aciers au Molybdène (0.40, 0.60 %). Afin de concrétiser les différents processus de durcissement et du changement microstructurale, on a établi des cycles thermiques et thermomécaniques, en suivant l'effet du Molybdène et les différents paramètres (température d'homogénéisation, températures de forgeage, modes de refroidissement ...)

L'étude se divise en six chapitres :

- **Le premier chapitre** présente les aciers à haute limite d'élasticité (HSLA).
- **Le deuxième chapitre** présente les méthodes d'élaboration et les tendances actuelles.
- **Le troisième chapitre** est consacré aux traitements thermomécaniques (forgeage).
- **Le quatrième chapitre** est un aperçu sur le contrôle de la forme des inclusions. (Inclusions shapes control).
- **Le cinquième chapitre** présente les différentes méthodes expérimentales.
- **Le sixième chapitre** présente l'interprétation des résultats obtenus après chaque étape.

En fin une conclusion regroupant les résultats et remarques obtenus.



---

## CHAPITRE I

# Les Aciers à Dispersoïdes

---



## I. INTRODUCTION

Pour améliorer la résistance mécanique, la résistance à la corrosion, la résistance des soudures, divers éléments sont ajoutés à l'acier.

L'acier au carbone peut prendre la trempe et subir des traitements de revenu. Les aciers alliés permettent d'obtenir des microstructures de même dureté, mais les micro-constituants sont caractérisés par une plus grande ductilité et une meilleure aptitude à la déformation par rapport à l'acier au carbone, pour lequel les micro-constituants sont plus souvent la perlite et la ferrite.

Il est possible, par ailleurs, d'éviter les structures fragiles des aciers au carbone, par traitement thermique, mais seulement pour des pièces de faible section. Dès que la section atteint des valeurs plus importantes, ces éléments d'alliage sont nécessaires pour éliminer ces structures.

Les aciers HSLA sont un groupe d'aciers à bas carbone qui utilise de petites quantités d'éléments d'alliages pour atteindre une limite d'élasticité supérieure après normalisation ou laminage. (Fig.1)

Ces aciers ont de meilleures propriétés mécaniques et une meilleure résistance à la corrosion par rapport aux aciers au carbone laminé. De plus, pour une faible quantité de carbone, on peut obtenir une haute résistance et la soudabilité de beaucoup de ces aciers est comparable ou même meilleure à celle des aciers doux. <sup>[1,2]</sup>

Les aciers HSLA sont essentiellement laminés à chauds en forme de produit forgé (tôle, bande, barre, plaque, et sections structurales).

Les méthodes de traitement de ces aciers incluent :

- Un laminage contrôlé des aciers HSLA durcis par précipitation donne des grains austénitiques très fins et/ou très déformés, se transformant en grains de ferrite fins pendant le refroidissement. Ces transformations améliorent la ténacité et augmentent la limite élastique.
- Pour produire des grains de ferrite fins pendant la transformation d'austénite, les aciers HSLA doivent subir un refroidissement accéléré.
- Une trempe ou un refroidissement accéléré à l'eau ou à l'air des aciers à bas carbone (0.08% C) possédant une trempabilité adéquate pour se transformer en bainite à bas carbone (ferrite aciculaire). Cette microstructure offre une excellente combinaison de haute limite d'élasticité, de soudabilité, de formabilité et haute ténacité. <sup>[3]</sup>
- Un recuit inter-critique d'aciers HSLA pour obtenir une microstructure dual-phase (des îlots de martensite dispersés dans une matrice ferritique). Cette microstructure expose une limite d'élasticité inférieure. Un durcissement par

écrouissage, fournit une meilleure combinaison de ductilité et de résistance à la traction que les aciers HSLA conventionnels et une formabilité améliorée.

## **II. ELEMENTS A DISPERSOIDES**

On appelle éléments dispersoïdes des éléments que l'on retrouve dans des composés dispersés plus ou moins régulièrement dans la matrice de base d'un matériau. Pour les aciers HSLA, ces composés sont des carbures, nitrures ou carbonitrures et les principaux éléments utilisés sont le Bore, le Titane, le Zirconium, le Vanadium et le Niobium.

Ces éléments précipitent dans l'acier solide, éventuellement liquide, à cause des faibles produits de solubilité de leurs carbures, nitrures ou carbonitrures (Fig.2). Pour cette même raison, les quantités de ces éléments présentes dans les aciers sont faibles, ce qui explique que les aciers à dispersoïdes sont également dénommés aciers micro-alliés.<sup>[4]</sup>

Il a été constaté que la solubilité dans l'austénite des nitrures d'un élément dispersoïdes donné est inférieure à celle de ces carbures. La solubilité de ces carbonitrure sera bien entendu intermédiaire entre les deux.<sup>[5]</sup>

## **III. CATEGORIES ET SPECIFICATION DES ACIERS HSLA**

Les aciers HSLA incluent des grands nombres de nuances standards et sont conçus pour fournir des combinaisons spécifiques de propriétés telles que la résistance, la ténacité, la formabilité, la soudabilité et la résistance à la corrosion atmosphérique.

Ces aciers ne sont pas considérés comme des aciers alliés, bien que leurs propriétés désirées soient accomplies par l'usage de petites additions d'alliages. Au lieu de cela, ils sont classés comme une catégorie d'acier séparée, qui est semblable à l'acier au carbone doux laminé, avec des propriétés mécaniques rehaussées obtenues par de judicieuses (petites) additions d'alliages et des techniques de traitement spéciales tel que le laminage contrôlé.

Les aciers HSLA peuvent être divisés en six catégories :

### **III.1. Aciers résistants à la corrosion**

Ils étaient les premiers aciers HSLA développés. Ils contiennent du cuivre et autres éléments qui augmentent la résistance à la corrosion, le durcissement par solution solide et l'affinement du grain ferritique.

### **III.2. Aciers micro-alliés ferrito-perlitique**

Ils utilisent des additions d'éléments tels que le niobium et le vanadium pour augmenter la résistance de l'acier laminé à chaud sans augmenter la quantité du carbone et/ou du manganèse.

Des études faites sur le niobium et le vanadium ont révélé que de petites quantités de ces éléments (moins de 0.10%) suffisent pour durcir les aciers au carbone-manganèse. Donc, la quantité de carbone pourrait être réduite pour améliorer la soudabilité et la ténacité, les effets durcissant de niobium et de vanadium ayant compensé la décroissance de la résistance due à la réduction du carbone.

Les différents types d'aciers micro-alliés ferrito-perlitique incluent :

- Aciers micro-alliés au vanadium
- Aciers micro-alliés au niobium
- Aciers micro-alliés au niobium-molybdène
- Aciers micro-alliés au vanadium-niobium
- Aciers micro-alliés au Vanadium-azote
- Aciers micro-alliés au titane
- Aciers micro-alliés au Niobium-titane
- Aciers micro-alliés au Vanadium-titane

Ces aciers peuvent contenir d'autres éléments pour améliorer la résistance à la corrosion et le durcissement par solution solide ou augmenter la trempabilité (si on veut obtenir une microstructure autre que la microstructure ferrito-perlitique).

#### **III.2.1. Aciers Micro-alliés au Vanadium**

Le développement des aciers contenant du vanadium s'est produit peu après le développement de ceux résistants aux effets atmosphériques.

Le vanadium contribue au durcissement en formant des fines particules (5 à 100 nm) de V(C, N) dans la ferrite pendant le refroidissement après une déformation à chaud. Ces précipités sont en solution à toutes les températures de laminage ou forgeage. Donc, leur formation dépend des vitesses de refroidissement.

La quantité du manganèse et la taille du grain ferritique affectent aussi le durcissement des aciers micro-alliés au vanadium. Le durcissement par précipitation du vanadium peut être augmenté par le fait que le manganèse abaisse la température de transformation austénite-ferrite. Cela donne une dispersion plus fine.

#### **III.2.2. Aciers Micro-alliés au Niobium**

Comme le vanadium, le niobium augmente la limite élastique par un durcissement par précipitation. La magnitude de l'augmentation dépend de la taille et de la quantité des

carbures du niobium précipités. Cependant, le niobium est aussi un affineur de grain très efficace.

Les aciers au niobium sont produits par laminage contrôlé, recristallisation contrôlée et refroidissement accéléré. <sup>[6]</sup>

### **III.2.3. Aciers Micro-alliés au Vanadium-Niobium**

Ces aciers fournissent une plus grande limite élastique que celle réalisable avec l'un des deux.

Si l'acier subit un laminage contrôlé, l'addition du niobium et du vanadium est particulièrement avantageuse pour augmenter la limite d'élasticité et abaisser la température de transition ductile-fragile par affinage du grain.

Habituellement les aciers au niobium-vanadium contiennent une petite quantité de carbone (moins que 0.10%C). Cela réduit la quantité de perlite et améliore la ténacité, la ductilité et la soudabilité. Ces aciers sont fréquemment connus sous le nom d'aciers à perlite réduite.

### **III.2.4. Aciers Micro-alliés au Niobium-Molybdène**

Ils peuvent avoir soit une microstructure ferrito-perlitique soit une microstructure de ferrite aciculaire.

Dans les aciers ferrito-perlitique au niobium, l'addition du molybdène augmente respectivement la limite d'élasticité et la résistance à la traction.

L'effet principal du molybdène sur la microstructure est de changer la morphologie de la perlite et d'introduire la bainite supérieure comme un remplacement partiel de la perlite.

### **III.2.5. Aciers Micro-alliés au Vanadium-azote**

L'Azote se combine plus au Vanadium qu'au niobium et forme des précipités VN. L'addition de l'azote aux aciers à haute résistance qui contiennent du vanadium est devenue commercialement importante parce qu'elle augmente le durcissement par précipitation. Ce durcissement peut être accompagné par une chute de résilience, mais cela peut souvent être évité en diminuant la quantité de carbone. Le nitrure de vanadium agit aussi comme un affineur du grain.

Cependant, la fissuration est un problème majeur dans ces aciers et l'usage d'azote n'est pas recommandé pour les aciers qui seront soudés à cause de son effet nuisible sur la résilience dans la Z.A.T. <sup>[7]</sup>

### **III.2.6. Aciers Micro-alliés au Titane**

Le titane dans les aciers à bas carbone forme plusieurs composés qui fournissent un affinage du grain, un durcissement par précipitation et contrôle la forme des sulfures.

Cependant, comme le titane est un bon désoxydant, il doit être utilisé dans des aciers calmés (désoxydé par l'aluminium) afin qu'il soit disponible pour former d'autres composés que l'oxyde du titane.

Comme les aciers au niobium et/ou au vanadium, les aciers micro-alliés au titane sont durcis par des mécanismes qui impliquent une combinaison d'affinage de grain et un durcissement par précipitation. La combinaison dépend de la quantité d'addition de l'alliage et des méthodes de traitement.

### **III.2.7. Aciers Micro-alliés au Titane-Niobium**

Bien que les aciers au titane durcis par précipitation aient des limitations en ténacité et une variation des propriétés mécaniques, la recherche a montré qu'une addition de Titane aux aciers au Niobium à bas carbone améliore leurs propriétés.

Le Titane augmente l'efficacité du Niobium parce qu'il forme des TiN, donc empêche la formation des nitrures de Niobium. Cela permet d'augmenter la solubilité du Niobium dans l'austénite qui résulte en une augmentation subséquente de précipitation des particules de Nb(C, N) dans la ferrite.

### **III.3. Aciers Laminés à Structure Perlitique**

Ils sont un groupe spécial d'aciers dont l'augmentation des propriétés mécaniques (et dans quelques cas, la résistance à la corrosion atmosphérique) est obtenue par l'addition de quantités modérées d'un ou de plusieurs éléments autres que le carbone.

D'autres aciers perlitique contiennent de petites quantités d'éléments alliés pour améliorer la soudabilité, la formabilité, la ténacité et la dureté.

### **III.4. Aciers à Ferrite Aciculaire (bainite à bas carbone)**

Une autre approche au développement des aciers HSLA est d'obtenir une microstructure de ferrite aciculaire très fine et plus résistante, au lieu d'une microstructure de ferrite polygonale habituelle pendant la transformation des aciers à très bas carbone (moins que 0.08%C) avec une trempabilité suffisante (par additions de Molybdène et/ou de bore).

A la différence de la structure polygonale, la structure aciculaire (qui est aussi appelée bainite à bas carbone) est caractérisée par une haute densité de dislocation et des grains fins très déformés.

Les aciers à ferrite aciculaire peuvent être obtenus par trempe ou, de préférence, par refroidissement à l'air avec l'addition d'éléments convenables pour la trempabilité.

L'avantage principal de ce type d'acier est la combinaison exceptionnelle de hautes limites d'élasticité, haute ténacité et d'une bonne soudabilité. Les applications principales de ces aciers sont les pipelines dans les conditions de l'arctique. <sup>[8,9]</sup>

**III.5. Aciers dual-phase**

Ils ont une microstructure composée de 80 à 90% de ferrite polygonale et 10 à 20% d'îlots de martensite dispersées dans la matrice ferritique. Ces aciers ont une faible limite d'élasticité, donc ils forment un acier à faible résistance, mais ils peuvent aussi fournir une haute résistance pour un composant fini à cause de leur durcissement par un travail à froid.<sup>[10]</sup>

**III.6. Aciers à Forme d'inclusion Contrôlés**

Un développement important dans les aciers micro-alliés a été permis par le contrôle de la forme des inclusions. Les inclusions des sulfures qui sont plastiques durant le laminage à chaud et donc allongées, ont un effet nuisible sur la ductilité dans le sens travers-court (suivant l'épaisseur). L'objectif principal du contrôle de la forme des inclusions est de produire des inclusions sulfureuses avec une plasticité négligeable même pour les plus hautes températures de déformation.

Ce contrôle est exécuté avec de petites additions d'éléments de terre rare (Pr, Ce), de Zr, de Ca ou du Ti qui changent la forme des inclusions allongées en petites globules dispersés presque sphériques. Ce changement dans la forme des inclusions augmente la résilience et améliore la formabilité.<sup>[11,12]</sup>

Ces catégories ne sont pas des groupes nécessairement distincts. Par exemple, la forme d'inclusion de tous les types précités d'aciers peut être contrôlée. L'acier micro-allié ferrito-perlitique peut avoir aussi des alliages supplémentaires pour la résistance à la corrosion et le durcissement par solution solide.

**IV. CONTROLE DES PROPRIETES DES ACIERS HSLA**

Les propriétés mécaniques des aciers HSLA ne résultent pas uniquement d'une simple présence des éléments dispersoïdes. L'austénite conditionnée, qui dépend des effets complexes du design de l'alliage et des techniques des traitements thermomécaniques, est aussi un facteur important dans l'affinage du grain de ces aciers.

Le développement des processus de laminage contrôlé, associé au design de l'alliage, a conduit à des niveaux de limite d'élasticité croissants, accompagnés d'un abaissement graduel en quantités de carbone.

Beaucoup d'aciers HSLA ont une quantité de carbone aussi basse que 0.06%, ou même plus basse encore. Cependant, ils sont encore capables de développer une haute limite d'élasticité. Cette dernière est obtenue par les effets combinés de la taille du grain développée pendant le laminage contrôlé et le durcissement par précipitation dû à la présence de vanadium, de niobium et de titane.

#### **IV.1. Les Mécanismes de durcissement dans la Ferrite**

La ferrite dans les aciers HSLA est durcie par affinage du grain et par solution solide (Fig.3). L'affinage du grain est le mécanisme de durcissement le plus désirable parce qu'il améliore non seulement la résistance mais aussi la ténacité (Fig.4).

Il est influencé par les effets complexes des éléments et des méthodes de traitement et est souvent utilisé conjointement avec le durcissement par précipitation pour améliorer la ténacité (Fig.5).<sup>[13]</sup>

Les différentes méthodes d'affinage du grain utilisées pendant les différentes étapes de déformation à chaud (i.e., un préchauffage, un laminage ou un forgeage et un refroidissement) incluent :

- L'addition du Titane ou d'Aluminium pour retarder le grossissement du grain austénitique quand l'acier est réchauffé pour une déformation à chaud ou pour un traitement thermique.
- Le laminage contrôlé des aciers HSLA conditionne l'austénite afin qu'elle se transforme en ferrite à grain fin.
- L'usage des éléments d'additions et/ou un refroidissement accéléré diminue la température de transformation austénite-ferrite.

Le durcissement par précipitation se produit par la précipitation des fines particules dispersées développées pendant un chauffage et refroidissement. Il est influencé par les types des particules, leurs dimensions et leurs densités.

Le MC est le carbure le plus efficace pour le durcissement par précipitation des aciers micro-alliés au Nb, V, et/ou au Ti. Le nombre des fines particules MC formées pendant un refroidissement dépend de la solubilité des carbures dans l'austénite et sur les vitesses de refroidissements.

#### **IV.2. Les différents mécanismes métallurgiques susceptibles d'être utilisés avec les aciers à dispersoïdes**

Ils sont :

- Le durcissement par précipitation
- L'augmentation de la résistance au grossissement du grain
- Le contrôle de la recristallisation de l'austénite écrouie
- L'augmentation de la trempabilité

##### **IV.2.1. Durcissement par précipitation**

Le Vanadium, dont les carbures et les nitrures ont des produits de solubilités relativement élevées dans l'austénite, précipite principalement lors de la transformation allotropique. C'est l'élément dispersoïde principal pour l'obtention d'un durcissement par précipitation.



Le Niobium est également utilisé dans certains cas pour obtenir un durcissement par précipitation, mais son emploi dans ce but est plus difficile à contrôler que pour le Vanadium parce que, d'une part, il est plus difficile à mettre en solution, et que d'autre part, il a tendance à précipiter dans l'austénite, donc sous forme de précipités de taille moyenne, peu durcissant (Fig.6).

Il en est de même pour le Titane qui n'a d'effet durcissant que s'il précipite sous forme de carbure ; la difficulté consiste dans ce cas à éviter la précipitation de Titane sous forme de nitrures, plus stable thermodynamiquement.

#### **IV.2.2. Résistance au grossissement du grain**

Trois éléments principaux qui forment typiquement des précipités de taille moyenne ( $\approx 100$  nm) jouent un rôle sensible sur la résistance au grossissement du grain : Ce sont le Niobium sous forme de carbonitrures, l'Aluminium sous forme de nitrures et le Ti sous forme de carbures.

Le Niobium est nettement l'élément le plus efficace (Fig.7). L'emploi du Titane est plus délicat et donc d'usage moins généralisé que le Niobium et l'Aluminium car la possibilité de précipiter des carbures de cet élément nécessite au préalable la fixation de l'azote toujours présent dans l'acier (les nitrures de Titane sont en générale de taille trop importante pour jouer un rôle dans la résistance au grossissement du grain).

#### **IV.2.3. Contrôle de la recristallisation de l'austénite écrouie**

Ce sont les éléments dispersoïdes en solution préalablement à la déformation qui jouent un rôle appréciable sur les temps d'incubation de la recristallisation de l'austénite. (Fig.8)

Le Vanadium a un effet assez faible, le Niobium au contraire a un effet considérable et le Titane a un effet intermédiaire entre ceux de ces deux éléments.

En revanche, si elles n'ont pas d'effet sur le temps d'incubation de la recristallisation, la précipitation induite par écrouissages (de Nb ou Ti) ralentissent la cinétique de recristallisation.<sup>[6]</sup>

Il est intéressant de noter que le Molybdène est le seul élément non dispersoïde parmi les éléments d'additions courants dans l'acier (Ni, Cr, Mn, Mo) à avoir un effet notable sur la recristallisation.

#### **IV.2.4. Augmentation de la trempabilité**

Pour certaines applications, les niveaux de charge de rupture ou de limite d'élasticité requis sont sensiblement supérieurs à ceux prévus par les aciers à haute limite d'élasticité. Les aciers utilisés sont dans ce cas toujours des aciers à dispersoïdes, même si des mécanismes métallurgiques complémentaires doivent être mis en œuvre.

- L'obtention d'aciers à structures bainitiques à basse teneur en carbone par traitement thermomécanique.
- Le durcissement complémentaire par effet de trempe à l'air dû à l'addition d'éléments d'alliages.

Les structures ferrito-perlitique obtenues le plus souvent avec les aciers à dispersoïdes après forgeage ou laminage et refroidissement naturel, présentent l'inconvénient d'être relativement peu résilientes.

En augmentant la trempabilité de l'acier, on peut arriver à obtenir des structures à constituants plus résilients tels que la bainite inférieure, quand sa teneur en carbone est suffisamment basse.

L'obtention d'une structure ferrito-bainitique plus dure que les structures ferrito-perlitique de la plupart des aciers à haute limite d'élasticité, permet d'augmenter les limites d'élasticités minimales. Pour ne pas détériorer la résilience des produits ainsi obtenus, un abaissement de la teneur en carbone est nécessaire et une augmentation de la trempabilité grâce à des additions de Molybdène permet d'atteindre ce type de microstructure.

La diminution des teneurs en carbone a été également favorable à l'amélioration d'une caractéristique d'usage souvent importante pour ces produits, la résistance à la fragilisation par hydrogène. <sup>[4]</sup>

## **V. COMPOSITION ET ROLES DES ELEMENTS D'ALLIAGES**

La fonction principale des éléments d'alliages dans les aciers HSLA ferrito-perlitique est le durcissement de la ferrite par affinage du grain, par précipitation et par solution solide.

Le durcissement par solution solide a un rapport avec la quantité des éléments alliés, mais l'affinage du grain et le durcissement par précipitation dépendent des effets complexes du design de l'alliage et des traitements thermomécaniques.

Les éléments d'alliage sont aussi sélectionnés pour influencer les températures de transformation afin qu'elle se produise à une basse température pendant un refroidissement. Cette diminution de la température de transformation produit une structure à grain plus fin qui est une source majeure de durcissement.

### **V.1. Effets sur la trempabilité**

La trempabilité de l'acier est la propriété qui détermine la profondeur et la distribution de la martensite provoquée par la trempe. Elle est d'habitude le seul plus important critère pour sélectionner un acier à bas carbone.

Pour assurer une trempabilité adéquate, les éléments d'alliage doivent être en solution dans l'austénite. Ainsi, ils retardent la diffusion et contrôlent la transformation de l'austénite.

Cela permet un refroidissement lent ou une trempe de grosse pièce dans un milieu donné sans une transformation subséquente de l'austénite en produit ferrito-perlitique indésirable.

### **V.2. Effets sur le revenu**

Les éléments d'addition peuvent aider à retarder l'adoucissement pendant le revenu et certains éléments sont plus efficaces que d'autres. Les additions qui agissent comme durcisseur en solution solide (Ni, Si, Al et Mn) restent dissoutes dans la martensite et ne retardent pas l'effet d'adoucissement. Les éléments les plus efficaces dans le retardement de l'adoucissement pendant le revenu sont ceux qui forment des carbures durs comme le Mo, Cr, V, Nb et le Ti.

Les carbures produits à partir de ces éléments sont plus durs que la martensite et ont une dispersion très fine parce que leur diffusion est très lente par rapport au carbone.

Leurs formations peuvent réduire le taux d'adoucissement à toutes les températures de revenu par migration de ces éléments par un processus de diffusion contrôlé. Le degré d'adoucissement dépend aussi de la quantité d'éléments formant ces carbures et du type de carbures formés.

Dans la figure 9, le maximum de durcissement obtenu dans la martensite est comparé avec des carbures durcissant. Dans ce cas, le carbure le plus dur dans l'acier est (MC) qui est le carbure de Vanadium. Le  $M_2C$  est le carbure de Molybdène et un peu de Vanadium. (Voir tableau 5).

En plus, si ces éléments sont présents en quantité suffisante, leurs carbures ne réduisent pas seulement l'adoucissement mais produisent aussi un durcissement à haute température de revenu. Ce durcissement est souvent appelé un durcissement secondaire.

### **V.3. Éléments dissous dans l'austénite**

Leur rôle principal est de diminuer la vitesse de transformation de l'austénite au-dessous de la température critique. Il est nécessaire de diminuer cette vitesse dans le cas où on désirerait obtenir des structures martensitique ou de la bainite inférieure, ces structures étant formées à des températures plus basses.

Cette fonction des éléments d'alliage de diminuer la vitesse de transformation de l'austénite est résumée dans l'expression « *pouvoir trempant des éléments d'alliage* » (Hardenability).

C'est en élargissant les possibilités de trempe vers le domaine des pièces de fortes sections et en améliorant les structures dans le sens d'une moindre fragilité, que les éléments d'alliage jouent utilement leur rôle d'améliorants du pouvoir trempant.<sup>[14]</sup>

Cette amélioration à lieu dans l'ordre suivant correspondant à une efficacité croissante : Ni, Si, Mn, Cr, Mo, V, B.

Avant de préciser l'influence des éléments d'addition, il est utile d'examiner comment ils se répartissent dans les différents constituants qui peuvent coexister. Il s'agit d'abord de savoir quels constituants peuvent exister dans les aciers recuits.

L'acier recuit possède deux constituants essentiels :

- La ferrite (fer  $\alpha$  possédant des éléments en solution) ;
- Les carbures (cémentite possédant des éléments en solution ou carbures spéciaux contenant du fer et des éléments d'addition).

Les aciers possèdent également une petite quantité de constituants non-métallique présents sous forme de particules dispersées. Ces inclusions sont généralement des particules minérales (oxydes complexe, nitrures, sulfures et silicates) qui se forment surtout par suite de la plus grande solubilité des éléments, en particulier de l'oxygène, en phase liquide qu'à basse température.

#### V.4. Rôles des éléments

**Le carbone (C)** : Le carbone augmente fortement la quantité de perlite dans la microstructure et est un élément durcissant et économique. Cependant, une quantité élevée de cet élément réduit la soudabilité et la ténacité des aciers. L'augmentation en quantité de perlite n'améliore pas la limite d'élasticité qui est souvent le critère principal.

**Le Manganèse (Mn)** : Il est un durcisseur par solution solide dans la ferrite, mais il diminue aussi la température de transformation austénite-ferrite.

La courbe en S est décalée vers la droite, d'autant plus que le pourcentage en Mn augmente. Cet effet du Mn sur le traitement thermique des aciers est primordial, il réduit la vitesse de refroidissement nécessaire.<sup>[15,16]</sup>

**Le Molybdène (Mo)** : Il est utilisé dans les aciers HSLA laminés à chaud pour améliorer la trempabilité quand on désire avoir une microstructure autre que ferrito-perlitique.<sup>[17]</sup>

Il augmente aussi la solubilité du niobium dans l'austénite et cela augmente la précipitation des Nb(C, N) dans la ferrite, donc un durcissement par précipitation plus grand.

La vitesse de diffusion du Mo est très lente, comparée surtout à la vitesse de diffusion du carbone. Aux températures supérieures à 1100°C, il augmente la vitesse de diffusion du carbone dans l'austénite et retarde sensiblement cette vitesse aux températures inférieures.

Pour les aciers hypoeutectoïdes, une addition de Molybdène modifie la vitesse de croissance de la ferrite, de telle sorte que dans l'intervalle de température de 500 à 600°C, la ferrite ne marque plus les joints des grains de l'austénite, comme dans le cas des aciers au carbone, mais précipite en un constituant de structure aciculaire, intra-granulaire. C'est pour cette raison que l'on observe, en générale, une structure de Widmanstätten.<sup>[18,19,20]</sup>

Le Molybdène est un générateur de carbures. De plus, il diminue la fragilité de revenu et il augmente de façon très notable la résistance à haute température. Enfin, il a une action très importante sur la résistance à l'oxydation et à la corrosion.<sup>[21,22]</sup>

- **Le Molybdène dans les carbures**

Le carbure spécial qu'on rencontre dans les aciers au Molybdène est le  $(Fe,Mo)_6C$  ou  $(Fe_7Mo_5C_2)$ . On pense que le composé  $(Fe_3Mo)$  peut dissoudre environ 0.1% de carbone et que c'est lui qui précipite lors du durcissement structural des alliages Fe-Mo-C à faible teneur en carbone.

Le Molybdène est un élément d'alliage alphagène, carburigène et fortement trempant. Il a la particularité de faciliter la trempe bainitique. Il est aussi utilisé conjointement avec le chrome, le nickel ou le manganèse dans les aciers faiblement alliés.<sup>[16]</sup>

Il augmente la trempabilité des tôles très épaisses ( $e > 80mm$ , par exemple) et peut ajuster les propriétés des aciers trempés-revenus, il permet aussi d'améliorer la tenue à chaud.<sup>[23]</sup>

Quand il est en solution solide dans l'austénite avant la trempe, la vitesse de réaction pour la transformation devient considérablement lente en comparant avec l'acier au carbone.

Le Molybdène peut produire un durcissement secondaire pendant un revenu des aciers trempés et accroître la résistance à l'allongement (glissement) des aciers peu alliés à haute température.

**Le silicium (Si) :** L'une des plus importantes applications du Silicium est son usage comme un désoxydant dans l'acier liquide. Il est souvent présent dans les aciers complètement désoxydés en quantité allant jusqu'à 0.35%.<sup>[24]</sup>

**Le Chrome (Cr) :** En générale, les effets du Cr qui motivent son emploi dans les aciers sont l'amélioration des propriétés mécaniques, de la résistance à l'oxydation, à la corrosion et à l'usure.

Des faibles teneurs permettent l'amélioration des caractéristiques mécaniques et les traitements thermiques ; les plus fortes teneurs confèrent la résistance à l'abrasion et l'oxydation. Le chrome est souvent associé à d'autres éléments comme le Ni, Cu, Ti, V, Mo, etc.<sup>[24]</sup>

**Le Nickel (Ni) :** Il peut être ajouté en quantité allant jusqu'à 1% dans plusieurs aciers HSLA et en quantité jusqu'à 5% pour des nuances alliées à haute résistance et traitées. Il augmente modérément la dureté de la ferrite par solution solide.

Dans les aciers HSLA, il augmente la résistance à la corrosion atmosphérique et quand il est présent en combinaison avec le cuivre et/ou le phosphore, il augmente la résistance à la corrosion de l'eau de mer.

**Le Cuivre (Cu) :** Près de 0.20% de Cuivre est utilisé pour améliorer la résistance à la corrosion atmosphérique. Son effet sur la résistance à la corrosion est rehaussé en présence de phosphore en quantité un peu supérieure à 0.05%.

Le cuivre, à des niveaux dépassant 0.50% augmente la résistance des aciers à bas et moyen carbone en raison du durcissement de la ferrite et est accompagné par une légère baisse en ductilité.

**Le Niobium (Nb) :** Forme des carbonitrides riches en carbone (formule la plus courante :  $NbC_{0.8}N_{0.2}$ )

Le Niobium a des mérites particuliers du fait de sa faible oxydabilité et de la reproductibilité de ses effets. On constate également qu'il est le plus efficace pour freiner la recristallisation, ce qui est utilisé dans le laminage contrôlé.

Après réchauffage à l'état austénitique à basse température (au-dessous de 950 à 1000°C), les précipités de Niobium et de Titane ne sont pas re-dissous et empêchent le grossissement des grains d'austénite. Ils jouent le même rôle que le nitrure d'Aluminium et affinent le grain.<sup>[23]</sup>

**Le Vanadium (V) :** Il consolide les aciers HSLA par durcissement par précipitation et affinage de la taille du grain ferritique. La précipitation des carbonitrides de Vanadium dans la ferrite peut développer une augmentation considérable de la résistance qui ne dépend pas que du processus de laminage, mais aussi de la composition de base.

Il forme des nitrures très durcissant alors que son excès après épuisement de l'azote, constitue des carbures moins durcissant. On a donc intérêt à utiliser le Vanadium en présence d'une teneur en azote libre suffisante.

La particularité du Vanadium consiste en ce que ces précipités se mettent en solution à température moyenne (moins de 1000°C). On peut donc utiliser son effet durcissant au cours d'une simple normalisation, car le V dissous reformera des précipités fins au cours du refroidissement à l'air après traitement thermique, cela n'est pas possible pour le Nb et le Ti qui ne re-dissolvent pas au cours des traitements thermiques classiques.<sup>[17,23]</sup>

**Le Titane (Ti) :** Il fournit un durcissement par précipitation et contrôle la forme des sulfures. De petites quantités de Titane (moins de 0.025%) contrôlent le grossissement du grain austénitique. Cependant, il est utilisable seulement dans les aciers calmés (désoxydé par l'aluminium) parce qu'il est un bon désoxydant.

Le rôle du Ti est de former de très fins nitrures ou carbonitrures qui sont stables à haute température et permettent de limiter le grossissement du grain austénitique.<sup>[2]</sup>

Il permet donc de fixer tout l'azote, comme le V et de continuer à durcir au-delà. De plus, il se combine avec le soufre et donne des sulfures non déformables.

Malheureusement, ce rôle multiple du Ti, qui est par ailleurs très avide d'oxygène, fait que la teneur efficace en Ti dépend des conditions de désoxydation et son emploi demande beaucoup de précautions. Il faut aussi tenir compte de sa tendance à fournir de gros précipités de nitrures qui ne se redissolvent pas. La fragilisation est donc difficile à éviter.<sup>[23,25,26]</sup>

**Aluminium (Al) :** Il est largement utilisé comme un désoxydant et a été le premier élément utilisé pour contrôler le grossissement du grain austénitique pendant un préchauffage.<sup>[23]</sup>

C'est le désoxydant final (au four et en poche) le plus couramment utilisé par les aciers. Son taux d'addition doit être choisi en fonction des effets recherchés : fixation de l'oxygène, influence sur la morphologie des sulfures ou précipitation éventuelle de nitrure d'Al.<sup>[16]</sup>

**Le Soufre (S) :** Le soufre est une impureté généralement nocive (fragilisante), qu'on élimine autant que possible des bains d'aciers. Il se combine de préférence avec le Mn, mais aussi au fer pour former des sulfures (Fe, Mn)S. Dans les aciers il nuit à la ténacité et favorise l'apparition des criques.<sup>[16]</sup>

Contrairement au phosphore, le soufre n'est pratiquement pas soluble dans l'acier, non seulement à température ambiante mais dans presque toutes les conditions. Le soufre précipite donc dès la solidification ou peu après.

Les inclusions de sulfure de Manganèse (MnS) sont plastiques à chaud ; elles s'allongent donc sous l'effet du laminage et sont responsables de la directionnalité des propriétés. En effet, ce sont ces inclusions qui servent d'amorces aux cupules qui se forment au moment de la rupture.

Pour éviter cette anisotropie gênante pour certaines utilisations qui sollicitent le métal dans des directions perpendiculaires au sens de laminage, on est arrivé aux opérations suivantes :

- Diminution de la teneur en soufre, ce qui réduit la quantité de sulfures ;
- Substitution du Manganèse par un autre élément fixant le soufre : Terres rares, calcium ou autres donnant des sulfures non plastiques. Ces sulfures se déforment peu ou pas du tout lors du corroyage et donnent une ductilité semblable dans toutes les directions ;
- Combinaison de ces deux techniques pour les aciers ayant une utilisation spéciale (tubes de gazoducs, offshore, etc.).<sup>[23,4,27]</sup>



---

## CHAPITRE II

# Elaboration Des Aciers

---



## **I. INTRODUCTION**

Depuis ces dernières années, la sidérurgie a beaucoup évolué techniquement et les aciers ont également changé sous l'impulsion des deux facteurs suivants :

- Augmentation des exigences dans l'utilisation des aciers pour satisfaire des mises en œuvre et emplois modernes ;
- Disponibilité de nouvelles techniques sidérurgiques permettant d'améliorer la qualité des produits, leurs propriétés et d'élaborer de nouveaux produits.

On constate ainsi que les progrès sur les propriétés des produits sont très souvent liés, par une forte interaction, aux évolutions des procédés de fabrication, par exemple :

- L'introduction massive et parfois généralisée des procédés continus, comme la coulée continue mais aussi le recuit continu, etc., a non seulement profondément modifié les conditions de fabrication mais aussi fourni des produits plus réguliers et plus précis dans leurs propriétés
- Les progrès de la métallurgie du métal liquide (contrôle de la pureté, des additions...) se traduisent par des gains sur les caractéristiques.

Cela a permis d'améliorer les performances en service de nombreux produits.

Par ailleurs, le développement de nouvelles techniques ou l'adoption de techniques plus évoluées a permis de rendre industriels des concepts métallurgiques qui ne relevaient que de produits particuliers en faible quantité ou même de l'échelle du laboratoire.

Une évolution importante en ce qui concerne l'utilisation des aciers est la recherche de plus en plus fréquente de la notion de performances plutôt que de propriétés simples.

Les emplois spécifiques de produits dans les situations particulières conduisent à prendre en compte dans la définition de l'acier de base les conséquences de la mise en œuvre et des modalités d'emploi.

## **II. EVOLUTION DES PROCEDES DE FABRICATION**

Les grandes tendances en matière d'élaboration et de mise en forme sont les suivantes :

- Amélioration de la pureté du métal,
- Mise en continu des procédés et enchaînement de plusieurs opérations.

Cela conduit à de meilleurs résultats et surtout plus réguliers, aussi bien pour les propriétés intrinsèques que pour les caractéristiques dimensionnelles.

Pratiquement, la plupart des nouveautés en fabrication ont des conséquences sur la régularité et le niveau des propriétés mais certains développements sont d'un apport plus significatif.

Les principales améliorations techniques sont les suivantes (Fig.10) :

- Une évolution des processus d'aciérie à l'oxygène qui a conduit à un meilleur contrôle de l'opération : soufflage mixte par exemple, soufflage d'argon par le fond, etc. ; et une évolution considérable également de l'aciérie électrique
- Un développement systématique et généralisé de la métallurgie en poche concernant pratiquement tous les produits
- L'introduction de procédés massifs de dégazage sous vide dans des aciéries de grande production
- La généralisation de la coulée continue, sauf à de très rares exceptions dues à la dimension des produits
- La modernisation des fours et laminoirs avec l'introduction d'actionneurs permettant de faire des gains importants sur les tolérances dimensionnelles et une précision accrue sur les chemins thermiques, cela étant complété par des automatisations assurant la régularité
- Le développement continu des traitements thermomécaniques qui vise à améliorer les propriétés en profitant de toutes les possibilités des opérations de mise en forme à chaud, y compris des techniques de refroidissement
- Appels de plus en plus fréquents à la modélisation des phénomènes.

L'ensemble de ces procédés nouveaux ou transformés permet :

- De mieux régler la composition des aciers, d'où une meilleure précision des propriétés
- D'augmenter la pureté, si cela est nécessaire, en éléments comme l'oxygène, le soufre, le phosphore, l'azote et l'hydrogène
- De diminuer les teneurs en inclusions ou d'introduire des inclusions contrôlées
- D'abaisser la teneur en carbone jusqu'à de très bas niveaux pour certaines nuances.

Outre ce contrôle analytique qui assure la régularité des propriétés mécaniques, l'homogénéité, conséquence de la coulée continue et de tous les enchaînements continus, joue également sur les précisions dimensionnelles (épaisseurs, largeurs) par le biais des températures et des efforts de laminage (quantité d'éléments dispersés ajoutés ou en solution par exemple).<sup>[2,28]</sup>

### **III. CONDITION DE FABRICATION**

Les pratiques comme la désoxydation, les traitements en poche et les conditions de déformation ont des répercussions importantes sur les propriétés. Le progrès des techniques se marque toujours par une amélioration des niveaux de caractéristiques ou de leur régularité, mais il faut savoir apprécier leurs conséquences complètes.

Par exemple, le processus de solidification lors de la coulée en lingots introduit des ségrégations d'éléments qui jouent sur l'homogénéité des propriétés. L'introduction de la coulée continue réduit beaucoup ces ségrégations.

Cette méthode de coulée est donc intéressante, non seulement parce qu'elle réduit les pertes de métal, mais également parce qu'une moindre dispersion permet de mieux ajuster l'analyse.<sup>[29]</sup>

### **III.1. Traitement de l'acier liquide**

Nous ne considérons ici que les opérations ayant des conséquences particulières sur les propriétés. Avant la coulée, qu'elle soit en lingot ou en continu, il y a une opération très importante qui est la désoxydation<sup>[2]</sup>. Il faut retenir les aspects suivants :

- L'oxygène dissous dans l'acier liquide à haute température ne peut rester libre quand la température diminue ; le processus naturel est de former CO avec le carbone.
- Pour calmer l'acier, on ajoute des désoxydants dont les principaux sont le silicium et l'aluminium ; les oxydes formés sont des produits de la désoxydation et sont en majorité éliminés par décantation ; quelques résidus forment des inclusions dites inclusions oxydées (silicates, aluminates, etc.).

On arrive maintenant à bien contrôler cette opération, car l'on sait mesurer la concentration en oxygène de l'acier liquide par des méthodes électrochimiques (piles).

Ce qui est intéressant pour beaucoup de propriétés est la présence de désoxydants en solution surtout le silicium et l'aluminium à l'état métallique. Quand on parle de l'influence de la désoxydation sur les propriétés mécaniques, on fait illusion à ces éléments résiduels qui vont, comme l'aluminium métal, jouer un rôle important en fixant l'azote.<sup>[30]</sup>

Des traitements spéciaux de l'acier liquide ont fait leurs apparitions et permettent de contrôler les inclusions (teneur, analyse et plasticité). Citons la désulfuration pour abaisser la teneur en sulfures. Les agents désulfurant sont nombreux : laitiers divers, terres rares, calcium, etc. Il est évident que la diminution de la teneur en soufre n'est obtenue que si les sulfures formés soient éliminés, d'où l'adjonction fréquente de systèmes de brassage.

Dans certains cas, on peut contrôler la forme des sulfures en changeant leur composition : on remplace les sulfures de manganèse plastiques au laminage à chaud par des sulfures des terres rares ou des sulfures mixtes contenant du calcium, ce qui permet d'améliorer la ductilité.<sup>[31]</sup>

### **III.2. Traitements sous Vide**

L'acier liquide est parfois soumis à un traitement sous vide avant la coulée dans des lingots. Il y a deux types de traitements généralement utilisés. Le premier est

simplement "le dégazage sous vide", le deuxième traitement désigné sous le nom "de la désoxydation sous vide".

Tandis que ce processus enlèvera également l'hydrogène de l'acier liquide, il atteint l'objectif supplémentaire de désoxyder l'acier. La basse pression dans la chambre sous vide force le carbone et l'oxygène dissous dans l'acier liquide à ce combiner pour former l'oxyde de carbone qui est alors éliminé par le système.<sup>[32,33]</sup>

#### **IV. IMPURETES**

Les principales impuretés que l'on trouve dans l'acier fini sont celles qui proviennent des minerais, des cokes, des ferrailles ou des gaz. Beaucoup sont éliminées en cours de fabrication, en formant soit des composés volatils, soit des composés fixés par les laitiers successifs.

Les teneurs résiduelles sont très basses dans les procédés modernes. On constate que l'on peut encore diminuer les teneurs en impuretés par des opérations métallurgiques en phase liquide (métallurgie en poche).

En général, les seules impuretés non métalliques sont des traces de soufre, de phosphore ou de gaz (oxygène, azote, hydrogène).<sup>[2]</sup>

Les progrès sur les procédés amont et surtout la métallurgie en poche et sous vide, permettent d'abaisser les teneurs en impuretés et gaz : O<sub>2</sub>, S, P, N<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>. Cela permet d'abaisser les teneurs en inclusions : oxydes, sulfures et d'en modifier la nature et la forme. Cette baisse et contrôle permettent des gains en ductilité et en ténacité.

L'abaissement du phosphore et du soufre diminue les ségrégations et conduit à une meilleure homogénéité des produits, une meilleure ténacité et une amélioration de la tenue à l'hydrogène. Le contrôle de la nature et de la forme des inclusions permet, en outre, de trouver des compromis intéressants quand il faut conserver également une aptitude à l'usinabilité.<sup>[2,17,34]</sup>

#### **V. EFFETS DES ELEMENTS D'ALLIAGES**

Les éléments d'alliage sont ajoutés aux aciers pour changer leurs propriétés. Une distinction sémantique peut être faite entre les éléments d'alliage et les éléments résiduels, qui ne sont pas intentionnellement ajoutés à l'acier, mais résultent des matières premières et des pratiques en matière d'aciérie employées pour produire l'acier. N'importe quel élément particulier peut être allié ou résiduel.

Tous les deux (éléments alliés et résiduels) peuvent profondément affecter la production de l'acier, sa transformation en produits finals et sa performance. Les effets d'un élément d'alliage sur un acier peuvent être affectés par la présence d'autres éléments; de tels effets interactifs sont complexes. En outre, les effets d'un élément particulier peuvent être bénéfiques à l'acier dans un sens mais nuisible dans d'autres.<sup>[30]</sup>

## VI. EFFETS DES ELEMENTS RESIDUELS

N'importe quels éléments peuvent par inadvertance apparaître dans l'acier en raison de leur présence dans la matière première employée pour produire l'acier. En tant que tels, ils seraient connus en tant qu'éléments "résiduels".

En raison des effets pas nécessairement indésirables de ces éléments sur les produits finis, la plupart des sidérurgistes font attention à réduire au minimum la quantité de ces éléments dans l'acier.

Plusieurs autres éléments, généralement considérés comme des impuretés indésirables, peuvent être introduits dans l'acier. Pour certains buts spécifiques, ils peuvent être délibérément ajoutés; dans ce cas-ci, ils seraient considérés comme des éléments d'alliage.

## VII. LINGOT D'ACIER

La coulée en lingot a été conçue pour rencontrer une variété d'états de fabrication. Des expériences et des recherches menées pendant plus d'un siècle ont abouti à plusieurs forme et taille.

La forme de la plupart des lingots est carrée ou rectangulaire avec des coins arrondis. Indépendamment de la forme du lingot, l'acier est sujet à des variations internes de composition chimique et de structure due aux phénomènes qui se produisent pendant la solidification. La taille du lingot influence le caractère et l'importance de telles variations.

Le rétrécissement du lingot pendant la solidification a comme conséquence la formation d'une cavité centrale connue sous le nom de retassure. La retassure primaire est localisée dans la partie supérieure du lingot. Dans certaines conditions une autre cavité de rétrécissement, connue sous le nom de retassure secondaire, peut se former dans le lingot mais elle n'est pas liée à la retassure primaire. La retassure secondaire se soude normalement pendant la déformation (laminage, forgeage).

La coulée continue est la coulée directe de l'acier en brame, blooms (lingot de forge) ou en billettes.

Dans la coulée continue, la fusion de l'acier se passe dans une poche d'une façon conventionnelle. L'acier liquide est alors coulé dans un récipient de distribution qui agit en tant que réservoir pour prévoir un taux de coulée contrôlé. L'Acier découle du récipient de distribution dans la machine de coulée et une solidification rapide commence dans les moules ouverts.

Les brames, les blooms ou les billettes partiellement solidifiées sont extraites à partir du moule sans interruption. La solidification est accomplie en refroidissant la surface de l'acier.

Plusieurs coulées peuvent être faites simultanément, dépendant de la température et de la taille. La ségrégation chimique est réduite au minimum à cause de la grande vitesse de solidification de la pièce coulée en continue.

## **VIII. STRUCTURES DE SOLIDIFICATION DES ACIERS**

### **VIII.1. Microstructure**

Les aciers au carbone et les aciers alliés ont une macrostructure semblables, mais développent des microstructures sensiblement différentes, selon la composition et la vitesse de refroidissement.

Une microstructure typique de solidification de lingot d'acier se compose de perlite entourée par la ferrite, dont une partie a une structure de Widmanstätten.

### **VIII.2. La ségrégation**

Il s'agit d'un phénomène lié à la solidification, qui cause une hétérogénéité de la composition chimique. Le degré de la ségrégation est variables et se trouve dans tous les types d'acier. La quantité de ségrégation est affectée par le type et la composition de l'acier, la température de coulée et des caractéristiques de ségrégation des éléments considérés.

### **VIII.3. Inclusions non métalliques**

Les inclusions non métalliques peuvent ségréguer avec les éléments d'alliage. Les inclusions non métalliques, excepté les sulfures de manganèse, ne sont généralement pas affectées par l'homogénéisation et donc restent inchangés pendant les transformations de phase, de ce fait elles maintiennent leur position initiale.

Quelques inclusions non métalliques se forment dans le liquide avant la solidification; d'autres, pendant la solidification. Les aluminates et les silicates se forment généralement avant la solidification, mais les sulfures se forment pendant la solidification. Les inclusions de sulfure de manganèse se forment souvent dans les régions inter dendritique et les joints de grain primaires, où le dernier liquide se solidifie.

## **IX. TYPES D'ACIER**

En aciérie, la réaction principale est la combinaison du carbone et de l'oxygène pour former un gaz. Si l'oxygène disponible pour cette réaction n'est pas enlevé avant ou pendant la coulée, les produits gazeux continuent à évoluer pendant la solidification. La commande appropriée de l'évolution du gaz détermine le type d'acier.

Tous les aciers alliés sont des aciers calmés. Les aciers au carbone peuvent être produits comme acier calmé (une élimination totale d'oxygène), semi-calmé,

effervescent (une élimination partielle de l'oxygène) ou à cape dépendant des caractéristiques désirées. Les aciers HSLA sont produits autant que calmé ou semi-calmé.<sup>[35]</sup>

**Les aciers calmés** sont un type d'acier dont il peut y avoir seulement une légère évolution des gaz pendant la solidification du métal. Ces aciers ont une composition chimique et des propriétés plus uniformes que les autres types. Cependant, il peut y avoir des variations de composition dépendant des méthodes de production utilisées.

**Les aciers semi-Calmés** ont des caractéristiques intermédiaires entre ceux des aciers calmés et effervescents. Pendant la solidification de ces aciers, des gaz se développent et restent piégés dans le lingot.

**Les aciers effervescents** sont caractérisés par des différences marquées en composition chimique à travers la section. La structure typique de ces aciers résulte d'une évolution marquée de gaz pendant la solidification du côté extérieur, provoquée par une réaction entre le carbone dans le métal de solidification et l'oxygène dissous.

Le côté externe contient moins de carbone, de phosphore et de soufre que la composition moyenne, tandis que la partie intérieure ou au centre, la quantité est plus haute que la moyenne de ces éléments.

La technologie de fabrication de ces aciers limite la quantité maximale du carbone et de manganèse. Ils ne contiennent aucun pourcentage significatif des éléments fortement oxydable tels que l'aluminium, le silicium ou le titane.

**Les aciers à cape** ont des caractéristiques semblables à ceux de l'acier effervescent. L'action d'effervescence est contrôlée quand l'acier est moulé, de sorte que suffisamment de gaz soit maintenu pendant la solidification pour faire monter l'acier dans le moule. L'opération limite la période de l'évolution de gaz et limite la formation des vides de gaz dans le lingot.

---

## CHAPITRE III

# Traitements Thermomécaniques

---



## **I. EVOLUTION HISTORIQUE**

La mécanisation et la production de masse ont imposé une dissociation des séquences de forgeage et de traitement thermique. Chaque technique a dès lors connu un développement indépendant de l'autre, tant au point de vue des connaissances que de la pratique industrielle, avec pour conséquence :

- Une plus grande spécialisation sur l'une ou l'autre de ces techniques,
- La mise au point d'équipements spécifiques.

On assiste aujourd'hui à un retournement de tendance ; il apparaît à nouveau souhaitable de redonner à la mise en forme par forgeage sa dimension métallurgique (fig.11) pour lui permettre de s'adapter à l'évolution de son environnement et de ses marchés. Plusieurs facteurs favorisent cette intégration :

- L'évolution des connaissances scientifiques qui donnent accès au vaste domaine des traitements thermomécaniques ;
- Les contraintes économiques qui favorisent les systèmes de production intégrés présentant le minimum d'opérations ;
- La gestion de production en flux tendu qui privilégie les systèmes continus de production.

L'essor des traitements thermomécaniques s'est accentué ces dernières années pour les raisons suivantes :

- La recherche d'économies d'énergie et de suppression de certaines nuisances en évitant de faire des traitements thermiques aussi bien dans la sidérurgie que chez les utilisateurs ;
- Le raccourcissement des circuits de fabrication et la diminution des délais de livraison ;
- L'obtention de caractéristiques mécaniques et de propriétés non réalisables par traitement thermique : c'est le cas par exemple des compromis haute limite d'élasticité- soudabilité.

## **II. FORMAGE DES ACIERS**

Malgré le développement des opérations de formage à froid des produits, le formage à chaud reste une opération très utilisée parce qu'elle réduit les efforts nécessaires pour les tôles épaisses et les pièces de taille moyenne.

L'inconvénient du chauffage à haute température peut être transformé en avantage si les conditions de formage permettent la suppression du traitement thermique post-formage.<sup>[36]</sup>

Ce nouveau principe de formage se développe aussi bien pour les tôles destinées à la réalisation des fonds emboutis que pour les pièces forgées, en utilisant les connaissances acquises en laminage.

La figure 12 représente le principe d'un tel formage. Le schéma traditionnel (courbe en traits discontinus) consistait en un chauffage du flan ou du lopin initial à très haute température (1100 à 1150 °C par exemple) pour effectuer les déformations sur les presses à température assez élevée et terminer le formage au-dessus de 900 °C, valeur courante du point de transformation  $A_{c3}$ .

Le grain austénitique grossier dû au chauffage à haute température ne permet pas d'obtenir des propriétés satisfaisantes après refroidissement : une normalisation ou un autre traitement thermique est indispensable.<sup>[2]</sup>

La combinaison d'un contrôle du grain par des précipités de AlN ou d'autres avec un chauffage à basse température (900 à 950 °C) permet d'avoir un grain austénitique fin qui donnera après formage un grain ferritique fin.

La diminution du point de transformation  $A_{r3}$  (vers 750 à 800 °C suivant la composition de l'acier) en refroidissement laisse un intervalle de température suffisant pour conserver les déformations dans l'austénite (cycle représenté en trait plein). On obtient ainsi des produits ayant de très bonnes caractéristiques sans avoir à retraiter après formage.

Pour certaines applications, l'emploi d'aciers à dispersoïdes permet un durcissement de la ferrite et l'obtention de caractéristiques élevées. Un traitement de trempe après formage est envisageable pour des pièces forgées. Dans d'autre cas (pièces forgées), il est possible, comme en laminage, de poursuivre les déformations dans la zone de transformation  $\gamma \leftrightarrow \alpha$ , c'est un formage inter critique.<sup>[37,38]</sup>

Le développement de ces procédés dépend des progrès en modélisation thermique et en mesure de température pour assurer le contrôle précis des opérations. Là encore, l'expérience du laminage contrôlé servira d'exemple avec les adaptations nécessaires.

### **III. TRAITEMENTS THERMOMECHANIQUES (T.T.M)**

#### **III.1. Définition**

Un traitement thermomécanique (T.T.M) se caractérise par une déformation plastique contrôlée d'un matériau suivant une loi température-temps<sup>[39]</sup>, de façon à agir sur sa structure, dans le but d'optimiser certaines de ses propriétés ou/et d'obtenir, au meilleur coût, les propriétés d'usage de la pièce.

**III.2. Principaux paramètres influents**

- Composition chimique du matériau.
- Etat métallurgique initial : structure, grosseur du grain, précipités, etc.
- Température de déformation.
- Taux de déformation.
- Vitesse de déformation.

**IV. T.T.M. A HAUTE TEMPERATURE**

Le principe même du forgeage à chaud consiste à déformer le métal à des températures élevées afin de bénéficier d'une faible contrainte d'écoulement et d'une très grande capacité de déformation.

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 entre une restauration ou une recristallisation thermiquement activée.

La figure 13 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. à haute température d'une pièce forgée, nous nous limiterons à souligner l'incidence des facteurs les plus marquants.

1. Une baisse de la température de forgeage et la présence de certains éléments en solution ou précipités permettent de retarder la recristallisation et le grossissement du grain.
2. Un affinage du grain austénitique peut être obtenu si les conditions suivantes sont remplies :
  - Déformation suffisante à la température considérée, pour entraîner une recristallisation soit dynamique, soit statique ;
  - Température suffisamment basse pour éviter le grossissement du grain issu du T.T.M. ou/et refroidissement rapide dès la fin du T.T.M.

La trempe directe d'une austénite à grain fin, obtenue par un T.T.M. bien conduit, permet d'atteindre des caractéristiques mécaniques équivalentes, voire supérieures, à celles obtenues par trempe classique.

**V. TRAITEMENT THERMIQUE DES ACIERS A DISPERSOÏDE**

Les aciers à dispersoïdes acquièrent leurs propriétés d'usage par simple refroidissement à l'air après une austénisation à haute température. Dans leur principe,

ils répondent donc parfaitement aux préoccupations qui découlent de la recherche d'une meilleure compétitivité de la pièce forgée à chaud.<sup>[40]</sup>

S'il est possible d'assurer une bonne maîtrise de la taille du grain austénitique, résultat d'une composition chimique adaptée et d'une bonne maîtrise des conditions de chauffage puis de forgeage, les aciers à dispersoïdes sont une solution alternative à l'emploi d'aciers trempés et revenus, sous réserve des conditions économiques de commercialisation respective de ces deux familles d'acier.

Les conditions de chauffage (température, temps) vont conditionner la mise en solution plus ou moins complète des éléments à dispersoïdes dont dépend l'importance du durcissement lors du refroidissement.

Le contrôle de la grosseur du grain par la réalisation d'un traitement thermomécanique pendant la mise en forme peut contribuer à améliorer le niveau de résilience sur les pièces.

## **VI. METALLURGIE EN MISE EN FORME**

La métallurgie a pour objectif essentiel l'étude de la structure microscopique du métal, de l'évolution de cette structure au cours de la mise en forme et les liens existant entre la structure finale et les caractéristiques d'emploi du produit obtenu.<sup>[41]</sup>

En se limitant à la mise en forme par déformation plastique, la métallurgie comporte trois types d'approches, correspondant à trois échelles différentes d'observation :

- La première correspond à l'échelle macroscopique (quelques cm) ; elle regroupe l'ensemble des essais mécaniques de laboratoire permettant d'étudier le comportement macroscopique des matériaux ;
- La seconde correspond à l'échelle des grains du métal (de quelques  $\mu\text{m}$  à quelques mm) ; elle a pour objet l'étude de la déformation des monocristaux, du comportement du métal considéré comme un agrégat poly-cristallin et de l'apparition de textures de déformation au cours de la mise en forme. On peut attacher à cette échelle d'observation le comportement et le rôle des inclusions dans la déformation plastique ;
- La dernière correspond à l'échelle des atomes (quelques dixièmes de nm) ; elle repose essentiellement sur la théorie des dislocations, qui permet de comprendre la plus part des mécanismes élémentaires de la déformation plastique.

On considère de plus en plus, à l'époque actuelle, que les opérations consécutives de transformation aboutissant au produit fini doivent le doter non seulement de la forme prévue (mise en forme) mais aussi des structures les plus favorables aux propriétés d'emploi.



Une telle conception globale de la mise en forme nécessite la connaissance des relations entre les histoires mécanique et thermique subies et les évolutions correspondantes de la structure et de la texture. C'est là, semble-t-il, que se situe l'apport essentiel de la métallurgie en mise en forme.

## **VII. MISE EN FORME A CHAUD**

La mise en forme à chaud concerne, en principe, les opérations de déformation plastique effectuées à une température absolue  $T > 0,5 T_f$  (ou  $T_f$  désigne la température absolue de fusion).

Dans la pratique, la notion de mise en forme à chaud correspond en général à l'utilisation de températures élevées (1000 à 1200 °C pour le laminage des aciers).

La mise en forme à chaud occupe une place très importante dans les cycles industriels de fabrication : presque toutes les pièces métalliques commencent par subir une ou plusieurs déformations à chaud. Certaines sont utilisées telles quelles (tôles fortes, rails et profilés, etc.), et c'est donc la déformation à chaud qui détermine leur structure et leurs propriétés d'emploi.

Du point de vue physique, les mécanismes activés thermiquement sont prédominants. Bien qu'ils soient nombreux et complexes, on sait que leur combinaison aboutit à deux processus de déformation à chaud : la restauration dynamique et la recristallisation dynamique.

## **VIII. BASES METALLURGIQUES DES TRAITEMENTS THERMOMECHANIQUES**

Les phénomènes métallurgiques successifs qui peuvent participer aux traitements thermomécaniques sont les suivants (fig.14) :

- Contrôle de la taille du grain  $\gamma$  austénitique par des précipités ou par le choix de températures de chauffage avant laminage ou forgeage,
- Affinement du grain  $\gamma$  par recristallisation successive pour des températures décroissantes,
- Ecrouissage du grain austénitique dans un domaine de non-recristallisation,
- Germination de grains ferritiques fins à partir de grains austénitiques fins et/ou écrouis ou des structures non ferritiques fines par le même processus,
- Ecrouissage inter-critique pendant la transformation  $\gamma \leftrightarrow \alpha$ ,
- Ecrouissage de grains ferritiques,
- Affinement du grain  $\alpha$  par refroidissement accéléré ou affinement de structures perlitiques ou bainitiques,
- Formation de martensite ou bainite à partir d'austénite fine et écrouie (trempe directe),
- Trempe interrompue avec formation de mélanges de structures.

Un traitement thermomécanique industriel fait appel à plusieurs de ces mécanismes métallurgiques.

### **IX. EFFET DES T.T.M SUR LA STRUCTURE**

Selon le genre et le degré de ségrégation qui se développe pendant la solidification, le T.T.M induit ou intensifie des caractéristiques physiques indésirables dans le produit.

**Les bandes** peuvent être provoquées dans un acier laminé à chaud par une ségrégation sévère du carbone et des éléments d'alliage, en particulier le manganèse, pendant la solidification et pendant la décomposition de l'austénite au refroidissement.

**Les inclusions** non métalliques ne sont pas éliminées par homogénéisation, ainsi sont présentes dans le produit final. Les inclusions ductiles, telles que le sulfure de manganèse, se prolongent le long de la direction de laminage et forment des bandes.

D'autre part, des inclusions telles que les aluminates demeurent sans changement pendant le laminage. Cependant, les silicates, qui sont fragiles pendant le laminage à froid, peuvent s'allonger considérablement pendant un laminage à chaud.

Des terres rares sont ajoutées à l'acier liquide avant solidification pour changer la morphologie et la composition des sulfures. Les sulfures formés par ces terres rares sont moins ductiles pendant le laminage à chaud que le sulfure de manganèse et restent globulaires dans le produit final. Elles fournissent des propriétés plus isotropes.

La technologie récente implique l'injection de calcium dans l'acier liquide pour réduire le taux de soufre et pour changer la morphologie et la composition des inclusions.

### **X. EVOLUTION DE LA STRUCTURE**

Dans le domaine de la déformation à chaud, la scission critique permettant l'activation d'un système de glissement ne correspond plus au fonctionnement d'une source de Frank et Read. En effet, la scission permettant de briser les nœuds du réseau de Frank est alors plus faible que celle donnée par la formule ;

$$[ \tau_c = 2 \alpha \mu b / l ]$$

avec :

$\mu$  : module de cisaillement,

$b$  : module du vecteur de Burgers ( $b \approx 3 \times 10^{-10}$  m),

$l$  : longueur du segment initial de dislocation,

$\alpha$  : Constante comprise entre  $\approx 0,7$  (dislocation vis) et  $\approx 1$  (dislocation coin).

L'activation d'un système de glissement se traduit, dans ce cas, par le désancrage des segments de dislocation appartenant à ce système. Le mécanisme de dés ancrage

étant thermiquement activé, une étude détaillée montre que  $\tau_c$  décroît rapidement lorsque la température augmente et croît avec la vitesse de déformation.

Une fois franchie la limite d'élasticité, l'évolution structurale est dominée suivant la valeur de l'énergie de défaut d'empilement  $\gamma$  du matériau, par l'un ou l'autre des deux processus : restauration dynamique et recristallisation dynamique.

### **X.1. Restauration dynamique**

Dans le domaine d'écroutissage, on observe l'augmentation progressive de la densité de dislocation, qui s'organisent en sous-joints délimitant à l'intérieur des grains des sous-grains (fig.15).

Pendant la restauration, des changements structural émergent: (1) une annihilation et un réarrangement des dislocations, (2) une polygonisation (formation de sous-grain et leur croissance) et (3) la formation des germes de recristallisation énergiquement capables de croissance. Ces changements structuraux ne comportent pas la migration des joints de grains à grande désorientation. Par conséquent, pendant cette étape, la texture du métal déformé ne change pas.<sup>[17]</sup>

En résumé, la restauration dynamique apparaît comme un équilibre entre l'écroutissage (création de dislocations) et la restauration (réarrangement et annihilation continue des dislocations) tel que la densité de dislocations reste constante une fois atteint le régime stationnaire.

**Changements des propriétés :** Pendant les premiers stades de la restauration, l'annihilation et le réarrangement des dislocations se produisent seulement à un degré limité, le changement de la microstructure peut ne pas être évident.

### **X.2. Recristallisation dynamique**

Après une restauration, la recristallisation se produit par germination et croissance de nouveaux grains non déformés.(Fig.16)

Pendant l'incubation, des germes stables se forment par coalescence des sous-grains qui forment des joints de grains à grande désorientation. À partir de ce moment, la croissance des nouveaux grains peut procéder rapidement, en raison de la mobilité élevée des joints de grains à grande désorientation.

La vitesse de recristallisation diminue plus tard pendant qu'une restauration concourante de la matrice se produit et plus de nouveaux grains se heurtent l'un sur l'autre. Puisque la recristallisation est accomplie par la migration des joints de grains à grande désorientation, un grand changement de la texture se produit.<sup>[17,13]</sup>

Une déformation suffisante et une haute température sont exigées pour amorcer la recristallisation après restauration.

On retiendra que la recristallisation dynamique apparaît comme un équilibre entre l'écrouissage (création de dislocation) et recristallisation (annihilation collective et discontinue des dislocations) tel que la densité de dislocations reste constante dans le régime stationnaire.

### **X.3. Textures de recristallisation**

Pendant le recuit, la microstructure, en particulier la texture de déformation, est profondément modifiée.

En fin de recristallisation, la texture est le résultat de la compétition entre la germination dans les différentes orientations et la croissance des germes déjà formés. Elle dépend donc de nombreux facteurs :

- Texture de déformation,
- Paramètres du recuit et en particulier la vitesse de chauffage,
- Phénomènes métallurgiques susceptibles d'interférer avec la recristallisation tels que la précipitation d'éléments en solution solide sursaturée ou la remise en solution d'éléments précipités. Il n'y a donc pas de règle générale pour la prévision de ces textures, chaque cas est en fait un cas particulier.

### **X.4. Sites de germination**

En raison de l'hétérogénéité de la microstructure d'un métal déformé plastiquement, les germes de recristallisation se forment sur des sites préférentiels. Par exemples les joints des grains originaux; les joints entre les bandes de déformation dans un cristal ou un grain et les régions des bandes de cisaillement. Une recristallisation peut se produire également par la croissance des grains qui germe sur des larges et dures particules d'inclusion.

En général, les sites de germination préférentiels sont les régions de volume relativement petit où le réseau est fortement déformé.

Dans de telles régions, la dimension de la sous-structure est fine et le gradient d'orientation est élevé. Par conséquent, la taille critique pour qu'un germe stable se forme dans ces régions est relativement petite et ainsi peut être atteinte plus aisément. En plus, le germe doit se développer sur une distance relativement courte pour former un joint de grain à grande désorientation avec la matrice.

On peut conclure que la taille des grains recristallisés, pour une recristallisation complète, diminue avec l'augmentation de la déformation, parce que le nombre de germes (sites de germination) augmente avec l'augmentation de la déformation.

### **X.5. Croissance des germes**

La croissance des grains nouvellement formés aux dépens de la matrice polygonale est accomplie par la migration des joints de grains à grande désorientation. La force



motrice de recristallisation est l'énergie de déformation restante dans la matrice après restauration. Cette énergie existe comme dislocations principalement dans les joints de sous-grain.

Par conséquent, les divers facteurs qui influencent la mobilité des joints de grains à grande désorientation ou la force motrice pour leur migration influenceront la cinétique de la recristallisation. Par exemple, les impuretés, les atomes de soluté ou les particules fines d'une seconde phase empêcheront la migration des joints; donc, leur présence retardera la recristallisation.

En liaison avec la force motrice de la recristallisation, une matrice avec des sous-grains fins contient plus d'énergie qu'une matrice avec des sous-grains grossiers. En conséquence, la recristallisation se produit plus rapidement dans une matrice à sous-grains fins que grossière.

Pendant la recristallisation, une restauration continue peut se produire dans la matrice par croissance des sous-grains, ayant pour résultat une réduction de l'énergie motrice pour la recristallisation et donc une diminution du taux de recristallisation.

#### **X.6. Croissance de grain**

Après une recristallisation complète (c'est-à-dire, quand la matrice polygonale est remplacée par les nouveaux grains) un autre recuit augmente la taille moyenne des grains. Le processus, connu sous le nom de croissance de grain, est accompli par la migration des joints de grain.

Certains grains se développent, mais d'autres se rétrécissent et disparaissent. Puisque le volume de l'échantillon est constant, le nombre de grains diminue par suite de la croissance de grain. La force motrice pour la croissance de grain est l'énergie de joint de grain, qui est sensiblement plus faible que l'énergie motrice pour la recristallisation.<sup>[43]</sup>

---

## CHAPITRE IV

# Contrôle De La Forme Des Inclusions

---

## I. INTRODUCTION

Le terme "acier propre" est généralement employé pour décrire les aciers qui ont des quantités très faibles de soufre, de phosphore, d'azote, d'oxygène et de l'hydrogène. Cela pose des problèmes extrêmes au fabricant d'acier car la définition de "propre" n'est pas absolue. Au lieu de cela elle est basée sur la coulée et l'utilisation du produit.

Néanmoins, le traitement de l'acier liquide avec différents éléments est devenu un moyen important de désoxydation et d'une manière primordiale, la désulfuration à des niveaux très bas. En plus son utilisation maintenant est devenue très courante pour le contrôle de la forme, la taille et la distribution des inclusions d'oxyde et de sulfure.

Donc, il y a une constante dans le monde des aciers propres, c'est le contrôle continu pour réduire au minimum toutes les inclusions.

En plus, la demande des aciers avec une résilience et une ductilité élevées, particulièrement suivant la direction transversale, a incité les sidérurgistes à (a) diminuée la teneur en soufre de leurs produits et/ou (b) modifié la forme des inclusions de sulfure de sorte qu'ils soient moins préjudiciables.

## II. ISSUES TECHNIQUES

La production de l'acier propre n'est pas sans problèmes techniques. Afin d'enlever les inclusions, il est nécessaire de précipiter ces inclusions dans l'acier liquide, mais la thermodynamique limite alors cette capacité de produire un acier propre.

Un exemple de ce problème peut être observé dans la fabrication de l'acier à bas carbone calmé à l'aluminium où la limite est thermodynamiquement définie à 5 ppm d'oxygène dû à l'équilibre de l'aluminium et de l'alumine. Un traitement du laitier au calcium peut diminuer cette limite thermodynamique à 1 ppm d'oxygène en changeant l'activité de l'alumine.

La propreté réalisée est une combinaison des facteurs cinétiques régissant la création et l'élimination des inclusions.

La clé pour améliorer la capacité de réduire la masse et la taille des inclusions dans les aciers est de comprendre deux phénomènes - (1) pourquoi des grandes inclusions se forment-elles ? Et (2) qu'est ce qui empêche les inclusions d'être enlevé des aciers liquides ? Ces deux questions se fondent sur l'observation des phénomènes, une observation qui n'était pas possible jusqu'à récemment.<sup>[46]</sup>

Donc, si on veut obtenir une bonne ductilité, ténacité, etc., il faut diminuer le taux de soufre.

A cause de leurs faibles quantités de carbone, les aciers HSLA peuvent présenter une amélioration considérable des propriétés via le contrôle de la quantité de soufre. Avec

moins de carbures dans la microstructure, les inclusions non-métalliques (comme les sulfures) jouent un rôle important sur la rupture ductile par leur effet sur la coalescence des cupules (micro-vides).

Mais seul de faibles niveaux de soufre ne seront pas toujours suffisants pour obtenir les performances demandées pour les applications les plus rigoureuses. Ainsi, le contrôle de la forme des inclusions est spécifié.<sup>[12]</sup>

Que veut dire le contrôle de la forme des inclusions et comment peut-on le déterminer ?

### **III. EFFET SUR LES INCLUSIONS**

Pour une quantité de soufre conventionnel dans les aciers, des amas dendritiques d'inclusions d'alumine et de sulfure de Manganèse sont présents. Un traitement minimise la présence de ces inclusions de MnS par la formation de composés moins ductile, ces derniers ont tendance à se dégager de l'acier en fusion à cause de la haute température de fusion de ces sulfures par rapport au MnS pure. Les inclusions MnS sont parmi les derniers à se solidifier dans les aciers conventionnels, d'où leurs tendances à s'accumuler dans les espaces dendritiques.

Les amas d'alumine se forme presque immédiatement après l'addition de l'aluminium pour la désoxydation. Ces inclusions à haute température de fusion commencent à grossir, à se mettre en contact entre eux et à former ainsi des ensembles à trois dimensions.

En utilisant le traitement au Calcium ou aux terres rares (Pr), ces derniers se combinent avec les inclusions d'alumine en formant des inclusions complexes, liquides et individuelles à bas point de fusion, qui s'éliminent plus facilement du métal en fusion.

Les inclusions modifiées résistent à la déformation à chaud et ont tendance à être duplex. Les modifications apportées sur la phase sulfure la rendent plus dure par rapport à la matrice à haute température de laminage. Ce mécanisme est la base du contrôle de la forme des inclusions.

Mais plus souvent des différences subtiles peuvent être détectées dans les structures des inclusions de ces aciers, lesquelles sont le résultat direct de l'efficacité du traitement.<sup>[12]</sup>

### **IV. ETUDES DES INCLUSIONS**

L'utilisation d'une analyse quantitative d'image (QIA), surtout avec assistance par ordinateur et l'intervention du SEM ont donné la possibilité d'obtenir beaucoup d'information sur la structure des inclusions.

De nombreuses études ont prouvé que des mesures spécifiques d'inclusions correspondent bien avec les propriétés de ductilité et de ténacité de certains aciers. En particulier, les travaux dirigés par Baker et Charles<sup>[47,48]</sup> ont démontré qu'il y a une parfaite corrélation entre les mesures de la traction et de la ténacité à travers l'épaisseur et la longueur des inclusions projetées par unité de surface et leur rapport dans des aciers C-Mn à haute quantité de soufre (0.10- 0.30).

Plus récemment, des recherches de Spitzig<sup>[49,50]</sup> ont abouti aux mêmes résultats pour des aciers C-Mn à basse quantité de soufre (0.004- 0.013 %).<sup>[12]</sup>

Des travaux menés par des auteurs sur des aciers produits commercialement ont montré que la surface moyenne de l'inclusion à travers la section parallèle au plan de rupture corrèle bien avec la performance en ductilité, ténacité et la fatigue suivant toutes les orientations.

Il a été aussi noté que ces groupes d'inclusions exercent plus qu'un effet sur ces propriétés qu'on peut s'y attendre si les inclusions sont uniformément distribuées dans l'acier. L'espace entre les inclusions groupées est tellement petit que souvent le groupe se comporte comme une large inclusion individuelle. Ces groupes d'inclusions sont répondus en grande partie dans les aciers coulés en lingot ou en coulé continue.<sup>[12]</sup>

## **V. FACTEURS METALLURGIQUES INFLUENÇANT LE HIC**

La susceptibilité au HIC dépend fortement de la teneur en impureté et du traitement thermique. Ces variables influencent la répartition de l'hydrogène dans l'acier et sa nature. Par exemple, la susceptibilité au HIC diminue avec une réduction du niveau de Soufre.

La prédominance de l'effet du soufre est liée à l'augmentation du nombre, de la taille et de l'allongement des inclusions de MnS avec l'augmentation de la quantité de Soufre. Ces inclusions agissent comme des sites primaires pour le HIC.

Dans certains cas, des additions de Cu et des terres rares ou de Ca sont bénéfiques en réduisant la susceptibilité au HIC. Ces additions aident à améliorer la résistance au HIC par le contrôle de la forme des inclusions de sulfure en changeant leurs formes allongées en forme plus sphérique. (Figure 17)

La résistance au HIC peut également être changée par la transformation métallurgique utilisée dans la production de l'acier. La susceptibilité la plus élevée est associée aux structures laminées à chaud. La normalisation, la trempe et le revenu augmentent la résistance au HIC surtout pour une faible quantité de Soufre.

Un traitement thermomécanique contrôlé des pipes combiné avec des faibles niveaux de Soufre et de carbone équivalent augmente la résistance au HIC. Cet effet est le résultat d'une réduction des bandes (ferrite/perlite).<sup>[51]</sup>

## **VI. APPLICATIONS**

Le traitement du contrôle de la forme des inclusions peut être appliqué partout où ces propriétés sont nécessaires. Les basses températures de finition employées pour produire des tailles de grain fines dans les aciers HSLA, par exemple, favoriseront particulièrement l'allongement des inclusions à moins qu'une certaine forme de contrôle de la forme de sulfure soit utilisée.

## **VII. CONCLUSION**

La technologie sidérurgique moderne est caractérisée en appliquant un ordre de réactions métallurgiques dans des convertisseurs séparés afin de tenir compte d'une optimisation de chaque réaction. Par cette philosophie il est possible de produire des produits en acier de haute qualité pour satisfaire les demandes des utilisateurs en ce qui concerne les propriétés et l'homogénéité des produits.

L'utilisation de ces technologies modernes a également comme conséquence un rendement très élevé en ce qui concerne les produits finals et par conséquent une amélioration de l'économie sidérurgique globale.

Il est admis que la technologie sidérurgique moderne est un des principes fondamentaux, qui permet à l'acier de maintenir sa position comme le métal le plus important.

---

CHAPITRE V

Partie Expérimentale

---

## **TECHNIQUES EXPERIMENTALES**

### **INTRODUCTION**

Cette partie fait le point sur les différentes techniques expérimentales utilisées lors du processus de notre travail.

Cependant, l'interprétation exacte des différents résultats obtenus lors de cette étude repose sur les mesures correctes et justes provenant des moyens techniques utilisés et des limites technologiques de chaque équipement.

Ainsi, l'exactitude des résultats obtenus est fonction de la préparation et la précision des méthodes de caractérisation.

De ce fait, nous avons essayé d'optimiser dans la mesure du possible les conditions expérimentales dans lesquelles nous nous sommes placés au cours de cette étude.

### **ELABORATION DE L'ACIER**

- **Description du four à induction**

Le four utilisé pour l'élaboration de l'acier est un four à induction de marque LEYBOLD type IS 01, se trouvant au laboratoire de métallurgie au centre de développement des matériaux (CDM/COMINA/DRARIA).

Ce four est destiné à des travaux de refusions sous vide, mais aussi on l'utilise également pour des procédés sous atmosphère protectrice ou à l'air, sans modification de l'installation.

Le four se compose des éléments suivants :

1. Enceinte du four avec inducteur.
2. Station de pompage pour le vide.
3. Châssis avec armoire de commande et distributeur d'eau de refroidissement.
4. Accessoires.

L'enceinte du four est en acier inoxydable amagnétique, à doubles parois pour le refroidissement à l'eau. Le couvercle est équipé d'un système d'ouverture/fermeture pneumatique qui peut pivoter latéralement afin de rendre l'intérieur facilement accessible.

L'enceinte comporte également, à l'intérieure, un inducteur en tube de cuivre tréfilé et revêtu d'une couche protectrice. A l'intérieur de ce dernier est disposé un creuset en oxyde de céramique. L'inducteur, refroidi à l'eau est relié dans l'enceinte par une gaine électrique coaxiale orientable a un générateur de moyenne fréquence pour



l'alimentation en courant électrique. En outre, il est fixé de manière à ce que l'axe de rotation se trouve lors de la coulée dans le bec verseur. Un levier permet de basculer l'inducteur avec le creuset, ce système garantit que le bec de coulée ne se déplace pas, il permet ainsi la coulée dans des moules à petite ouverture.

Pour adapter le four à des conditions d'utilisation particulière, il dispose d'une gamme d'accessoires standards montés soit directement sur l'enceinte ou alors sur un barillet pourvu d'un sas vide et fixé au couvercle de l'enceinte. Le barillet est équipé de brides pour trois accessoires qui peuvent à tour de rôle passer par-dessus le creuset ou y être introduits, ainsi on peut monter :

- Un dispositif de chargement pour granulats ou d'éléments d'ajouts dans le bain de fusion lors de l'élaboration.
- Un dispositif de prélèvement pour échantillons de fusion venant de l'enceinte.

En fonction de l'application du débit gazeux, de la vitesse de mise en température et de la pression finale nécessaire pour le procédé, le four est équipé d'une station de pompage, qui permet de générer des vides.

#### **Caractéristiques techniques du four :**

##### Dimension et raccordements

- Surface de base du four. Env. 1400 x 2200 mm
- Hauteur. Env. 1900 mm
- Masse Env. 750 Kg
- Puissance absorbée 8 KVA

##### Enceinte du four

- Diamètre intérieur Env. 400 mm
- Hauteur intérieure Env. 400 mm

##### Inducteurs

- Diamètre intérieur Env. 120 mm
- Hauteur Env. 140 mm
- Volume utile du creuset Env. 1 litre

#### **Procédure de calcul de la quantité de la charge**

Avant chaque élaboration, il est primordial de calculer d'une manière précise la quantité des éléments constituant la charge métallique et les éléments ajoutés à celle-ci afin d'atteindre une composition estimative finale. L'élaboration vise deux nuances d'aciers HSLA à bas carbone au Molybdène et Praséodyme dont la composition est présentée sur le tableau 1.

Eléments	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Mo	Ti	Nb	V	Pr	Fe
Nuance A	0.10	1.2	0.21	0.005	0.008	0.025	0.05	0.13	0.026	0.40	0.018	0.0005	0.07	0.03	bal
Nuance B	0.10	1.2	0.21	0.005	0.008	0.025	0.05	0.13	0.026	0.60	0.018	0.0005	0.07	0.03	bal

**Tableau 1 : composition chimique des deux nuances visées (Wt%)**

L'acier de base constituant la charge dont, la composition est présentée sur le tableau 2, est prélevé d'un pipe et fourni par le laboratoire de soudage de ENGTP/REGHAIA. C'est un acier à haute limite d'élasticité de type X60 (norme API).

Eléments	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	Mo	Ti	Nb	V	Fe
Poids %	0.13	1.2	0.21	0.005	0.008	0.025	0.05	0.13	0.026	0.25	0.018	0.0005	0.07	bal

**Tableau 2 : pourcentage en Wt %**

### Bilan matière

Pour la préparation de la composition préalablement définie au départ moyennant les additions en éléments en molybdène et praséodyme, nous avons procédé à établir un bilan massique à l'aide d'un logiciel PATP.

Le bilan matière des matériaux utilisés pour les deux nuances est représenté ci-dessous : (tableaux 3 et 4)

Eléments	Atomes %	Poids %	Masse en g
C	0.6012	0.13	0.39
Mn	1.2132	1.2	3.6
Si	0.4153	0.21	0.63
S	0.0087	0.005	0.0151
P	0.0143	0.008	0.0239
Cr	0.0267	0.025	0.0750
Ni	0.0473	0.05	0.1500
Cu	0.1136	0.13	0.3899
Al	0.0535	0.026	0.7800
Mo	0.2316	0.40	0.4583
Ti	0.0209	0.018	0.0541
Nb	0.0003	0.0005	0.0015
V	0.0763	0.07	0.2099
Pr	0.0118	0.03	0.0898
Fe	97.1653	97.6975	293.0527
<b>Masse totale de l'échantillon : 300 g</b>			

**Tableau 3 : Bilan matière de la nuance A à 0.40 % Mo et 0.03 % Pr**

Eléments	Atomes %	Poids %	Masse en g
C	0.6012	0.13	0.39
Mn	1.2142	1.2	3.6
Si	0.4156	0.21	0.6299
S	0.0087	0.005	0.0151
P	0.0144	0.008	0.0241
Cr	0.0267	0.025	0.0749
Ni	0.0473	0.05	0.1499
Cu	0.1137	0.13	0.3899
Al	0.0536	0.026	0.780
Mo	0.3476	0.60	1.058
Ti	0.2009	0.018	0.0540
Nb	0.0003	0.0005	0.0015
V	0.764	0.07	0.2100
Pr	0.0118	0.03	0.0897
Fe	97.0471	97.4975	292.4931
<b>Masse totale de l'échantillon : 300 g</b>			

**Tableau 4 : Bilan matière de la nuance B à 0.60 % Mo et 0.03 % Pr**

### L'Elaboration

Après le bilan matière, on a pesé les différentes quantités d'éléments à l'aide d'une balance de précision.

L'élaboration se déroule de la façon suivante :

- Nettoyage du creuset pour éviter toute sorte de contamination
- Déposition des matériaux dans le creuset
- Préparation du moule en le posant sur la table dans une position correspondant le mieux possible à la coulée
- On ferme le couvercle du four, on met en marche le refroidisseur, l'alimentation en courant et le système de pompage
- On augmente la température graduellement pour entraîner un chauffage progressif de l'échantillon jusqu'à fusion totale
- Le bain est maintenu à l'état liquide pour une durée adéquate
- Coulée de l'alliage obtenu dans un moule en graphite sous forme cylindrique après interruption du courant

### Analyses chimiques

Les analyses chimiques ont été faites au laboratoire de métallurgie/ BCL/ BENI-MERED sur un spectromètre de fluorescence des rayons X.

Les compositions chimiques obtenues des deux nuances d'aciers HSLA élaborées sont représentées ci-dessous. (Wt %)

### NUANCE A

C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Al	Ti	V	Nb	Mo	Pr
0.11	1.19	0.21	0.008	0.005	0.04	0.06	0.17	0.034	0.015	0.07	0.0005	0.38	0.03
0.12	1.22	0.22	0.011		0.05		0.18	0.045	0.019			0.43	

### NUANCE B.

C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Cu	Al	Ti	V	Nb	Mo	Pr
0.11	1.21	0.23	0.009	0.005	0.05	0.06	0.19	0.043	0.02	0.08	0.0005	0.60	0.03
0.12	1.24		0.01	0.008	0.09		0.22	0.047				0.61	

## TRAITEMENTS THERMOMECHANIQUES ET THERMIQUES

Les traitements thermomécaniques et thermiques sont le moyen nécessaire qui nous donnent les différentes performances des nuances élaborées.

Les traitements d'homogénéisations et d'austénitisation juste avant forgeage ont été réalisés au centre de FORGE/BCL/BENI-MERED à une température de 1200 °C dans un four rotatif (1500 °C).

Le forgeage a été effectué dans le même centre par un marteau pilon auto compresseur type NB.

### **Caractéristiques :**

- Capacité nominale            500 kg
- Energie par coup            1250 kgm
- Coup par minute            115
- Course                        800 mm
- Moteur                         37 kW

Les traitements de trempes et de revenus ont été effectués dans un four au centre de recherche & développement (CRD) /SONATRACH/ BOUMERDES.

Les différents cycles thermomécaniques effectués sont représentés sur la figure 18.

## **ETUDES MICROSTRUCTURALES**

Les investigations sur les structures des métaux sont généralement effectuées sur des sections qui sont coupées d'un échantillon en bloc.

Fréquemment, seulement une surface de section simple est préparée, et les dispositifs structuraux exposés sur cette surface peuvent être étudiés en utilisant de diverses techniques.

Trois opérations sont généralement employées pour déterminer les structures des métaux: (1) la préparation d'une surface de l'échantillon, (2) le développement des dispositifs sur la surface qui sont liés à la structure et peuvent être détectés par la technique de l'examen utilisée et (3) l'examen lui-même. L'efficacité de l'examen est souvent déterminée par l'efficacité de l'opération à effectuer, qui est souvent la préparation de la surface de l'échantillon.

La procédure de préparation doit produire une surface qui représente exactement la structure comme elle a existé dans le métal avant le dé-coupage.

Les observations microstructurales de tous les échantillons traités depuis l'état brut de coulée jusqu'à la fin des cycles choisis, ont été effectuées au laboratoire de CORROSION/CRD/BOUMERDES, sur un microscope métallographique.

## **PREPARATION DES ECHANTILLONS**

Le **polissage** emploie les particules abrasives qui ne sont pas fermement fixées mais sont suspendues dans un liquide parmi les fibres d'un tissu. L'objectif est de produire une surface lumineuse comme un miroir, généralement désignée sous le nom d'une surface polie.

Les procédures métallographiques typiques de préparation utilisent des étapes d'usinage ou de meulage d'ordre de finesse croissante, puis des processus d'abrasion d'ordre croissant de finesse, suivis d'un polissage pour augmenter la finesse jusqu'à ce que la finition extérieure désirée ait été réalisée. L'augmentation de la finesse se rapporte à l'utilisation des catégories plus fines d'abrasif pour produire des stries de plus en plus fines.

Les sections à préparer ne sont habituellement pas plus grandes de 5 cm<sup>2</sup> bien que de plus grandes sections puissent être préparées au besoin. L'échantillon est souvent enrobé dans un cylindre en plastique pour faciliter sa manipulation. Plusieurs résines sont disponibles pour cela, chacune avec ces avantages et ces inconvénients. Une résine phénolique simple est souvent employée quand la condition unique est de faciliter la manipulation.

Des étapes de polissage très accentuées utilisant des abrasives de plus en plus fins sont habituellement nécessaires. La patte diamantée, l'alumine (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) et l'oxyde de magnésium (MgO) sont les abrasifs les plus généralement utilisés pour le polissage.

Les échantillons ont subi un polissage mécanique effectué sur des papiers abrasifs de différentes granulométries (100, 180, 240, 400, 600, 800, 1000, 1200) et puis une finition sur des feutres en utilisant une poudre de diamant de 6  $\mu\text{m}$  en suspension aérosol, de 1  $\mu\text{m}$  avec une huile lubrifiante spéciale et une pâte d'alumine de 0.05  $\mu\text{m}$ , respectivement.

### **L'attaque au réactif**

Le réactif est employé en métallographie principalement pour observer la microstructure d'un échantillon sous le microscope optique. Un échantillon approprié à l'attaque doit avoir une surface bien plane et polie.

### **Nomenclature de l'attaque**

L'attaque métallographique peut être classée sur la base des dispositifs distinctifs. L'attaque optique, électrochimique et physique peut être différenciée par les phénomènes cinétiques qui se produisent sur la surface de l'échantillon. On emploie souvent des termes qui se rapportent au composant principal du réactif, par exemple, acide nitrique, etc.

Les aciers peuvent être attaqués chimiquement ou électrochimiquement. La microstructure peut être indiquée par des phénomènes de dissolution ou de précipitation; elle peut montrer des joints de grain distinct et/ou des grains colorés, des microstructures et/ou des macrostructures.

Les différentes microstructures sont mises en évidence par une attaque chimique, dont le réactif est le nital 5 % composé de 5  $\text{cm}^3$  d'acide nitrique  $\text{HNO}_3$  et 95  $\text{cm}^3$  d'alcool éthylique  $\text{CH}_3\text{CH}_2\text{OH}$ , avec un temps d'attaque qui varie entre 15 à 20 secondes.

### **Microscopie optique**

Le microscope optique reste l'outil le plus important pour l'étude de la microstructure, en dépit de l'évolution des instruments électronique sophistiqués pour la métallographie.

La microscopie électronique à balayage (MEB) et la microscopie électronique de transmission (TEM) sont les outils de valeur inestimable; cependant, elles devraient être employées en même temps que la microscopie optique, plutôt que comme produit de remplacement.

Tous les examens des microstructures devraient commencer par l'utilisation du microscope optique, en commençant par le plus faible grossissement, tel que 100X, suivi progressivement par de plus élevés pour évaluer les caractéristiques de base de la microstructure. On peut observer la plupart des microstructures avec le microscope optique et les identifier sur la base de leurs caractéristiques.

L'identification des constituants incertains ou inconnus peut être facilitée par l'observation de leur dureté relativement à la matrice, par leur couleur naturelle, par leur réponse à la lumière polarisée, et par leur réponse au réactif sélectif.

L'échantillon doit être bien préparé pour assurer une observation exacte et une interprétation correcte de la microstructure. Cependant, dans la plupart des cas l'attaque doit être effectuée pour observer la microstructure. Un réactif tout usage est normalement employé d'abord pour montrer la structure de grain et les phases en présence.

### **Photo microscopie**

Avant le développement des attachements photographiques, des microstructures ont dû être esquissées. Bien que le besoin d'une telle documentation ait depuis longtemps, l'esquisse reste utile comme méthode d'enseignement.

La photo microscopie est importante en métallographie, parce que le photomicrographe peut reproduire le détail observé pour d'autres. Avec l'équipement actuellement disponible, des micrographes de haute qualité sont facilement produits. Cependant, faire cela exige ainsi une attention particulière à la préparation de l'échantillon, l'attaque et à l'utilisation du microscope.

L'obtention de bons micrographes exige un contraste et une résolution d'image adéquate. La source lumineuse doit être correctement alignée et le système devrait être exempt de vibration.

Une gamme de films noir et blanc et en couleur est disponible. Les films noir et blanc sont les plus employés parce qu'ils montrent une meilleure commande de contraste, plus faciles à traiter et généralement plus rapides à employer.

### **ESSAI DE DURETE**

Les essais de dureté VICKERS HV10 ont été faits par un duromètre de marque INSTRON WOLPERT au laboratoire de soudage de ENGTP/REGHAIA. Chaque résultat est la moyenne de six essais.

---

## CHAPITRE VI

# Résultats Et Interprétations

---



## **INTRODUCTION**

L'obligation actuelle, pour certaines applications technologiques, d'acquisition d'un niveau de limite d'élasticité élevé avec une résilience suffisante, également d'une haute trempabilité et des gains économiques sur des produits finis, laminés ou forgés, est l'objectif principal de la tendance actuelle vers l'utilisation d'éléments dispersoïdes.

Pour les aciers, ces composés sont des carbures, nitrures ou des carbonitrures. Parmi les principaux éléments utilisés, le Ti, Mo, V, Nb, Al et Zr.

Les principaux phénomènes métallurgiques fondamentaux à considérer pour les aciers à dispersoïdes sont la mise en solution et la précipitation de ces éléments.

L'essor du design de ces alliages est cheminé vers des structures où coexistent plusieurs constituants de transformation conférant à ces derniers une acquisition et de la résistance et de la ténacité.

Cependant, une microstructure à plusieurs phases avec des constituants de même taille se produit dans beaucoup d'alliages technologiquement importants. Parmi ces constituants, on trouve la ferrite, la perlite, la martensite, la bainite et l'austénite. Lorsque ces constituants coexistent dans un système, le comportement mécanique résultant est entièrement différent de celui de chaque constituant indépendamment.

Les facteurs qui affectent le comportement mécanique des structures à différentes phases sont :

- La morphologie (taille, forme, distribution) de chaque constituant.
- La fraction volumique du deuxième constituant.
- Propriété de chaque constituant.

Ainsi, les effets métallurgiques du refroidissement accéléré dépendent nettement de la composition chimique des aciers utilisés et particulièrement de leurs trempabilités. Avec une composition chimique relativement pauvre, même après un refroidissement rapide, des microstructures de ferrite/perlite, semblables à celles produites par refroidissement à l'air, sont obtenues.

Dans le cas des compositions chimiques plus riches qui garantissent une trempabilité plus élevée, le refroidissement rapide produit des microstructures contenant des pourcentages différents de phase aciculaire.

Des agrégats tout à fait complexe sont ainsi obtenus, ceux-ci se composent généralement de trois ou quatre phases distinctes (ferrite aciculaire, bainite, perlite et des îlots de martensite et d'austénite résiduelle et même de la ferrite polygonale). Leurs fractions volumiques dépendent fortement de la composition chimique et des conditions de forgeage et de refroidissement.

En général, il semble plus correct du point de vue métallurgique d'adopter des températures les plus bas possibles permettant une meilleure exploitation des avantages du refroidissement accéléré après traitement thermomécanique.

Ces avantages consistent essentiellement en la possibilité d'obtenir une microstructure adéquate avec des aciers ayant une composition chimique relativement faible. Ainsi, il semble plus logique de s'assurer que l'effet maximum de trempabilité est garanti.

L'investigation d'effort de modélisation se focalise actuellement sur la conception d'un modèle métallurgique intégré, tenant compte des phénomènes métallurgiques dans lesquelles les éléments micro-alliés sont impliqués :

- Interaction entre précipités.
- Recristallisation statique et dynamique ou croissance du grain.
- Cinétique de la précipitation dans l'austénite ou dans les produits de transformation.

L'utilisation de moyens d'essai et d'analyse a rendu possible, à la limite du matériel utilisé, d'éclaircir l'évolution de la microstructure et des propriétés mécaniques, l'influence de l'élément que nous avons préconisé et qui est le Molybdène ainsi que la caractérisation des différents mécanismes métallurgiques susceptibles d'être utilisés, notamment :

- Le durcissement par précipitation
- L'augmentation de la résistance au grossissement du grain
- Le contrôle de la recristallisation de l'austénite écrouie.

Les exigences spécifiques technico-économiques au procédé de fabrication a conduit à sélectionner les traitements thermomécaniques contrôlés pour être le synonyme idéal des aciers à haute limite d'élasticité, dont l'objectif est d'avoir un cycle technologiquement assimilable à celui du forgeage à chaud, plus un traitement direct destiné à conférer aux pièces leurs propriétés d'usage.

## **ELABORATION**

L'élaboration a visé deux nuances d'aciers micro-alliés (HLE) à partir d'un acier de type X-60 modifié au molybdène et praséodyme (terre rare). L'une à 0.40% et la deuxième à 0.60% de Molybdène, les deux comportent la même quantité de Praséodyme (0.03%). Le Molybdène a été utilisé sous forme de bâtonnets tandis que le Praséodyme sous forme de poudre.

Le processus d'élaboration des lingots, étape de notre travail, a été mené en quatre phases :



1. Bilan matière (détermination des poids de Molybdène et Praséodyme nécessaire pour obtenir le pourcentage visé)
2. Pesée des éléments par une balance de précision
3. Fusion dans un four à induction
4. Coulée dans des moules ayant une empreinte sous forme cylindrique.

Au terme de cette première procédure, on a obtenu les lingots en question (fig. 19)

Pour mettre en évidence la qualité des différents lingots élaborés, on a opté pour un test radiographique qui, d'ailleurs a révélé des retassures secondaires non néfastes vu leurs auto-éliminations au cours du forgeage.

Une analyse microscopique illustre une structure de Widmanstätten pour les deux nuances (fig. 22, 23, 24, 25). Cette structure est souvent obtenue dans les aciers HSLA à l'état brut de coulée.

Quand la ferrite pro-eutectoïde présente une morphologie sous forme d'aiguilles ou des grains en forme de plaquettes, cette structure est référée souvent à une ferrite de Widmanstätten.

R.L.BODNAR et S.S.HASSEN<sup>[19,20]</sup>, ont montré, qu'en général, la fraction volumique de la ferrite de Widmanstätten augmente avec l'augmentation de la taille du grain d'austénite et la vitesse de refroidissement, mais la première a un effet plus significatif. La formation de cette structure est donc favorisée par une taille de grain grossière d'austénite, cette dernière rend difficile la croissance de la ferrite allotriomorphe à travers les grains d'austénite pendant la transformation.

Bien que la ferrite de Widmanstätten germe habituellement aux joints des grains allotriomorphe de la ferrite, elle peut se former également sur des sites intra-granulaire, tels que les inclusions non métalliques. Les structures qui germent sur les joints de grains allotriomorphe se nomment les bandes de Widmanstätten, tandis que la ferrite de Widmanstätten qui germe sur les sites intra-granulaire est désignée sous le nom de la ferrite aciculaire.

Dans les microstructures de l'acier, la ferrite de Widmanstätten se présente souvent comme un agrégat avec des carbures/perlites et il est difficile de mesurer ces micro-constituants séparément. Donc, pour simplifier les analyses, la ferrite de Widmanstätten en aiguille/les agrégats de perlite sont traités toujours comme un seul constituant désigné sous le nom de la «structure de Widmanstätten».

D'après la figure 20 qui représente la dureté en fonction du pourcentage du molybdène après coulée, on remarque que la dureté augmente avec le pourcentage du molybdène, cela est dû, éventuellement, aux carbures de molybdène qui ont pu être formés lors de la solidification, en plus de la finesse de la structure de Widmanstätten distincte entre les deux nuances fig. (22, 23), une finesse qui peut être contrôlée par les TiC précipitant au cours de la solidification.

Par le biais du traitement thermomécanique, certaines propriétés d'usage de pièces sont optimisées au meilleur rapport qualité/coût, contrairement aux procédés classiques. Cela ne nous a pas empêchés de faire une étude, d'un point de vue comparatif, des autres processus.

- On a sélectionné trois cycles de procédés (Figure 18)
  - **Cycle I** : traitement classique
  - **Cycle II** : traitement thermomécanique (forgeage)
  - **Cycle III** : traitement de revenu sur pièces forgées

### CYCLE I

Consiste-en :

- Un traitement d'homogénéisation à une température de 1200 °C/20'.
- Un forgeage à 1100 °C, refroidissement à l'air
- Une trempe à 850 °C/30'

Les différentes étapes du cycle ont été suivies par l'étude de la dureté et de la métallographie.

Homogénéisation, étape nécessaire pour éliminer la ségrégation résultante après coulée (structure de Widmanstätten) et pour avoir une composition chimique plus uniforme par diffusion d'atome de soluté des zones les plus riches vers les plus pauvres.

On a choisi une température de 1200 °C pour mettre en solution des quantités d'éléments dispersoïdes suffisamment grandes, pour avoir un effet durcissant maximal lors de la précipitation ultérieure. Ce dernier atteint des niveaux élevés de limite d'élasticité et de résistance à la traction due au Mo, Nb, Ti et au V.<sup>[14,18]</sup> Mais l'augmentation de cette température va déclencher un grossissement du grain austénitique qui va à l'encontre des caractéristiques mécaniques, car il provoquera une ferrite grossière peu performante mécaniquement.

Cela signifie que la diminution du durcissement par précipitation due à la réduction de la mise en solution des carbonitrides est plus grande que n'importe quel gain en résistance par affinement du grain ferritique, obtenu par empêchement de la croissance du grain austénitique à une basse température de chauffage.

Un temps de maintien de 20 min a été optimisé afin que le cœur soit à la même température que la surface.

La mise en solution des éléments dispersoïdes dans l'austénite a été suivie par les essais de dureté (fig.21), qui montrent un durcissement pas vraiment accentué pour une teneur de Molybdène de 0.4%, de même, l'étude micrographique révèle une

structure ferrito-perlitique à grain plus affiné pour la nuance A que la nuance B (fig.26, 27). Chose qu'on attribue au Molybdène, qui, suivant sa teneur, empêche plus ou moins la formation des Nb(C, N) à haute température qui ont un effet significatif sur le grossissement du grain.

Les échantillons subissant un traitement d'homogénéisation sont ensuite forgés à une température plus faible (1100 °C) que celle acquise pour la mise en solution.

L'étude microscopique révèle des structures ferrito-perlitique (fig.30, 31). La nuance A présente un grain ferritique fin, alors que la nuance B révèle une structure à grain ferritique mixte entre polygonal et aciculaire.

La position du pic du durcissement a été observée pour la teneur la plus élevée du Molybdène (nuance B) (fig. 28). Vu le faible écart de dureté, on suppose que l'apport durcissant de la ferrite aciculaire ainsi que la précipitation, éventuelle, de carbures dans la matrice ferritique, a comblé l'effet adoucisseur causé par la grosseur du grain ferritique.

Après forgeage, une trempe a été effectuée à une température de 850 °C/30 min, suivie d'un refroidissement rapide et, a pour effet d'augmenter considérablement les caractéristiques mécaniques.

L'observation métallographique (fig.32, 33) révèle une structure ferrite-martensite, une martensite qui a substitué la structure austénitique. Les microstructures des deux nuances diffèrent en terme de grosseur du grain ferritique. Cependant la nuance A comporte un grain ferritique plus affiné lui conférant un plus haut niveau de dureté (fig. 29).

## **CYCLE II**

Consiste-en :

- Une austénitisation des différents échantillons à 1200°C/20 min
- Un forgeage à différentes températures : 800°C; 900°C; 1000°C; 1100°C
- Un refroidissement à l'eau et à l'air

Etant contraint par la faible épaisseur des échantillons, un maintien prolongé de ces derniers à haute température (1200 °C) a provoqué une dégradation de l'échantillon pendant le forgeage, due, probablement, à une oxydation profonde. Tenant compte de cette contrainte, la durée de ce maintien a été optimisée à 20 min.

Les échantillons austénisés à 1200 °C/20' subissent un forgeage à différentes températures (800, 900, 1000, 1100), suivies de deux modes de refroidissement (eau, air).

Le taux de réduction est de 66%.

- Epaisseur initiale : 15 mm
- Epaisseur finale : 5 mm
- Taux de réduction : 66%

Suivant la variation des paramètres du traitement thermomécanique (températures de forgeage, modes de refroidissement), les deux nuances présentent différentes microstructures.

Nous essayons, au long de cette partie, d'éclaircir et d'interpréter les différents phénomènes métallurgiques susceptibles de provoquer ces microstructures, en se basant sur des paramètres mécaniques et structuraux (dureté, métallographie).

Les observations au microscope optique ont révélé:

### **Nuance A**

- **Forgeage à 800 °C :**
  - **Refroidissement à l'eau :** structure ferritique fine + faible quantité de bainite
  - **Refroidissement à l'air :** structure ferrite + perlite
- **Forgeage à 900 °C :**
  - **Refroidissement à l'eau :** structure martensitique + bainite
  - **Refroidissement à l'air :** structure ferrite + perlite
- **Forgeage à 1000 °C :**
  - **Refroidissement à l'eau :** structure martensite + faible quantité de ferrite
  - **Refroidissement à l'air :** structure ferrite + faible quantité de perlite
- **Forgeage à 1100 °C :**
  - **Refroidissement à l'eau :** structure ferrite grossière + ferrite aciculaire + perlite
  - **Refroidissement à l'air :** structure ferrite + faible quantité de ferrite aciculaire et de perlite

### **Nuance B**

- **Forgeage à 800 °C :**
  - **Refroidissement à l'eau :** structure ferrite + bainite
  - **Refroidissement à l'air :** structure ferrite + perlite

- **Forgeage à 900 °C :**
  - **Refroidissement à l'eau:** structure ferrite aciculaire + faible quantité de perlite
  - **Refroidissement à l'air :** structure ferrite + perlite
  
- **Forgeage à 1000 °C :**
  - **Refroidissement à l'eau:** structure ferrite + bainite
  - **Refroidissement à l'air :** structure ferrite + perlite et une faible quantité de ferrite aciculaire
  
- **Forgeage à 1100 °C :**
  - **Refroidissement à l'eau:** structure martensite + ferrite
  - **Refroidissement à l'air :** structure ferrite + perlite

Les différentes structures métallographiques de la nuance A sont illustrées sur les figures (35, 36, 37, 38, 39, 40, 41, 42) suivant la température de forgeage et le mode de refroidissement.

Pour un forgeage à la température de 800 °C, la nuance A présente une structure ferritique fine plus une faible quantité de bainite et ferrito-perlitique, pour un refroidissement respectif à l'eau et à l'air.

On estime que de telles structures apparaissent après un processus de transformation régit par un contrôle de la taille du grain austénitique par les précipités et un écrouissage du grain austénitique dans un domaine de non-recristallisation.

Ainsi, pour un refroidissement accéléré (à l'eau), la ferrite hérite sa structure fine, durcie par une précipitation de carbonitrides de (Ti, Nb, V) qui a été retardé dans l'austénite par le Molybdène et une grande densité de dislocation.

Contrairement au refroidissement à l'eau, celui à l'air est plus lent, favorisant l'apparition de la perlite par diffusion, donnant une structure moins durcie.

Pour un forgeage à une température de 900°C, sous l'effet additionnel d'une bonne trempabilité attribuée au Molybdène, une basse température de transformation due au Manganèse et un refroidissement énergétique (à l'eau) favorisant la formation des produits de basse température, l'acier HSLA présente une structure martensitique fine consolidée par une précipitation. Cela donne le maximum de dureté, en plus les particules dispersées dans la matrice gênent le mouvement des dislocations (interactions dislocations-précipités). Donc les contraintes à appliquer pour provoquer leurs mouvements sont plus importantes, ce qui se traduit par une augmentation des caractéristiques mécaniques.

D'après<sup>[38]</sup>, une déformation effectuée à cette température accélère la cinétique de précipitation induite par déformation. Cela est dû à la grande accumulation des contraintes dans l'austénite écrouie.

Pour une température de transformation élevée, la précipitation apparaît incohérente, cela est plus accentué si la vitesse de refroidissement est faible. Cependant, un refroidissement accéléré utilisé dans de telles conditions change la précipitation de l'incohérence à la cohérence et par conséquent la dureté de l'acier augmente. Ce dernier changement est plus rapide et complet pour un refroidissement rapide et une plus basse température de transformation.

De ce fait, le rôle important des éléments dispersoïdes est d'introduire un durcissement par précipitation après transformation. Ce problème semble plus complexe que dans l'austénite devant le fait que, dans la matrice finale nous devons faire une distinction entre les précipités incohérents et cohérents.

En plus, une déformation à basse température augmente les caractéristiques mécaniques par l'effet de l'écroutissage sur la précipitation.

Pour un refroidissement à l'air, la formation d'une structure ferrito-perlitique est favorisée.

Pour une déformation à 1000°C, après un refroidissement à l'eau, la structure obtenue (martensite plus ferrite) est le résultat d'une recristallisation, de la vitesse de refroidissement et de la possibilité de germination.

KOZASU et FAKUDA.<sup>[44]</sup> ont constaté, même après une déformation accentuée, qu'il est impossible d'obtenir une distribution uniforme des dislocations. Il existe des régions de faible possibilité de germination lors du refroidissement, la ferrite se forme d'abord sur les sites de germination les plus faciles tel que les joints de grains antérieurs d'austénite et/ou, où la déformation est plus accentuée. Tandis que la seconde phase germe sur les sites où la germination est moins facile.

Cependant, la taille de la seconde phase devient plus petite avec la diminution de la température de déformation, due au plus grand nombre de sites de germination. Donc, on conclue qu'à 1000°C, il y a eu moins de sites de germination de la ferrite ce qui donne une plus grande proportion de martensite. Cette dernière est accentuée par une grande trempabilité qui est assurée, ici, par le Molybdène.

A 1100 °C à l'eau, la structure consiste en une ferrite grossière plus perlite plus une ferrite aciculaire due à la coalescence des grains austénitiques.

A l'air, une structure ferrito-perlitique plus une faible quantité de ferrite aciculaire qui représente le pic de dureté, due à sa finesse.

Des courbes de dureté (fig. 34), on constate que le maximum de durcissement pour le refroidissement à l'eau correspond à la température de 900°C. Mais pour le refroidissement à l'air, le pic est à 1100°C.

Les différentes structures métallographiques de la nuance B sont illustrées sur les figures (44, 45, 46, 47, 48, 49, 50, 51), suivant la température de forgeage et le mode de refroidissement.



Pour les déformations à 800 °C et 1000 °C suivies d'un refroidissement à l'eau, les structures consistent en ferrite plus bainite avec plus de finesse pour le premier mode.

Cette dernière est le résultat direct de la basse température de déformation, qui engendre une structure fine. En plus, la bainite est le résultat de la vitesse de refroidissement et de la trempabilité de l'acier.

On peut dire que cette structure est une dual phase, l'une obtenue à 800 °C donc dans le domaine ( $\gamma + \alpha$ ), l'autre à 1000 °C dans le domaine austénitique.

Mais, d'après<sup>[45]</sup>, une bonne trempabilité, avec l'ajout du Molybdène, on peut obtenir une structure dual phase, même après une déformation dans le domaine austénitique. Ce résultat est confirmé pour une déformation à 1100 °C, où on a obtenu une structure dual phase (ferrite + martensite). Cela est le résultat d'un gradient thermique élevé.

A 900 °C, après forgeage et refroidissement à l'eau, l'acier a présenté une structure aciculaire très fine. C'est la conséquence directe de la déformation à basse température, qui engendre une structure allongée non recristallisée.

Les Ti(N,C), les Nb(C, N) et le Molybdène ont joué leurs rôles d'inhibiteur à la recristallisation en plus de la germination intra-granulaire de la ferrite aciculaire sur les V(C, N).

Pour le refroidissement à l'air de la nuance B, pour toutes les températures de forgeage, le produit reste assez longtemps aux températures où la diffusion du carbone est encore possible, permettant ainsi la formation d'une structure ferrito-perlitique. La différence de dureté peut être attribuée à la différente proportion de la perlite et la taille du grain ferritique.

La température de forgeage a un rôle primordial sur la taille du grain à travers le phénomène de recristallisation. A 800 °C et 1000 °C, la ferrite semble être mixte entre aciculaire et polygonale, contribuant ainsi à la consolidation de l'acier.

D'après les courbes de dureté illustrées sur la (fig. 43) on remarque que l'optimum de dureté pour le refroidissement à l'eau est à la température de 1100 °C et à 1000 °C pour l'air.

Enfin, après les différents modes de forgeage et de refroidissement, on n'a à aucun cas obtenus une structure en bande souvent rencontrée dans les aciers HSLA après déformation à chaud.

On pense que l'élément ajouté des terres rares, le Praséodyme, a joué son rôle en changeant la forme et la composition des inclusions MnS en inclusions sphériques de composition  $Re_2O_2S$ <sup>[52]</sup>.

**CYCLE III**

Consiste-en :

- Une trempe à 850 °C/15min des différents échantillons obtenus du 2<sup>ème</sup> cycle après différents modes de forgeage.
- Un revenu à différente température (500, 600, 700 °C) pendant 30 min.

On sait que les conditions de refroidissement des aciers à dispersoïdes sont souvent telles que la précipitation de ces éléments n'est que partielle. Un revenu provoque donc souvent un durcissement lié à l'apparition d'une précipitation complémentaire.

Pour évaluer ce durcissement, les échantillons trempés ont subi un revenu à différentes températures (500, 600, 700 °C) pendant 30 min. La mise en solution des éléments dispersoïdes est suivie par la mesure des duretés après revenu.

En première approximation, l'amplitude du durcissement ne dépend que sur le taux de sursaturation en éléments dispersoïdes à l'état trempé. Cette quantité dépend quant à elle de l'état d'avancement de la mise en solution en phase austénitique, pourvu qu'il n'y ait pas de précipitation lors du refroidissement.

Les figures (52, 55, 58, 61) représentent l'influence de la température de revenu (500, 600, 700 °C) sur la dureté après forgeage à différentes températures (800, 900, 1000, 1100), refroidissement à (air, eau) plus une trempe à 850 °C/15' de la nuance A.

En considérant que les microstructures dépendent des paramètres de traitement, tous les échantillons refroidis à l'eau après forgeage présentent une structure ferrito-perlitique pour les trois températures de revenu (fig. 53, 56, 59).

La principale amélioration en caractéristique apportée par le durcissement secondaire est la conséquence directe du taux de sursaturation de la matrice par les éléments dispersoïdes dissous lors de l'austénitisation.

Comme les courbes de duretés présentent des allures décroissantes, excluant tout durcissement. On suppose que les carbonitrides de (Nb, V, Ti) sont présent sous forme de précipités d'équilibre hors solution. Cependant, peu d'éléments dispersoïdes restent en solution pour contribuer à un tel durcissement.

Pour un refroidissement à l'air après forgeage et pour une température de revenu de 500 °C, la microstructure se compose principalement de bainite ou de martensite. Si la température de revenu augmente (600 °C), il y a augmentation de la proportion de la ferrite. A la température de 700 °C, la microstructure est constituée de ferrite plus perlite (fig. 54, 57, 60, 62).

Pour la nuance B, les différentes courbes sont représentées sur les figures (63, 66, 69, 72). Il y a des conditions précises où un pic de dureté se met en évidence. On

peut dire que le mode de forgeage et le milieu de trempe ont une influence sur la précipitation au cours du revenu.

Dans le cas où les différents éléments resteraient en solution, cela provoquera une consolidation ultérieure. Mais s'ils précipitent avant (i.e. pendant le traitement thermomécanique), on ne remarque pas un durcissement évident. Donc, on peut dire qu'une quantité suffisante doit être en solution pour espérer un durcissement secondaire.

Les différentes micrographies sont sur les (fig. 64, 65, 67, 68, 70, 71, 73, 74) constituées d'une microstructure ferrite-bainite ou ferrite-martensite.

En conclusion, on peut dire que dans le cas où les éléments dispersoïdes resteraient en solution avant revenu, le durcissement par précipitation final dépend de la température de revenu.

A une basse température (500 °C), les éléments sont toujours en solution, par conséquent la dureté finale est faible. A une température de 600 °C, une précipitation cohérente est formée pendant le revenu et le durcissement par précipitation est maximum. A une température élevée (700 °C), la précipitation incohérente apparaît et la dureté finale diminue encore.



# Conclusion Générale



## *Conclusion générale*

Cette étude a mené à la déduction de différents résultats, suivant les différentes étapes de notre travail. Un travail qui consistait, en premier lieu, à élaborer deux nuances d'aciers HSLA à différentes teneurs de Molybdène (0.40, 0.60 %). Ces derniers ont suivi trois cycles de traitement.

Les principales conclusions qui peuvent être tirées de cette étude sont :

- Lors de l'élaboration des deux nuances, on a remarqué que le Molybdène est facilement ajouté au métal liquide et que les pertes au feu sont minimales grâce à sa faible oxydation.
- Un test radiographique a révélé la présence de retassures secondaires, non néfastes, vu leurs éliminations lors du forgeage.
- La dureté de l'acier après coulée augmente avec le pourcentage du Molybdène qui se présente sous forme de carbures.
- Une analyse microscopique illustre une structure de Widmanstätten pour les deux nuances à l'état brut de coulée, avec une finesse plus remarquable pour la nuance B.

### CYCLE I

- Pour avoir un état de départ bien défini, on a opté pour un traitement d'homogénéisation à une température de 1200 °C.
- Après homogénéisation, l'essai de dureté montre un durcissement plus accentué pour une teneur de Molybdène de 0.40% (Nuance A).
- L'étude micrographique révèle une structure ferrito-perlitique à grain plus affiné pour la nuance A.
- Après forgeage, refroidissement à l'air, le pic de dureté est obtenu pour le pourcentage le plus élevé de Molybdène.
- La structure obtenue est ferrito-perlitique, consolidée par une présence de ferrite aciculaire pour la nuance B.
- Après trempe à 800 °C/30', les constituants structuraux observés sont une martensite avec un peu de ferrite.
- Le pic de dureté est observé pour la nuance A (0.40 %Mo), mais la différence n'est pas grande (16 points).

## **CYCLE II**

Les échantillons homogénéisés à 1200 °C/20', subissent un forgeage à différentes températures, suivie par deux modes de refroidissement. Le taux de réduction est de 66 %.

Les essais de dureté ainsi que les observations au microscope optique ont montré :

### **Pour la Nuance A :**

Forgeage à 800 °C :

Refroidissement à l'eau : structure ferritique fine + faible quantité de bainite

Refroidissement à l'air : structure ferrite + perlite

Forgeage à 900 °C :

Refroidissement à l'eau : structure martensitique

Refroidissement à l'air : structure ferrite + perlite

Forgeage à 1000 °C :

Refroidissement à l'eau : structure martensite + faible quantité de ferrite

Refroidissement à l'air : structure ferrite + faible quantité de perlite

Forgeage à 1100 °C :

Refroidissement à l'eau : structure ferrite grossière + ferrite aciculaire + perlite

Refroidissement à l'air : structure ferrite + faible quantité de ferrite aciculaire et de perlite

- Le pic de dureté est observé pour un forgeage à 900 °C, refroidissement à l'eau. Un durcissement attribué à la structure martensitique.
- Le manganèse diminue la température de transformation ainsi qu'un refroidissement rapide éliminant toute possibilité de diffusion.
- La taille du grain ferritique dépend de la température de forgeage.
- Pour un refroidissement à l'air, le pic est observé à une température de forgeage de 1100 °C, due à la finesse de la ferrite et l'apparition de la ferrite aciculaire.

### **Pour la nuance B :**

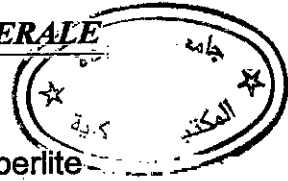
Forgeage à 800 °C :

Refroidissement à l'eau : structure ferrite + bainite

Refroidissement à l'air : structure ferrite + perlite

- Grâce au Molybdène, l'acier acquit une structure dual phase même après un refroidissement à haute température (dans le domaine austénitique)
- Pour assurer une trempabilité adéquate, les éléments d'alliage doivent être en solution dans l'austénite. Ainsi, ils retardent la diffusion et contrôlent la transformation de l'austénite.
- L'obtention d'une structure ferrite-bainite ou ferrite-martensite plus dure que les structures ferrite-perlite permet d'augmenter les limites d'élasticités minimales. Pour ne pas détériorer la résilience, une ferrite fine et une diminution de la teneur en carbone sont nécessaires.
- Les effets du Molybdène sont le résultat de son action sur la ferrite en solution solide et sur la composition, la formation et la distribution des carbures et ralentit la formation de la perlite.
- Une addition de Molybdène modifie la vitesse de croissance de la ferrite, de telle sorte que cette dernière ne marque plus les joints des grains d'austénite, mais précipite en un constituant de structure aciculaire, intra-granulaire.
- On considère que les opérations consécutives de transformations aboutissant au produit fini doivent le doter non seulement de la forme prévue, mais aussi de la structure la plus favorable aux propriétés d'emploi.
- Avec des paramètres de traitement bien définis, on peut obtenir différentes microstructures : ferrite, ferrite-perlite, martensite, ferrite-martensite, bainite, ferrite-bainite, ferrite-bainite- ferrite aciculaire, ferrite-martensite-ferrite aciculaire, ferrite aciculaire.
- Ces deux nuances présentent différentes microstructures. Dépendant du domaine d'application et connaissant le rapport microstructure-propriétés, on peut prédire d'après la microstructure les performances attendues.
- On comparant le 1<sup>er</sup> et le 2<sup>ème</sup> cycle, on peut utiliser industriellement le deuxième cycle et on obtient les mêmes caractéristiques que le premier, donc économiquement c'est plus performant.

Lors de notre recherche, en a été contrait, faute de moyen performant, de se restreindre à une étude micrographique au microscope optique, à l'absence d'un matériel plus adéquat (MET, MEB, STEM), pour refléter mieux la forme des inclusions, la contribution du Mo, ainsi que les autres éléments dispersoïdes, en suivant leurs formes et leurs précipitations, qui aura dû, sans doute, enrichir de mieux notre étude.



Forgeage à 900 °C :

Refroidissement à l'eau : structure ferrite aciculaire + faible quantité de perlite

Refroidissement à l'air : structure ferrite + perlite

Forgeage à 1000 °C :

Refroidissement à l'eau : structure ferrite + bainite

Refroidissement à l'air : structure ferrite + perlite et une faible quantité de ferrite aciculaire

Forgeage à 1100 °C :

Refroidissement à l'eau : structure ferrite + martensite

Refroidissement à l'air : structure ferrite + perlite

- Le pic de dureté est observé pour un forgeage à 1100 °C, refroidissement à l'eau. On a une structure dual phase (ferrite-martensite).
- Pour le refroidissement à l'air, le pic est à 1000 °C, attribué à l'apport consolidant de la ferrite aciculaire.
- La présence du Praséodyme élimine la possibilité d'apparition d'une structure en bande, en changeant la forme et la composition des sulfures de manganèse (MnS) en inclusions sphériques  $Pr_2O_2S$ .

### CYCLE III

Après trempe à 850 °C/30', les différents échantillons obtenus du deuxième cycle subissent un traitement de revenu à différentes températures :

- Il y a eu un durcissement secondaire pour des paramètres bien spécifiques.
- Le pic de dureté apparaît à 600 °C, cela corrobore les résultats obtenus par différentes publications.
- On attribue ce durcissement à une fine précipitation des éléments dispersoïdes, bien répartis dans la matrice.
- Ces éléments étant piégés en solution après forgeage.

En plus de ces conclusions pour les trois cycles, on retient les conclusions suivantes

- Additionné d'un refroidissement rapide (favorisant l'apparition des constituants de base) et d'éléments dispersoïdes donnant la possibilité de coexistence de différents constituants, l'acier acquit une structure très riche.
- Afin de profiter au maximum des avantages de l'effet du Molybdène, il est nécessaire d'optimiser les étapes du cycle thermomécanique



## BIBLIOGRAPHIE

- [1] D.J NAYLOR "Review of international activity on microalloyed engineering steels", Ironmaking and Steel Making 1989, vol 16, N° 4
- [2] MARK GRUMBACH "Aciers d'usage général", techniques de l'ingénieur, 1991
- [3] PIERO BUFALINI and all "Accelerated cooling after control rolling of line-pipe plates influence of process conditions on microstructure and mechanical properties", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [4] PHILIPPE CHARLIER "Aciers à Dispersoïdes", techniques de l'ingénieur, 1991
- [5] G. MURRY "Aciers micro-alliés, aciers à dispersoïdes pour pièces forgées" revue de traitement thermique, 1990
- [6] L.J. CUDDY "Grain Refinement of Nb Steels by Control of Recrystallization during Hot Rolling", Metallurgical Transactions A, vol 15A, January 1984
- [7] S. LIU "Weldability of Steels", Metals Handbook
- [8] F.B. PICKERING "The Spectrum of Microalloyed, High Strength Low Alloy Steels", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, October 1983
- [9] TADAOKI TAIRA and all "Development of Super Tough Acicular Ferrite Steel for Line-pipe – Optimization of Carbon and Niobium Content in Low-Carbon Steel, Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [10] T.R. Thomson, R.M Hobbs "Dual Phase Steels Production and Formability", Mémoires Scientifiques. Revue de métallurgie, avril 1980
- [11] J. Malcolm Gray and all "Property Improvements in Bars and Forgings Through Microalloying and Inclusion Engineering", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [12] Alexander D. Wilson "Characterizing Inclusion Shape Control in Low Sulfur C-Mn-Cb Steels", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, October 1983
- [13] Yang-Zeng Zheng and all "Achieving Grain Refinement Through Recrystallization Controlled Rolling and Controlled Cooling in V-Ti-N Microalloyed Steels", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983

- [14] Heinz Lüthy and all "Effects of Thickness on the Thermomechanical Reponse of a Forged Low Carbon Microalloyed Steel", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [15] E.C. Bain, H.W. Paxton "les éléments d'additions dans les aciers"
- [16] "Métaux, alliages et produits d'additions" 2<sup>ème</sup> édition, 1980
- [17] "High-Strength Structural and High-Strength Low-Alloy Steels", Metals Handbook
- [18] A.P. Coldren and all "Microstructures and Properties of Controlled Rolled and Accelerated Cooling Molybdenum-Containing Line Pipe Steels", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, October 1983
- [19] R.L. Bodnar and S.S. Hansen "Effects of Widmanstätten Ferrite on the Mechanical Properties of a 0.2 Pct C- 0.7 Pct Mn Steel", Metallurgical and Materials Transactions A, vol 25A, April 1994 - 763
- [20] R.L. Bodnar and S.S. Hansen "Effects of Austenite Grain Size and Cooling Rate on Widmanstätten Ferrite Formation in Low-Alloy Steels", Metallurgical and Materials Transactions A, vol 25A, April 1994 - 665
- [21] Andre Roos, Bernard Milet "Précis de Métallurgie Appliquée", 3<sup>ème</sup> Edition. 1982
- [22] P. Lanc, N. Dragon and B.R. Irimeson "Research Works on Niobium, Molybdenum and Vanadium Steels for Large Size Structural Pipelines", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, October 1983
- [23] Marc Grumbach "Aciers D'usage Général (propriétés des alliages)", techniques de l'ingénieur, 1991
- [24] "Carbon and Low-Alloy Steel Plate", Metals Handbook
- [25] G.I.S.L. Cardoso, B. Mintz and S. Yue "Hot Ductility of Aluminium and Titanium Containing Steels During Hot Direct Rolling", Ironmaking and Steelmaking, 1995, vol 22, N°4
- [26] J.G. Williams "Titanium Microalloyed Hot Rolled Strip Steels-Production, Properties and Applications", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, October 1983
- [27] P. Fontaine et P.R. Krahe "Influence du Manganèse et des éléments Dispersoïdes sur les Propriétés des Aciers à Bas Carbone Normalisés", Mémoires Scientifiques, Revue de Métallurgie N° 5, 1974
- [28] R.I.L. Guthrie and J.J. Jonas "Steel Processing Technology", Metals Handbook

- [29] Rudolf Hammer and Rolf W. Simon "Metallurgical Requirements in the Production of HSLA Steels", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [30] "La Fabrication Sidérurgique"
- [31] "Modern Steelmaking Technology"
- [32] "Iron and Steel"
- [33] R. Blondeau and all "HSLA Steel with High Weldability and Improved Characterizations Obtained through Vacuum Heated Ladle Refining Technique", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [34] I.D. Sommerville and A. McLean "Compositional Control Before and During Continius Casting of High-Strength, Low-Alloy Steels", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, October 1983
- [35] "Elaboration des Aciers"
- [36] Tony Nilson "Formable Hot-Rolled Steel with Increased Strength", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, october 1983
- [37] G.E. Hicho and all "Effect of Thermal Processing Variations on the Mechanical Properties and Microstructure of a Precipitation Hardening HSLA Steel", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, October 1983
- [38] J.C. Herman, B. Donnay and V. Leroy "Precipitation Kinetics of Microalloying Additions during Hot-Rolling of HSLA Steels", ISIJ International, vol. 32 (1992)
- [39] Claude Bounnicon "Traitements Thermiques Associés au Forgeage des Aciers de Construction", Techniques de l'ingénieur
- [40] Peter H. Wriqth "High-Strength Low-Alloy Steel Forgings", Metals Handbook
- [41] Frank Montheillet "Métallurgie en Mise en Forme", Techniques de l'ingénieur
- [42] Paul Parnière "Textures et Anisotropie des métaux et alliages déformés plastiquement", Techniques de l'ingénieur
- [43] Metals Handbook, vol. 9
- [44] Nack Joon Kim, Gareth Thomas "Evolution of Multiphse Structures and their Influence on Mechanical Properties of Low Carbon Steels", Proceeding of International Conférence on Technology and Application of HSLA Steels, October 1983

- [45] "Molybdenum", SMC's Ferroalloys and Alloying Additives Online Handbook
- [46] "Inclusion Control in Steel Making"
- [47] Baker, T.J. and Charles, J.A. "Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steels, ISI, 1971
- [48] Backer, T.J., Gove, K.B., and Charles, J.A., Met. Tech., 3, April 1976
- [49] Spitzig, W.A., Metallurgical Transactions A, 14A, fevrier 1983
- [50] Spitzig, W.A., Metallurgical Transactions A, 14A, mars 1983
- [51] Dr. Russell D. Kane "Effects of H<sub>2</sub>S on the Behavior Engineering Alloys", A Review of Literature and Experience - V
- [52] Stewart K. Mehlman and al "AOD Refining for HSLA Steels", Proceeding of International Conference on Technology and Application of HSLA Steels, October 1983



ANNEXES

Courbes et Images



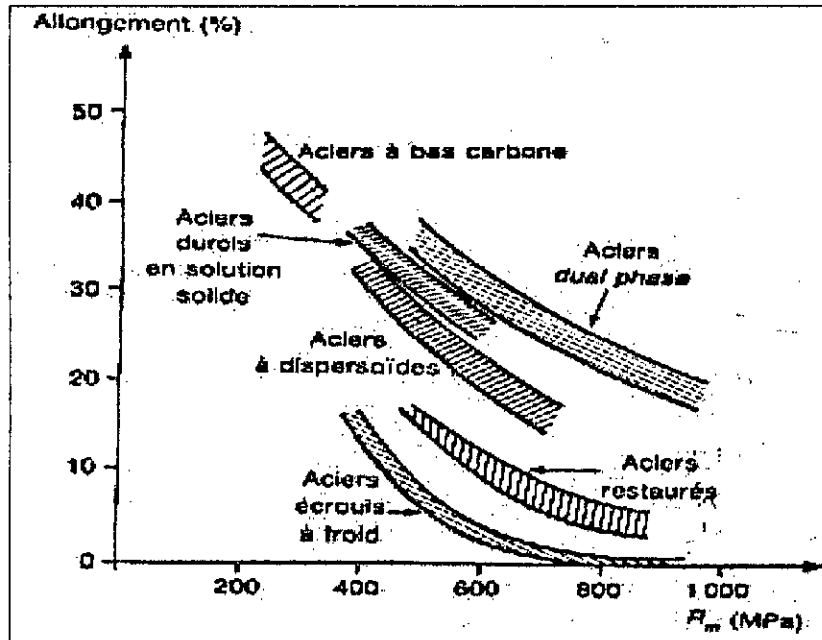


Fig. 1 : Compromis résistance-ductilité des différentes familles d'aciers HLE.<sup>[2]</sup>

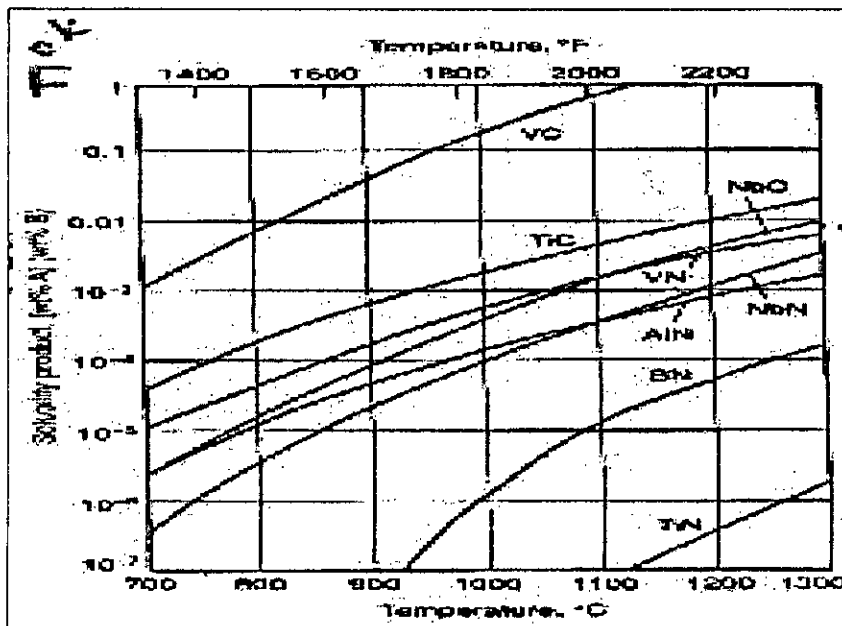


Fig.2 : Variation des produits de solubilité en fonction de la température des différents carbonitrides dans l'austénite.<sup>[17]</sup>

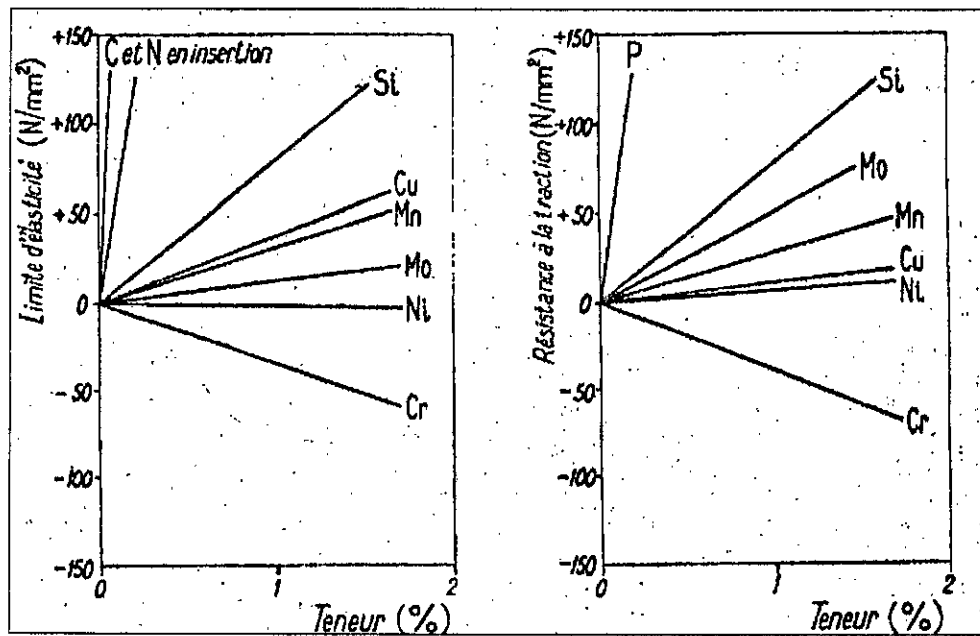


Fig.3 : Influence des éléments en solution solide sur les propriétés de la ferrite.<sup>[23]</sup>

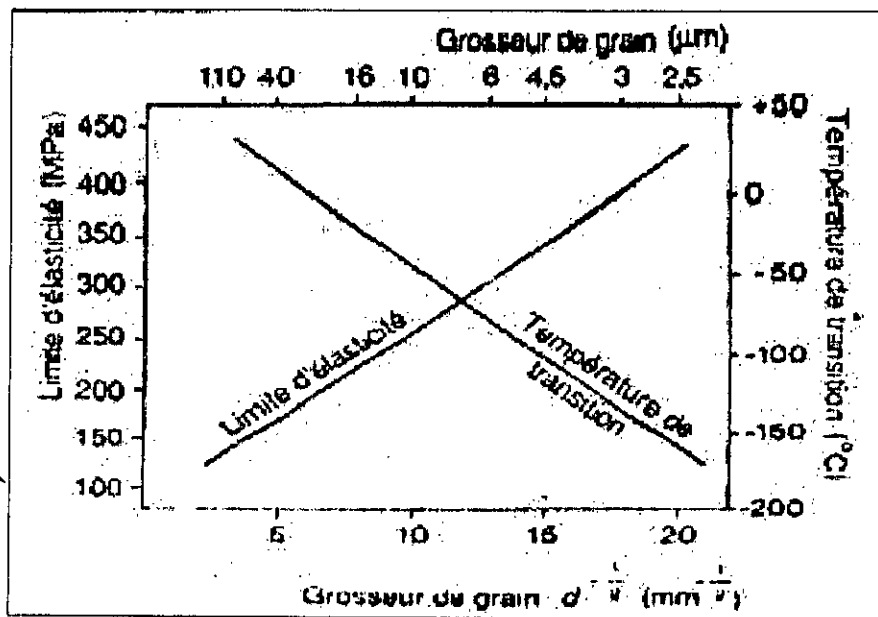


Fig. 4 : Effet de la taille des grains sur la limite d'élasticité et la température de transition.<sup>[4]</sup>

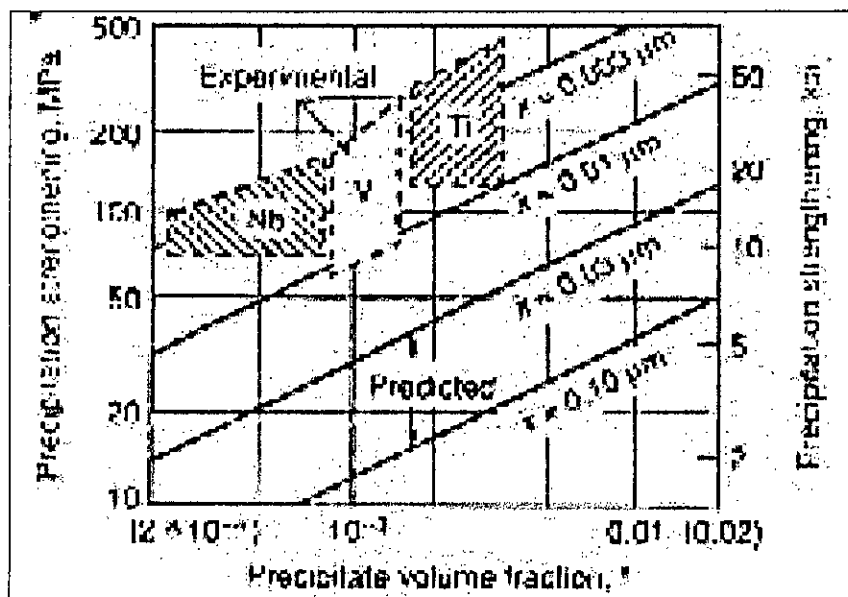
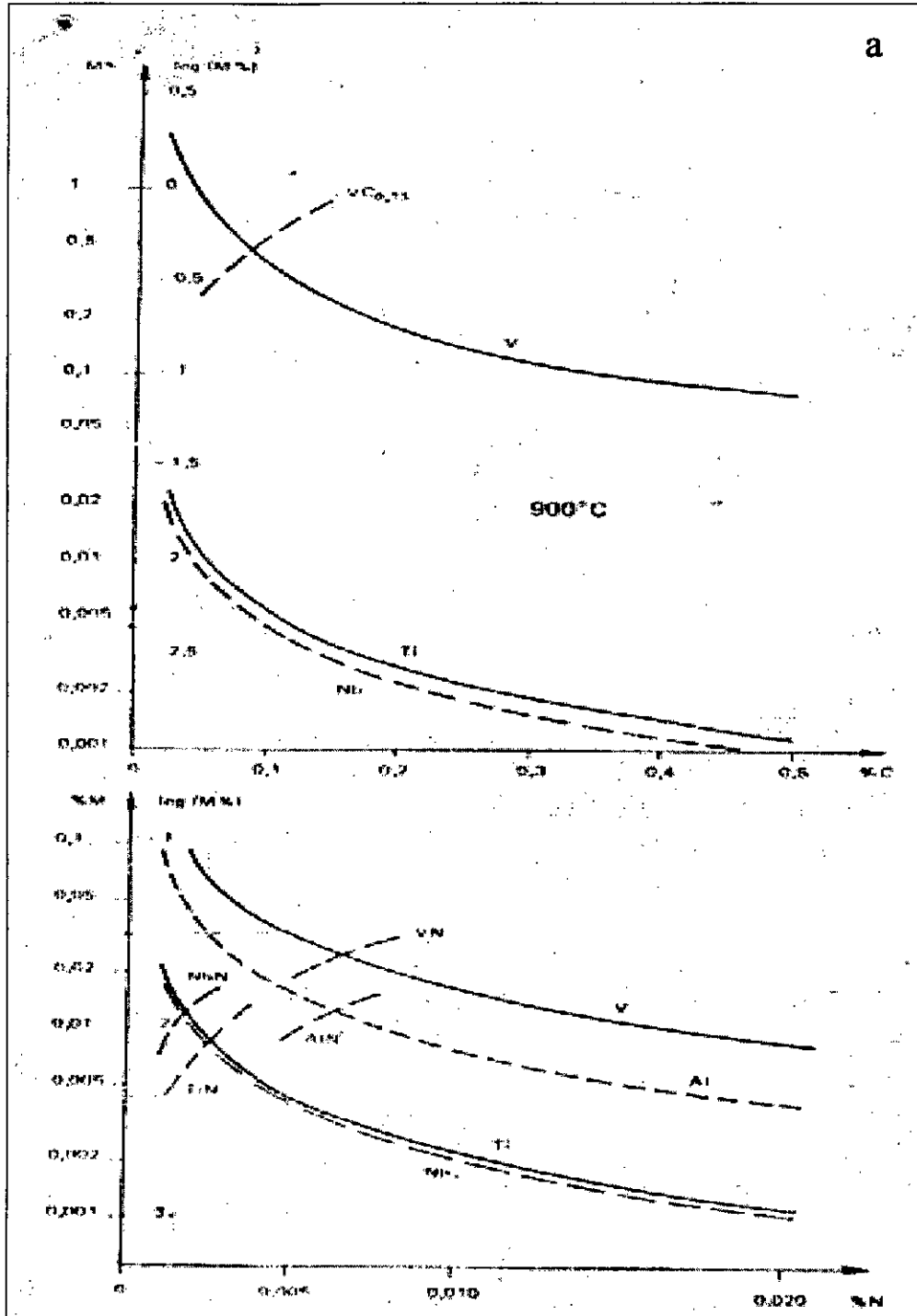


Fig.5 : Relation entre le durcissement par précipitation, la taille des précipités et leurs fractions volumiques.<sup>[17]</sup>





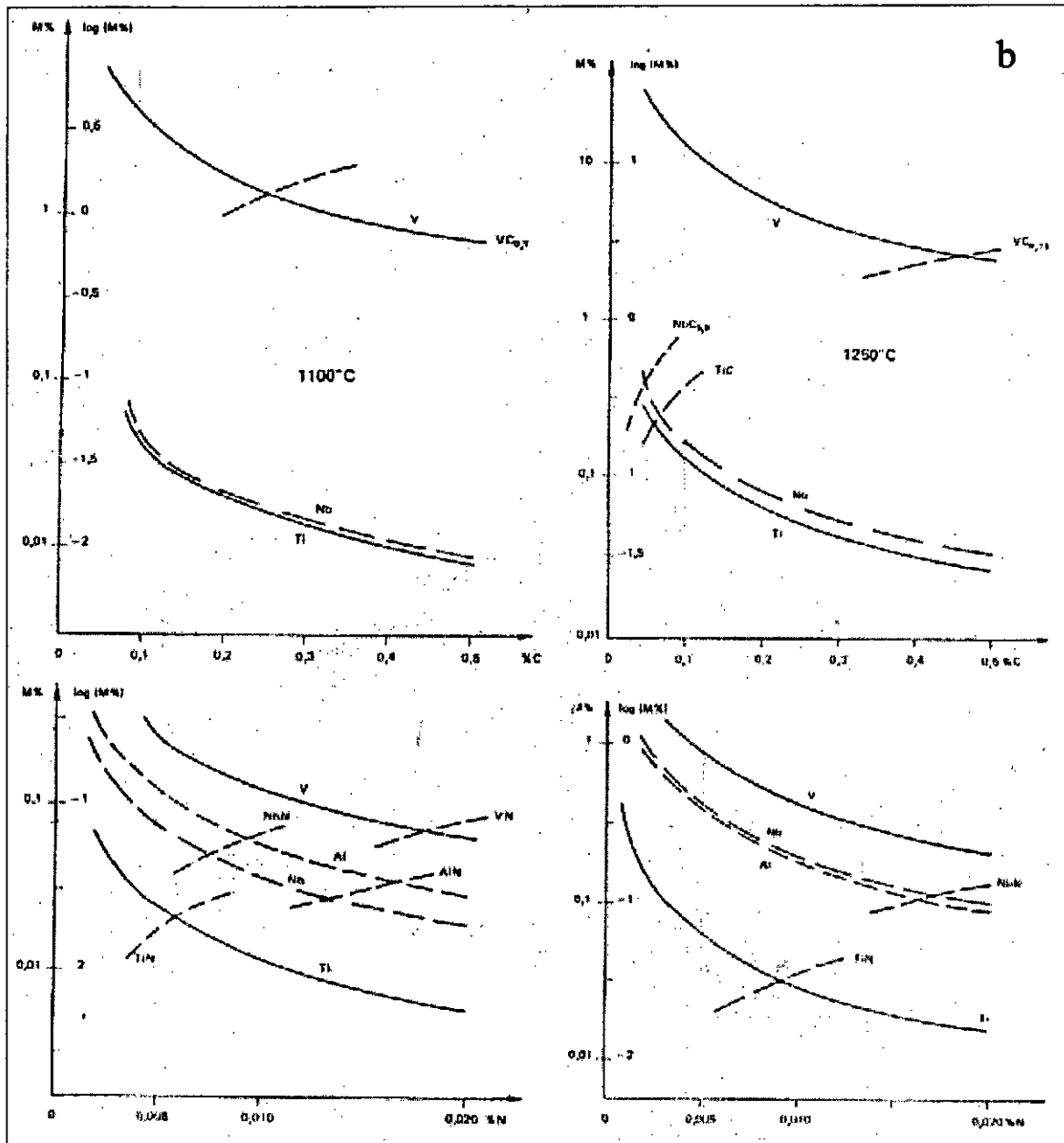


Fig.6 : Solubilité du V, Nb, Ti en présence de C et N à différentes températures.<sup>[5]</sup>

- a) 900 °C
- b) 1100 °C et 1250 °C

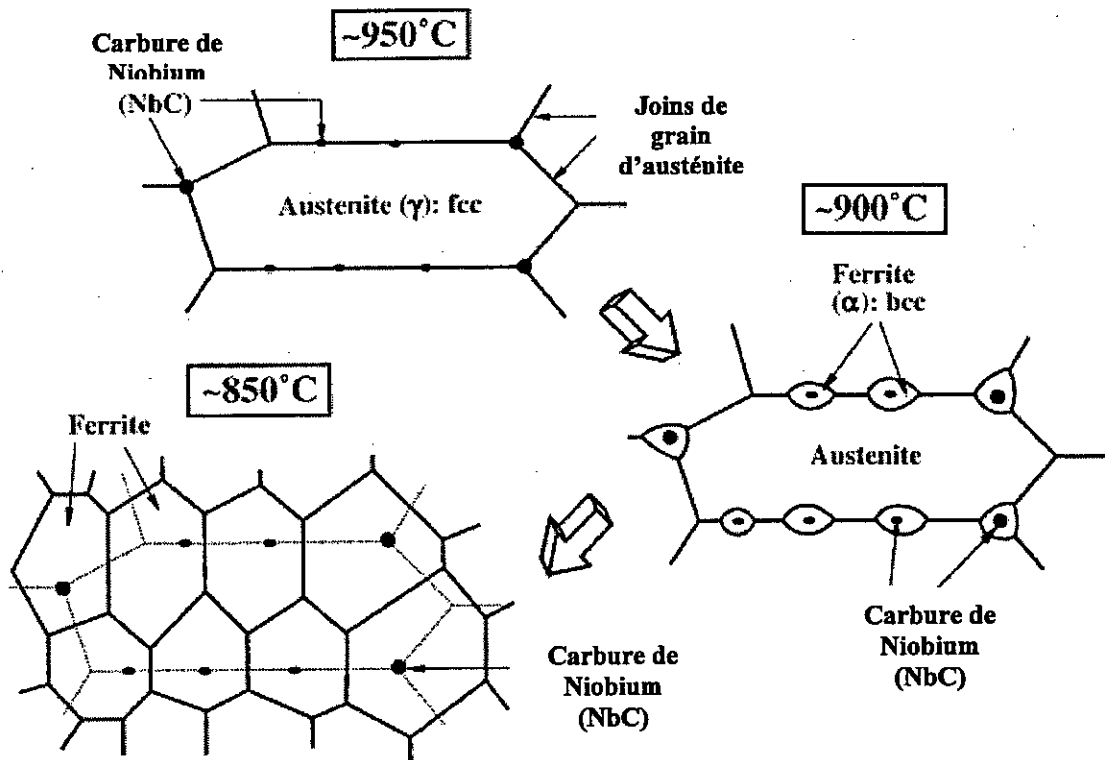
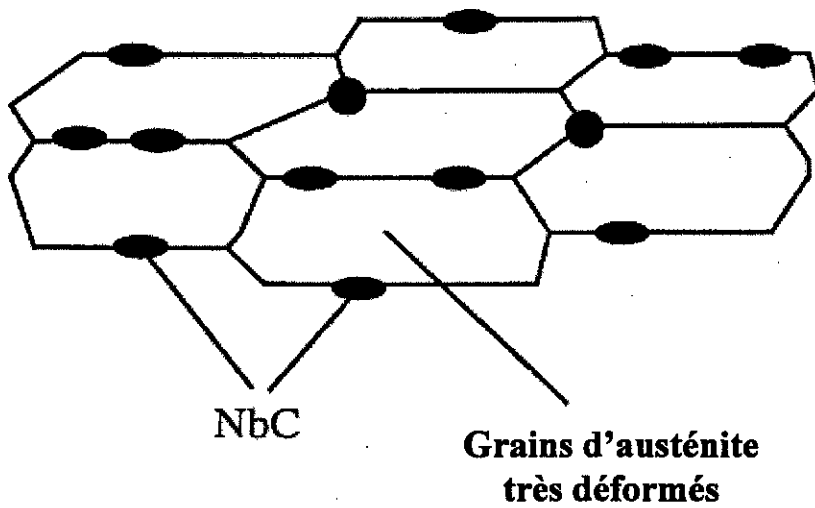


Fig.7 : Transformation  $\gamma \rightarrow \alpha$  dans les aciers HSLA

**Les joints de grain d'austénite sont bloqués  
et la recristallisation retardée**



**Fig.8 : Précipitation de Nb(C,N) à basse  
température de laminage**

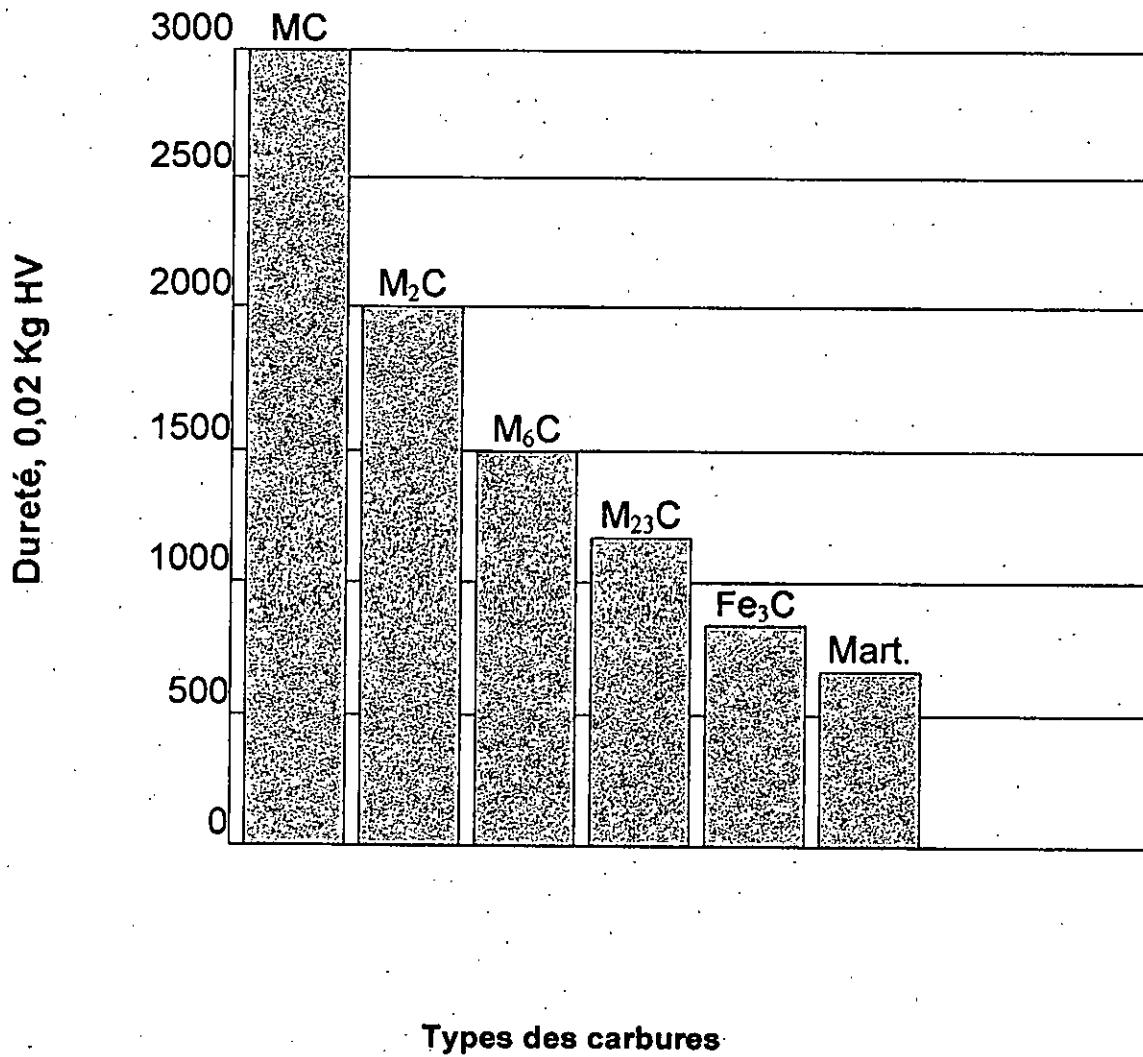


Fig.9 : Dureté de la martensite comparé à différents carbures.<sup>[17]</sup>

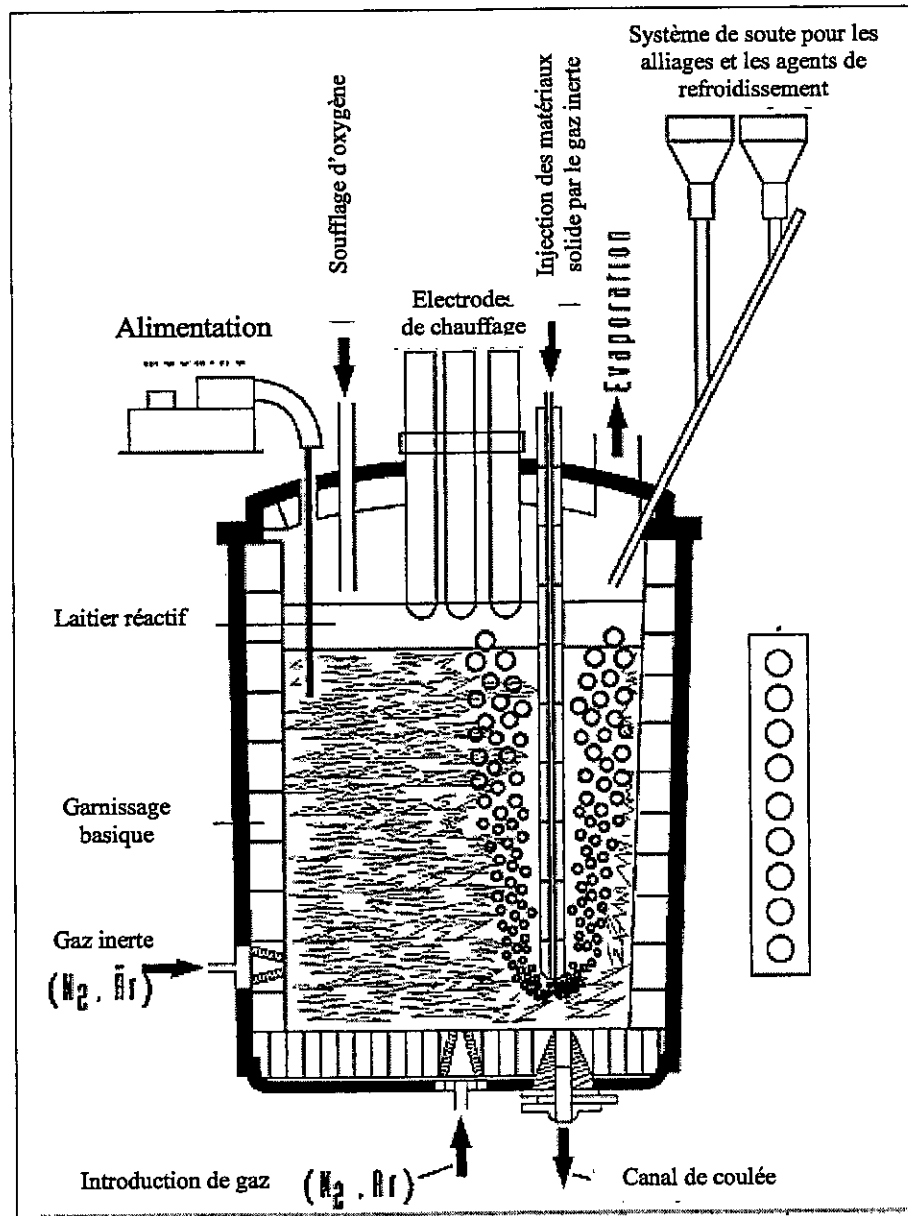


Fig. 10 : Arrangement schématique des possibilités de traitement en poche.<sup>[31]</sup>

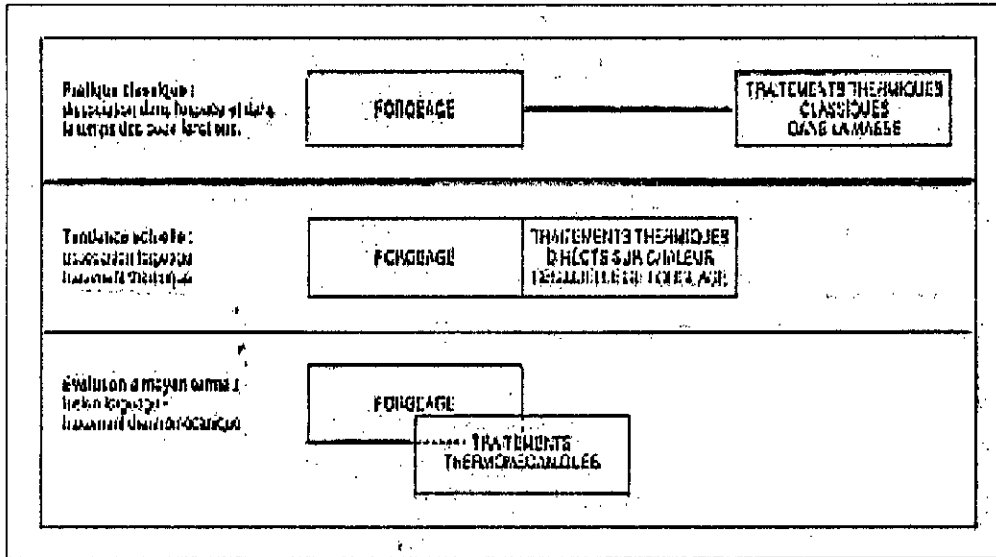


Fig.11 : Evolution des séquences forgeage à chaud – traitements thermiques

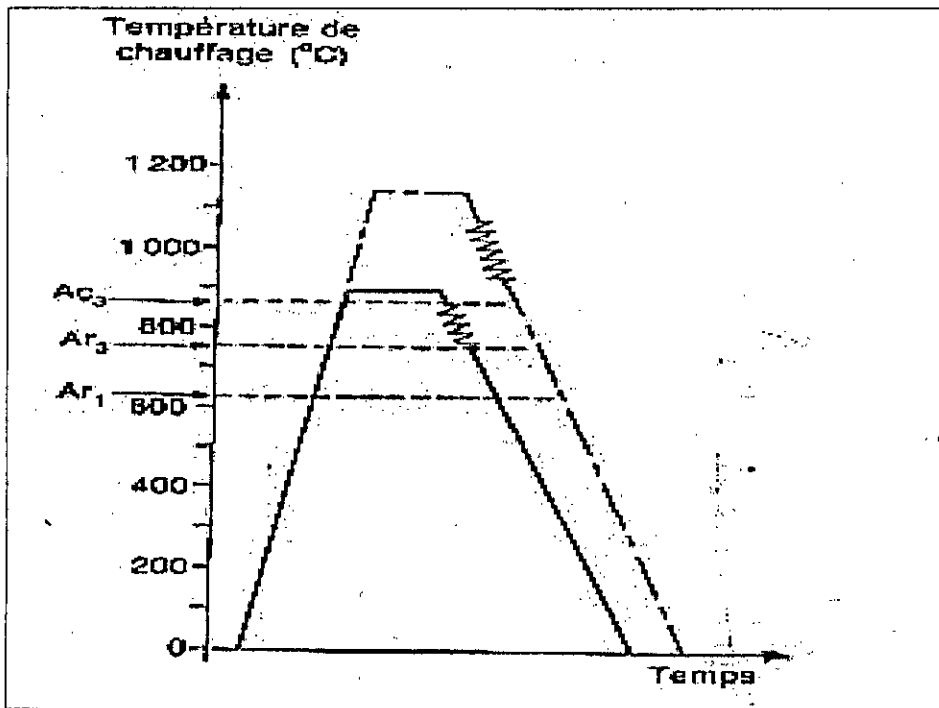


Fig.12 : principe de forgeage à basse température. [2]

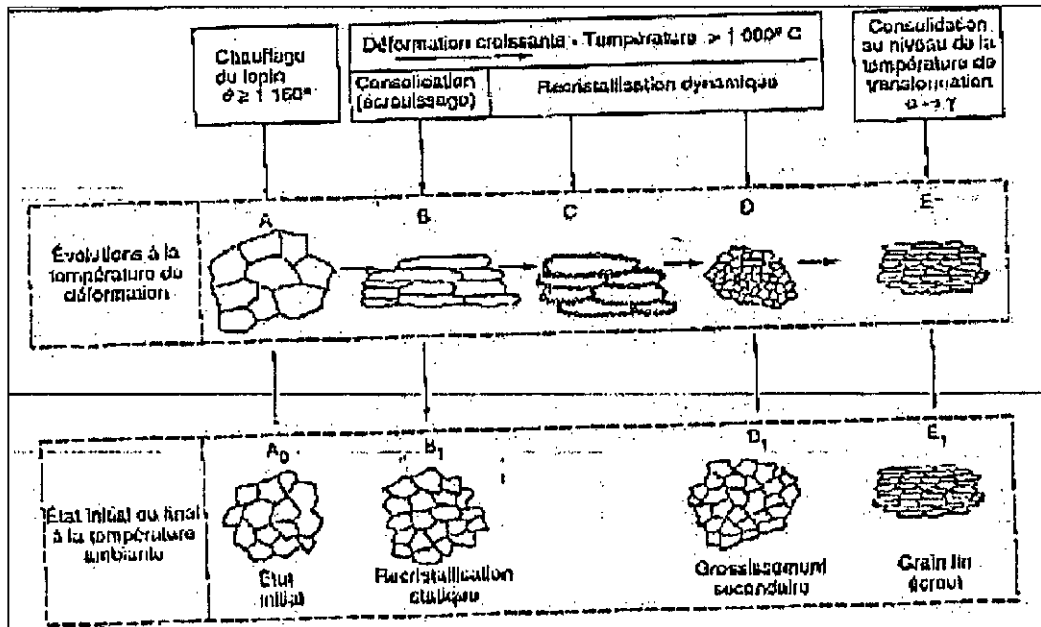


Fig.13 : Evolutions possibles du grain austénitique pendant le forgeage. [39]

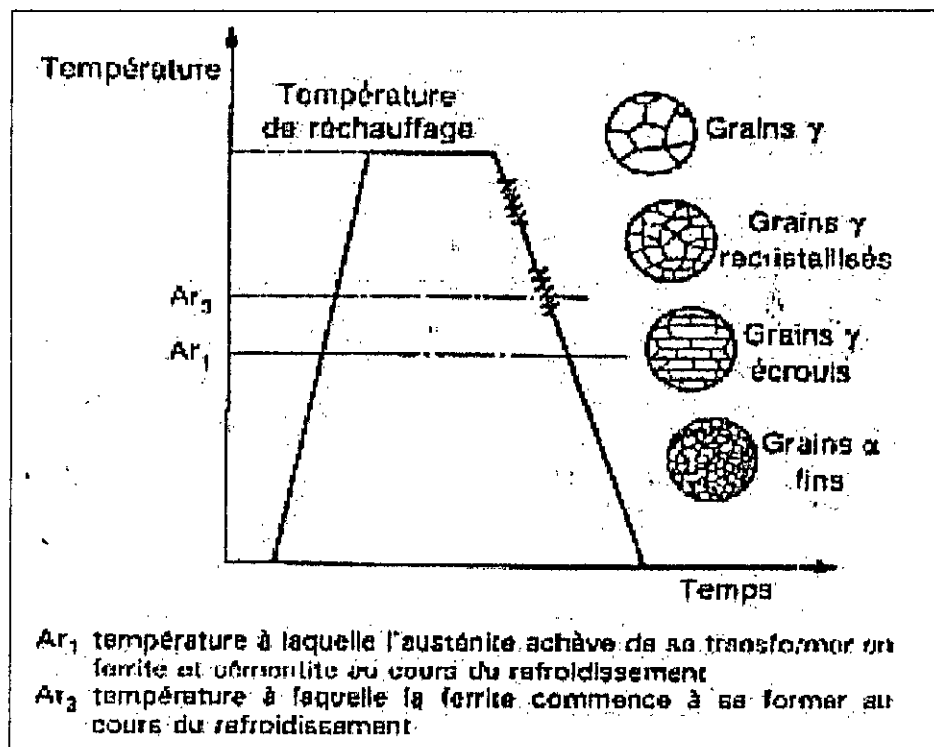


Fig.14 : Phénomène métallurgique essentiel accompagnant les T.T.M. [2]



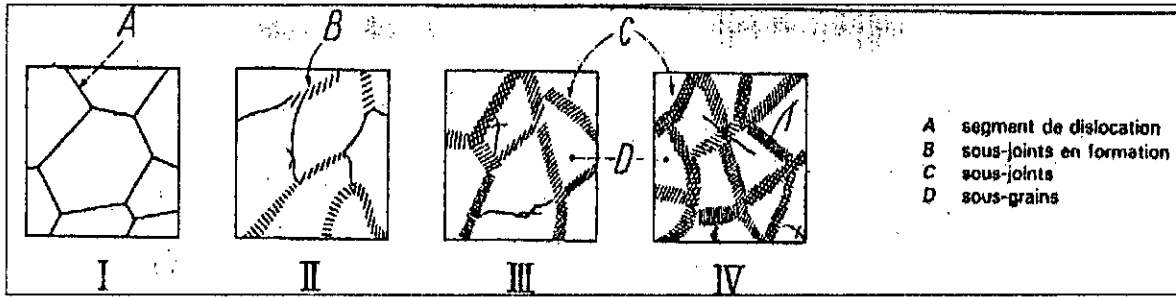


Fig.15 : modifications structurales subies au cours de la déformation à chaud dans le cas de la restauration dynamique.<sup>[41]</sup>

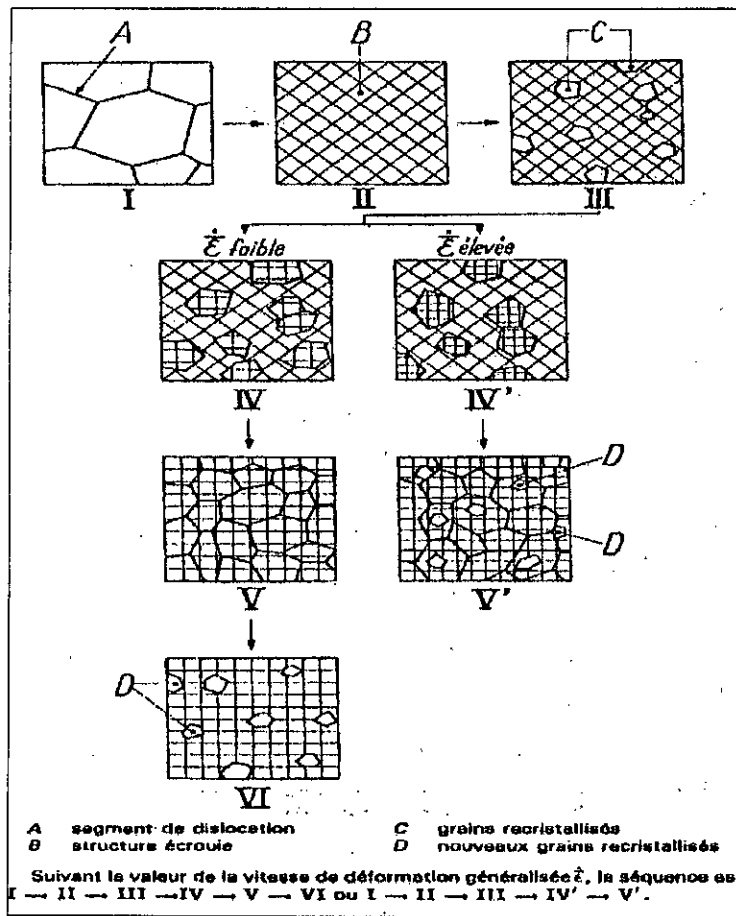
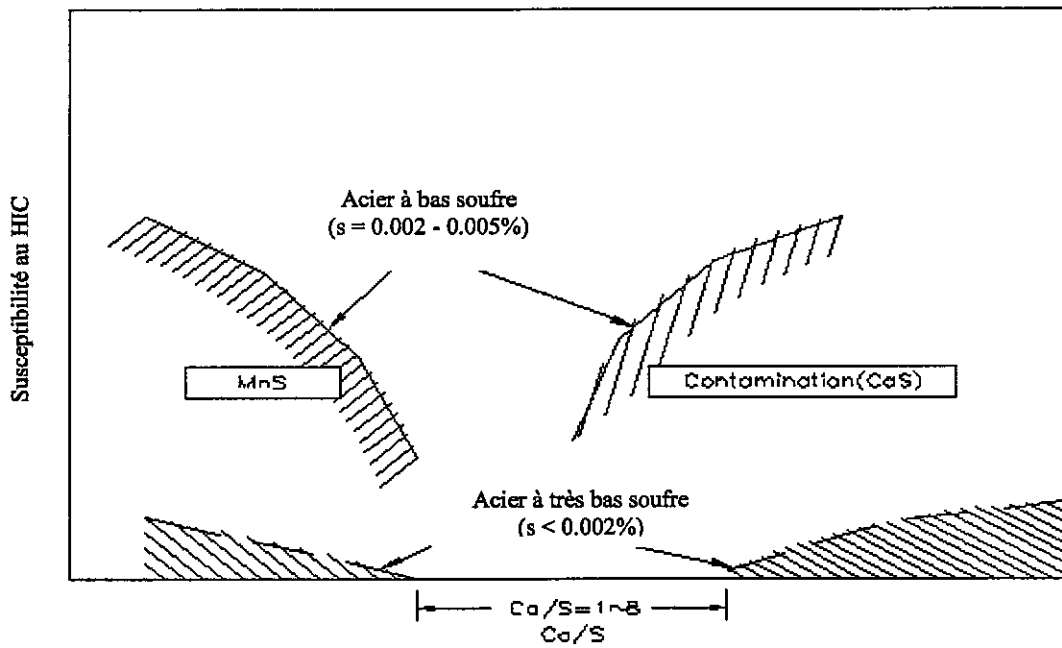


Fig.16:modifications structurales subies au cours de la déformation à chaud dans le cas de la recristallisation dynamique<sup>[41]</sup>



**Fig.17 : Diagramme schématique de l'influence du traitement au Ca sur le HIC à travers le contrôle de la forme des sulfures.[51]**

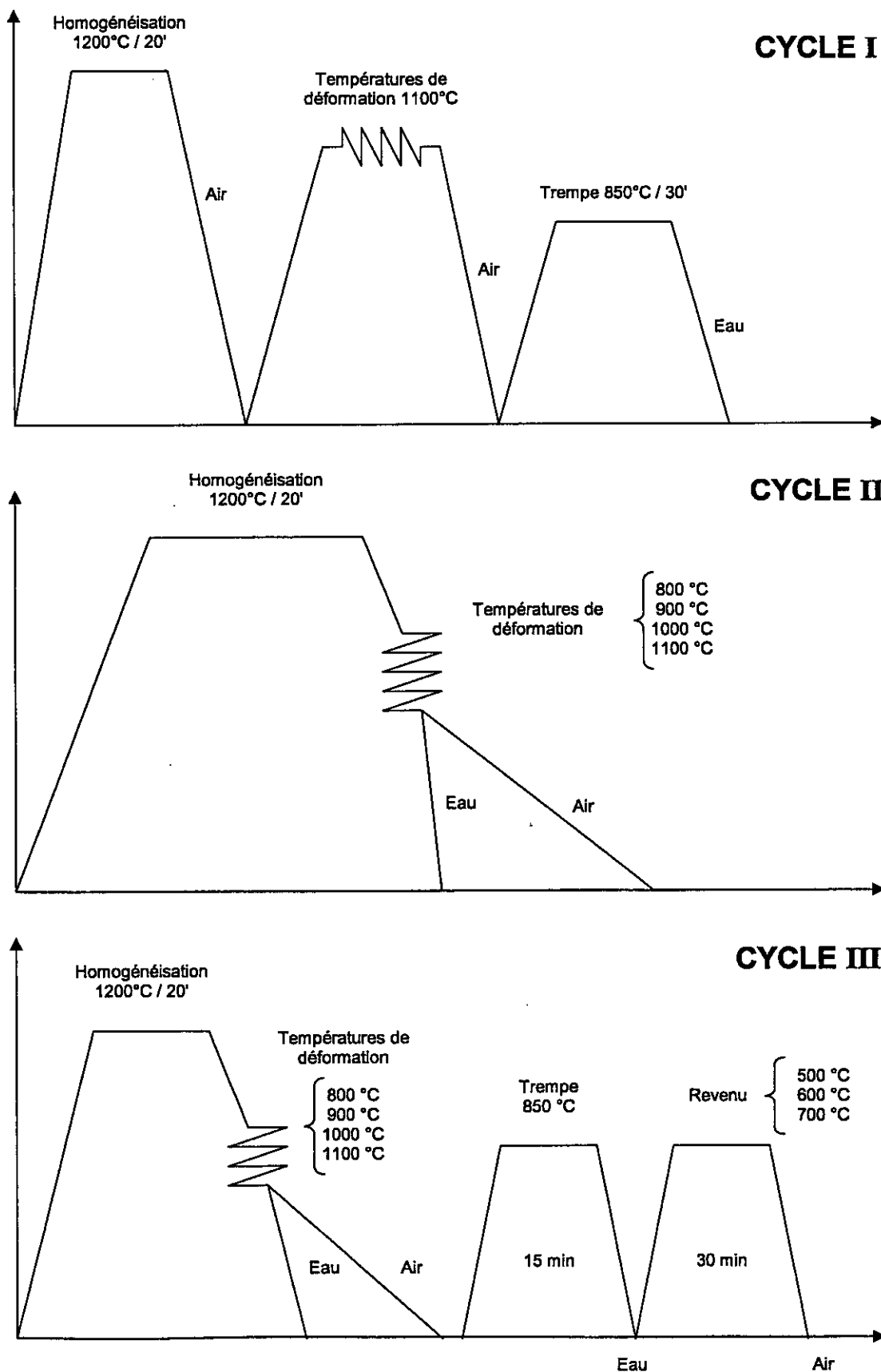
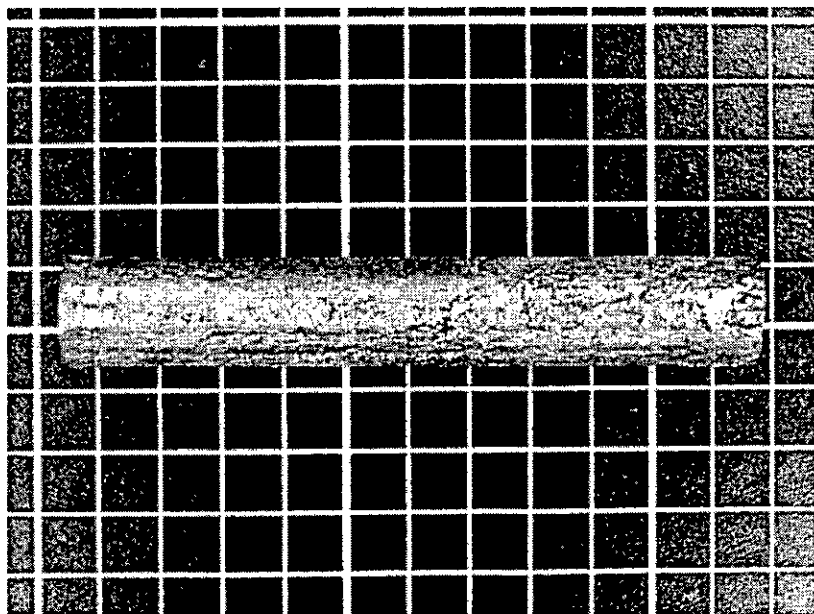
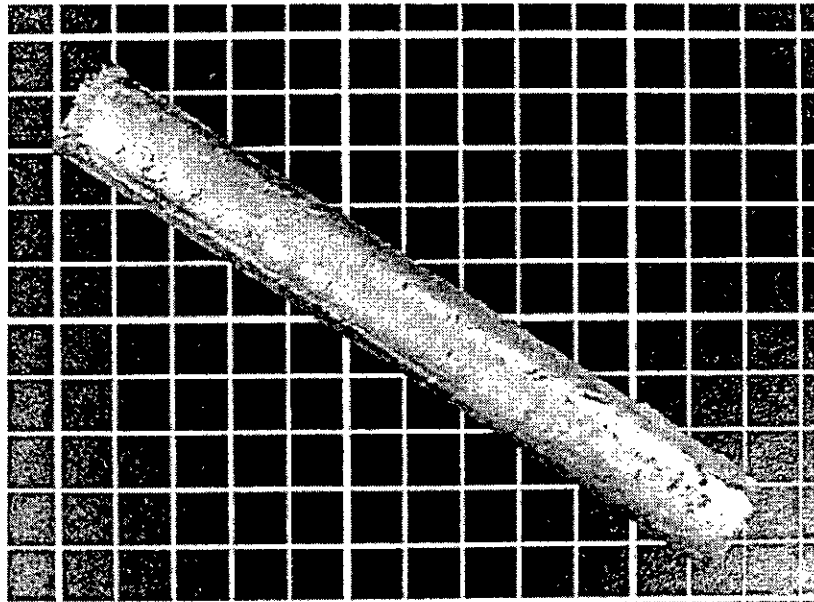
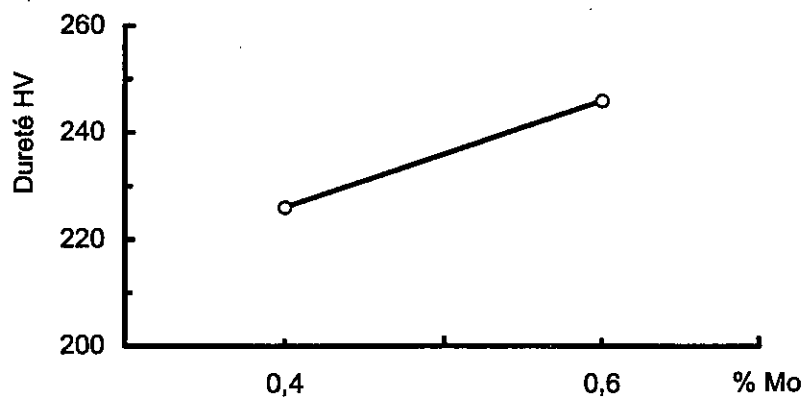


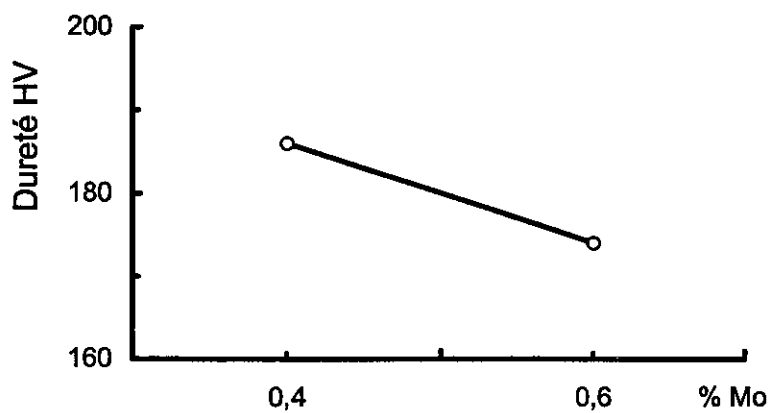
Fig. 18 : Schéma des différents cycles de traitements



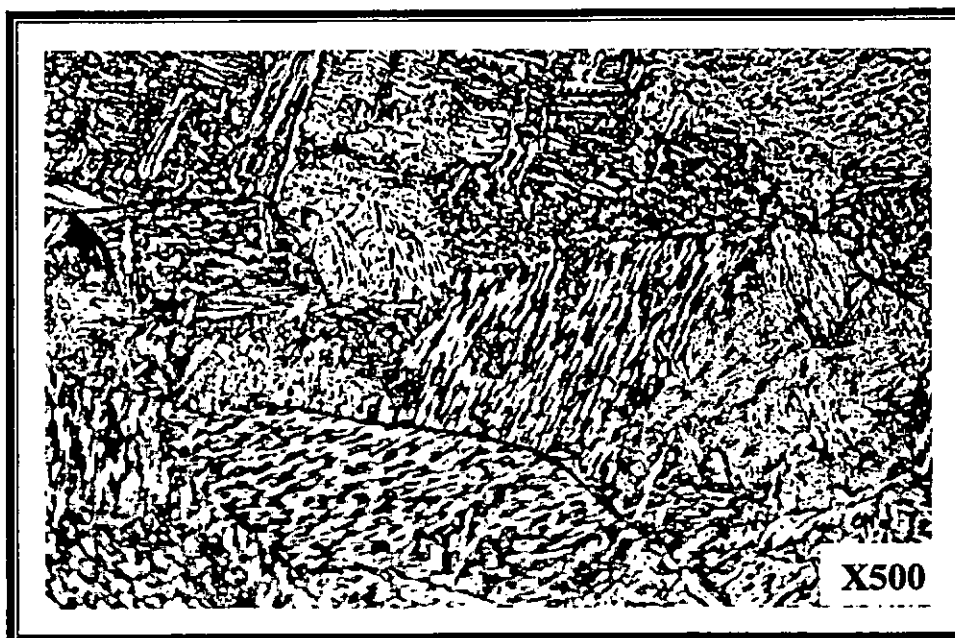
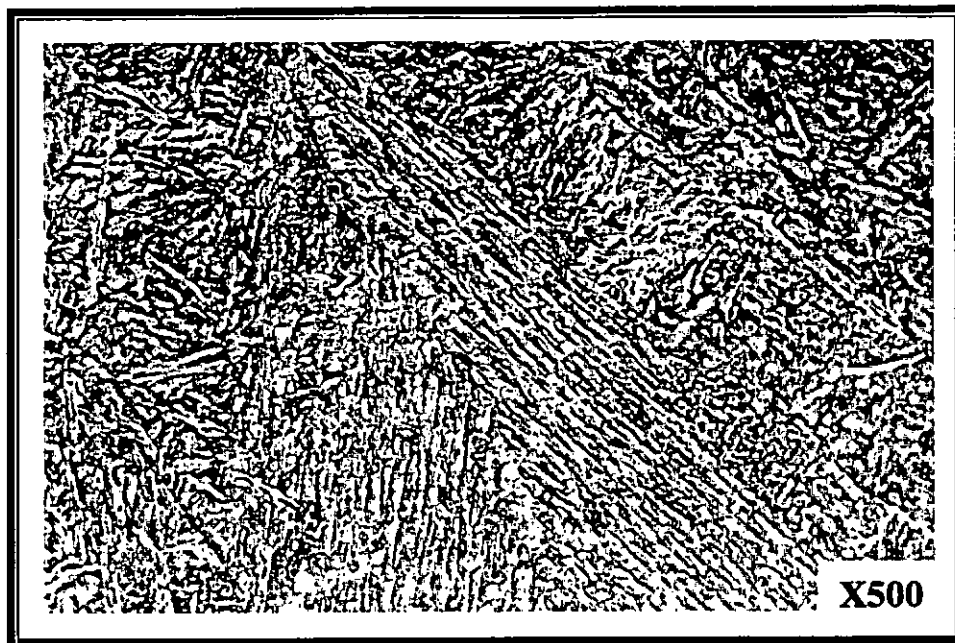
**Fig.19 : lingot de coulée:  
Nuance A 0.40% Mo  
Nuance B 0.60% Mo**



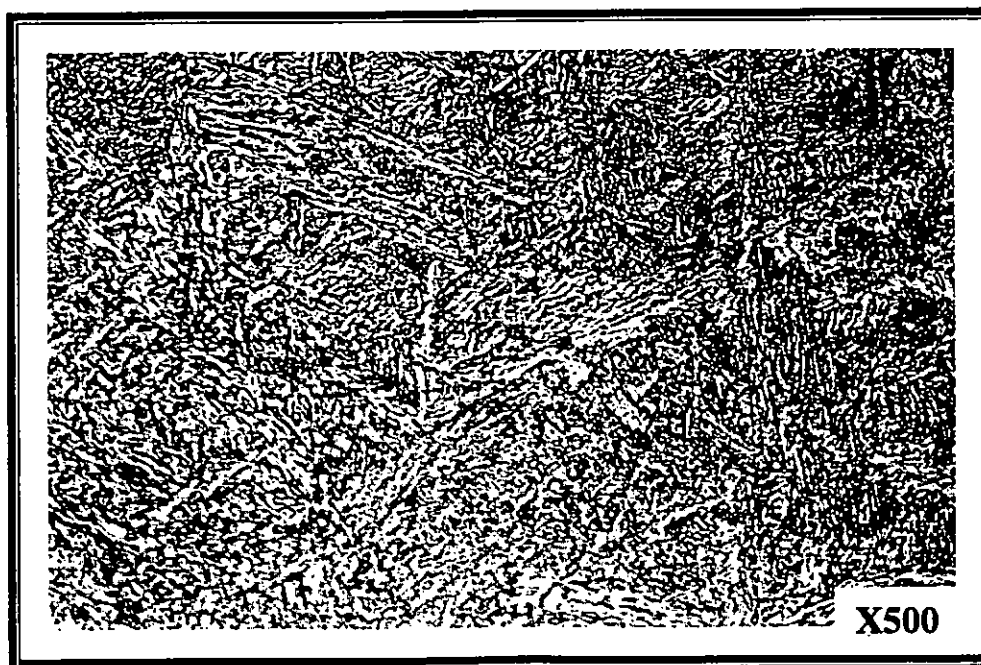
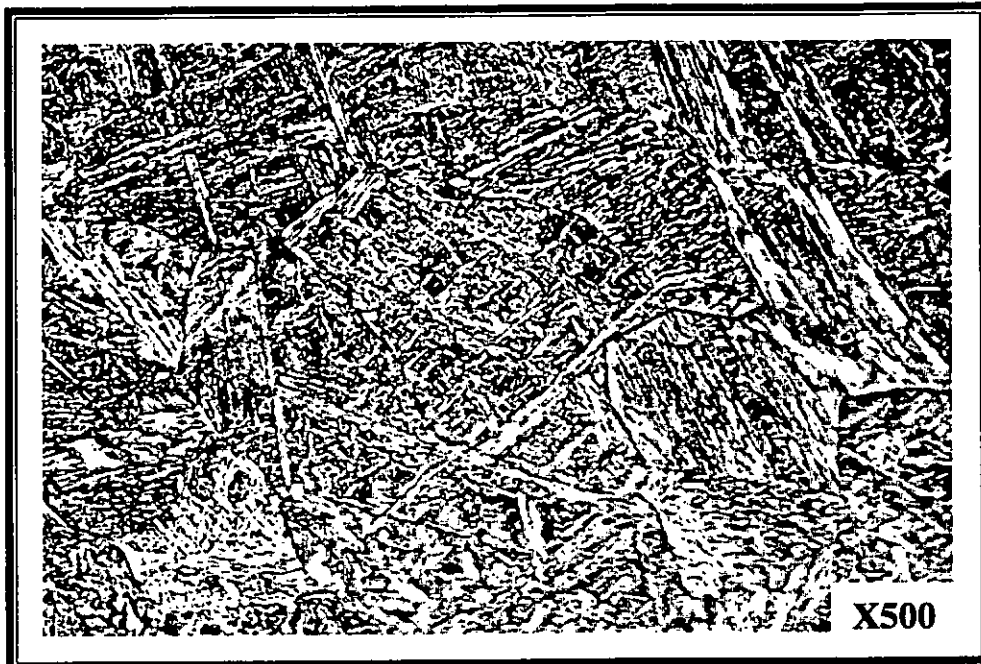
**Fig. 20 : Influence du % Mo sur la dureté à l'état brut de coulée**



**Fig. 21 : Influence du % Mo sur la dureté après homogénéisation à 1200°C/20'/Air**



**Fig. 22 : Structure de Widmanstätten à l'état brut de coulée  
Nuance A (0.40 %Mo). HV = 226**

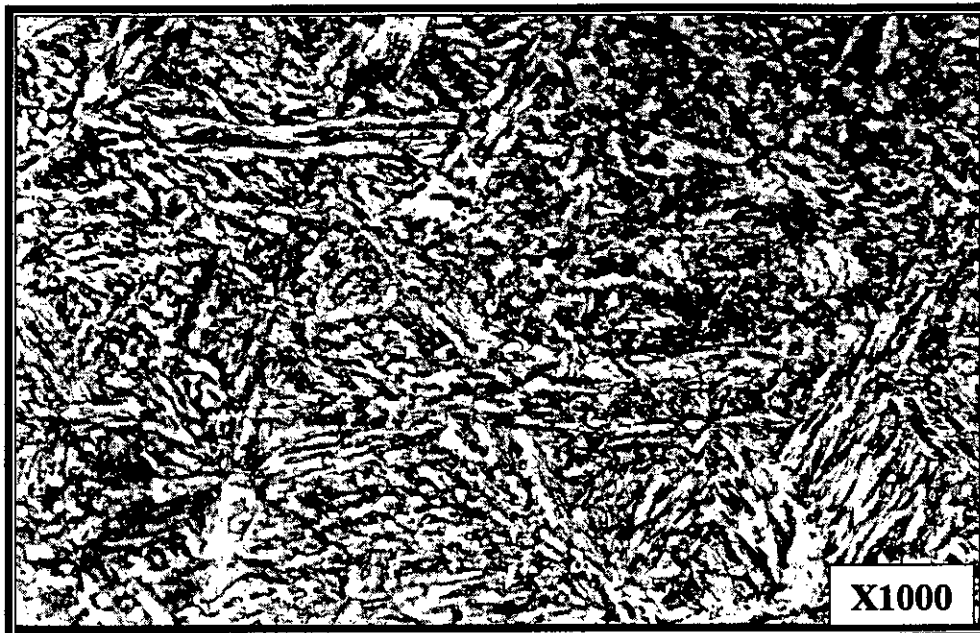


**Fig. 23 : Structure de Widmanstätten à l'état brut de coulée.  
Nuance B (0.60 %Mo). HV = 246**

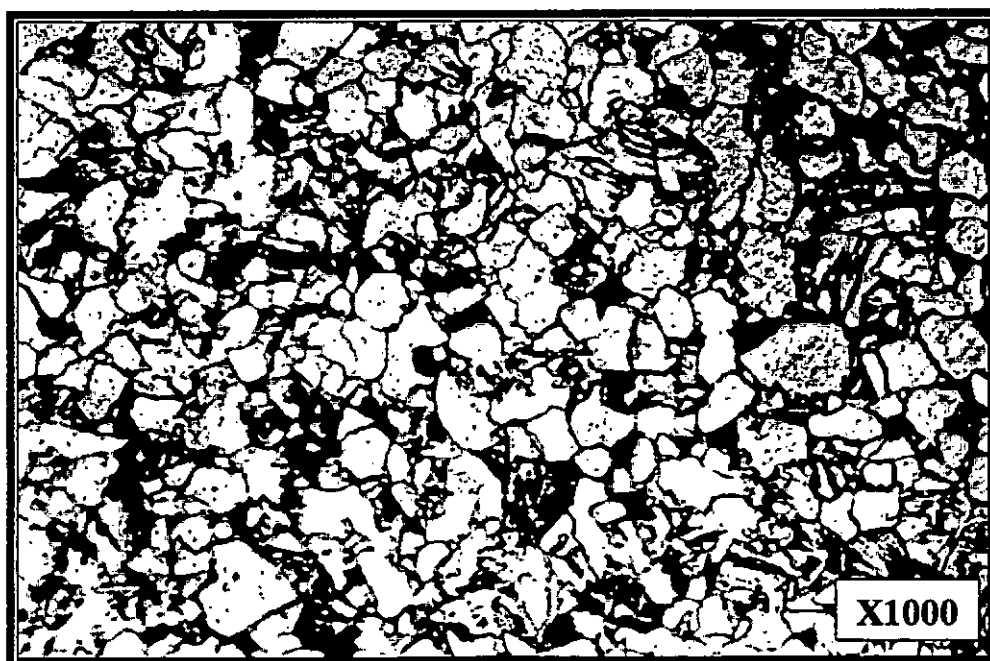
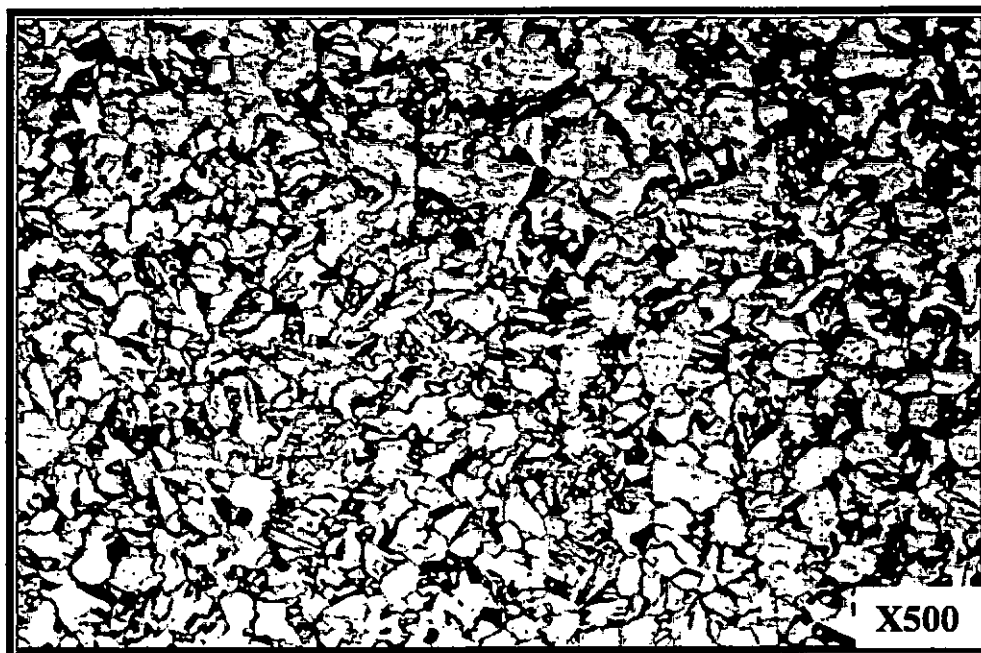


**Fig. 24: Structure de Widmanstätten à l'état brut de coulée.  
Nuance A (0.40 %Mo). HV = 226**

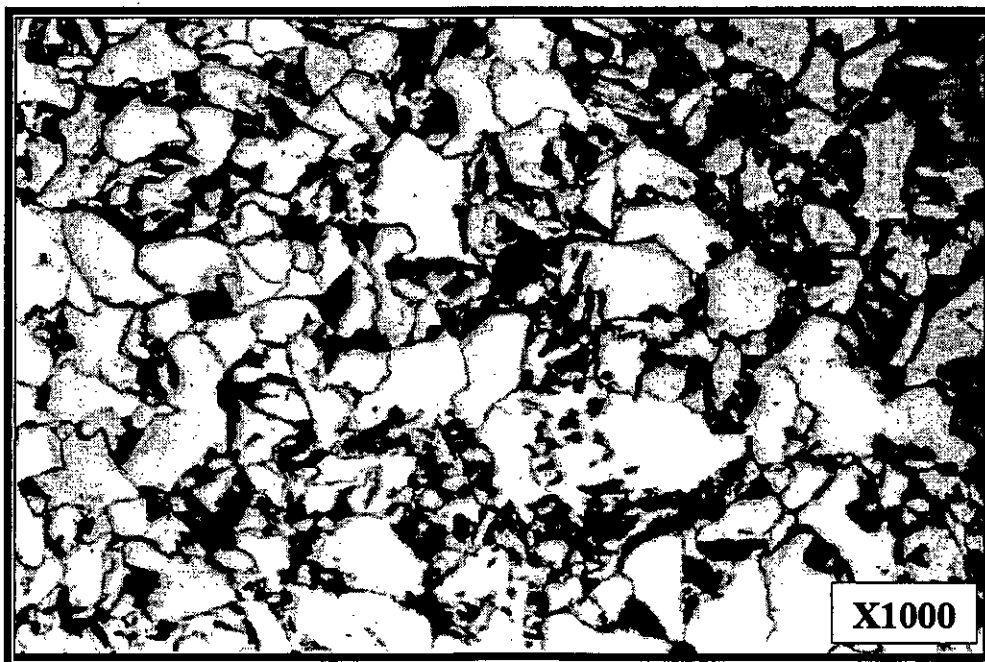




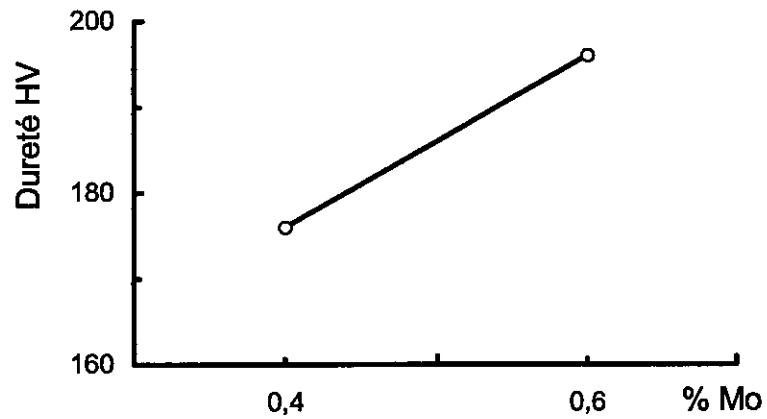
**Fig. 25 : Structure de Widmanstätten à l'état brut de coulée.  
Nuance B (0.60 %Mo). HV = 246**



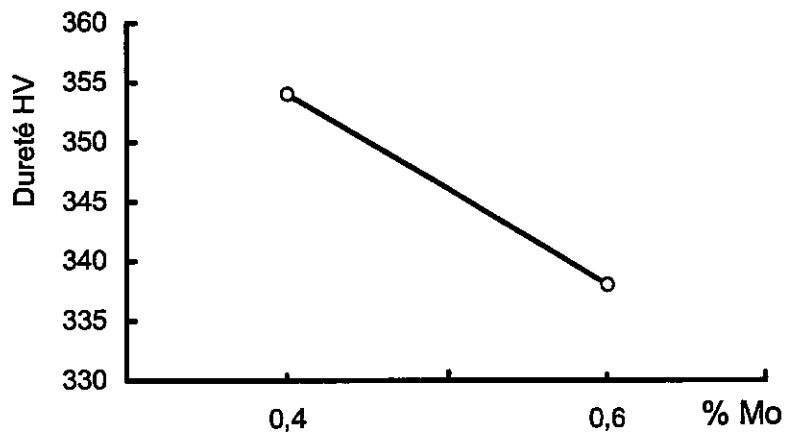
**Fig. 26 : Structure Ferrite + Pearlite après Homogénéisation  
à 1200 °C / 20', Nuance A (0.40 % Mo). HV = 186**



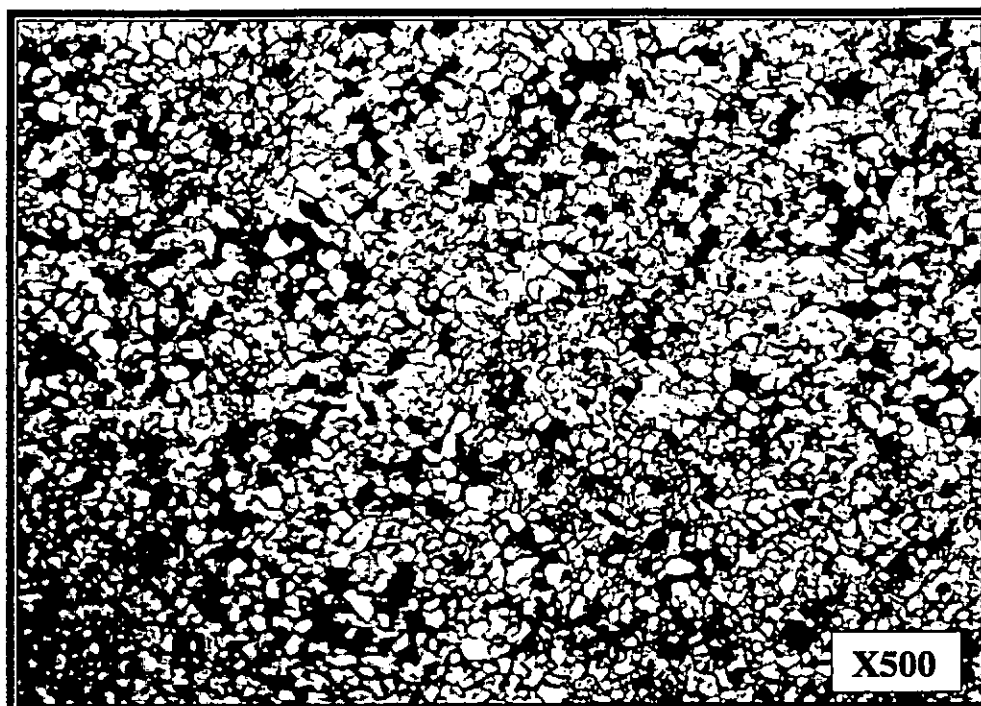
**Fig. 27: Structure Ferrite + Pearlite après homogénéisation à 1200 °C / 20', Nuance B (0.60 %Mo). HV = 174**



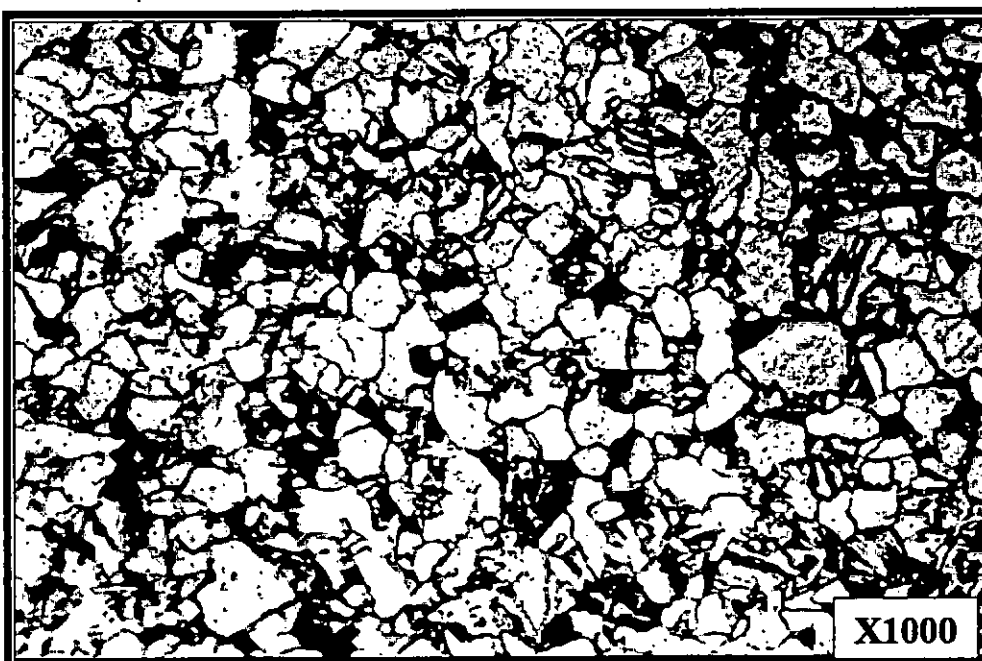
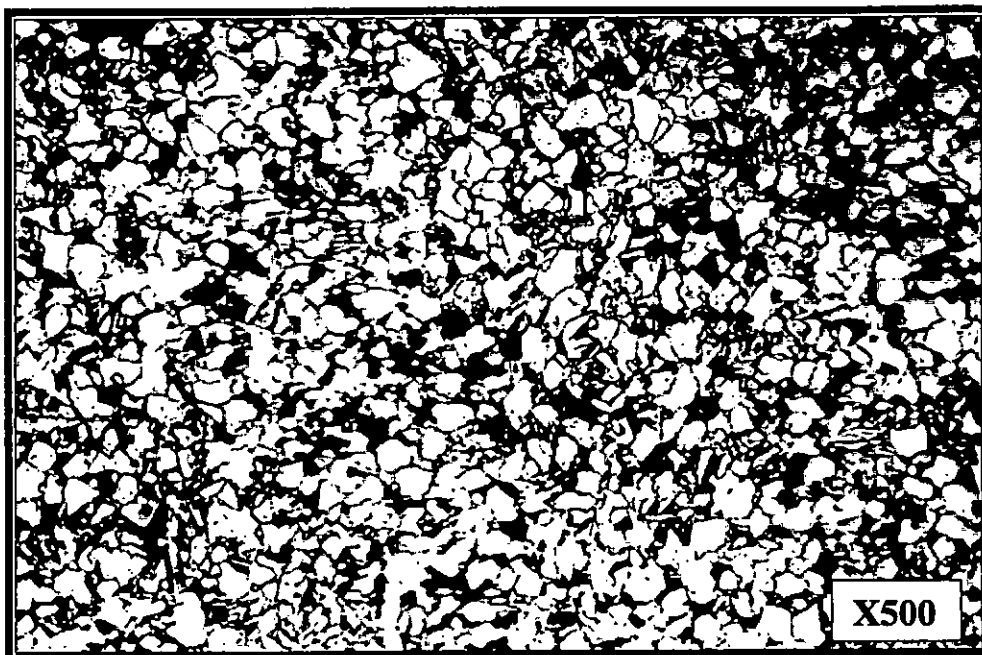
**Fig. 28 : Influence du % Mo sur la dureté après forgeage à 1100°C / Air**



**Fig. 29 : Influence du % Mo sur la dureté après trempe à 850°C/30'**

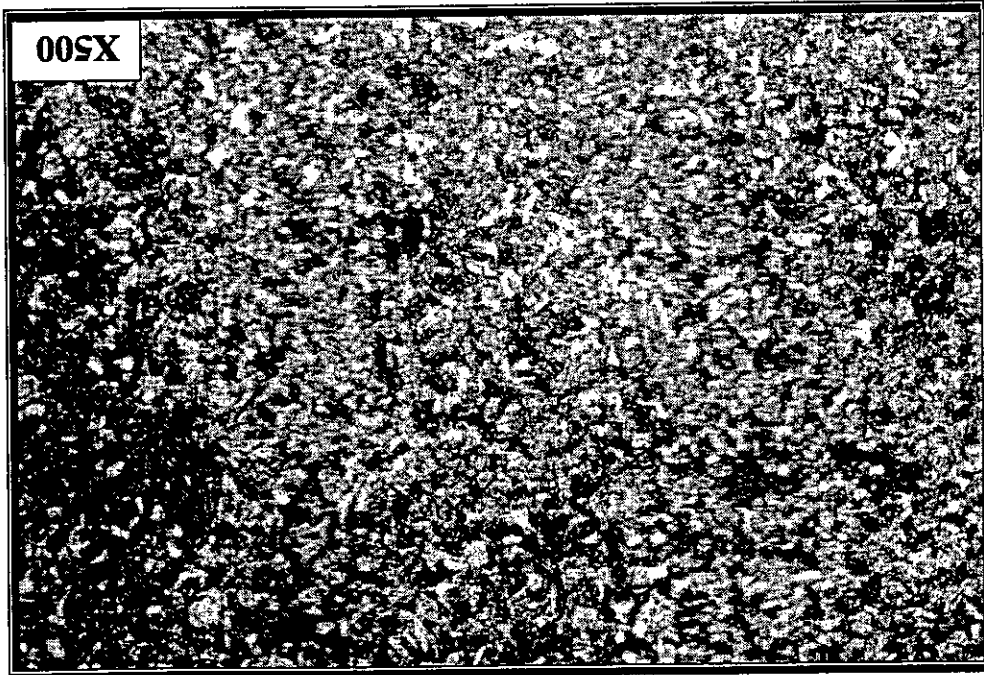
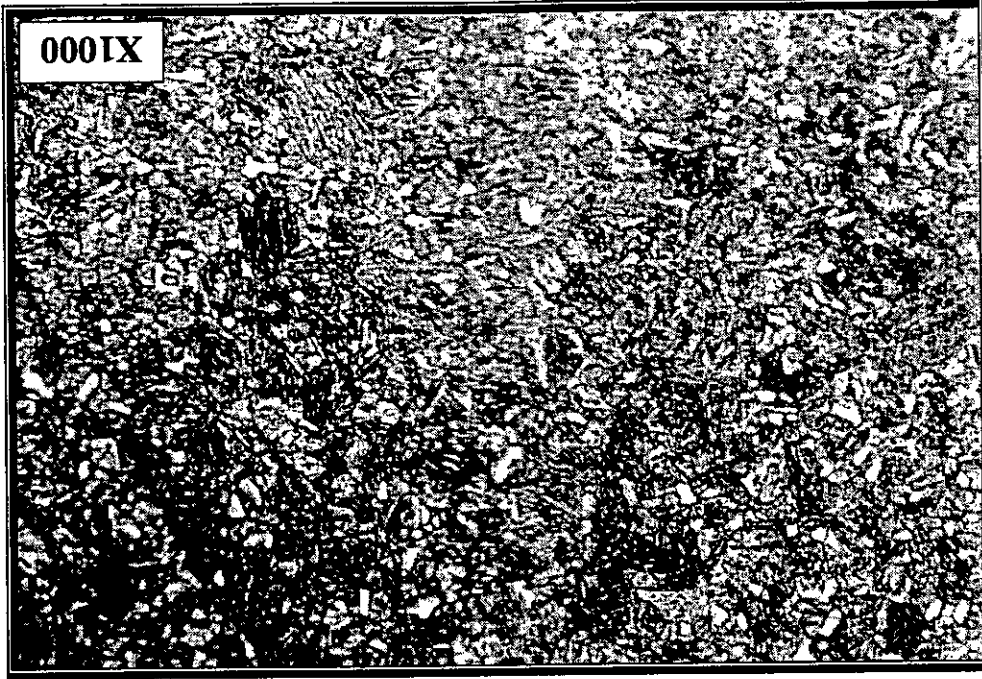


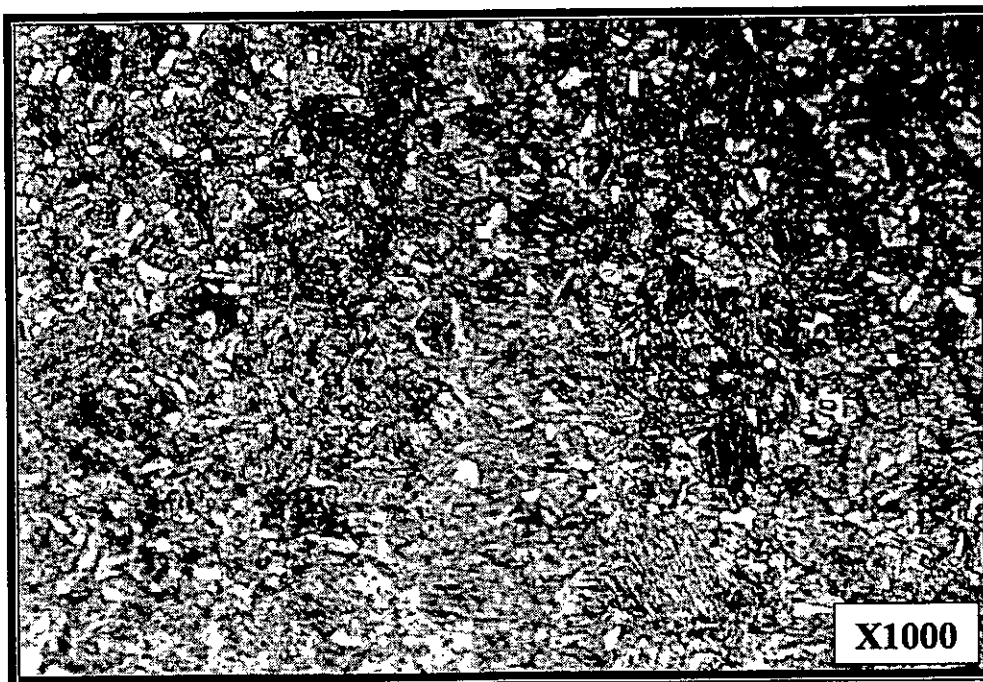
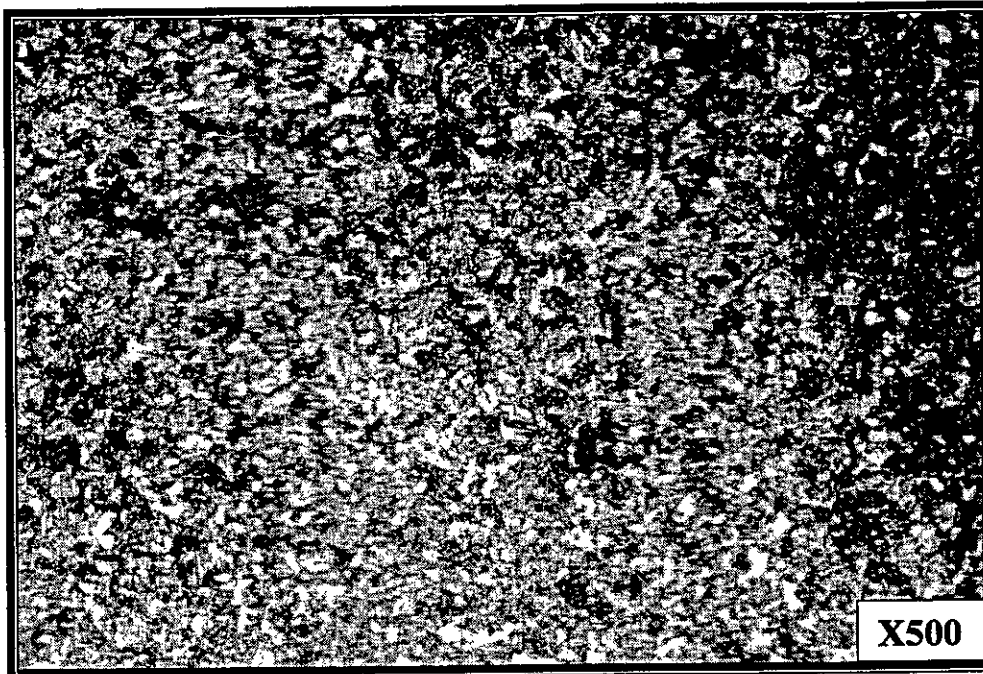
**Fig. 30: Structure Ferrite + Pearlite après forgeage à 1100 °C / Air, Nuance A (0.40 %Mo). HV = 176**



**Fig. 31: Structure Ferrite + Pearlite après forgeage à 1100 °C / Air, Nuance B (0.60%Mo). HV = 196**

Fig. 32: Structure Martensite + faible quantité de Ferrite après trempé à 850 °C, Nuance A (0.40 %Mo). HV = 354



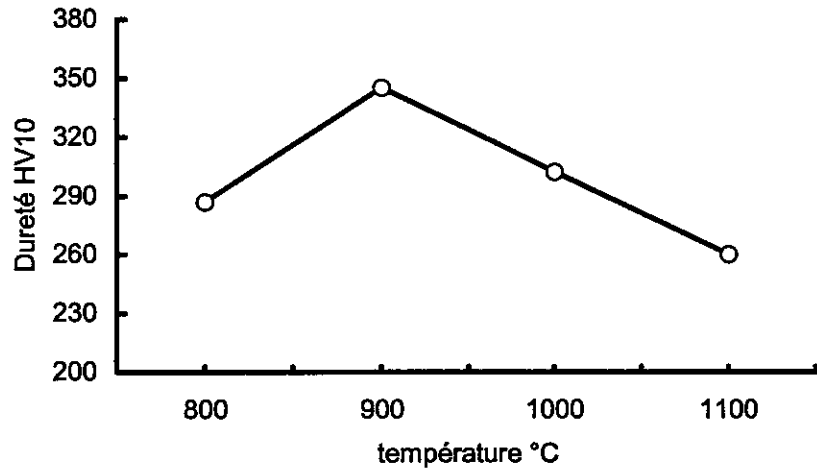


**Fig. 32: Structure Martensite + faible quantité de Ferrite après trempe à 850 °C, Nuance A (0.40 %Mo). HV = 354**

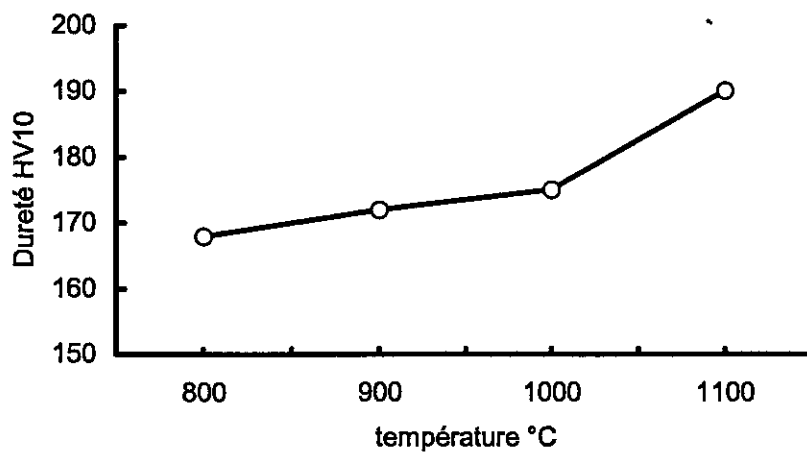




**Fig. 33: Structure Martensite + faible quantité de Ferrite après trempe à 850 °C, Nuance B (0.60 %Mo). HV = 338**

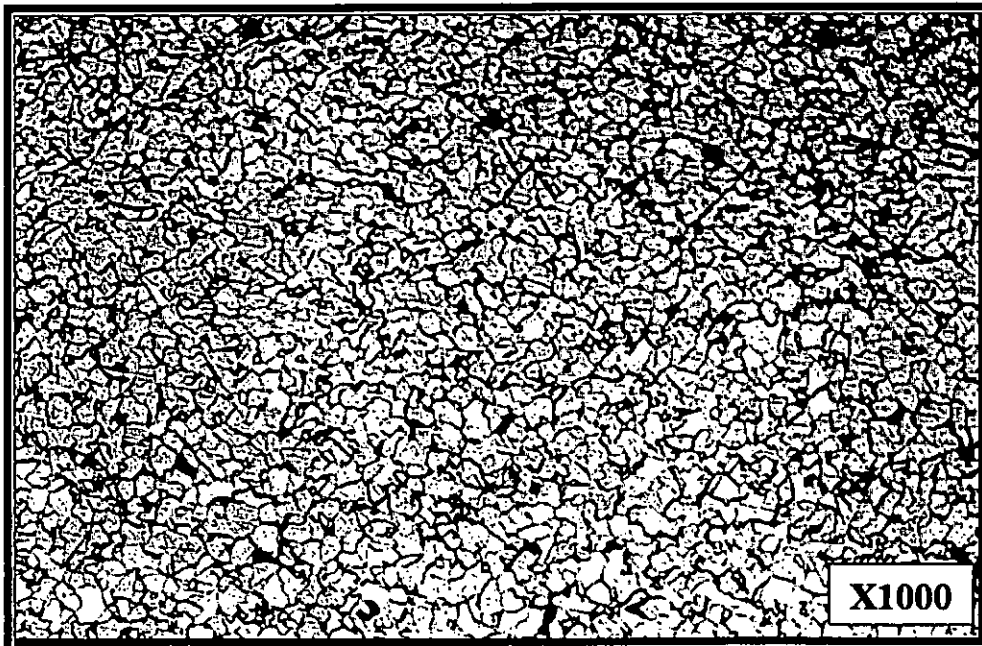
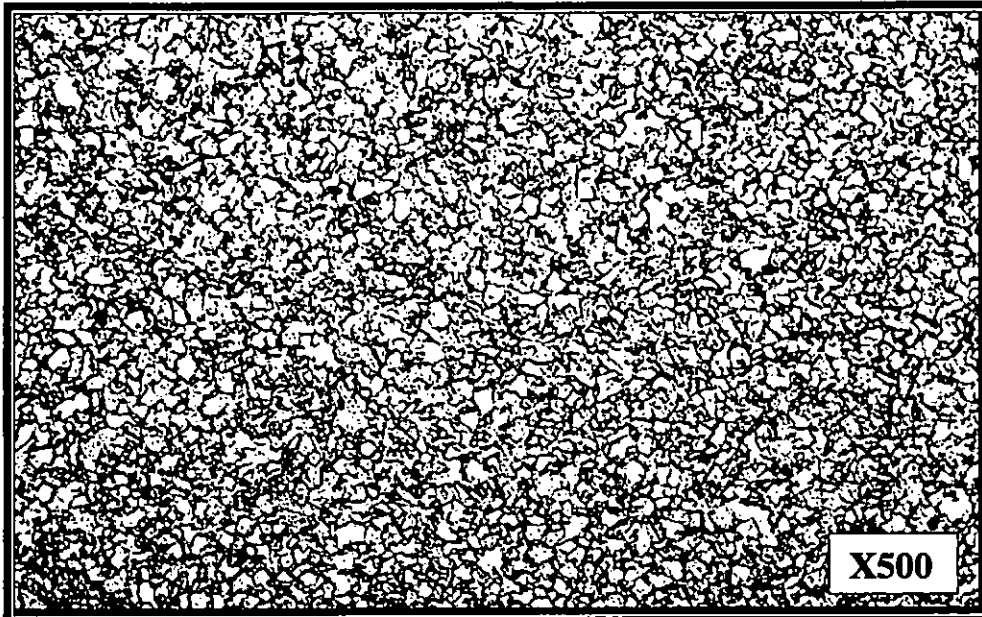


a) refroidissement à l'eau

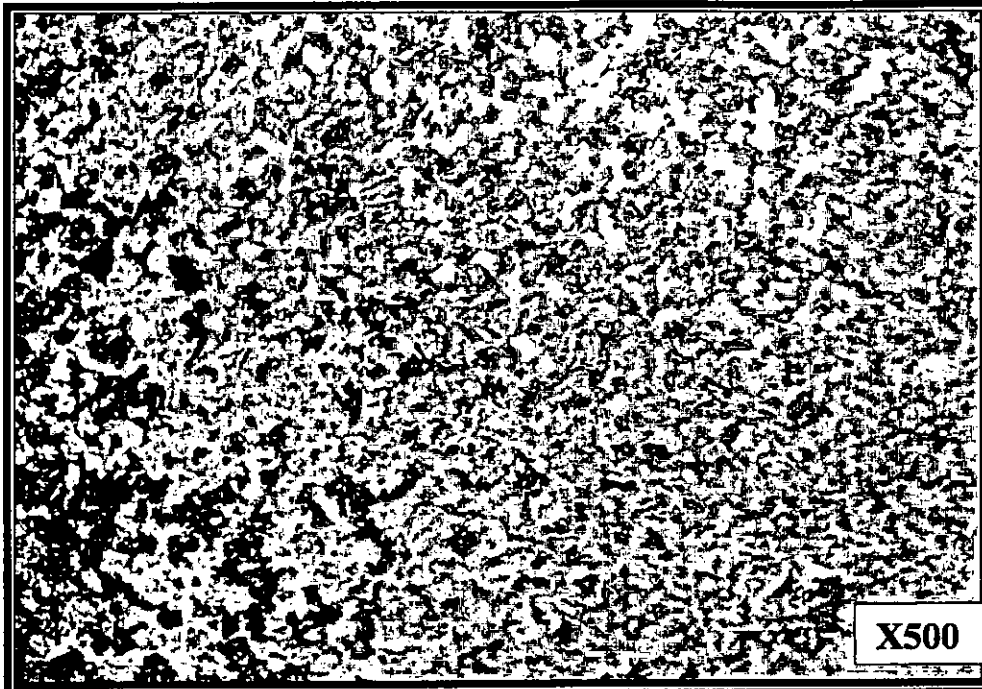


b) refroidissement à l'air

Fig. 34: Influence de la température de forgeage sur la dureté HV pour la nuance A (0.40% Mo)



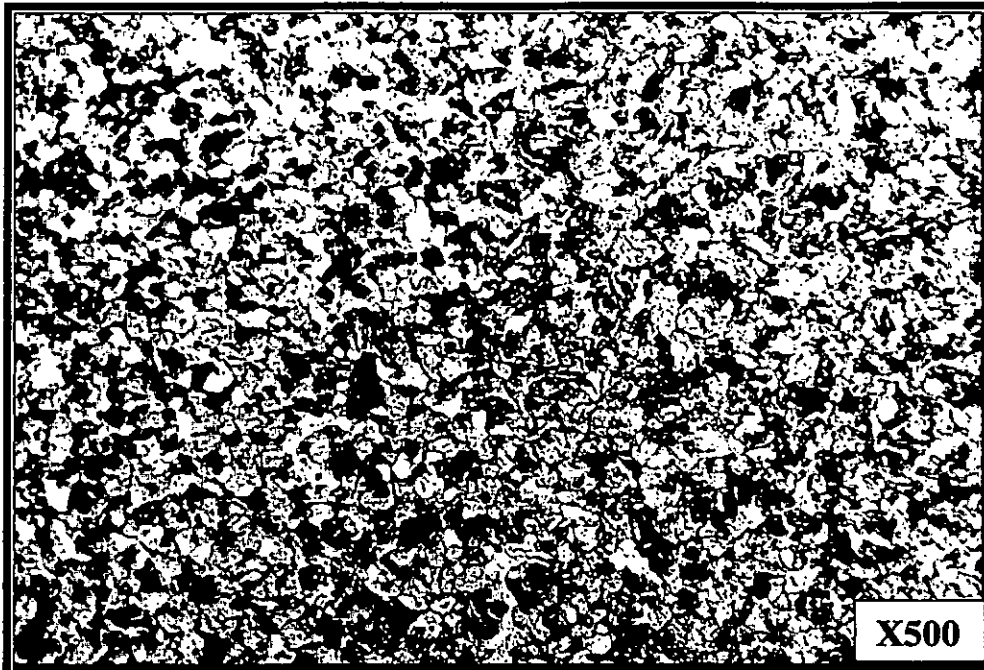
**Fig. 35: Structure Ferritique fine + faible quantité de bainite après forgeage à 800 °C / Eau, Nuance A (0.40 %Mo). HV = 287**



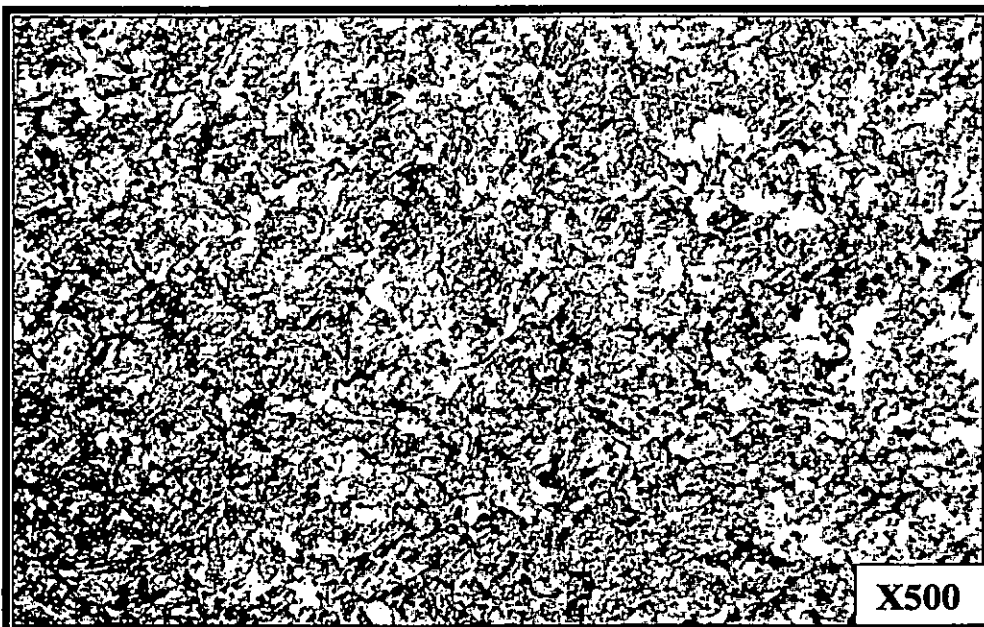
**Fig. 36: Structure Ferrito-Perlitique après forgeage à 800 °C / Air  
Nuance A (0.40 %Mo). HV = 168**



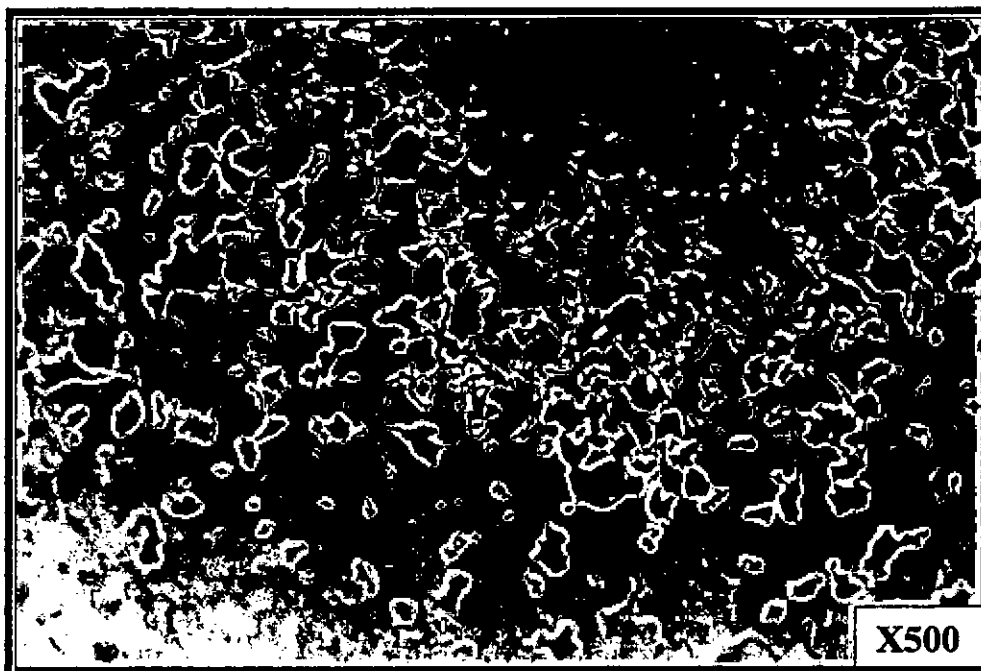
**Fig. 37: Structure Martensitique après forgeage à 900 °C / Eau.  
Nuance A (0.40 %Mo). HV = 345**



**Fig. 38: Structure Ferrito-Perlitique après forgeage à 900 °C / Air  
Nuance A (0.40 %Mo). HV = 172**



**Fig. 39: Structure Martensite + faible quantité de Ferrite après  
forgeage à 1000 °C/Eau. Nuance A (0.40 %Mo). HV = 302**

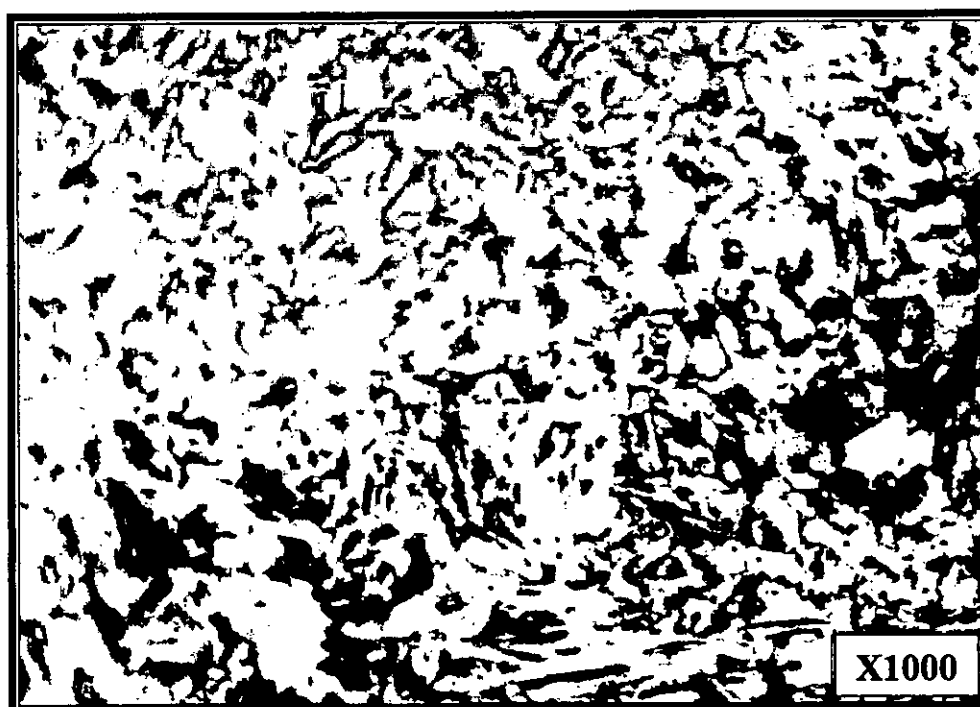


**Fig. 40: Structure Ferrito-Perlitique après forgeage à 1000 °C / Air.  
Nuance A (0.40 %Mo). HV = 175**

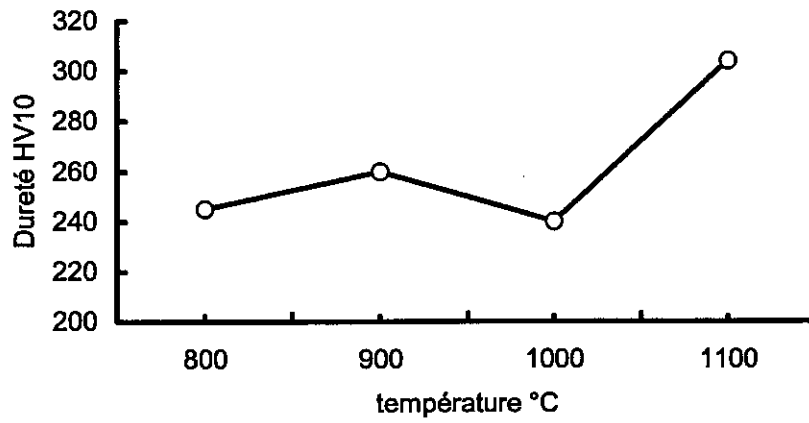


**Fig. 41: Structure Ferrite + Pearlite + Ferrite aciculaire après forgeage à 1100 °C / Eau, Nuance A (0.40%Mo). HV = 260**

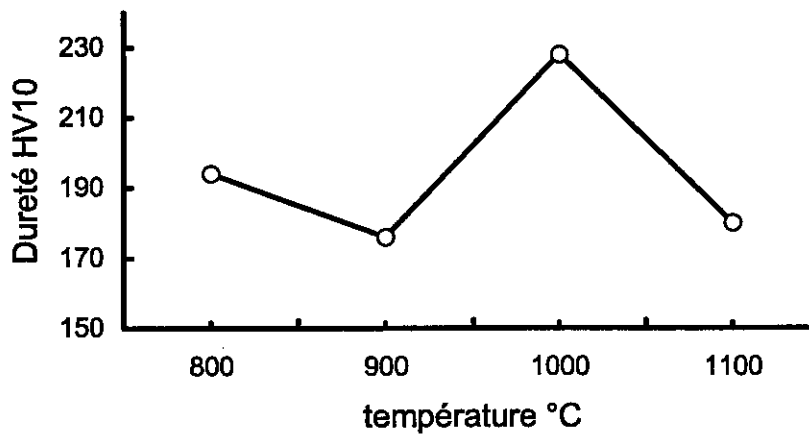




**Fig.42 : Ferrite + faible quantité de Ferrite aciculaire et de perlite après forgeage à 1100 °C / Air, Nuance A (0.40% Mo). HV = 190**

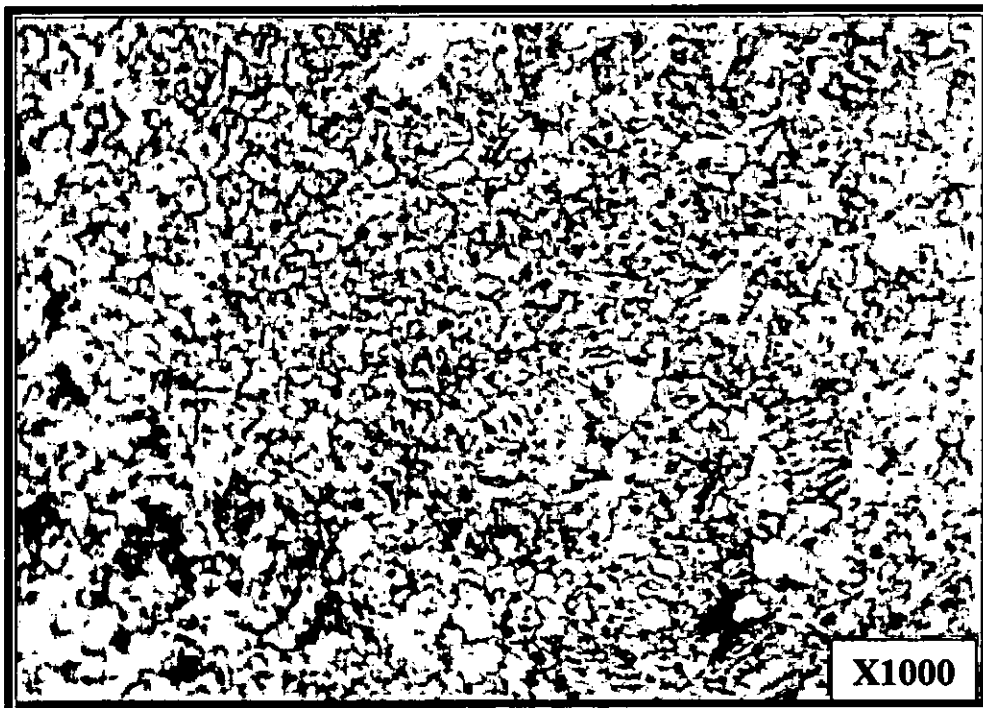
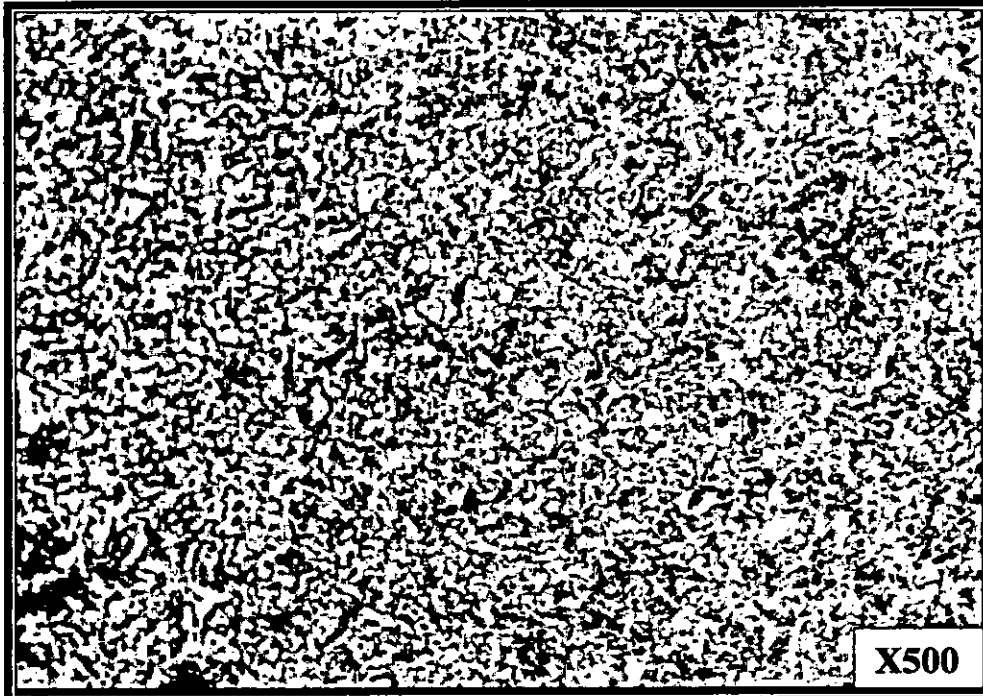


a) refroidissement à l'eau

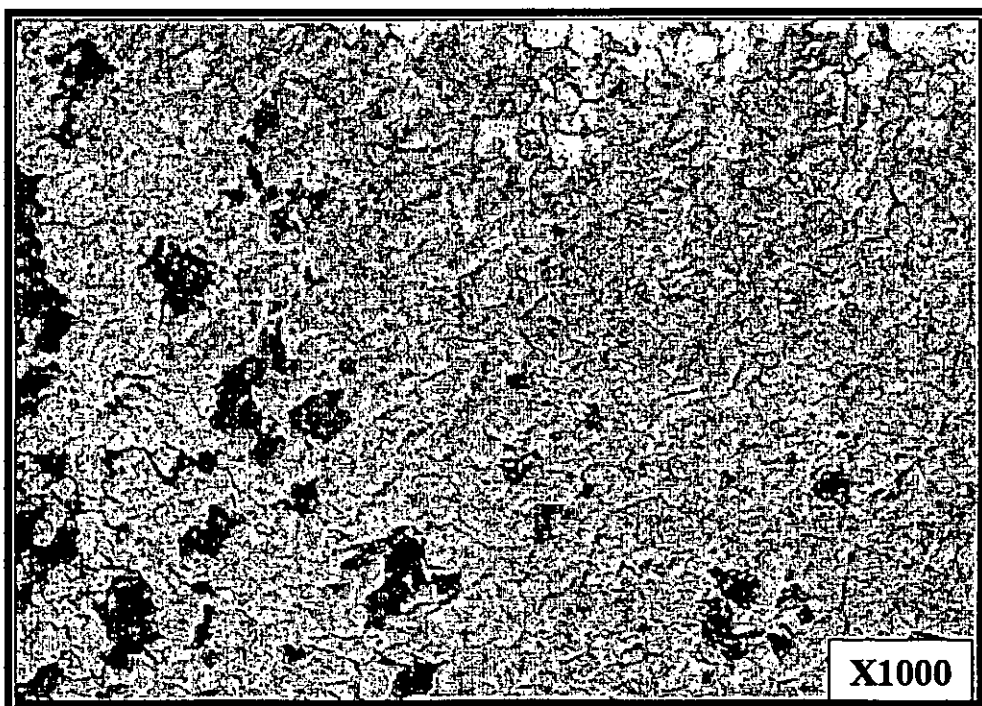
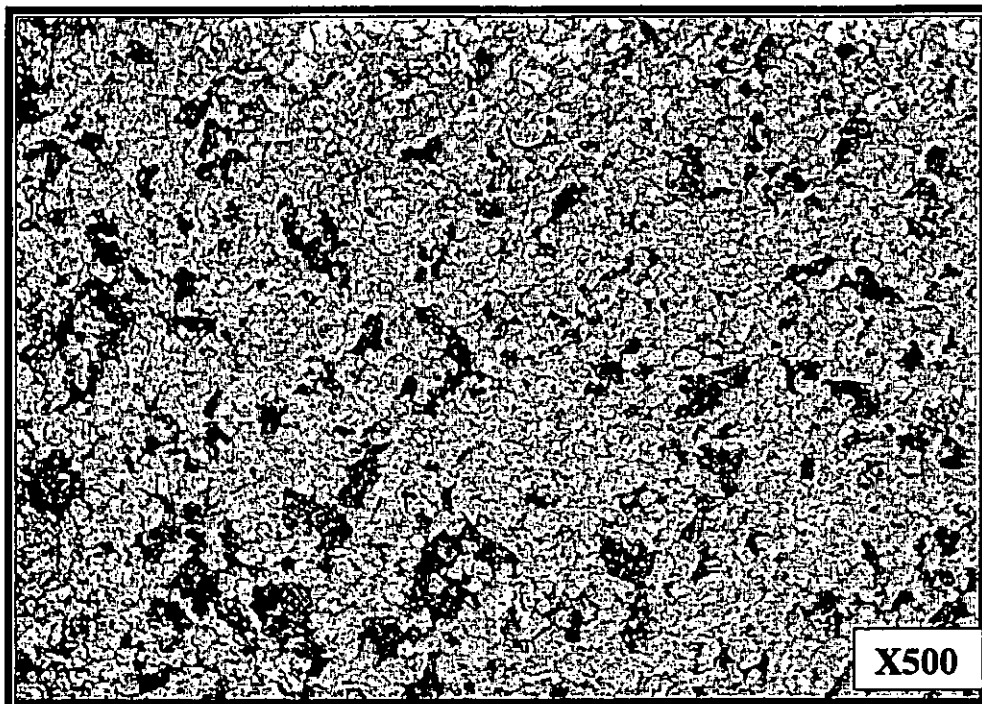


b) refroidissement à l'air

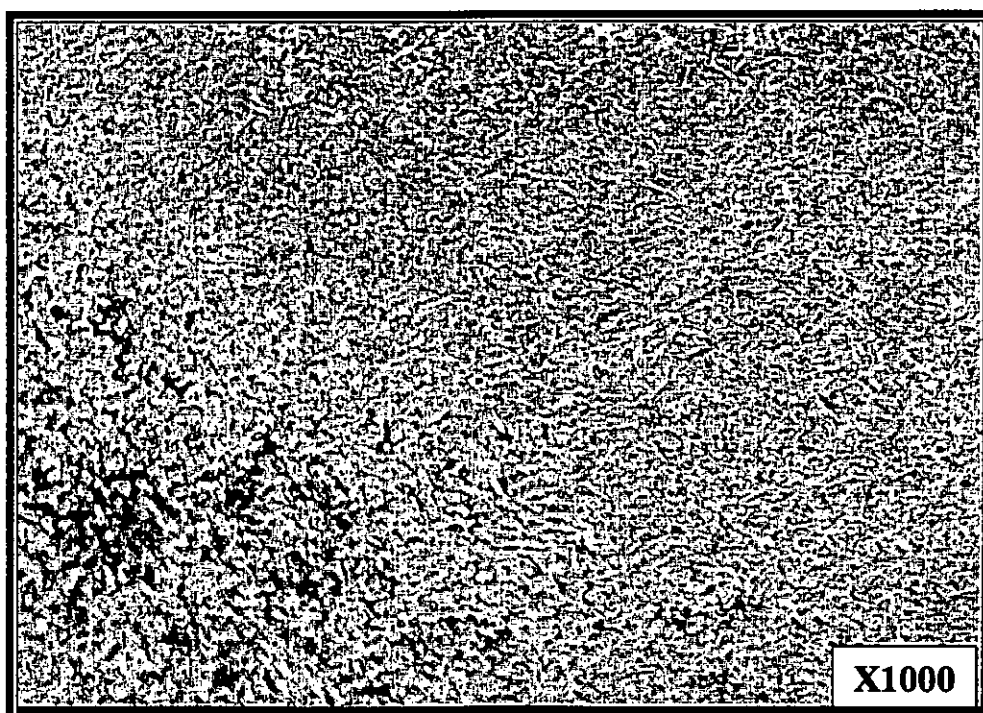
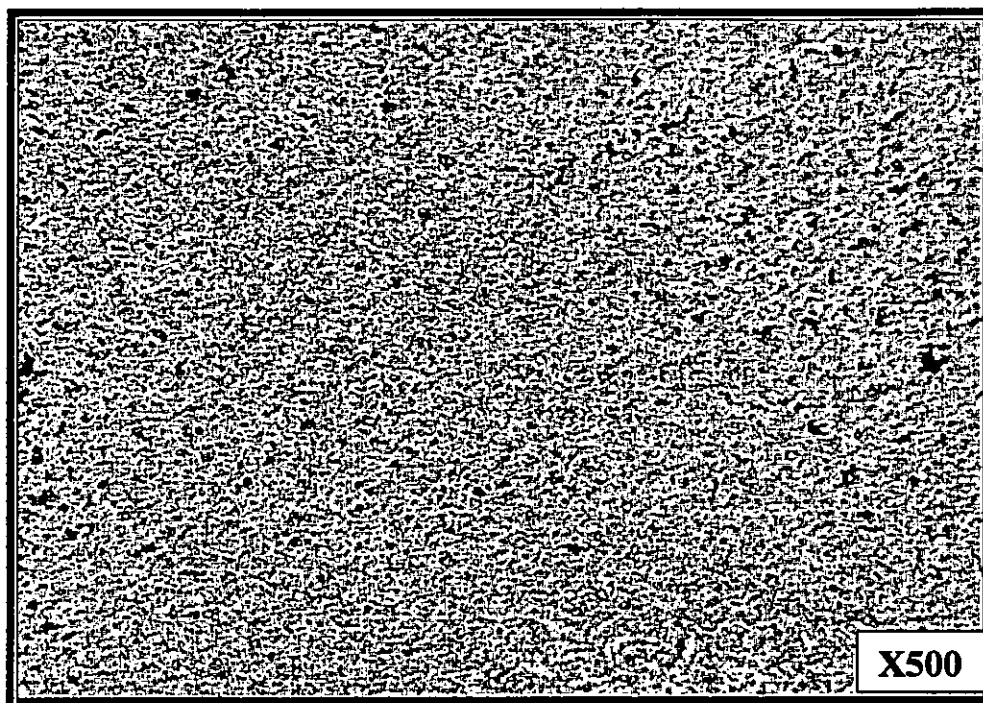
**Fig. 43 : Influence de la température de forgeage sur la dureté HV pour la nuance B (0.60% Mo)**



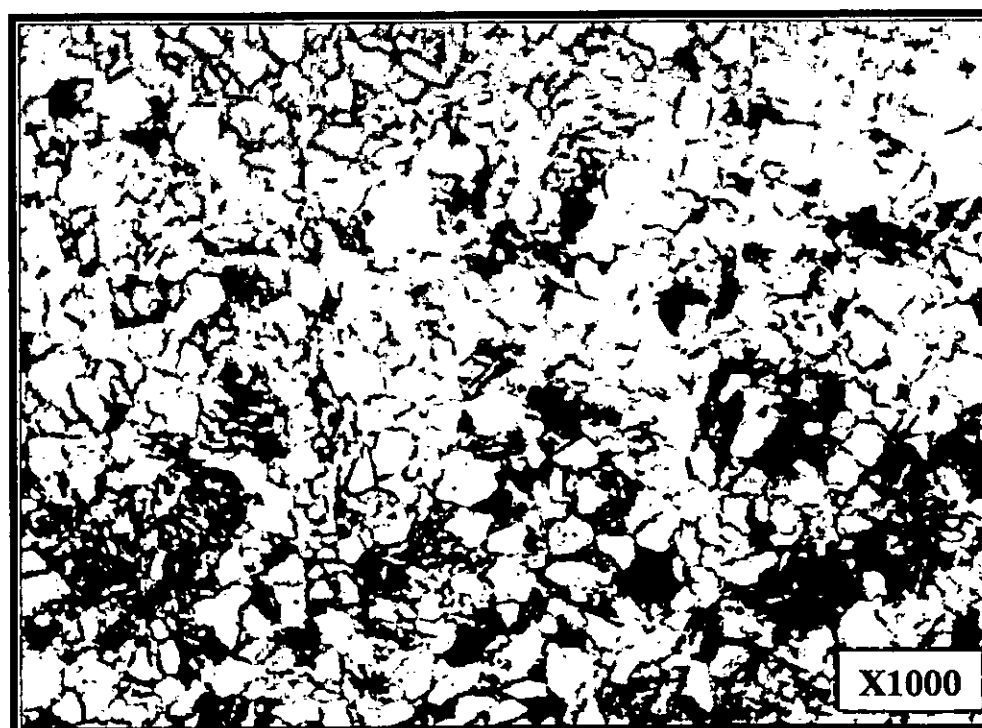
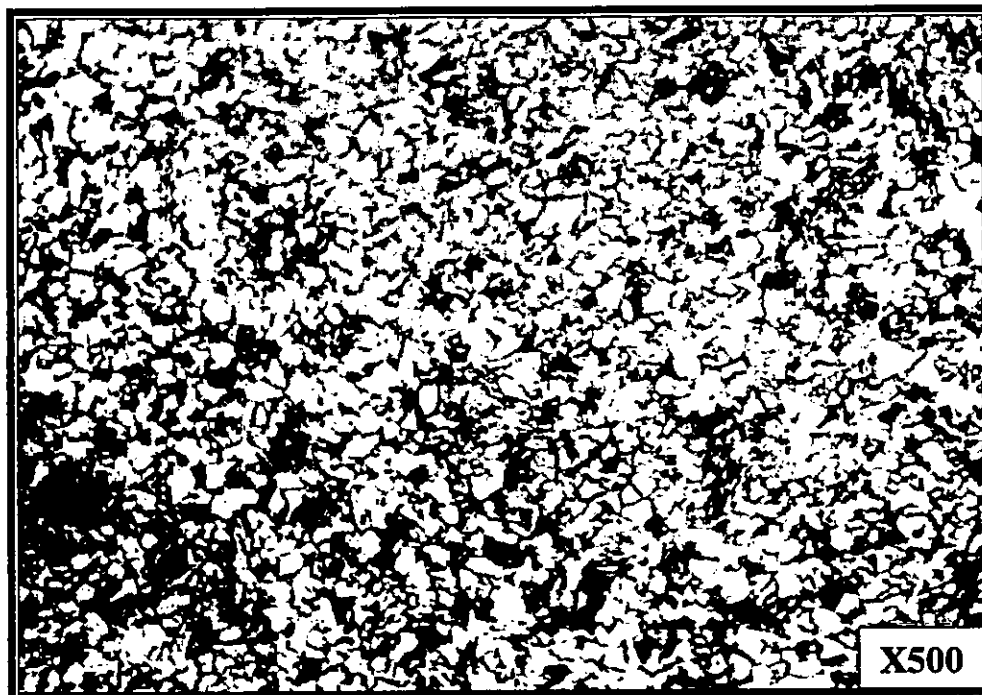
**Fig.44 : Structure Ferrite + Bainite après forgeage à 800 °C / Eau, Nuance B (0.60% Mo). HV = 245**



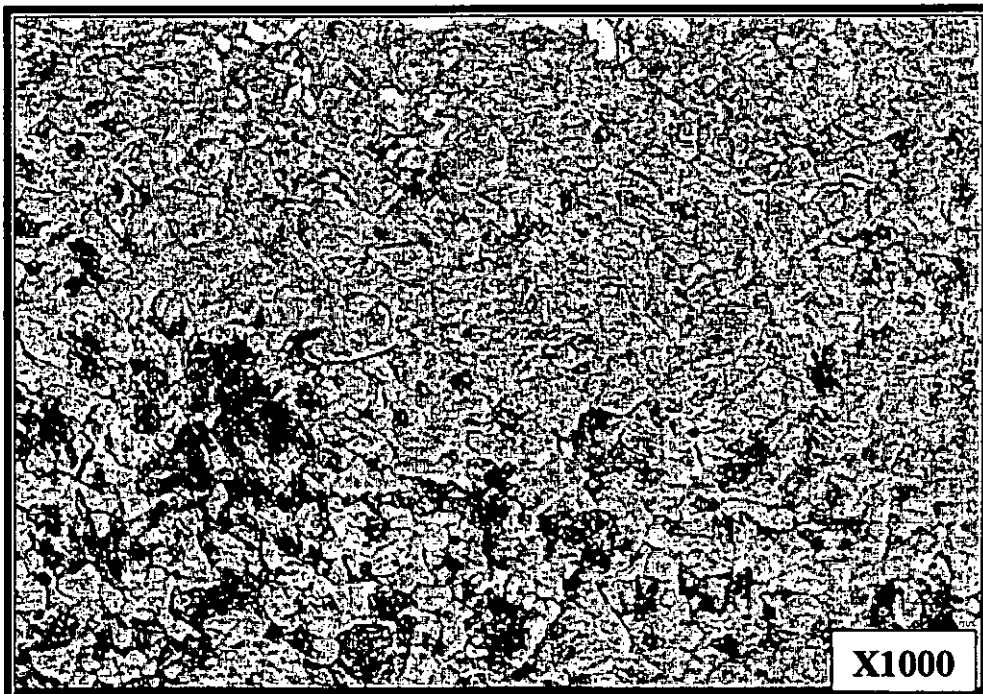
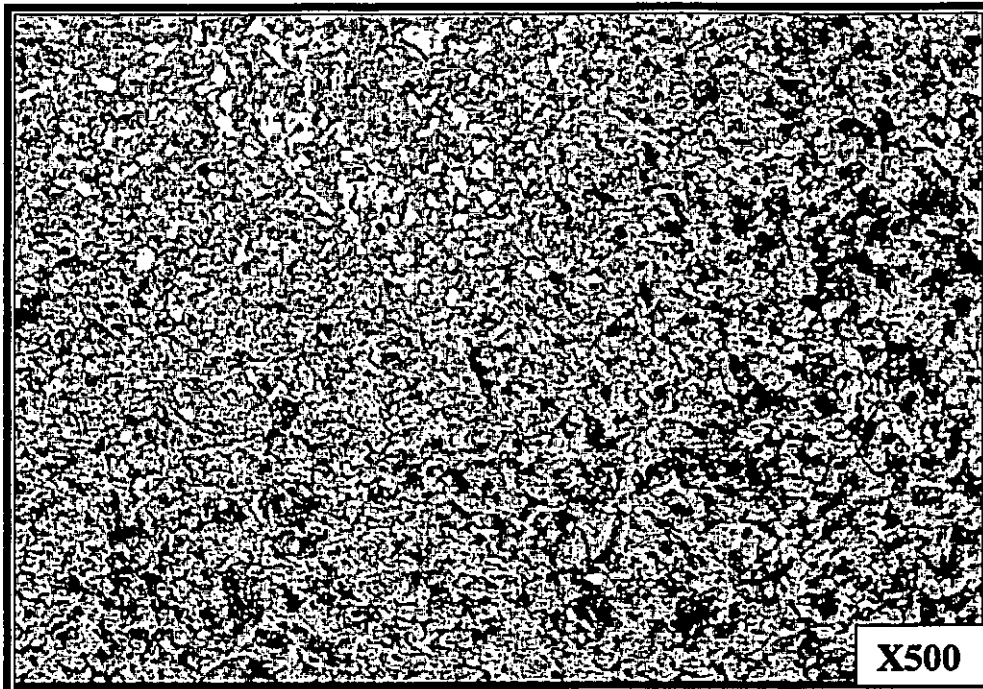
**Fig. 45 : Structure Ferrite + Pearlite après forgeage à 800 °C / Air,  
Nuance B (0.60%Mo). HV = 194**



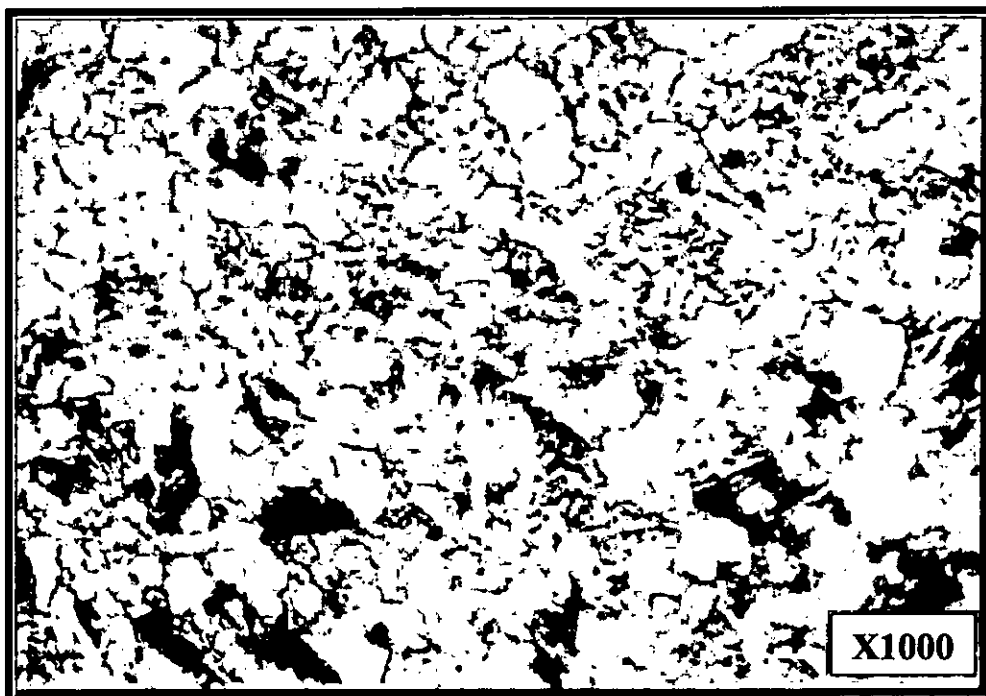
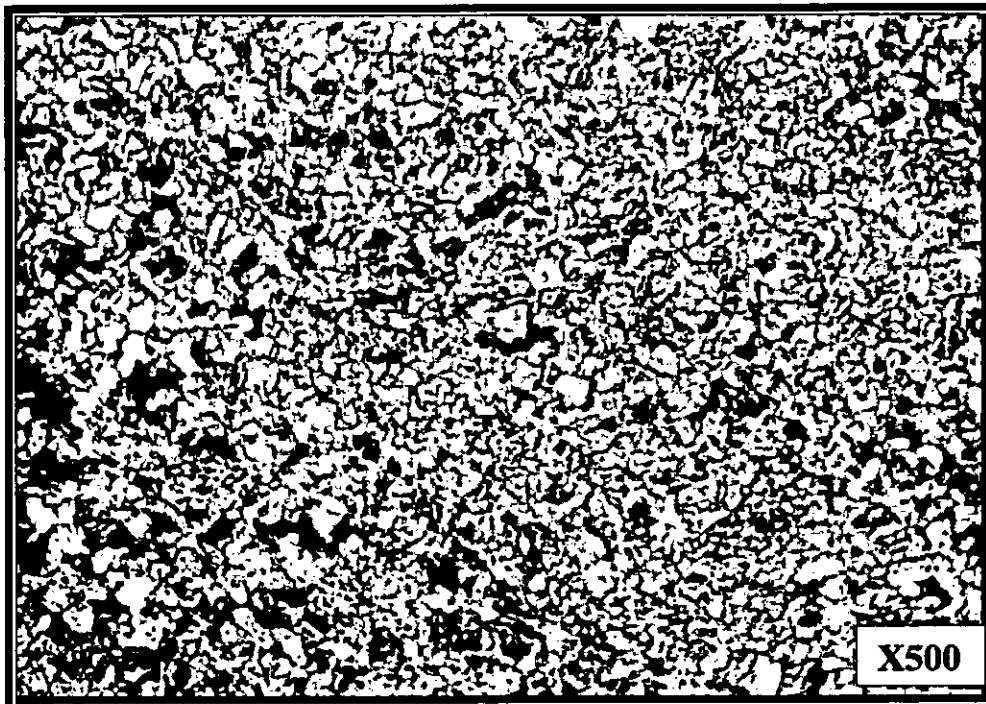
**Fig.46 : Structure Ferrite aciculaire + perlite après forgeage à 900 °C / Eau , Nuance B (0.60% Mo). HV = 260**



**Fig.47 :Structure Ferrito-Perlitique après forgeage à 900 °C / Air,  
Nuance B (0.60%Mo). HV = 176**



**Fig. 48 : Structure Ferrite + Bainite après forgeage à 1000 °C / Eau, Nuance B (0.60 %Mo). HV = 240**

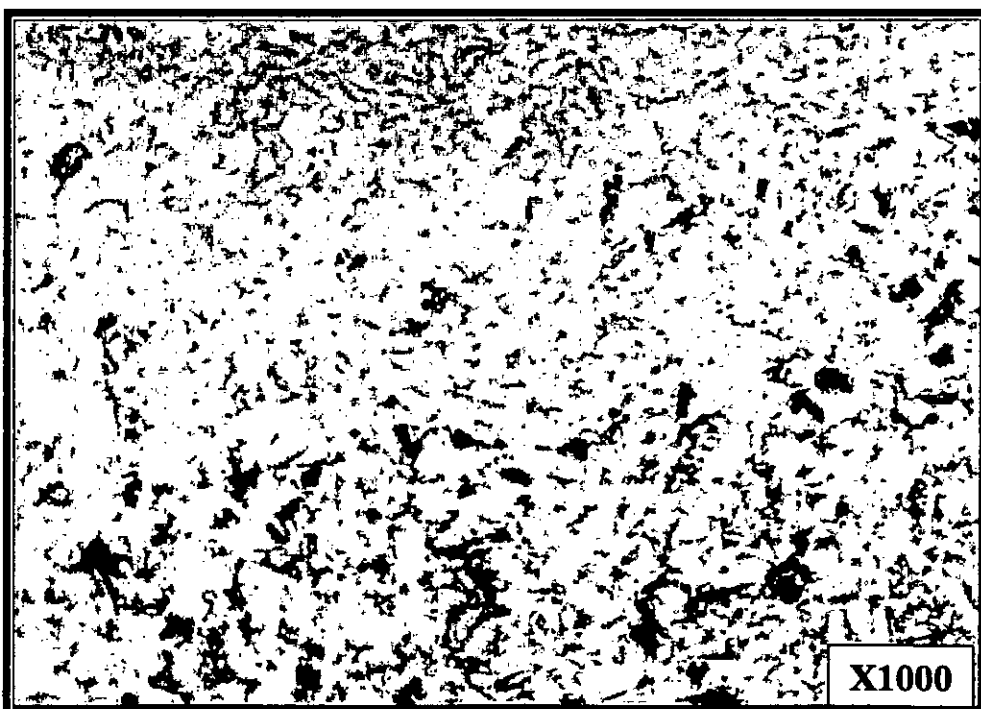
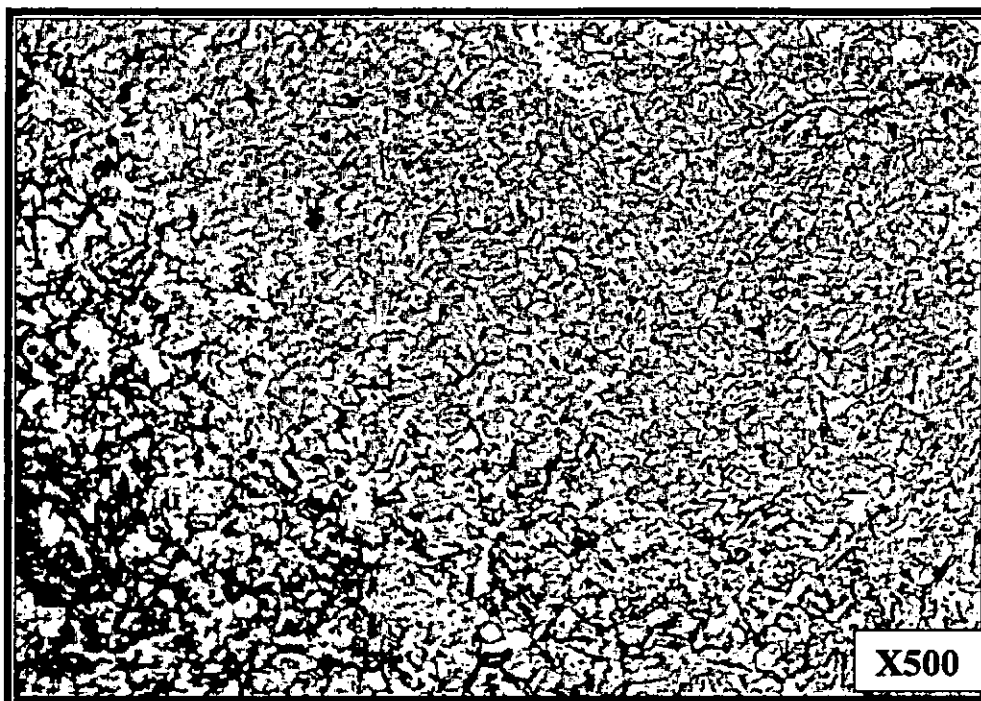


**Fig.49 : Ferrite + Pearlite et faible quantité de ferrite aciculaire après forgeage à 1000 °C / Air, Nuance B (0.60 %Mo). HV = 228**

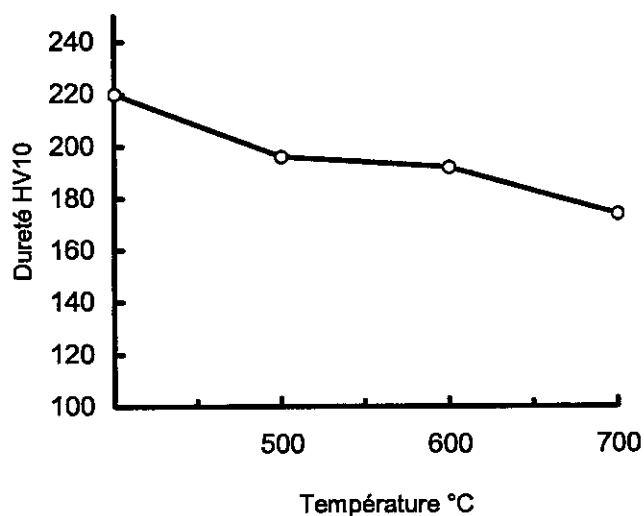




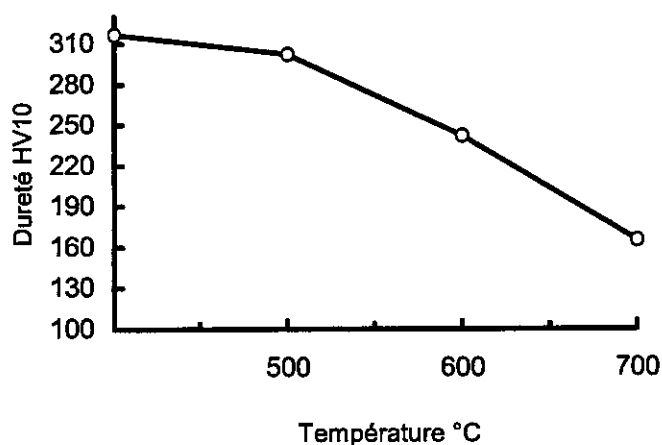
**Fig.50 : Structure Martensite + Ferrite après forgeage  
à 1100 °C / Eau, Nuance B (0.60 %Mo). HV = 304**



**Fig.51 : Structure Ferrite + Pearlite après forgeage à 1100 °C / Air, Nuance B (0.60 %Mo). HV = 180**

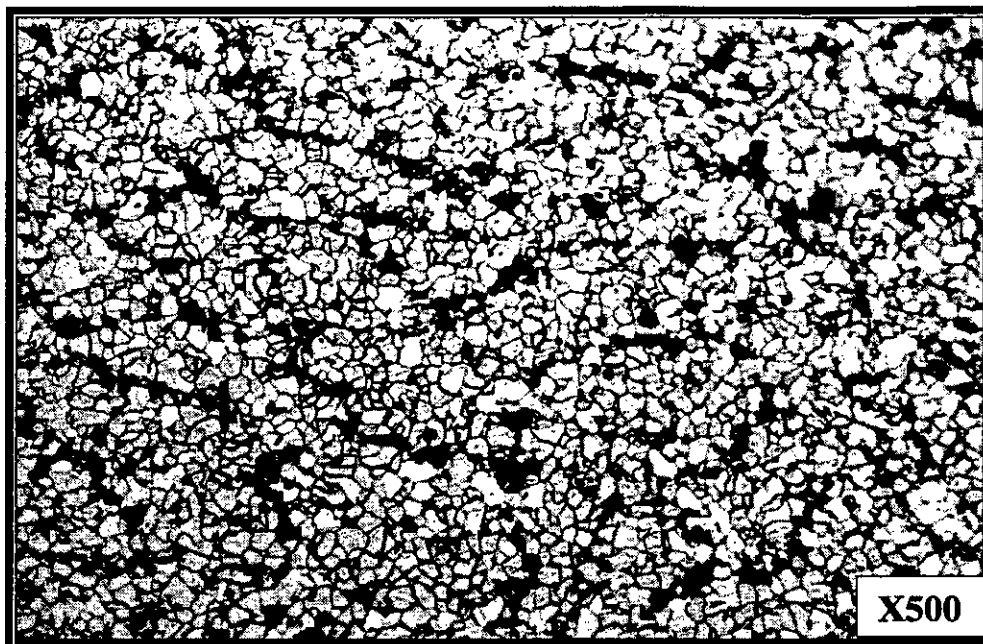


a) échantillons refroidis à l'eau après forgeage

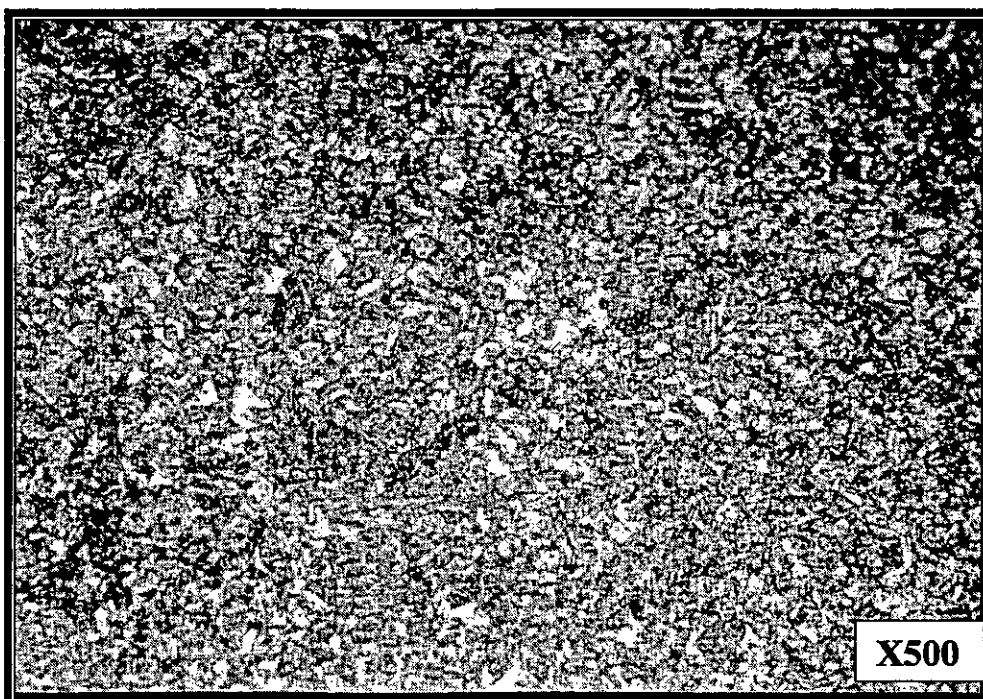


b) échantillons refroidis à l'air après forgeage

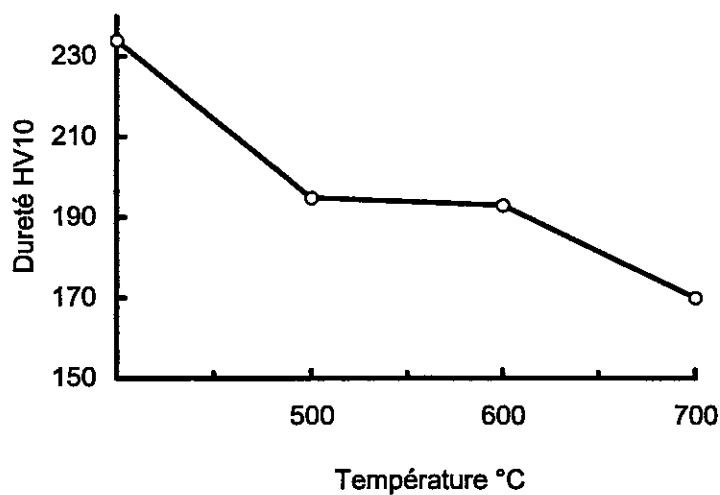
**Fig.52 : Influence de la température de revenu sur la dureté après forgeage à 800 °C + trempe à 850 °C/15'.  
Nuance A (0.40 % Mo)**



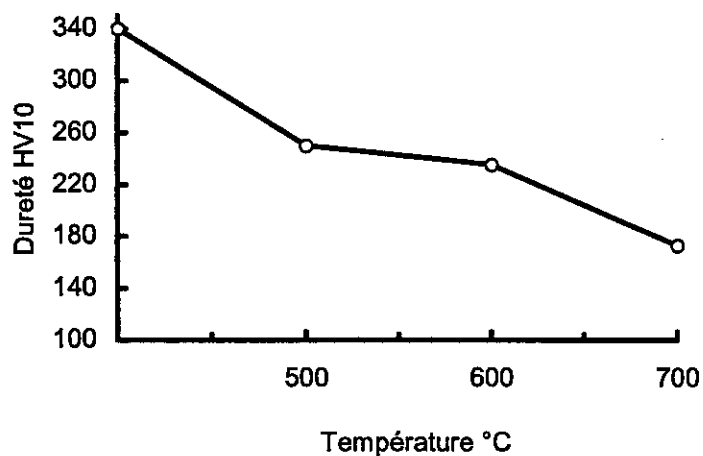
**Fig.53 : Structure Ferrite + Perlite après forgeage à 800 °C / Eau et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 500 °C / 30', Nuance A. HV = 196**



**Fig.54 : Structure Ferrite + Martensite après forgeage à 800 °C / Air Et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 500°C / 30', Nuance A. HV = 302**

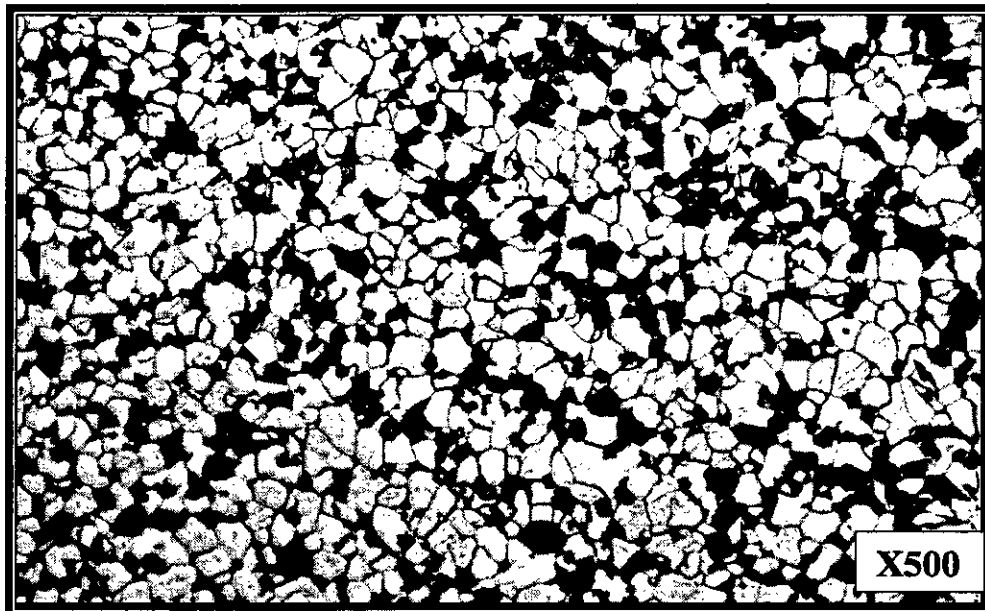


a) échantillons refroidis à l'eau après forgeage

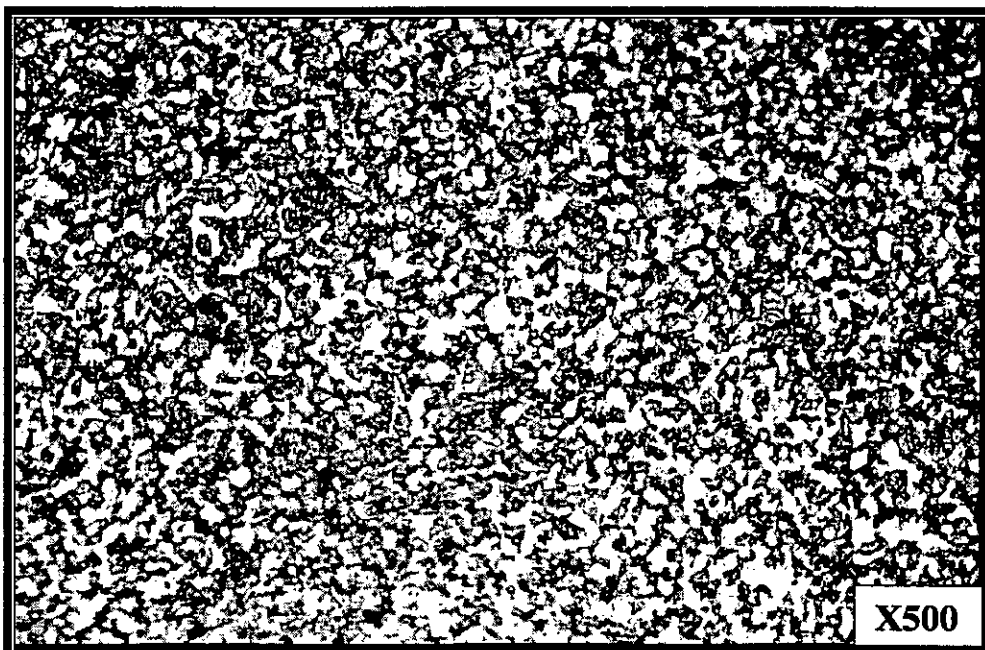


b) échantillons refroidis à l'air après forgeage

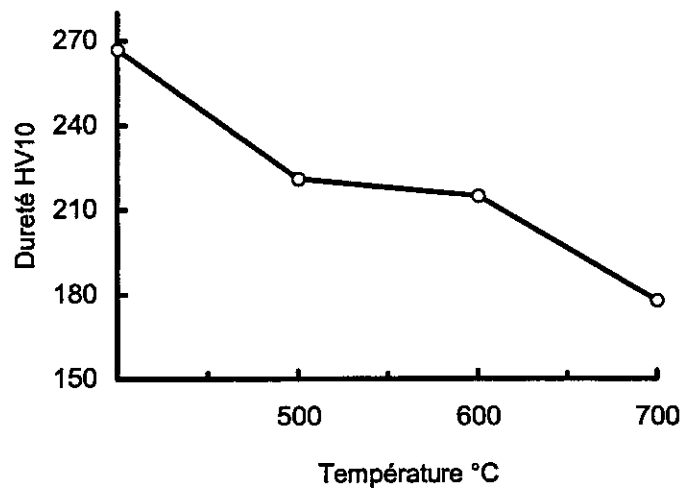
**Fig.55 : Influence de la température de revenu sur la dureté après forgeage à 900 °C + trempe à 850 °C/15'.  
Nuance A (0.40 % Mo)**



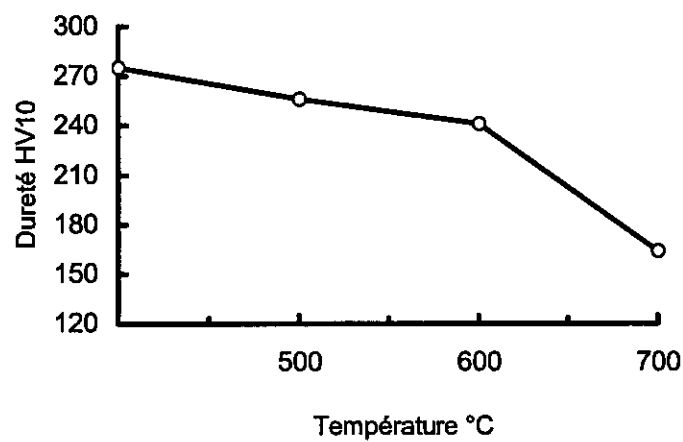
**Fig.56 : Structure Ferrite + Perlite après forgeage à 900 °C / Eau  
Et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 500 °C / 30', Nuance A. HV = 195**



**Fig.57 : Structure Ferrite + Bainite après forgeage à 900 °C / Air  
Et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 500 °C / 30', Nuance A. HV = 250**

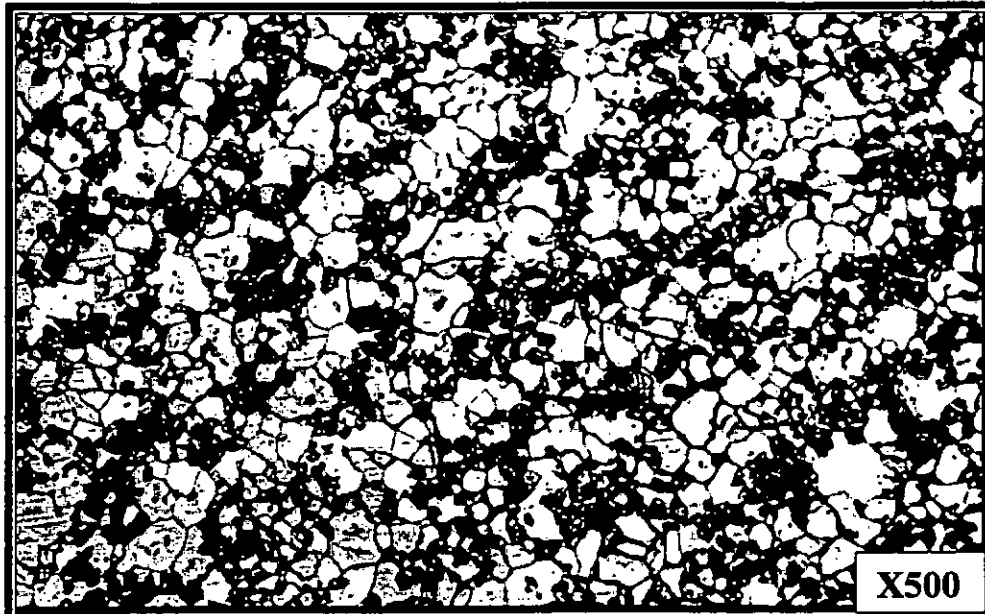


a) échantillons refroidis à l'eau après forgeage

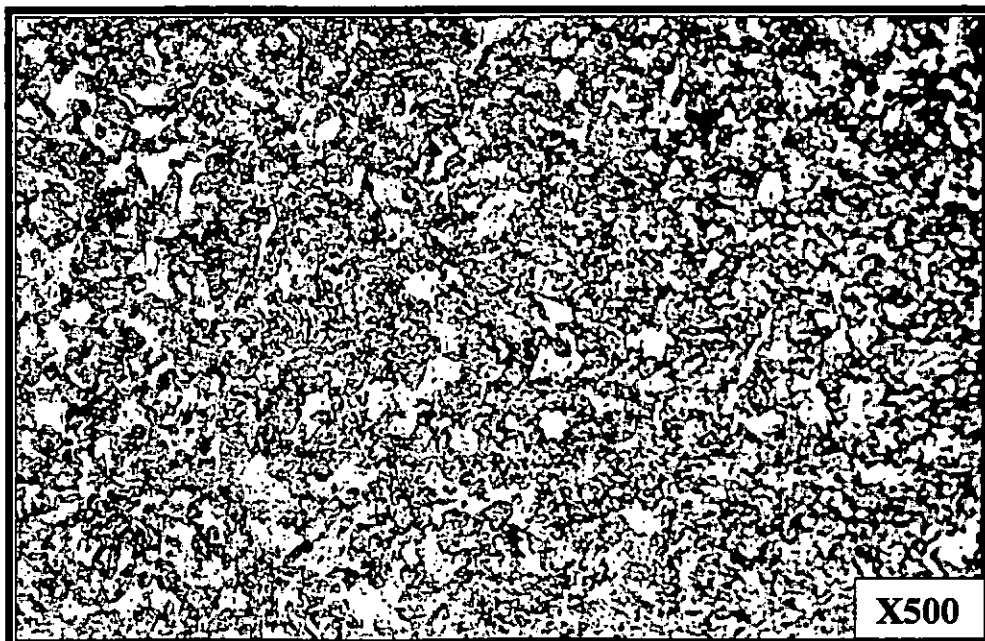


b) échantillons refroidis à l'air après forgeage

**Fig.58: Influence de la température de revenu sur la dureté après forgeage à 1000 °C + trempé à 850 °C/15'. Nuance A (0.40 % Mo)**

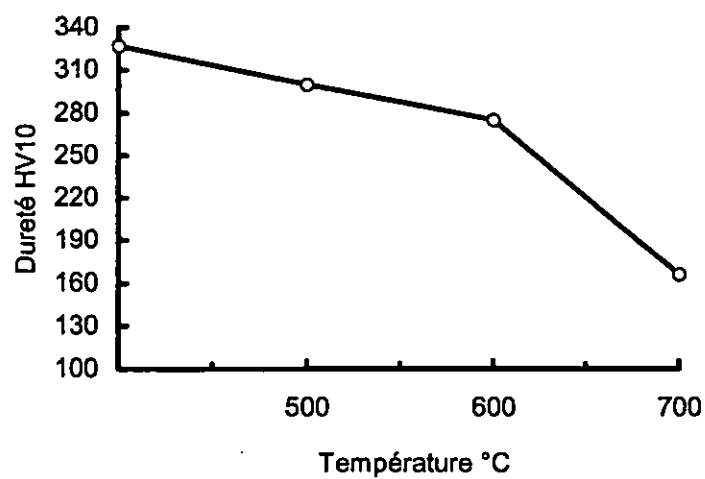


**Fig.59 : Structure Ferrite + Bainite après forgeage à 1000 °C / Eau Et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 500 °C / 30', Nuance A. HV = 221**



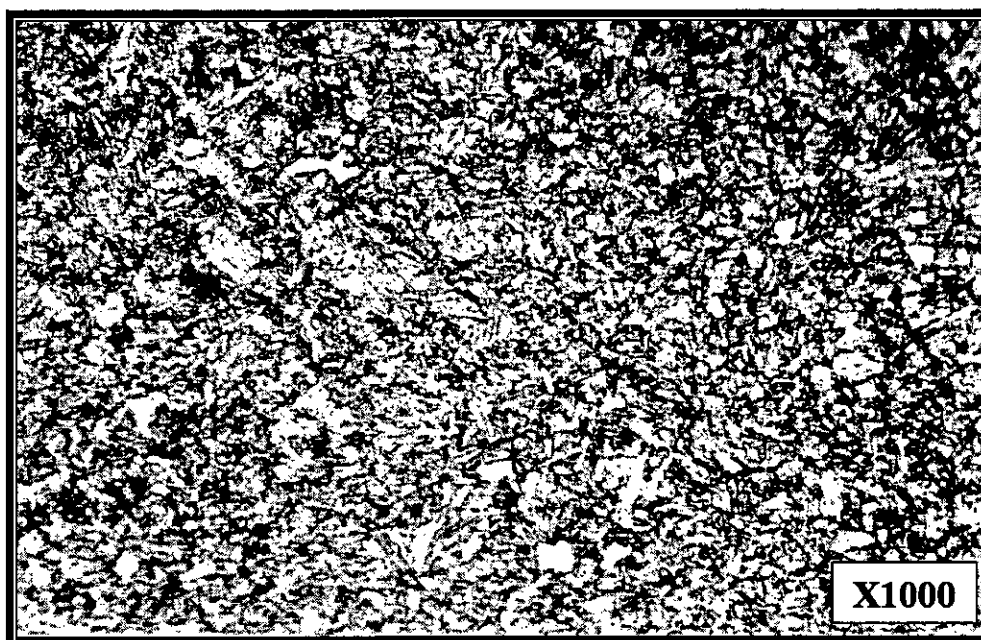
**Fig.60 : Structure Ferrite + Bainite après forgeage à 1000 °C / Air Et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 500 °C / 30', Nuance A. HV = 256**



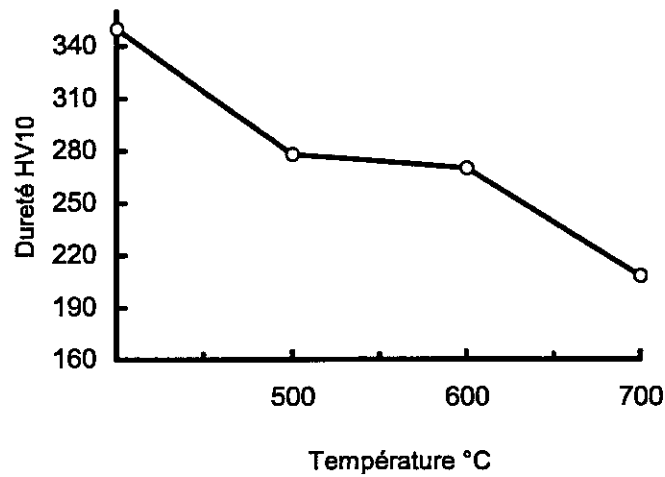


Echantillons refroidis à l'air après  
forgeage

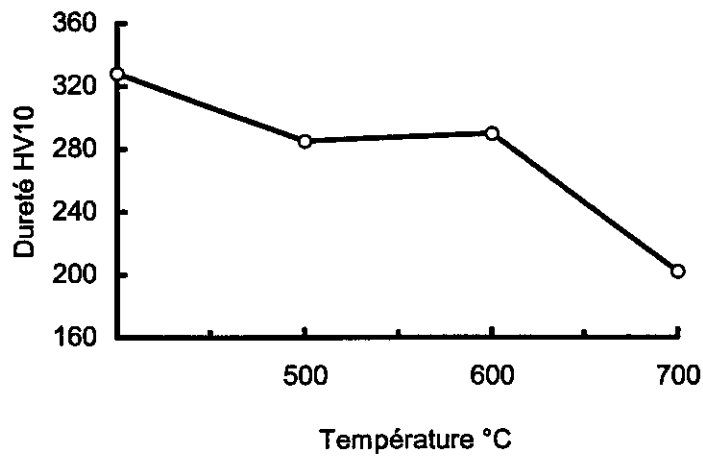
**Fig.61 : Influence de la température de revenu sur la dureté  
après forgeage à 1100 °C + trempe à 850 °C/15'.  
Nuance A (0.40 %Mo)**



**Fig.62 : Structure Ferrite + Martensite après forgeage à 1100 °C / Air  
Et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 500 °C / 30', Nuance A. HV = 300**

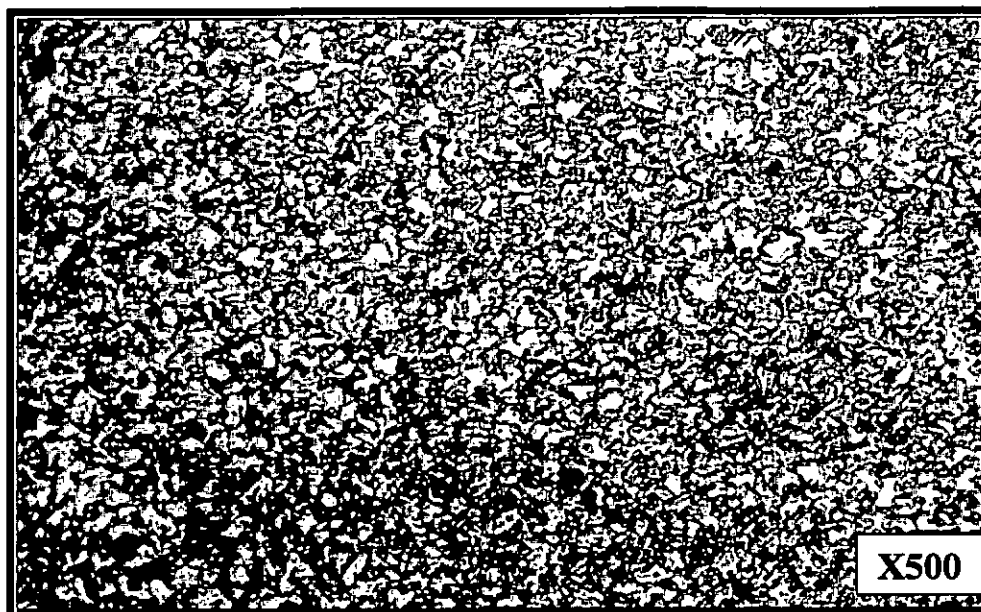


a) échantillons refroidis à l'eau après forgeage

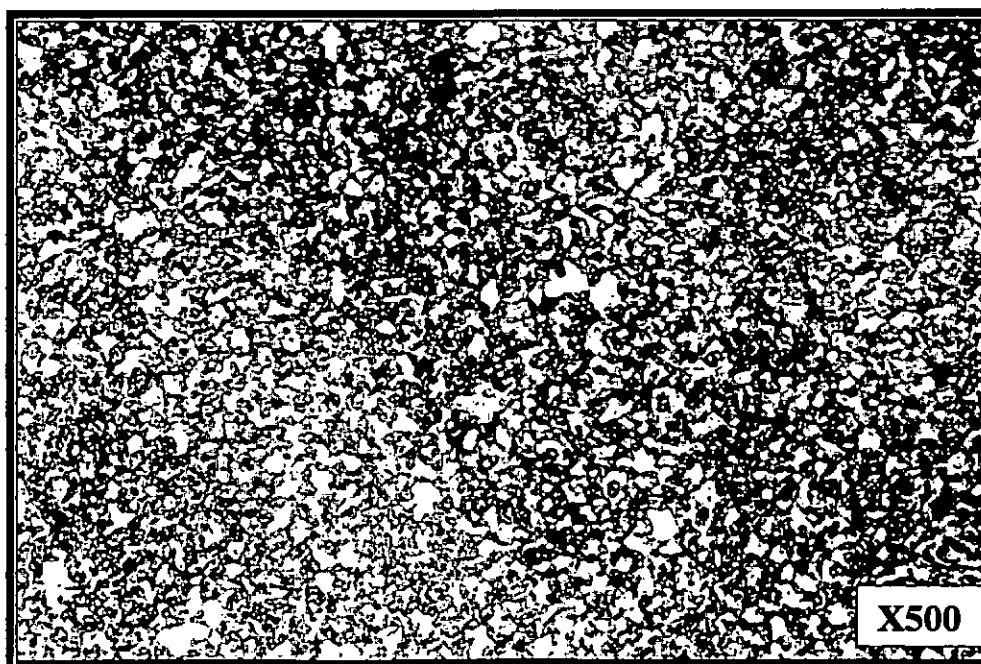


b) échantillons refroidis à l'air après forgeage

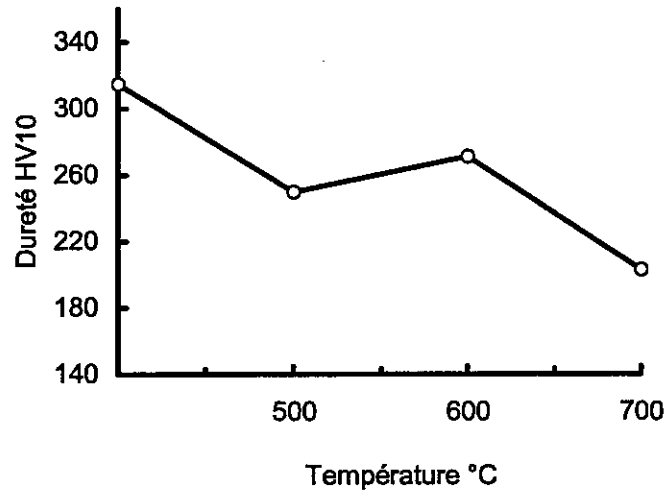
**Fig.63 : Influence de la température de revenu sur la dureté après forgeage à 800 °C + trempe à 850 °C/15'. Nuance B (0.60 %Mo)**



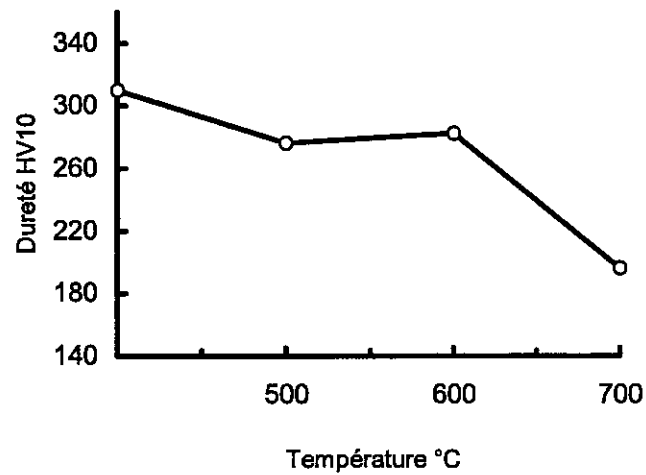
**Fig.64 : Structure Ferrite + Bainite après forgeage à 800 °C / Eau  
Et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 500 °C / 30', Nuance B. HV = 278**



**Fig.65 : Structure Ferrite + Bainite après forgeage à 800 °C / Air  
Et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 600 °C / 30', Nuance B. HV = 290**

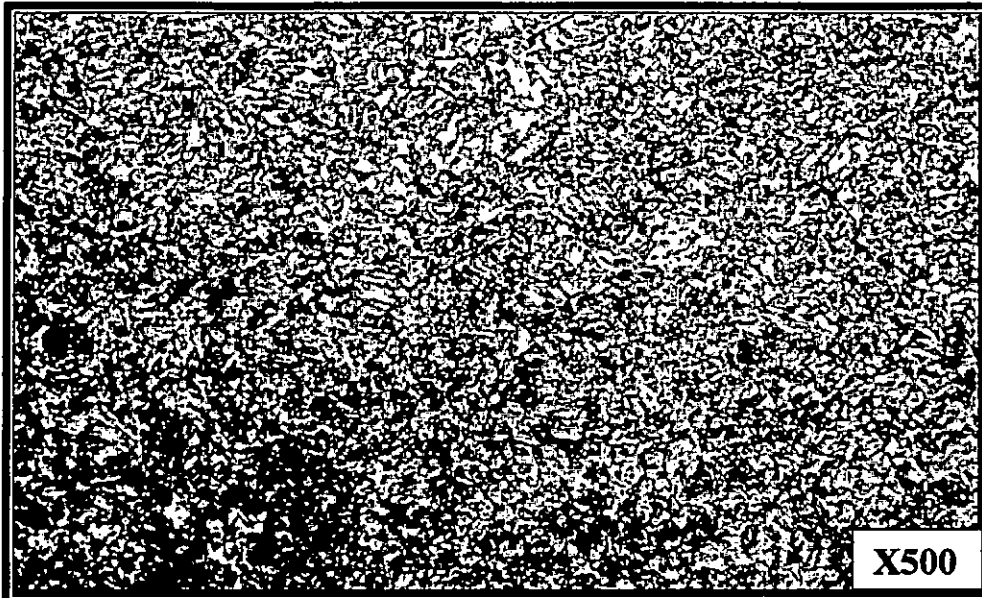


a) échantillons refroidis à l'eau après forgeage

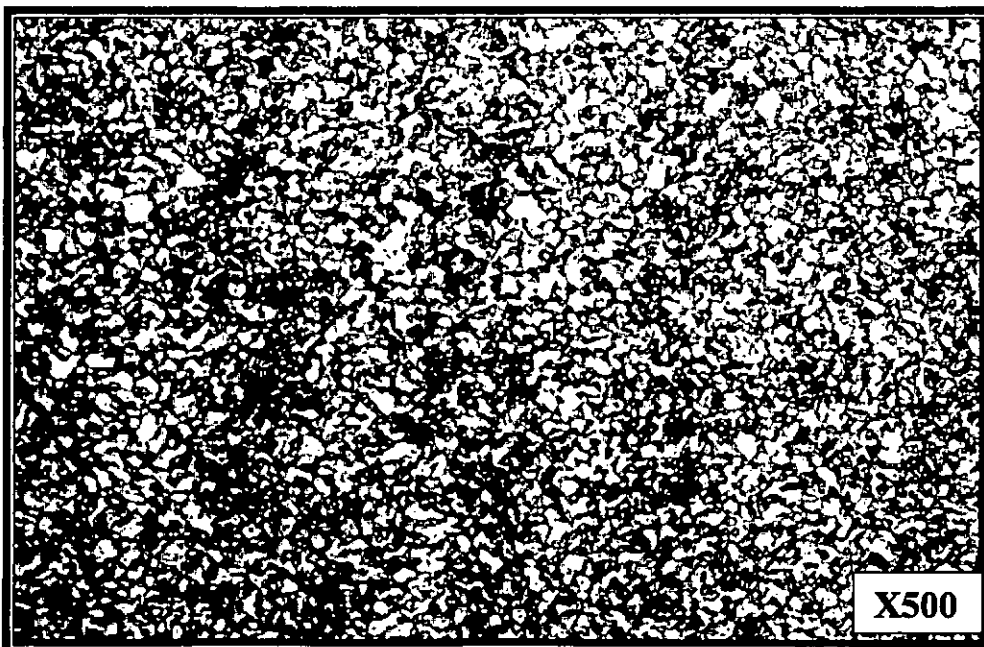


b) échantillons refroidis à l'air après forgeage

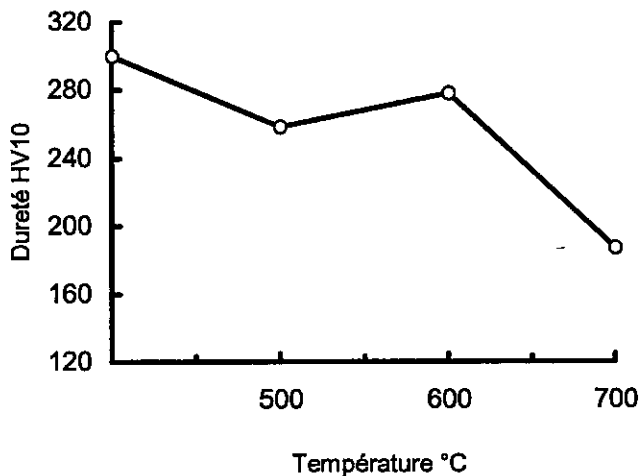
Fig.66 : Influence de la température de revenu sur la dureté après forgeage à 900 °C + trempe à 850 °C/15'.  
Nuance B (0.60 %Mo)



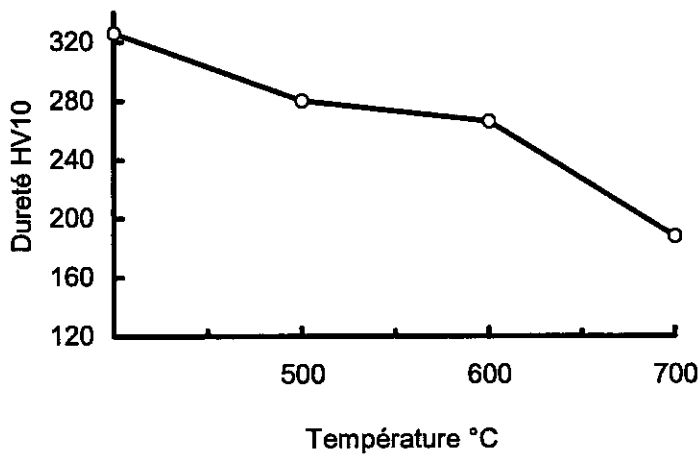
**Fig.67 : Structure Ferrite + Bainite après forgeage à 900 °C / Eau  
Et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 600 °C / 30', Nuance B. HV = 271**



**Fig.68 : Structure Ferrite + Bainite après forgeage à 900 °C / Air  
Et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 600 °C / 30', Nuance B. HV = 282**

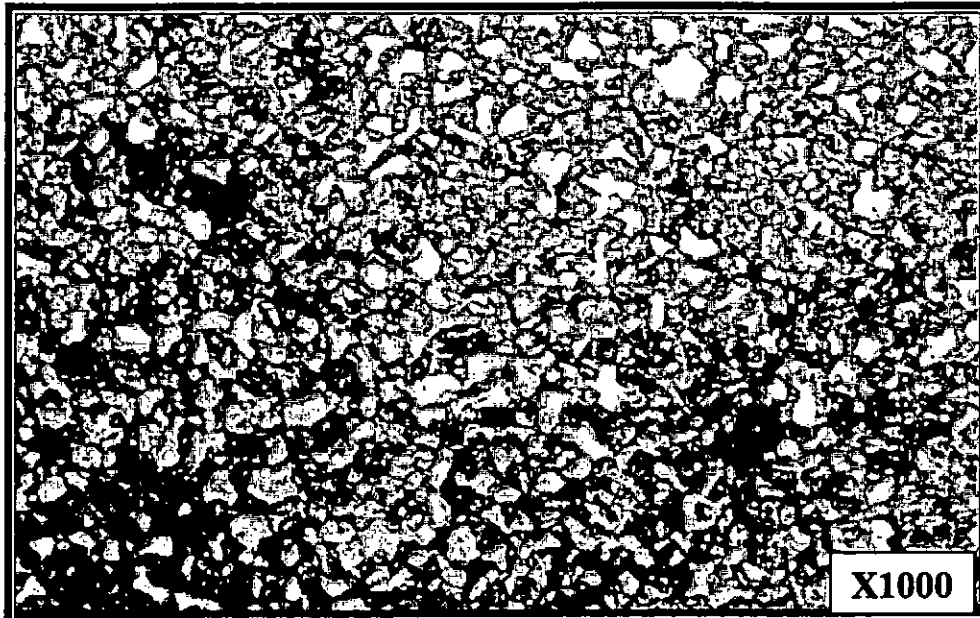


a) échantillons refroidis à l'eau après forgeage

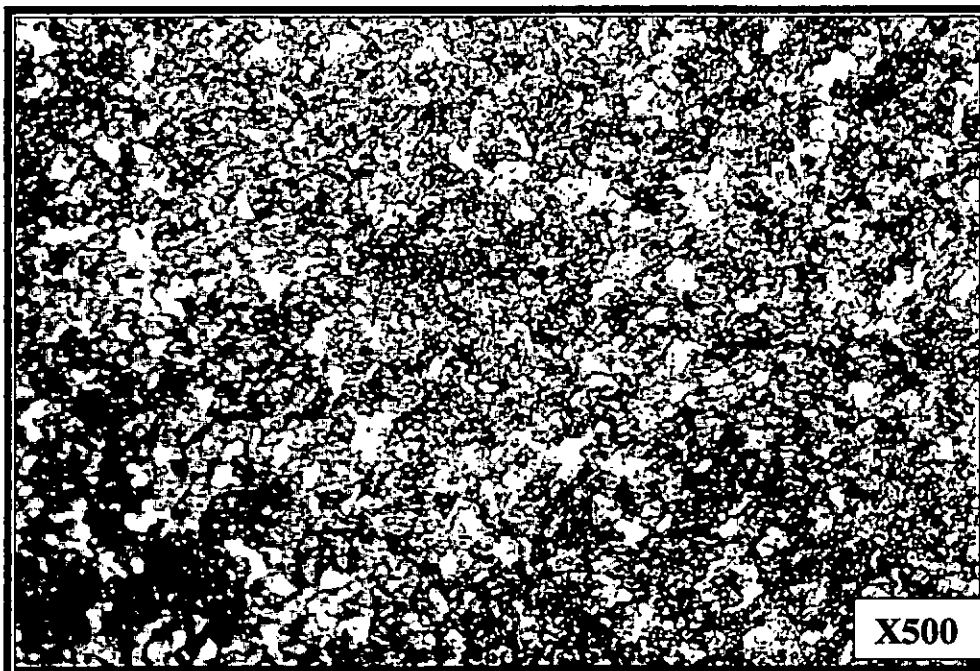


b) échantillons refroidis à l'air après forgeage

**Fig.69 : Influence de la température de revenu sur la dureté après forgeage à 1000 °C + trempe à 850 °C/15'. Nuance B (0.60 %Mo)**

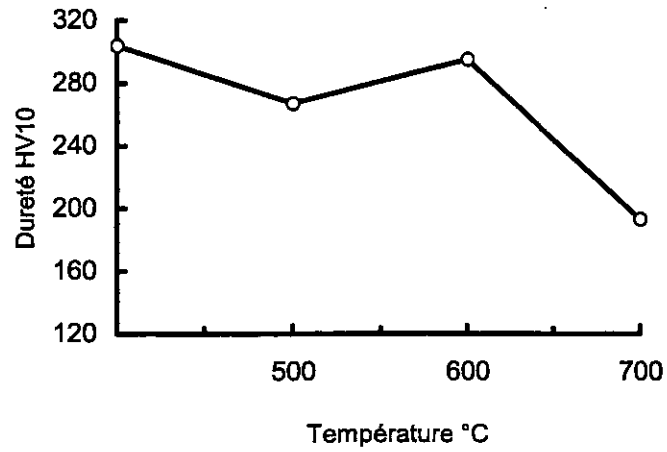


**Fig.70 : Structure Ferrite + Bainite après forgeage à 1000 °C / Eau  
Et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 600 °C / 30', Nuance B. HV = 278**

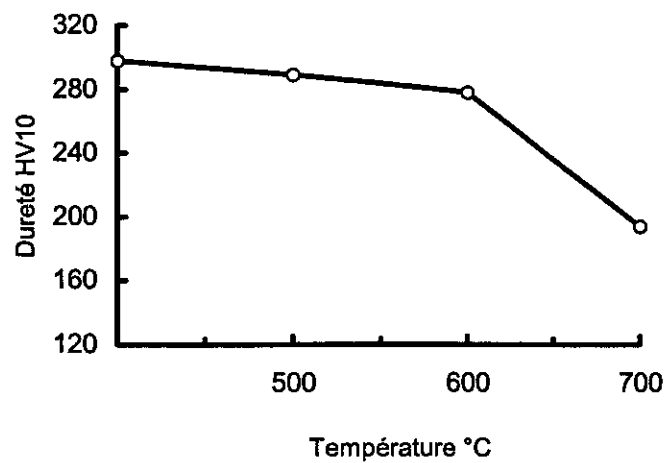


**Fig.71 : Structure Ferrite + Bainite après forgeage à 1000 °C / Air  
Et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 500 °C / 30', Nuance B. HV = 280**



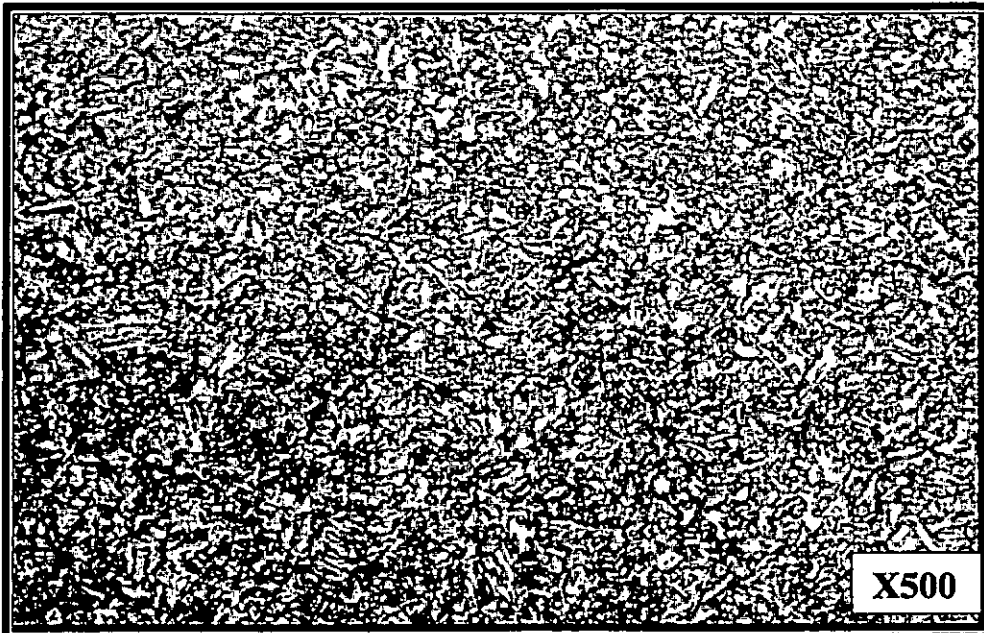


a) échantillons refroidis à l'eau après forgeage

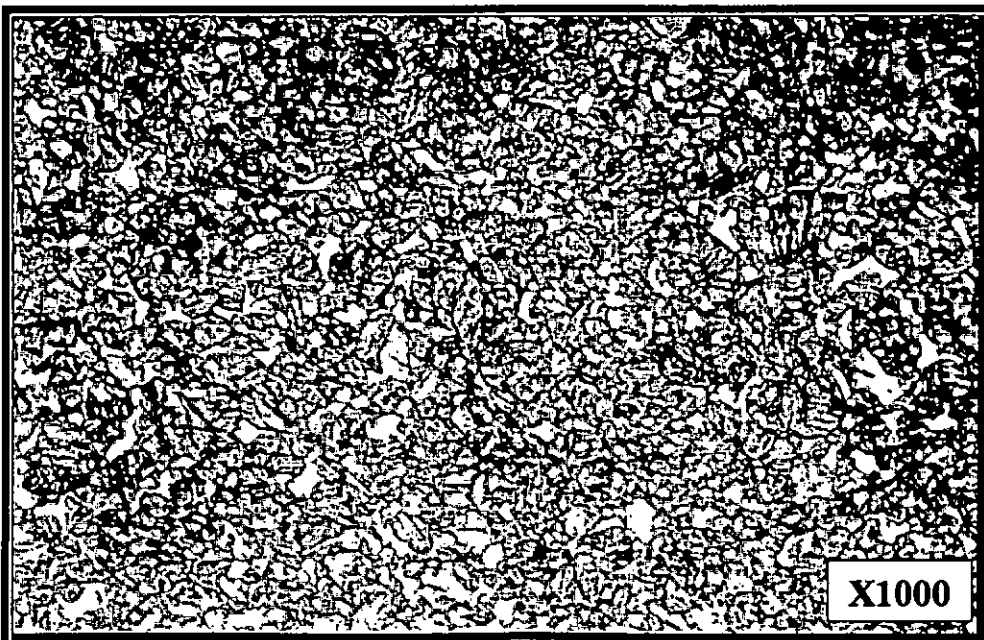


b) échantillons refroidis à l'air après forgeage

**Fig.72 : Influence de la température de revenu sur la dureté après forgeage à 1100 °C + trempé à 850 °C/15'. Nuance B (0.60 %Mo)**



**Fig.73 : Structure Ferrite + bainite après forgeage à 1100 °C / Eau Et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 600 °C / 30', Nuance B. HV = 295**



**Fig.74 : Structure Ferrite + Bainite après forgeage à 1100 °C / Air Et Trempe à 850 °C / 15', Revenu 500 °C / 30', Nuance B. HV = 289**

Types de carbures	Eléments alliés	Composition, %
MC	C	13.0
	Fe	04.0
	W	23.0
	Mo	14.0
	V	43.0
	Cr	04.5
M <sub>2</sub> C	C	06.0
	Fe	07.0
	W	41.0
	Mo	28.0
	V	11.0
	Cr	08.0
M <sub>3</sub> C	C	06.7
	Fe	76.6
	W	05.0
	Mo	04.0
	V	02.0
	Cr	08.0
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	C	04.0
	Fe	45.0
	W	25.0
	Mo	18.0
	V	04.0
	Cr	05.0
M <sub>6</sub> C	C	03.0
	Fe	35.0
	W	35.0
	Mo	19.0
	V	03.3
	Cr	03.3

**TABLEAU 5 : DURETE DE LA MARTENSITE ET DES DIFFERENTS CARBURES DANS LES ACIERS**