

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

وزارة التعليم العالي والبحث العلمي

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA
RECHERCHE SCIENTIFIQUE

بجامعة البليدة معهد الميكانيك

UNIVERSITE DE BLIDA- INSTITUT DE MECANIQUE

مذكرة ماجستير

MEMOIRE DE MAGISTER

Présenté par: *Yacine SI-KADDOUR*

*En vue de l'obtention du Diplôme de Magister en Génie Mécanique
Option : Science des Matériaux.*

Thème

*Influence du Titane sur l'Evolution de la Microstructure
et des Propriétés Mécaniques d'un Acier Micro-allié
Forgé à Haute Limite Elastique (HLE)*

Soutenue devant le Jury :

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



Remerciements

Le travail présenté dans ce mémoire a été effectué en grande partie au laboratoire de Métallurgie du centre de développement des matériaux (LM/CDM) au Haut commissariat à la recherche (HCR).

Je voudrais tout d'abord exprimé ma profonde et sincère reconnaissance au Docteur HADJI Mohamed , maître de conférence à l'UST BLIDA. La confiance qu'il m'a accordée, la disponibilité dont il a fait preuve à mon égard ainsi que sa grande expérience en Métallurgie ont beaucoup contribués à la réalisation de cette étude. Travailler avec lui a été un plaisir par l'autonomie qu'il m'a laissée et la rigueur qu'il essaye constamment de transmettre.

Ma vive gratitude et mes sincères reconnaissances vont à Monsieur A.H MAGNOUCHE chargé de recherche et chef du laboratoire de Métallurgie au CDM / HCR. Je tiens à le remercier singulièrement pour son aide inestimable et son soutien morale et j'étais très sensible à la manière dont il m'a reçu dans son laboratoire qu'il trouve ici l'expression de mon profond respect.

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

Je remercie Messieurs A.H MAGNOUCHE Directeur de Recherche au HCR / Frantz Fanon, M. AZZAZ Maître de conférence USTHB et N. BRAHIMI Chargé de cours USTBLIDA pour l'intérêt qu'ils ont manifestés à ce travail en acceptant de faire partie de ce jury.

Je voudrais également remercier les personnes que, dans de nombreux laboratoires, m'ont accueilli toujours avec une grande gentillesse et m'ont fait bénéficier de leurs compétences sur les techniques expérimentales. Je pense tout particulièrement à Monsieur M.NAHNAH, chercheur au LM/CDM dont je ne peux oublier son aide inestimable, sa grande disponibilité, ses conseils et son soutien morale qu'il trouve ici l'expression de ma profonde gratitude.

Je tiens également à exprimer ma reconnaissance à toute l'équipe du Laboratoire de Métallurgie /CDM /HCR ; S.F MOULA, Melle BOUTAREK, B.NEGGACHE, M. BOUMERIDJA, S.BERRAHMA, OUAHID, NOUREDDINE, SAIDI et spécialement à Monsieur N.SOUAMI pour son aide, ses conseils et informations en microscopie électronique qu'il trouve ici l'expression de mes sincères remerciements.

Je remercie aussi toute l'équipe du laboratoire de contrôle de qualité de l'unité de fonderie de Rouiba – SONACOME , spécialement à Monsieur MAZARI , ZOUYED , BACHI , BELKACEM ainsi que toute l'équipe du laboratoire centrale CVI / SONACOME , D.SAIDJ , REDA , A.NEMAR pour leur aide et leur soutien .

Mes remerciements vont également à :

- Tous mes camarades et collègues spécialement Djamel, Souad, Malik, Mohamed, Sami pour leur soutien et aide inestimable.
- Mme GUELIL technicien au laboratoire des rayons X – SONAREM pour son aide et son accueil.
- Mr BELKADI chef du laboratoire des rayons X et à Mr CHOUIARA responsable du microscope électronique à balayage (CRD / SONATRACH / Boumerdes) pour leur aide et leur accueil amical qu'ils m'ont réservé.
- Mr O.MANSRI chercheur au centre du développement des techniques avancés CDTA / HCR pour son aide
- Mr BELALA directeur de la forge / SONACOME /CVI pour son aide et son accueil chaleureux.
- Mr DAHMOUNE.D chef de département de Métallurgie –USTHB et pour son aide et conseils
- Mr MEDAREGUE NAROU.H ingénieur / Banque centrale d'Algérie pour son accueil et son aide
- Mr TEBIB.C ingénieur / ENGTP pour son accueil et son aide
- A toutes les personnes qui ont contribuées de près ou de loin à l'élaboration de ce travail.

Je ne saurai terminer ces quelques lignes de remerciements sans penser à ma famille, à ma Future Femme et à mes amis qui m'ont apportés leur soutien moral et matériel.

Yacine.S

SOMMAIRE

OBJECTIFS	1
INTRODUCTION	2
CHAPITRE I RECHERCHE BIBLIOGRAPHIQUE	
1 - Les Aciers microalliés à haute limite d'élasticité (HLE)	
1-1 – Définition et Spécification des Aciers microalliés à haute limite d'élasticité (HLE)	5
1-2 – Influence des éléments d'additions sur Les Aciers microalliés à haute limite d'élasticité (HLE)	9
1-3 – Développement des aciers microalliés pour pièces Forgées	11
1-4 – Application des Aciers microalliés à haute limite d'élasticité (HLE)	13
2 - PRECIPITATION DANS LES ACIERS MICROALLIES A HAUTE LIMITE D'ELASTICITE (HLE)	
2-1 Cinétique de précipitation	14
2-2 Mécanismes de précipitation	15
2-3 Précipitation dans les aciers microalliés à haute limite d'élasticité (HLE)	17
2-4 Les inclusions non métalliques	19
3 - TRAITEMENTS THERMOMECHANIQUES DES ACIERS MICROALLIES A HAUTE LIMITE D'ELASTICITE (HLE)	
3-1 – Mécanismes mis en jeu par la Déformation	21
3-2 - Déformation dans la zone de recristallisation	22
a - Adoucissement dynamique	
b - Adoucissement statique	

3 - 3 – Cinétique de Recristallisation dynamique	24
3 - 4 – Interaction entre processus statique et dynamique	24
3 - 5 – Interaction précipitation – recristallisation	25
3 - 6 – Déformation dans la zone de non recristallisation	25
3 - 7 – déformation dans le domaine ($\alpha + \gamma$)	26
4 - TRAITEMENTS THERMOMECHANIQUES A HAUTE TEMPERATURE TTMHT	
4 - 1 – Mode de Réalisation des TTMHT	27
4 - 2 – Propriétés obtenus	28
4 - 3 – Quelques observations sur des aciers ayant subis un TTMHT	29
4 - 4 – Cinétique du Revenu après TTMHT	30
CHAPITRE II TECHNIQUES EXPERIMENTALES	
1 - Matériaux étudiées	32
1-1 – Bilan Matière	32
1-2 –Elaboration au four à induction	34
1-2 – 1 Les étapes de l'élaboration	
1-2 – 2 Dimension et formes du moule et des lingots	
2 - Analyses Chimiques	37
2-1 – Analyse du %C et %S	
2-2 – Analyse par spectrométrie par fluorescence des rayons X	
3 - Traitements thermiques et thermomécaniques	38
4 - Observation au Microscope optique	38
5 - Observation au Microscope Electronique à Balayage	39
6 - Micro - sonde AUGER	39
7 - Technique de diffraction des rayons X	40

3 - 3 – Cinétique de Recristallisation dynamique	24
3 - 4 – Interaction entre processus statique et dynamique	24
3 - 5 – Interaction précipitation – recristallisation	25
3 - 6 – Déformation dans la zone de non recristallisation	25
3 - 7 – déformation dans le domaine ($\alpha + \gamma$)	26
4 - TRAITEMENTS THERMOMECHANIQUES A HAUTE TEMPERATURE TTMHT	
4 -1 – Mode de Réalisation des TTMHT	27
4 -2 – Propriétés obtenus	28
4 - 3 – Quelques observations sur des aciers ayant subis un TTMHT	29
4 - 4 – Cinétique du Revenu après TTMHT	30
CHAPITRE II TECHNIQUES EXPERIMENTALES	
1 - Matériaux étudiées	32
1-1 – Bilan Matière	32
1-2 –Elaboration au four à induction	34
1-2 - 1 Les étapes de l'élaboration	
1-2 - 2 Dimension et formes du moule et des lingots	
2 - Analyses Chimiques	37
2-1 – Analyse du %C et %S	
2-2 – Analyse par spectrométrie par fluorescence des rayons X	
3 - Traitements thermiques et thermomécaniques	38
4 - Observation au Microscope optique	38
5 - Observation au Microscope Electronique à Balayage	39
6 - Micro - sonde AUGER	39
7 - Technique de diffraction des rayons X	40

8 - Essais mécaniques	40
8-1 - Dureté HV	
8-2 - Essai de Traction	

CHAPITRE III RESULTATS ET INTERPRETATIONS	42
-----------------------------------------------------	-----------

CONCLUSION GENERALE	54
----------------------------	-----------

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

ANNEXES DES FIGURES ET GRAPHES

ANNEXES DES TABLEAUX

OBJECTIFS

L'économie de fabrication d'un excellent produit de qualité est le but principal du développement technologique. C'est ce que les ingénieurs et les scientifiques cherchent à atteindre dans le milieu industriel aussi bien que dans les laboratoires. Pour atteindre ce but, il est impératif de prédire les propriétés des produits fabriqués et, basé sur cette prédiction déterminer la composition chimique optimale ainsi que le ou les traitements thermiques et/ou thermomécaniques à appliquer afin de contrôler la production et la qualité du produit final.

Traditionnellement, la prédiction et le contrôle de l'évolution de la microstructure et des propriétés mécaniques étaient basées sur les connaissances et l'expérience personnelle de l'ingénieur. Cependant, la prédiction et les méthodes utilisées pour contrôler la production dépendaient totalement sur des connaissances individuelles.

Dans la fabrication des aciers, où les traitements sont complexes et l'évolution de la microstructure est dynamique, une telle prédiction prend beaucoup de temps et d'efforts et un contrôle régulier de la production était impossible. Cependant, avec l'aide des récents développements dans la métallurgie physique, des techniques de laminage, des traitements thermomécanique et l'utilisation des micro-ordinateurs en utilisant des techniques de simulation basées sur des modèles mathématiques ; il est maintenant possible de prédire la microstructure et les propriétés mécaniques pendant la production avec le contrôle des conditions de fabrication.

La demande d'aciers possédant une bonne combinaison de résistance, de ténacité et de soudabilité a conduit au développement d'aciers à bas carbone <0.20 et à haute limite d'élasticité (HLE).

Le développement des aciers (HLE) est le résultat de combinaison de technologie de traitement et d'éléments micro alliés. Il est bien connu que l'addition des éléments micro alliés dans les aciers est d'une importance capitale pour produire une qualité de haute résistance. Cette addition influe sur l'évolution de la microstructure de l'austenite durant le traitement thermomécanique et provoque un durcissement par précipitation de la matrice par conséquent détermine les propriétés mécaniques finales du produit.

Notre travail va porter sur l'étude de l'influence du Titane sur l'évolution de la microstructure et les propriétés mécaniques d'un acier micro allié forgé à haute limite d'élasticité après différents traitements thermiques et thermomécaniques ; Ceci, afin d'en définir les propriétés optimales d'emploi.

Les objectifs de cette étude sont basés principalement sur :

1. La Compréhension du processus d'élaboration des aciers micro alliés à haute limite d'élasticité (HLE), avec une perspective de diminuer le pourcentage de Carbone
2. Le forgeage contrôlé des aciers HLE de la 3^{ème} génération
3. La définition et la compréhension du phénomène de précipitation des aciers Ti-Nb-V
4. L'étude de l'influence du Titane sur le durcissement des aciers (HLE) Ti-Nb-V lors du Revenu

INTRODUCTION GENERALE

En 1977, l'entreprise nationale de la sidérurgie (EN.SIDER) d'El - Hadjar / ANNABA, a commencé la production de tube (pipelines) pour l'industrie pétrolière pour le compte de la SONATRACH, par l'élaboration d'un acier microalliés à haute limite d'élasticité (HLE) du type X60 (Norme API 5 l). Auparavant, ces produits étaient importés ; La production actuelle satisfait les besoins de la SONATRACH.

Du point de vue métallurgique, les pipelines doivent présenter des propriétés structurales et mécaniques uniformes, non seulement dans les parois externes mais aussi dans les parois internes. Le niveau élevé des propriétés mécaniques imposées permet à ces tubes de supporter, sans risque de rupture, d'importantes contraintes.

Les aciers microalliés à haute limite d'élasticité (HLE) se caractérisent par :

- Une haute limite d'élasticité obtenue par de faible addition d'éléments à dispersoïdes (Ti , Nb , V , Zr ,Etc.).
- Une bonne soudabilité
- Une bonne formabilité
- Et un bon compromis Résistance – ténacité

L'ajout des d'éléments à dispersoïdes (Ti , Nb , V , Zr ,etc.) à deux rôles :

- Durcissement par précipitation
- Retarder la recristallisation

Notre travail va porter sur l'étude de l'influence du % de Ti sur les propriétés mécaniques et sur l'évolution structurale après différents traitements thermiques et thermomécaniques ; ceci, afin d'en définir les propriétés optimales d'emploi.

Afin de comprendre le processus de durcissement et d'améliorer les propriétés mécaniques de cet acier depuis l'état brut de coulée jusqu'à la fin des différents traitements, nous avons élaboré trois nuances à différent pourcentage de Titane (0.0085, 0.15, 0.25) et nous avons mis en œuvre une série de traitement thermique et thermomécanique pour mettre

En évidence l'influence du % Ti,, de la température de forgeage et de la vitesse de refroidissement sur l'évolution de la microstructure et sur les propriétés mécaniques.

Notre étude se divise en trois chapitres ; le premier chapitre est consacré à la recherche bibliographique qui donne un aperçu sur le phénomène de précipitation, les traitements thermomécaniques ainsi qu'un historique sur les aciers microalliés forgé à haute limite d'élasticité (HLE).

Dans le chapitre II on a donner une description des méthodes expérimentales utilisées pour la caractérisation de notre acier.

Le chapitre III est consacré à l'interprétation des différents résultats obtenus après les différents traitements.

Et en fin une conclusion générale qui va regrouper toutes les remarques et les conclusions essentielles de notre étude.

1- LES ACIERS MICROALLIES A HAUTE LIMITE D'ELASTICITE (HLE)

De nos jours, une maîtrise moderne du matériau fait des technologies clés des sociétés industrielles les plus performantes. Dans ce cas moderne ne veut pas dire uniquement développement de ce qu'on appelle les matériaux « high-tech », telle que les matières plastiques, les céramiques, les alliages à mémoire de forme, etc.... mais aussi le choix du matériau le plus adapté lors de la conception d'un élément de construction.

Si l'on met correctement en balance tous les facteurs d'influence entrant dans le choix d'un matériau, tels que le prix – matière, les caractéristiques de transformations et d'utilisation ainsi que la comptabilité avec l'environnement, alors l'acier restera le premier choix pour de nombreuses applications.

Comme l'ensemble des industries, la construction mécanique connaît des difficultés considérables qu'il s'agisse d'aspect technique, économique ou social. Les usines et les ateliers sont confrontés à une concurrence extrêmement sévère. Dans cette lutte, le prix et la qualité des aciers jouent un rôle important et expliquent une partie des difficultés.

Pour pouvoir faire face à ces difficultés, de nombreuses solutions ont été et sont étudiées, proposées et mises en place avec des aspects multiples de la technique, de la technologie et de l'économie.

Dans ce chapitre, nous allons présenter une de ces solutions, l'utilisation des aciers microalliés à haute limite d'élasticité qui, dans beaucoup de cas, pourrait amener des résultats intéressants, voire spectaculaires, à cause des avantages certains qui correspondent aux préoccupations actuelles :

- Economie d'énergie
- Economie de matière première
- Simplification des gammes de fabrications

Les économies d'énergie passent par la suppression ou la simplification des opérations de traitement thermique : point qui peut être défavorable pour le développement futur des ateliers de traitement thermique mais qui rentre parfaitement dans la logique technique.

L'économie de matières premières sous-entend d'une part la suppression dans la composition des aciers de plusieurs éléments d'alliages dits stratégiques dont le marché a connu des bouleversements importants dans ces dernières années. L'allégement de poids doit entraîner dans beaucoup de cas, en plus de la réduction de la quantité d'acier, des économies d'énergie supplémentaires comme, par exemple, la diminution de la consommation de carburant des voitures.

En troisième lieu, l'utilisation des aciers à dispersoïdes permet d'envisager des simplifications des gammes de fabrication qui entraînent ainsi des avantages considérables (stockage, main-d'œuvre, investissement, etc....).

Dans cette étude, nous présenterons le but, le principe, les caractéristiques principales et les possibilités d'utilisation des aciers à dispersoïdes dont les propriétés sont obtenues grâce à l'introduction dans l'acier d'éléments à faible dose mais à très grande efficacité d'une part et d'autre part, de l'utilisation des cycles de refroidissement et éventuellement des cycles thermomécanique judicieusement définis.

1 - 1 DEFINITION ET SPECIFICATION DES ACIERS MIOCROALLIES A HAUTE LIMITE D'ELASTICITE (HLE)

Si nous voulons regarder l'évolution et la conception des aciers spéciaux, nous devons distinguer entre trois générations :

Dans une première phase, l'obtention des différentes caractéristiques a été basée essentiellement sur l'utilisation d'éléments d'alliage de type Cr, Ni, W, Co ... et c'est ainsi que plusieurs familles d'aciers ont connu leur début de carrière : aciers résistant à la corrosion, aciers à outils, ... etc.

A partir des années 1940 , les métallurgistes ont commencé à exploiter et ont mettre à profit les propriétés offertes par la nature et les propriétés des diverses inclusions dans l'acier : Carbures, nitrures, sulfures, oxydes. C'est à ce moment qu'il a été compris que l'acier sans inclusions n'existe pas, et qu'au lieu d'utiliser le mot inclusion de façon péjorative, il vaut mieux profiter de la présence des inclusions pour améliorer la qualité des aciers. Les résultats les plus spectaculaires de cette nouvelle tendance ont été obtenus par la modification de la nature et la morphologie des carbures grâce au progrès considérable de la technique des traitements thermiques. D'autres inclusions ont connu également des développements et des applications remarquables pour ne citer que la recherche du rôle des sulfures et des oxydes en vue d'améliorer l'usinage des aciers.

Depuis une quarantaine d'années environ, une troisième voie s'offre par l'introduction dans le métal d'élément microalliés à faible dose combinée avec la réalisation de cycle thermique ou thermomécanique lors du laminage ou la mise en forme du métal. Le but rechercher et d'avoir à la fois un bon compromis résilience-résistance et une bonne aptitude au soudage, ce type d'acier est appelé acier à dispersoïdes ou acier microalliés. [1, 2, 3]

Mais, tout d'abord, que sont ces aciers ?

DEFINITION DES ACIERS A HAUTE LIMITE D'ELASTICITE (HLE)

La définition des aciers microalliés ou à dispersoïdes n'est pas simple car elle doit faire intervenir plusieurs points :

- **Composition chimique :** Ce sont généralement des aciers au carbone et au manganèse qui contiennent de faibles additions d'éléments susceptibles de former des carbures et/ou des carbonitrides tels le Titane, Vanadium et Niobium, d'où l'appellation aciers microalliés

- **Structure :** fondamentalement ce sont des aciers dont la structure d'emploi est ferrito-perlitique, la ferrite étant durcie par une fine précipitation, bien répartie, de carbures et/ou des carbonitrides formés à partir des éléments de micro alliage d'où l'appellation « à dispersoïdes ».
- **Condition de transformation :** Ces conditions doivent être choisies afin de parvenir à un affinement important du grain austénitique par recristallisation au cours du formage ou immédiatement après celui-ci. La température de fin de formage doit, de ce fait, être assez basse et le refroidissement final doit débiter assez énergiquement afin de ne pas laisser la possibilité aux grains d'austenite de grossir à nouveau et aux éléments microalliés celle de reprécipiter avant la transformation. Mais, par la suite, ce refroidissement doit être ajusté pour permettre à cette austenite affinée de se transformer en ferrite et perlite fine.
- **Mise en œuvre :** tels qu'ils sont définis ici ces aciers sont prêts à l'emploi et n'exige donc pas la réalisation d'un traitement thermique de type « trempe – Revenu », mais ils peuvent accepter des traitements superficiels. Certains d'entre eux sont susceptibles d'avoir une bonne soudabilité. Par contre leur usinabilité n'est pas celle de l'état recuit, mais celle correspondant à un métal possédant ses propriétés d'emploi ; De ce fait, il peut être intéressant de recourir à des nuances dont l'usinabilité a été améliorée par des additions de soufre et/ou de plomb. [4, 5, 6, 7]
- **Propriétés mécaniques :** ce sont celles de Ferrite – Perlite performante que l'on améliore encore en affinant les tailles des grains de ferrite. Ils possèdent une résistance et une ténacité excellente, leur limite d'élasticité dépasse 350 MPa et peuvent atteindre des valeurs de l'ordre de 1200 MPa d'où l'appellation « *aciers à haute limite d'élasticité* ». Les propriétés mécaniques sont améliorées en effectuant de faibles additions d'éléments à dispersoïdes et en les soumettant à des traitements thermomécanique rigoureusement contrôlés. [2, 3, 6]

Les aciers microalliés à haute limite d'élasticité (HLE) ayant une résistance et une ténacité excellentes ont été développés initialement sous forme de produits plats laminés pour le pipeline d'Alaska à la fin des années 1960. De nombreuses évolutions sont apparues qui ont conduit à des nuances nouvelles parfaitement adaptées aux besoins des utilisateurs, tant du point de vue technique qu'économique.

Les performances de ces aciers ont fait l'objet de nombreux travaux depuis plus d'une trentaine d'années ; de multiples applications existent aujourd'hui à travers le monde, y compris sur des pièces de sécurité. [7, 2, 8]

Le tableau N° 1 donne un aperçu sur le développement des aciers microalliés à haute limite d'élasticité (HLE).

CATEGORIES ET SPECIFICATIONS DES ACIERS MICROALLIES A HAUTE LIMITE D'ELASTICITE (HLE)

Les aciers à haute limite d'élasticité (HLE) peuvent être divisés en (07) catégories :

- **Aciers HLE résistant à la corrosion** : Ils contiennent de petites additions d'éléments d'alliages comme le Chrome et le Phosphore pour augmenter la résistance à la corrosion atmosphérique et pour le durcissement par solution solide.
- **Aciers Ferrito-Perlitique microalliés** : Ils contiennent de faibles additions (généralement $< 0.10\%$) d'éléments susceptibles de former des carbures et/ou de carbonitrides comme le Titane, Vanadium et le Niobium et qui provoquent un durcissement par précipitation, un affinement des grains et une influence sur la température de transformation.

Les aciers Ferrito-Perlitique englobe plusieurs types :

- Aciers microalliés au Vanadium
- Aciers microalliés au Niobium
- Aciers HLE au Nb-Mo
- Aciers microalliés au V-Nb
- Aciers microalliés au V-N
- Aciers microalliés au Titane
- Aciers microalliés au Ti-Nb
- Aciers microalliés au Ti-V
- Aciers microalliés au Ti-Nb-V

Ces aciers peuvent aussi contenir d'autres éléments pour améliorer la résistance à la corrosion, le durcissement par solution solide et la trempabilité.

- **Aciers microalliés au Ti-V-Nb** :

Dans les Aciers microalliés le Titane forme plusieurs composés qui donnent un affinement du grain, un durcissement par précipitation et contrôle la forme des inclusions sous forme de sulfures. [45 , 62]

Cependant, le Ti qui est un bon désoxydant, ne peut être utilisé que dans les aciers calmés par l'Aluminium, pour qu'il se forme d'autres composés autres que les oxydes de titane. Comme les aciers au Nb et/ou au V, les Aciers microalliés au Titane sont durcis par des mécanismes composés de combinaisons d'affinement du grain et durcissement par précipitation qui dépendent des éléments d'additions et des cycles de traitements thermiques et/ou thermomécanique qu'ils ont subi. [46,62,64,65]

Au réchauffage ou en coulée continue, une petite addition de Ti ($\leq 0.025\%$ Ti) affine le grain en retardant son grossissement par les TiN, qui retarde aussi la recristallisation de l'austenite lors du laminage contrôlé. Par rapport au Nb, le Ti est affineur du grain modéré mais supérieur a celui du Vanadium.

En terme de durcissement, une quantité suffisante de Ti est nécessaire pour former des carbures de Titane TiC ; une quantité faible ($< 0.025\%$ Ti) permet la formation de TiN qui possède un effet sur l'affinement du grain mais un faible effet de durcissement parce que les précipités formés dans le liquide sont très grossiers. [57, 62]

Augmenter la teneur en Ti conduit à la formation en premier lieu de sulfures de type $(Mn, Ti)S$ et de carbosulfures $Ti_4C_2S_2$. La formation de $Ti_4C_2S_2$ est accompagnée par la formation de TiC qui possède un effet important sur le durcissement par précipitation des aciers HLE microalliés. [9]

Pour déterminer la quantité de Ti optimale pour le durcissement par précipitation, la quantité totale doit être ajustée pour la formation de particules grossières et insolubles de TiN et de carbosulfures qui ne participent dans le durcissement par précipitation.

Expérimentalement, la résistance augmente avec les précipités de TiC (Pour des particules < 30 Angströms). Si la teneur de Ti est suffisante, il provoque un important durcissement par précipitation par rapport au Nb et V.

Cependant, un niveau très grand de durcissement par précipitation est généralement accompagné par une diminution de la ténacité ; un affinement du grain devient nécessaire pour accroître la ténacité.

Beaucoup de chercheurs ont montré que l'ajout de Ti aux aciers contenant du Nb et/ou V augmente la limite d'élasticité à 690 MPa (100 KSi). Le Ti augmente l'efficacité du Nb, parce que combiné à l'azote, il forme des TiN qui empêche la formation de NbN ; Ceci permet l'augmentation de la solubilité de Nb dans l'austenite, ce qui accroît le durcissement de Nb(C,N) dans la ferrite. [10, 29, 45, 62]

- **Aciers Perlitiques (Laminés)** : Ce sont des aciers C-Mn mais qui contiennent aussi de faibles additions avec d'autres éléments d'alliages pour accroître la résistance, la ténacité, la formabilité et la soudabilité.
- **Aciers à Ferrite aciculaire (Bainitique à bas carbone)** : C'est des aciers à bas carbone (<0.08 %C) avec une excellente combinaison : haute limite d'élasticité, soudabilité formabilité et une bonne ténacité.

Une autre approche pour le développement des aciers HLE est d'obtenir une microstructure constituer d'une très fine ferrite aciculaire au lieu d'une ferrite polygonale.

La différence entre une ferrite aciculaire et polygonale est que la première est caractérisée par une haute densité de dislocation et un grain fin allongé qui ne se présente pas dans le cas de la ferrite polygonale. L'application principale des aciers HLE à Ferrite aciculaire est la fabrication des pipelines. [10, 85]

- **Aciers Dual-Phase** : C'est des aciers dont la microstructure est constituer de Martensite dispersée dans une matrice ferritique et qui possède une bonne ductilité et une haute limite d'élasticité. Ils contiennent peu de carbone (0.08 à 0.15 %) et (1 à 1.5 %) de Manganèse ; Ils sont utilisés principalement dans l'industrie automobile. [43]
- **Aciers résistant à la fissuration induite par Hydrogène (HIC)** : Ce sont des aciers à bas carbone, à très faible teneur en Soufre et avec une ségrégation due au Manganèse très limité plus une quantité de Cuivre supérieure à 0.26 %. [11, 12, 14, 15]

- **Aciers HLE avec contrôle de la forme des inclusions** : Ce sont des aciers qui améliorent la ductilité et la ténacité par de faibles additions de Ca, Zr ou Ti et même par des terres rares de façon à changer la forme des inclusions (Sulfures) de la forme allongée à de petits globules sphériques dispersés. [1, 10]

1 - 2 INFLUENCE DES ELEMENTS D'ADDITIONS DANS LES ACIERS A DISPERSOÏDES

La composition chimique et les cycles de traitements thermiques et/ou thermomécanique ont beaucoup d'influence sur les propriétés mécaniques et sur l'état microstructural des aciers à dispersoïdes. Dans ce qui suit, nous allons résumer l'influence des différents éléments sur l'état microstructural et les propriétés mécaniques qui lui sont associées.

Les principaux éléments à dispersoïdes courants, on peut citer le Titane, Vanadium, Niobium, Aluminium, Bore et le Zirconium ; l'objectif principal de l'utilisation d'éléments à dispersoïdes est d'obtenir des charges de rupture et des limites d'élasticité élevées avec, si possible, une résilience suffisante sur des produits laminés, forgés ou moulés. [6, 10, 12]

Dans certains cas, on recherchera également avec les aciers microalliés un gain de trempabilité ou une résistance à l'adoucissement dans des zones pouvant être soumises à une élévation de température. Le tableau N° 2 illustre le rôle des différents éléments à dispersoïdes.

- **Carbone** : L'augmentation de la teneur en carbone augmente le taux de perlite des aciers à dispersoïdes. Ceci se traduit par une élévation de la résistance à la traction et une augmentation de la température de transition. Cet effet est dû à l'influence de cet élément sur le point de transformation A_{c3} , les conséquences se font ressentir sur la taille du grain austénitique et la trempabilité de l'acier. Cependant, un %C élevé diminue la soudabilité de ces aciers, la teneur doit être limitée à 0.20%. Afin de rendre compte de l'aptitude au soudage des aciers à dispersoïdes, l'institut international de soudure, a proposé la notion de carbone équivalent C_{eq} défini par :

$$C_{eq} = \frac{Mn}{6} + \frac{Mo + Cr + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} + C$$

Pris comme élément d'addition, le carbone entraîne un durcissement, mais aussi provoque une fragilisation. Il forme avec les éléments à dispersoïdes comme le Ti, V, Nb des carbures et/ou des carbonitrides. [6, 8, 11, 76]

- **Azote** : C'est un formateur de nitrure et de carbonitride à haute température. Avec le Titane, il forme des précipités de TiN qui retardent la recristallisation et le grossissement du grain austénitique et provoque un grain de Ferrite fin après la transformation. Au-dessus de 0.05% Ti il provoque un durcissement par précipitation par la formation de Ti(C,N). Il provoque un affinement structural dans les aciers au Vanadium par formation de VN et V(C,N). Un taux d'azote qui dépasse 0.005% provoque une fragilisation ainsi qu'une augmentation de la dureté et la température de transition. [2, 6]

- **Manganèse** : La présence de manganèse dans les aciers à dispersoïdes a un effet favorable : les températures transformations sont abaissées ce qui permet d'obtenir un grain ferritique plus fin, favorable à la fois à une augmentation de la limite d'élasticité et à un abaissement de la température de transition de la résilience. Le Mn augmente la trempabilité des aciers à dispersoïdes et accentue l'effet durcissant d'éléments à dispersoïdes comme le V, Ti, Nb.

Aussi bien que le carbone, sa teneur doit être limitée à 1.6% Ti pour des raisons de Soudabilité. [10, 40]

- **Silicium** : Son effet durcissant en solution solide est aussi fort que celui du manganèse, mais les additions sont limitées par des raisons d'élaboration. De plus, Si augmente la trempabilité que l'on doit contrôler pour améliorer la soudabilité. Largement utilisé dans les aciers à dispersoïdes, il n'a pas d'effet sur la taille des grains et tend à augmenter la température de transition. [6]
- **Phosphore** : Aux teneurs usuelles dans l'acier, le phosphore ne dépasse pas 0.005% ; il se trouve en solution solide de substitution et a un effet durcissant et fragilisant. Défavorable en corrosion par les acides en milieu aqueux et provoque une diminution de la ductilité. [6, 17]
- **Soufre** : Contrairement au phosphore, le soufre n'est pratiquement pas soluble dans l'acier, non seulement à température ambiante mais dans presque toutes les conditions. C'est l'élément qui génère la plus forte ségrégation, il forme des sulfures de fer et entraîne une rupture au rouge à chaud ; l'addition de Mn transforme le FeS en MnS, ce qui permet d'éviter les chutes brutales de forgeabilité. [6, 40]
- **Chrome** : Généralement, il est ajouté avec le cuivre pour augmenter la résistance à la corrosion atmosphérique. Cr est générateur de carbure qui améliore la tenue en coupe et la résistance à l'usure. [6]
- **Vanadium** : Forme des nitrures très durcissant, alors que l'excès de V, après épuisement de l'azote, constitue des carbures moins durcissant. Les précipités formés, quelque soit leurs formes se dissolvent à des températures relativement basses. La part de l'azote dans les carbonitrures de Vanadium dépend des teneurs respectives en d'autres éléments plus avides de N comme l'Al et le Nb. [6, 10, 36, 40]
- **Aluminium** : Cet élément peut jouer en tant que fixateur d'azote un rôle indirect sur la précipitation du Ti, Nb, et du V. il permet aussi de contrôler la croissance du grain austénitique durant le réchauffage.
- Il a été montré que l'Aluminium est inefficace comme agent de durcissement et qu'au-delà de 0.10%, il provoque une certaine fragilisation. [6, 10, 40]
- **Niobium** : Précipite sous forme de NbC et Nb(C,N) qui sont beaucoup plus stables que V(C,N) et VN. La précipitation du Niobium retarde la recristallisation de l'austenite ; il provoque un durcissement par précipitation et un affinement du grain. Nb est un élément plus efficace dans le raffinement du grain que le Vanadium à cause de la stabilité des carbures et carbonitrures de Niobium. [6 , 10, 40 , 48 , 59]

- **Titane :** C'est le seul élément d'alliage qui permet simultanément un durcissement par précipitation et dans le contrôle de la formation des sulfures non déformables ; malheureusement, ce rôle multiple du titane, 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.

A des compositions supérieures à 0.05% les carbures de titane TiC exercent un effet durcissant ; par contrôler la coalescence du grain austénitique, l'emploi du Ti est plus délicat et donc d'usage moins généralisé que le Nb car la possibilité de précipitation des TiC nécessite la fixation de l'azote en faisant des ajouts d'Aluminium qui possède une affinité plus grande pour l'azote.

Les TiN ne contribue pas au durcissement par précipitation, leur rôle est d'affiner le grain austénitique par une fine précipitation. La teneur en Ti est limitée parce que la variation en oxygène, azote et du soufre peut influencer sur la contribution du Titane comme durcissant par formation de carbure. [6 , 10]

1 - 3 DEVELOPPEMENT DES ACIERS MICROALLIES POUR PIECES FORGEES

Les pièces forgées traitées thermiquement ont actuellement des performances supérieures à celles des matériaux concurrents lorsque la résistance, la ténacité et la fiabilité sont les considérations primordiales. Néanmoins des moyens doivent être trouvés pour obtenir ces avantages à un moindre coût. Le but des métallurgistes est donc d'obtenir des propriétés semblables dans des pièces forgées en aciers à l'état brut de forgeage, c'est à dire sans traitement thermique consécutif.

Lorsqu'on considère les divers effets des différents éléments de microalliage , différents moyens apparaissent pour la conception des aciers microalliés. Les facteurs réglables influant sur la ténacité des aciers HLE microalliés sont la fraction volumique de la perlite, l'espacement interlamellaire de la perlite , la taille du grain de ferrite et le teneur en élément interstitiel.

Les caractéristiques de précipitation et de dissolution des composés de Vanadium, Niobium et de Titane dans l'austenite diffèrent notablement. Lors d'un refroidissement depuis la température de forgeage, le NbC commence à précipiter à environ 1200°C, en l'absence de déformation à chaud consécutive , ces précipités continuent à se former et à grossir au fur et à mesure que la température descend jusqu'à 925 °C. Toutefois si la déformation à chaud se poursuit dans le domaine de température de 900 °C, elle retarde la recristallisation de l'austenite et la précipitation de NbC, entraînant la formation de ferrite à grain fin lors de la transformation $\gamma \longrightarrow \alpha$.

La précipitation du V(C,N) commence à environ 950 °C et a peu d'effet sur le grossissement du grain d'austenite et devient complet durant la transformation. V(C,N) est un produit de températures relativement basses, le grossissement des précipités durant un refroidissement rapide après forgeage est minimal et l'effet de durcissement par précipitation est maximal.

La ténacité des aciers microalliés déformés à chaud est améliorée quand l'affinement du grain de ferrite est rendu maximale grâce à un réglage de la température de fin de déformation à chaud. La solubilité de NbC dans l'austénite est fonction de la température, de la teneur de Carbone et de la teneur en Manganèse. La limite de solubilité de Nb dans l'austénite peut être dépassée aux températures normales de forgeage.

Il en est de même des précipités de Nitrure de Titane TiN ; il est donc possible d'éviter un grossissement anormal du grain aux températures de forgeage en utilisant des concentrations adéquates de Ti ou de Nb. Les additions de Ti < 0.02 % entraîne la formation de TiN, qui retardent la recristallisation et le grossissement du grain d'austénite et produit un grain ferritique fin après transformation ; au-dessus de 0.05 % de Ti, un durcissement se produit par précipitation de Ti(C,N) .

Ces principes métallurgiques ont été appliqués aux pièces forgées à partir du début des années 1970 (Première génération). Les aciers de la Première génération pour pièces forgées ont une structure Ferrite/Perlite, des résistances à la traction supérieure à 770 MPa et des limites d'élasticité dépassant 540 MPa l'énergie de rupture de résilience à la température ambiante est de 7 à 14 J , avec des températures de transition ductile-fragile supérieure à la température ambiante. Il était clair que pour réaliser les pleines potentialités des pièces forgées en aciers microalliés, il fallait améliorer la ténacité.

La seconde génération a été introduite à peu près en 1984 , avec des teneurs en carbone allant de (0.10 à 0.30 %), leur microstructure est constituée de Ferrite/Perlite ou de Ferrite aciculaire (Addition de Mo). Comme pour la première génération le mécanisme de durcissement est par précipitation de carbonitrides .

Les aciers microalliés au Titane pour pièces forgées, offre de grandes possibilités (15). La résistance au grossissement du grain apportée par la précipitation du TiN augmente la ténacité de la pièce forgée.

La résistance à la traction des aciers microalliés de la première et deuxième génération convient pour de nombreuses applications industrielles, mais possèdent une faible ténacité.

Les aciers microalliés de troisième génération diffèrent de leurs prédécesseurs, par le fait qu'ils sont trempés directement depuis la température de forgeage de façon à produire des microstructures de Martensite en lathes avec des carbures de revenu uniformément réparties. Sans traitement thermique consécutif, ces aciers atteignent des propriétés y compris la ténacité, semblable à celles des aciers de trempe-revenu classiques .

Les principes métallurgiques à la base de ce développement sont les suivants :

- Addition d'éléments à dispersoïdes
- Réglage de la composition assurant que la température de fin de transformation martensitique est supérieure à 200 °C
- Une trempe rapide à l'eau froide réalisée sur un convoyeur en mouvement à travers une chambre de pulvérisation.

2 – PRECIPITATION DANS LES ACIERS MICROALLIES A HAUTE LIMITE D'ELASTICITE (HLE)

Les métaux de transition des groupes IVa , Va , VIa de la classification périodique , avides d'azotes et de carbone , forme soit des nitrures , soit des carbures et provoquent un durcissement structural des aciers de construction. Les éléments montrent une affinité croissante pour le carbone et l'azote lorsqu'on passe du groupe VI aux groupes V , VI . Les éléments de ces deux derniers groupes (Ti , Nb , V , Zr ,) forment des carbures de type MC et des nitrures de structures CFC du type NaCl , et c'est généralement sous cette forme cristallographique qu'ils se présentent dans les aciers . [56 , 60]

Dans un acier , contenant à la fois du carbone et de l'azote , les précipités qui se forment du fait de la solubilité mutuelle des carbures et des nitrures , sont plutôt des carbonitrures.

Ces composés pratiquement insolubles dans la ferrite sont très peu solubles dans l'austenite. Leur remise en solution ne peut se faire qu'à haute température et tant que les précipités ne sont pas dissout , ils constituent un obstacle au grossissement de grain austénitique qui permet d'avoir un grain ferritique fin .

Le Niobium , le Titane et le Vanadium sont présents dans les aciers HLE à des taux variables. La mise en œuvre de ces aciers exige une connaissance approfondie des conditions de mise en solution et de précipitation des éléments de microalliage au cours des divers cycles thermiques et thermomécanique imposés au métal . Pour tirer la meilleure partie de la présence des précipités affineurs du grain ferritique et durcisseur de la matrice , il faut connaître de façon précise les différents stades d'évolution de la structure :

- mise en solution de l'austenite
- Précipitation dans la ferrite au cours du refroidissement
- Précipitation au cours du revenu

2 – 1 Cinétique de précipitation :

GREDAY a établi que , dans les aciers de construction , la précipitation n'apparaît que pour une vitesse de refroidissement inférieure à 60 °C/mn .

Pour les très faibles vitesses , le durcissement de l'acier se trouve diminué par la coalescence des précipités .

Pour les grandes vitesses , les précipités dissout par mise en solution à haute température , ne réapparaissent qu'au cours du revenu , engendrant un durcissement d'autant plus grand que la fraction dissoute est importante .

L'existence d'une vitesse critique de refroidissement est en rapport avec la taille optimale des précipités donnant lieu au meilleur durcissement. [5 , 60]

La précipitation est influencée par la déformation que subit le métal. Pendant cette dernière , l'austenite se trouve dans des conditions thermodynamiquement favorables à la précipitation. La température et le taux de déformation sont des paramètres importants de la précipitation.

Les travaux de GREDAY montrent que , dans un acier de composition chimique voisine de celles des nuances élaborées par ENSIDER / ANNABA , la précipitation des carbonitrides intervient quand la température de déformation de l'austenite est inférieure à 1050 °C et augmente rapidement quand la température de déformation diminue . [66 , 67]

D'après les travaux de LE BON et al [82], il semble que la cinétique de la précipitation est lente et qu'un écrouissage préalable de l'austenite peut conduire à une accélération importante de cette cinétique . En particulier l'écrouissage de l'austenite entraîne une diminution à la fois du temps d'incubation et de la durée de la réaction de précipitation .

2 – 2 Mécanismes de précipitation :

La précipitation d'une seconde phase finement dispersée à partir d'une solution solide sursaturée passe par les étapes suivantes :

- Les atomes des éléments considérés (Nb , Ti , V , C , N ,) ségréguent en amas qui opposent une résistance accrue aux mouvements des dislocations. Ce fait se traduit par un durcissement sensible du métal.
- Les amas se transforment en précipités cohérents avec la matrice , c'est à ce stade que le durcissement est maximal. Les précipités sont très fins et séparés les uns des autres par de très courtes distances .
- Les précipités perdent progressivement leurs cohérences au cours du stade de coalescence . Cela se traduit par une diminution de la résistance au fur et à mesure que la coalescence progresse et que la distance inter particule augmente. Par contre la ténacité ne cesse de croître d'abord au passage de l'état cohérent à l'état incohérent des particules, et ensuite au cours de la coalescence des précipités .

On répartit généralement la précipitation des éléments de microalliage en trois catégories :

- Les précipités non remis en solution à la température de réchauffage et qui peuvent constituer un certain frein à la croissance du grain austénitique sans contribuer au durcissement final . Dans les conditions opératoires de température et de la teneur en Nb , la quantité de tels précipités peut être négligée .
- Les précipités formés dans l'austenite pendant les déformations. Ces précipités ont un effet retardateur significatif sur la recristallisation de l'austenite . En permettant un certain cumul des déformations successives , cette précipitation assure un affinement de la microstructure au moment de la transformation ; elle ne contribuera que faiblement au durcissement final via l'affinement du grain. La cinétique de cette précipitation , relativement lente , est d'autant plus grande que le taux de déformation est élevé dans le domaine de température proche de Ar3 , où il n'y a pratiquement plus de recristallisation entre passes , l'écrouissage jouant un effet catalytique sur la cinétique de précipitation par la création d'un plus grand nombre de sites de germination (dislocation , lacunes ,) .
- Les précipités formés dans les produits de transformations de l'austenite au cours du refroidissement après déformation . Ces précipités confèrent un durcissement du métal d'autant plus important qu'ils soient fins et nombreux .

HERMAN et al [15], ont montré qu'un accroissement de la vitesse de refroidissement jusqu'à un seuil critique contribue à réduire la fraction des précipités peu durcissants (précipitation incohérente) induits par transformation au profit de la fraction très durcissante (cohérente) et par conséquent, améliore les caractéristiques mécaniques de l'acier.

Selon les mêmes auteurs, cette situation s'observe lorsque la température de début de transformation A_{r3} diminue, soit par élévation de la vitesse de refroidissement, soit par modification de la composition chimique ainsi qu'il résulte de l'examen de la relation d'Ouchi applicable à l'austenite non recristallisée :

$$A_{r3} (\text{°C}) = 910 - 310 \cdot (\% \text{ C}) - 80 \cdot (\% \text{ Mn})$$

Enfin, dans le cas d'un refroidissement très rapide, la précipitation peut être incomplète et un traitement de revenu ultérieur réalisé dans la gamme de températures de 600 – 650 °C peut la parachever. [35 , 79]

- Taille des précipités :

Les précipités observés peuvent être classés par taille [6] :

- Macroprécipités de type inclusionnaires de taille de l'ordre du micromètre (μm)
- Précipités de taille moyenne (100 nm) à contour parfois rectiligne
- Précipités fins de taille inférieure à 50 nm .

Cette différenciation par taille paraît d'autant plus intéressante pour les aciers à dispersoïdes. Les précipités fins ont comme rôle principal le durcissement de la matrice. Les précipités de taille moyenne interviennent principalement dans la résistance au grossissement du grain et enfin les précipités grossiers favorisent l'obtention d'une structure de solidification fine.

Précipités grossiers (=1 μm) : ils se présentent généralement sous deux aspects distincts.

- . précipités isolés de section parallélepipedique
- . précipités alignés, de formes variables, à contour en partie rectiligne

Précipités moyens (100 μm) : ils se présentent principalement sous deux aspects .

- . en Bâtonnets à section rectangulaire
- . de Forme approximativement sphérique

Précipités fins (< 50 nm) : ils peuvent être soit de forme sphérique ou en bâtonnets selon la nature du précipité.

Les précipités plus petits peuvent être cisailés par les couples de dislocations alors que les précipités grossiers sont généralement entourés de boucles de dislocations (le maximum de durcissement correspond donc au passage d'un mode d'interaction précipité – dislocation à un autre ; ceci explique pourquoi seuls les précipités fins jouent un rôle dans le durcissement. Il s'agit donc de choisir les conditions de mise en forme à chaud favorable à une précipitation fine . [9, 55]

2 – 3 PRECIPITATION DANS LES ACIERS MICROALLIES A HAUTE LIMITE D'ELASTICITE (HLE)

Ces aciers, ainsi qu'il vient d'être présenter, doivent leurs performances de résistance au fait que la ferrite est durcie par une fine précipitation intergranulaire de carbure et/ou de carbonitrures formés à partir des éléments de microalliage.

Ces précipités apparaissent à l'interface α / γ lors de la transformation $\gamma \longrightarrow \alpha$ (Précipitation qualifiée d'interphase par A.J DAVENTPORT). Les déplacements de cette interface expliquent l'aspect de cette précipitation sur une micrographie ; les précipités très fins sont alignés selon des directions parallèles qui dessinent les différentes étapes de la croissance des grains de ferrite.

Les éléments de microalliage les plus utilisés dans les aciers (HLE) sont le Niobium, le Vanadium et le Titane qui ont montré dans ce domaine des aptitudes intéressantes. Mais pour pouvoir développer cette précipitation, il est indispensable de mettre tout d'abord en solution dans l'austenite, le carbone et les éléments de microalliage.

La solubilité des éléments de microalliage est limitée, la limite évoluant avec la température selon les variations du produit de solubilité [M]. [I]

$$\text{Log} ([M]. [I]) = A - \frac{B}{T}$$

[M] : concentration massique en éléments de microalliage

[I] : Concentration massique en carbone ou en azote

T : température absolue

A, B : coefficients dépendant des éléments combinés pour former ce précipité

La Fig. N° 10 illustre les variations des produits de solubilité pour le cas du V, Nb et de Ti en fonction de la température (Selon ARRONSON [5]).

Ces données permettent de déterminer, pour chaque niveau de teneur en carbone ou en azote l'ordre de grandeur théorique des quantités d'éléments de microalliage qui peuvent être dissoutes à l'équilibre et que l'on peut donc incorporer efficacement à l'acier pour préparer un futur durcissement par précipitation .

La Fig. N°12, décrit ainsi ce que sont, à 900°C, ces quantités en fonction des teneurs présentes en carbone et azote. On voit que, quelque soit la teneur en carbone, à cette température, seul le carbure de vanadium VC peut se dissoudre dans des proportions non négligeables (en présence par exemple de 0.4 % C, il est possible de dissoudre à peu près 0.1% V alors que les solubilités de Nb et Ti sont inférieure à 0.002 %). On constate aussi qu'à cette température la solubilité des nitrures est très faible.

Afin de mettre en solution des quantités d'éléments suffisamment grandes pour pouvoir espérer un effet durcissant important lors de la précipitation ultérieure, il est donc nécessaire de portés l'acier à de plus hautes températures.

La Fig. N° 13 et 14 montrent dans quelles proportions va évoluer la solubilité. A 1100 °C les carbures de Nb et de Ti sont encore peu solubles ; il le sont sensiblement plus à 1250 °C. Pour ce qui concerne les nitrures, il faut noter qu'à ces températures le nitrure de titane TiN est encore assez peu soluble (moins que ceux de Nb et Al). Mais en portant l'acier à haute température on va engendrer un grossissement important du grain austénitique qui ira à l'encontre du but visé puisqu'il provoquera la formation d'une ferrite trop grossière et donc peu performante mécaniquement.

Compte tenu des températures qu'il faut atteindre, il est difficile d'empêcher ce grossissement (Le TiN est assez peu soluble ; sa présence pourra aider à le gêner). On doit recourir alors à une procédure particulière d'affinement du grain austénitique : le traitement thermomécanique ; celui ci consiste, après avoir porté le métal à haute température pour mettre en solution les précipités (et avoir simultanément fait grossir les grains d'austenite), à réaliser la déformation à chaud (Laminage , Forgeage ,...) dans des conditions contrôlées de telle sorte que le corroyage soit achevé à relativement basse température (< à 950 °C mais supérieure à celle à laquelle débute la transformation $\gamma \longrightarrow \alpha$) pour que l'austenite écrouie recrystallise totalement et très finement .

Dés l'achèvement de la recrystallisation, le métal doit être refroidi énergiquement jusqu'à la température de transformation $\gamma \longrightarrow \alpha$, afin d'éviter à la fois un grossissement des grains d'austenite fraîchement recrystallisés et une précipitation des carbures et/ou de nitrures au sein de l'austenite .

L'efficacité du durcissement dépend d'une part, de la finesse des précipités et de la quantité totale de carbures et/ou carbonitrures formés de la fraction volumique précipitée. Ces influences sont traduites quantitativement par la formule tirée de l'équation d'ASHBY et OROWAN (d'après [2]) :

$$Re = K . f . Ln (d) / d$$

La finesse des particules précipitées dépend des conditions de leur formations ; elle sera d'autant plus grande que la précipitation se fera à plus basse température et donc au cours d'un refroidissement relativement rapide. Mais celui ci ne devra pas conduire à la formation de bainite car celle ci peut être moins performante puisqu'en son sein, le carbone ne précipite que sous forme de cémentite .

Le volume total des précipités est directement lié aux teneurs en éléments qui vont les former.

Les figures N° 15, 16 et 17 indiquent pour chacun des éléments V, Nb et Ti :

- les quantités de carbure théoriquement précipitables dans la ferrite en fonction de la température de mise en solution et de la teneur en carbone
- Les teneurs en carbone et en éléments de microalliage qui, pour chaque température de mise en solution, donneraient le volume maximal de précipité.

A l'examen de ces figures, on constate que :

- Le Vanadium est l'élément de microalliage qui permet de précipité les plus grandes fractions volumiques de carbures (de 8.10^{-3} à 54.10^{-3} suivant la température de mise en solution) ; le Titane et le Niobium n'étant susceptible de précipiter qu'une quantité environ dix fois plus faible (pour ce qui concerne le Nb, il faut pondérer ce résultat en retenant le fait que sa précipitation très fine lui donne, à fraction volumique identique, un effet durcissant plus important que celui du Vanadium).
- Le niveau des teneurs optimales en carbone est très différent selon l'élément de microalliage considéré.

Ces données théoriques décrivent les résultats maximums que l'on peut espérer. Il faut toutefois ne pas oublier que la précipitation des carbures n'est pas instantanée et que suivant les conditions de refroidissement elle peut ne pas être complète, et ceci surtout en présence du Mn.

Un revenu ultérieur réalisé vers 625°C peut alors permettre de l'achever et d'atteindre le maximum de durcissement. La figure N° 6 montre l'influence de la taille des précipités sur la limite d'élasticité. [2, 5, 76, 79]

2 - 4 LES INCLUSIONS NON-METALLIQUES

Les inclusions non métalliques, sauf les sulfures de Manganèse (MnS) ne sont pas, généralement affecter par un traitement d'homogénéisation et reste inchangé pendant la transformation de phase ; ainsi, ils gardent leurs positions initiales et leurs formes dans le lingot. Certains inclusions non métalliques se forment dans le liquide avant la solidification, d'autres, pendant la période de solidification.

Les aluminates et les silicates se forment généralement avant la solidification, mais les sulfures se forment durant la période de solidification ; les sulfures de Manganèse MnS se forment souvent dans la région interdendritique et dans les joints de grain primaire. [47,53]

Les terres rares sont ajoutées dans l'acier liquide avant la solidification pour changer la composition et la morphologie des inclusions sous formes de sulfures qui sont moins ductiles lors du laminage à chaud que les sulfures de Manganèse MnS et reste globulaire dans le produit final. [32]

Actuellement, il existe des techniques très récentes par l'injection du Calcium dans l'acier liquide afin de réduire le niveau de sulfures et change la composition et la morphologie des inclusions [47,53]

D'après W.J Boettinger [31], les inclusions non métalliques ductiles comme les sulfures de Manganèse MnS s'allonge dans le sens du laminage et forme des « stringers ». Les inclusions comme les aluminates restent inchangés pendant le laminage. Cependant, les silicates, qui sont fragiles durant le laminage à froid, peuvent s'allonger considérablement pendant le laminage à chaud.

D'après J.G.Williams [62], le Titane avec une quantité comprise entre 0.10 et 0.20 % a été largement utilisées dans le passé pour la fabrication des aciers HSLA laminé à chaud avec une limite d'élasticité minimale dans l'intervalle 350-550 MPa. Les facteurs prédominant responsable du choix de cet élément réside sur le fait que le Titane possède une capacité de durcissement par une fine précipitation de TiC dans la ferrite et il permet aussi le contrôle de la forme des inclusions sous forme de sulfures. Le Ti est l'unique élément microalliés qui possède la propriété de formateur de nitrure, de carbure et possède aussi une grande affinité pour le soufre par le contrôle de la forme des inclusions.

3 - TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE DES ACIERS A HAUTE LIMITE D'ELASTICITE (HLE)

Sans faire remonter les traitements thermomécanique aux Forgerons japonais ou à ceux de Tolède, nous pouvons dire que les traitements thermomécanique date depuis 1954 en générale, et depuis 1955 pour les traitements thermomécanique à haute température TTMHT.

Il y a une quarantaine d'années, les traitements thermomécanique se limitaient à une idée originale. Aujourd'hui on relève des milliers de références de travaux dans ce domaine.

En fait, les traitements thermomécanique sont des traitements dans lesquels on tire partie des effets conjugués d'une déformation plastique et d'un traitement thermique pour améliorer les propriétés du produit final. La déformation plastique s'effectue au-dessus de A_{r3} c'est à dire dans le domaine de l'austenite stable [59, 61, 64, 72].

Selon le mode de refroidissement qui suit la transformation de l'austenite, on obtient :

- une structure Martensitique
- une structure bainitique
- une structure ferrito-perlitique, ce traitement est obtenu généralement par laminage contrôlé

3 – 1 Mécanismes mise en jeu par la déformation

L'amélioration des propriétés mécaniques observée après les traitements thermomécanique est le résultat du contrôle des différents mécanismes structuraux mis en jeu par la déformation :

- La précipitation
- Ecrouissage – recristallisation

L'approche expérimentale indispensable à l'étude de ces mécanismes est très difficile à réaliser dans les conditions de fabrication industrielle. Quelque soit la Température à laquelle la déformation est effectuée, elle doit être suffisante pour déclencher les processus de recristallisation :

- à haute température, il s'ensuit une recristallisation complète qui affine légèrement le grain austénitique
- A basse température (au voisinage de A_{r3}) une déformation conduira à une austenite recristallisée dont la finesse sera héritée par la ferrite.

La recristallisation qui accompagne la déformation à chaud n'apparaît pas pour toutes les conditions. Au contraire, il est nécessaire d'appliquer plus de déformation que celle exigée pour la recristallisation.

3-2 Déformation dans la zone de recristallisation

A haute température, l'austenite est très plastique et le métal se déforme sous l'effet du formage mécanique imposé. Pendant sa déformation, il accumule de l'énergie qui tend à s'éliminer par restauration et recristallisation. L'austenite déformée peut être le siège de différents mécanismes d'adoucissement. [45]

a - Adoucissement Dynamique

Quand l'acier est déformé dans le domaine austénitique, l'austenite est le siège de trois phénomènes :

- un écrouissage (augmentation de la densité des dislocations)
- une restauration dynamique
- une recristallisation dynamique

- Restauration dynamique

La multiplication des défauts cristallins (dislocations, défauts d'empilement...) engendre par la déformation, un durcissement qui est rapidement mise en concurrence avec un premier mécanisme d'adoucissement : la Restauration dynamique.

Elle correspond à un réarrangement des dislocations qui limitent les sous grains. Ces derniers apparaissent équiaxes dans un grain dont les joints sont allongés dans le sens de l'écoulement.

La Restauration dynamique nécessite une déformation équivalente comprise entre 20 et 30%, car la dissociation des dislocations diminue leur possibilité de réarrangement. [27,33]

- Recristallisation Dynamique

Lorsque la déformation se poursuit, la recristallisation dynamique intervient. Elle correspond à la germination de nouveau grains à faible densité de dislocation. Son apparition s'accompagne d'une diminution de la contrainte d'écoulement dont le maximum marque le début de la recristallisation dynamique.

La recristallisation dynamique est initiée lorsque l'énergie de déformation emmagasinée est suffisante pour fournir une force motrice nécessaire pour la croissance rapide des germes recristallisés.

La cinétique de la recristallisation dynamique est fortement modifiée par la présence d'éléments de microalliage dont l'effet se traduit par le blocage de la croissance des grains et par le taux de réduction.

- Recristallisation Post - Dynamique

Juste après la déformation, la recristallisation post dynamique prolonge, sans temps d'incubation, la recristallisation dynamique, Ce stade correspond à un grossissement

très rapide du grain dès les premières secondes du maintien à la température de déformation.

Les principaux paramètres du mécanisme d'adoucissement dynamique sont les taux de déformations $\dot{\epsilon}$ et $\dot{\epsilon}'_c$ à partir des quels, la restauration et la recristallisation dynamique se trouvent amorcées ($\dot{\epsilon} < \dot{\epsilon}'_c$)

Dans tout l'étendu du domaine austénitique, on peut appliquer la relation de GREDAY :

$$\dot{\epsilon}'_c = A \cdot e^{-Q/RT}$$

où :

A : déformation estimée à 2 %

Q : l'énergie d'activation apparente

T : température

b - Adoucissement Statique

Il n'intervient que lorsque la déformation est arrêtée.

- Restauration statique

La restauration statique correspond à un réarrangement des dislocations par l'annulation des paires de signes contraires apparaît sans délai, car il n'est pas en compétition avec la déformation.

- Recristallisation Statique

Elle correspond à la germination et à la croissance de nouveaux grains à faible densité de dislocations, elle n'intervient qu'après un temps d'incubation dépendant de la composition chimique et des conditions de mise en œuvre.

La recristallisation statique qui accompagne la déformation à chaud se produit de la même manière que pour un matériau qui a subi un travail à froid. Les sites de germination des nouveaux grains sont à jonction triples des grains et joints de grains, et la germination à l'intérieur des grains est presque nulle. La continuité de la recristallisation après germination est produite essentiellement par la migration des faces recristallisées dans la matrice déformée. La taille du grain recristallisé diminue rapidement lorsque la quantité de la réduction augmente, et atteint une valeur limite.

Quoiqu'une faible Température de déformation produit des grains fins, l'effet de la température est faible. Puisque les sites de germination de la recristallisation sont prédominants aux joints de grains recristallisés. [35, 50]

3 – 3 Cinétique de la recristallisation dynamique :

La cinétique de recristallisation est fortement modifiée par la présence d'éléments de microalliage (Nb, Ti, V, ...) dont l'effet se traduit par un blocage de la croissance des grains.

Aux basses températures de déformation, la recristallisation dynamique est amorcée par un faible taux critique $\dot{\epsilon}^*C$ pour un acier sans dispersoïde et par un taux critique important pour un acier à dispersoïde.

ROSSARD et al [81] ont constaté que la recristallisation dynamique intervient après un écrouissage maximum d'autant plus important que la vitesse de déformation soit élevée.

Nous pouvons conclure que la recristallisation dynamique dépend de la teneur en éléments de microalliage, des paramètres de déformation (taux et vitesse de déformation) et des conditions du traitement thermique.

3 – 4 Interaction entre processus statique et dynamique

Pendant ou après la déformation, le métal tend à éliminer l'énergie accumulée pour conserver son équilibre thermodynamique. Les processus d'adoucissement constituent les moyens de dissipation de cette énergie.

L'adoucissement statique (évaluer à partir d'essais de traction interrompus) s'exprime par la relation : d'après [66]

$$\alpha(tm) = \frac{\sigma_m - \sigma_{m_2}}{\sigma_m - \sigma_{m_1}}$$

Où :

σ_{m1} : limite élastique

σ_{m2} : limite élastique mesuré à la 2ème mise en charge

σ_m : contrainte à la décharge

tm : temps de maintien isotherme entre les 2 mises en charges

La courbe d'adoucissement $\alpha(tm)$ après déformation à chaud pour différents taux de déformations, permet d'avoir les remarques suivantes :

- Si la déformation est faible pour ne pas déclencher la restauration dynamique, le métal s'adoucit par restauration statique. La cinétique de cet adoucissement est très lente. Elle est représentée par la courbe (1) de la figure N° 22.
- Si la déformation est suffisante pour déclencher la restauration dynamique sans pour autant atteindre le taux critique de la recristallisation dynamique, la courbe (2) représente la somme des effets d'adoucissement dus à la restauration et à la recristallisation statique. La cinétique de cette recristallisation est d'autant plus rapide que la déformation est proche du taux critique.

- Si la déformation est suffisante pour déclencher la recristallisation dynamique, l'adoucissement du métal se fait après déformation par les deux processus statiques et de la recristallisation post dynamique, représenté par la courbe (3).

Dans le cas des aciers à dispersoïdes, la cinétique de recristallisation statique est très lente. Seule la recristallisation dynamique sera susceptible d'affiner la structure austénitique.

3 – 5 Interaction précipitation – recristallisation

L'étude des cinétiques de recristallisation et de la précipitation montre qu'il existe un domaine de température où la recristallisation de l'austenite et la précipitation peuvent avoir lieu simultanément.

LE BON [82], pour des aciers à dispersoïdes, a abouti aux conclusions suivantes sur l'interaction précipitation – recristallisation :

- Aux basses températures de déformation (800-900 °C) la recristallisation précédée par la précipitation est déclenchée après un temps d'incubation important.
- Aux températures élevées ($T > 900$ °C) ou aux grandes vitesses de déformation, on observe une inhibition de la recristallisation sans qu'il semble pour cela y avoir une précipitation. Cette action retardatrice est attribuée à la formation de précipités ultra fins dont l'efficacité sur le durcissement est remarquable. Leurs apparitions sont favorisées par une basse température et par un taux important de déformation.

La complexité des mécanismes structuraux mis en jeu au cours de la recristallisation et de la précipitation et l'interaction de ces processus imposent un contrôle rigoureux des paramètres du traitement thermomécanique :

- Température de mise en solution et la température de déformation
- Taux de déformation
- Mode de refroidissement

Plusieurs solutions peuvent être envisagées pour réaliser les séquences de déformation qui conduiront à l'obtention d'une structure Ferrito-Perlitique très fine présentant un bon compromis résistance – ténacité.

3 – 6 Déformation dans la zone de non recristallisation

Afin de diminuer plus la taille du grain, une déformation dans la région de non recristallisation doit être appliquée après la déformation dans la région de recristallisation.

Dans les aciers à haute limite d'élasticité, la recristallisation est lente à basses températures dans le domaine austénitique. Le Nb et le Ti ont une influence importante dans le retard de la

recristallisation seulement lorsqu'ils sont en solution avant la déformation. S'ils sont restés en solution à cause de la faible température, ils ne montrent aucun effet retardateur. [33, 64]

3 - 7 Déformation dans le domaine ($\alpha + \gamma$)

La taille limite du grain austénitique achevée par la déformation dans la région de recristallisation est interrompue par la déformation dans la région de non recristallisation. Le raffinement du grain dû à la déformation atteint une valeur limite de 70% de réduction. Cette limite peut être interrompue seulement par une déformation dans le domaine ($\alpha + \gamma$). En plus, la déformation dans la région ($\alpha + \gamma$) donne des effets différents sur la structure et les propriétés mécaniques.

Une déformation dans la région ($\alpha + \gamma$) produit une structure duplex qui consiste en grains polygonaux mous et des subgrains durs. Il a été souvent affirmé que la ferrite déformée ne se recristallise pas, mais subit seulement une restauration à cause de la précipitation induite par déformation de carbonitrides dans la substructure ferritique à grains fins.

Les propriétés mécaniques (limite d'élasticité, résistance à la rupture) augmentent avec l'augmentation de la quantité de réduction durant la déformation dans la région ($\alpha + \gamma$).
[55, 73, 74]

4 - TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE A HAUTE TEMPERATURE

En premier lieu rappelons que leurs caractéristiques essentielles des traitements thermomécanique à haute température TTMHT est la déformation d'une phase stable dans des conditions de déformation plastique à haute température, cette phase stable subissant ensuite une transformation allotropique au cours du refroidissement.

Les paramètres des traitements thermomécanique à haute température TTMHT sont :

- La composition chimique
- Etat métallurgique de départ
- Température de chauffage
- Temps de maintien à cette température

Ces facteurs sont en fait les facteurs d'un traitement thermique et ils imposent le nombre de phase en présence, la structure, l'homogénéité de la mise en solution solide et la taille du grain austénitique. [1, 3, 5]

Viennent ensuite :

- Loi de refroidissement jusqu'à la température de déformation
- La température de déformation
- Le taux de déformation
- Vitesse de déformation

Ces quatre facteurs décrivent complètement les lois température – temps et déformation – temps

Enfin :

- Le temps entre la fin de la dernière déformation et le début du refroidissement
- La vitesse de refroidissement

Et si nécessaire :

- La température de revenu
- La durée du revenu

Certains de ces facteurs sont prépondérants, d'autres sont moins importants. On peut dire que se sont les conditions de déformation à chaud et les conditions de refroidissement jusqu'à la transformation complète qui sont les éléments dominants des TTMHT.

4-1 Mode de réalisation des traitements thermomécanique à haute température

Puisqu'il s'agit d'un formage à chaud, la théorie de la plasticité peut s'appliquer, est elle ne fait intervenir que les déformations et contraintes généralisées, c'est à dire que les résultats doivent être indépendants de la technique utilisée pour le formage. Ainsi suivant l'usage, le

profil ou la propriété désirée, on peut réaliser les TTMHT par laminage, forgeage, matriçage,etc.

En théorie, tous les aciers possédant un point de transformation sont susceptibles de subir un TTMHT. Puisque la seule condition est l'existence d'une phase stable (austénitique) à haute température.

Selon la vitesse de refroidissement qui suit la transformation de l'austenite on peut obtenir :

- soit une structure Martensitique TTMHT (M)
- soit une structure Bainitique (B)
- soit une structure Ferrito-perlitique (FP)

4-2 Propriétés obtenues

Sans entrer dans les détails, nous pouvons donner ici les tendances qui se dégagent des résultats dans la littérature. [15, 27, 33, 37, 50, 59, 63]

- On note, en général, pour les TTMHT (M) après revenu et suivant le cas :

-

- Une amélioration de la limite d'élasticité et de la charge à la rupture
- Une amélioration de la ténacité à la rupture fragile
- Une diminution sensible du phénomène de fragilité après revenu
- Une augmentation de la limite de fatigue
- L'amélioration de certaines propriétés telle que la résistance à l'abrasion ou à

la

Corrosion

En conséquence, le TTMHT améliore une ou plusieurs propriétés par rapport au Traitement thermique classique.

- Pour les TTMHT (FP) sans revenu :

- Une augmentation de la limite d'élasticité et de R_m
- Une amélioration sensible des propriétés de résilience (surtout l'abaissement de la température de transition ductile – fragile.

Tous les auteurs s'accordent pour dire que les TTMHT donnent un gain appréciable des propriétés lorsque la température de la ou des, déformations sont basses (voisine de Ac_3), lorsque le maintien entre la fin de la dernière déformation et le début du refroidissement est court, et lorsque la vitesse de refroidissement est rapide.

En général, tous facteurs qui conduisent à une austenite perturbée par écrouissage sont favorables pour peu que cet état reste suffisamment stable dans le temps vis à vis des cinétiques de recristallisation pour que la transformation ait lieu sur cette austenite différente de celle que l'on obtiendrait dans le traitement thermique classique. C'est pourquoi dans le cas du TTMHT (FP) on peut compenser la faible vitesse de refroidissement en faisant un écrouissage un peu avant Ar_3 .

Les traitements thermomécanique sont déjà utilisés à l'échelle industrielle dans plusieurs pays. Cependant, l'expérience montre que la plupart des résultats obtenus ne sont pas généralisables et qu'il faut recommencer les travaux pour chaque nuance d'acier.

Si on veut obtenir des résultats transposables d'une nuance à l'autre, il faut chercher à expliciter les lois qui régissent les phénomènes ayant lieu pendant les TTMHT.

4 - 3 Quelques observations sur la microstructure des aciers ayant subi un TTMHT

Il est évident que les effets du TTMHT doivent être recherchés à chaque stade de la manipulation de l'acier. Ceci doit être fait au moyen de l'étude des phénomènes ayant lieu :

a- Pendant le formage à chaud et le refroidissement :

- Recristallisation statique / dynamique
- Décomposition de l'austenite
- Transformation martensitique (ou autre)

b- Après refroidissement (pendant le Revenu)

- Cinétique du Revenu
- Précipitation des carbures de Revenu
- Fragilité du Revenu

SOKOLKOV a observé depuis longtemps l'aspect «en dent de scie» des joints de grains austénitiques dans les alliages ayant subi certains TTMHT. Dans d'autres cas, par contre, on fait état de l'obtention des grains beaucoup plus petits que ceux obtenus par trempe simple à partir de la même température d'austénisation.

Il est évident, d'après ROSSARD [81], que le premier type de structure est obtenue à la suite d'un TTMHT comportant un taux de déformation et un refroidissement rapide tel que la recristallisation (Dynamique / Statique) n'a pas eu lieu : les joints «en dent de scie» sont les joints perturbés par la déformation dans l'austenite non recristallisés. L'affinement du grain rapporté ailleurs est lié aux deux processus de recristallisation. Dans ce cas là, il est difficile de dire quelle est la part jouée par chacun des deux types de recristallisations.

Ceci est la conséquence du fait que la plupart des déformations appliquées l'on été en plusieurs passes et que les temps de maintien ne sont pas connus d'une façon précise.

D'autres travaux ont fait état de l'obtention d'une structure en plaquettes (ou en aiguilles) de martensite beaucoup plus petites, et avec désorientation relative plus grande, à la suite des TTMHT.

D'après certains auteurs, le TTMHT (avec Revenu) produit une dispersion meilleure des carbures de revenu, ce qui donnerait à la martensite une plus grande capacité de déformation répartie avant rupture. [60,79]

De ce qui vient d'être exposé, il ressort que le TTMHT à une action multiple. Il agit sur :

- La taille du grain
- La substructure (dislocation – micromacles)
- L'état de mise en solution solide
- La précipitation au cours du Revenu

Les mêmes auteurs, ont observé aussi des variations dans le taux d'austenite résiduelle et, presque toujours, une disparition complète de la fragilité de Revenu.

4 – 4 Cinétique du Revenu après TTMHT

Presque tout ce que nous venons d'exposer concerne la martensite non revenue et les modifications de sa structure et ses propriétés à la suite des TTMHT. Or la plupart des mesures des propriétés mécaniques ont été réalisées sur la martensite ayant subi différents revenus à la suite du TTMHT.

La cinétique du Revenu après trempe conventionnelle pour les aciers au carbone faiblement alliés est assez bien connue. Le carbone passe de l'état de solution interstitielle à l'état précipité (carbure, cémentite). Ceci s'accompagne d'une diminution de la résistance de la martensite exception faite d'une légère augmentation possible lors du revenu à basse température, lorsque les carbures formés sont très petits et finement dispersés. Pour les Revenus à haute température, on assiste à une chute progressive des propriétés de résistance due à la croissance des précipités qui se produit avec un appauvrissement de la solution solide et vraisemblablement avec perte de cohérence.

L'observation au microscope électronique montre que la taille et la répartition des précipités changent à la suite des différents TTMHT. On peut relier l'augmentation de la résistance à une meilleure dispersion des carbures de revenu.

La relation entre ce changement de la morphologie des précipités et l'accroissement de la ductilité semble moins évident. Néanmoins, certains résultats de travaux antérieurs nous permettent de penser que la forme et la répartition des précipités jouent un rôle considérable sur la ductilité. Aussi, une fraction volumique faible de précipité finement répartie est bénéfique du point de vue ductilité. [29, 35, 79]

Pour les aciers susceptibles de Durcissement Secondaire :

Les changements de comportement lors du revenu, observés à la suite des traitements thermomécanique à haute ou à basse température sont reliés au rôle joué par les éléments carburigènes pendant la déformation à haute température. Pour ces aciers, il faut aussi tenir compte des variations importantes d'austenite résiduelle à la suite des TTMHT.

La possibilité d'une précipitation à chaud de carbures d'éléments à dispersoïdes à la suite de (Ou pendant) la déformation fait intervenir un autre type d'héritage (la précipitation). Ceci explique la modification du durcissement produit par le TTMHT ou TTMBT. [79]

J G Williams [62], a montré que tous les aciers au V, Nb et avec un % Ti élevé montrent un pic de durcissement secondaire.

Le pic de dureté est observé après un revenu entre 550°C et 600°C. le même auteur a montré qu'à la température de 1000°C une petite quantité de Titane est prise en solution même dans les aciers à 0.16 %Ti. Cette petite quantité de Ti, qui précipite sous forme de TiC à 550-600 °C au revenu est insuffisante pour produire un durcissement secondaire pour surmonter l'effet de l'adoucissement de la faible densité de dislocation et la restauration de la Martensite.

Dans le but d'obtenir un effet sur la trempabilité et sur le durcissement secondaire ; une grande quantité d'éléments microalliés doivent être dissoute dans l'austenite ainsi qu'un revenu, peuvent retarder l'adoucissement par l'interaction des atomes d'éléments de microalliage avec les dislocations et produisent un durcissement secondaire par précipitation de carbure très fin.

Les éléments microalliés peuvent aider au retard de l'adoucissement, et certains sont plus efficaces que d'autres. Les éléments qui agissent par le durcissement par solution solide (Mn, Ni, ...) restent non dissout dans la Martensite et n'ont aucun effet de retard de l'adoucissement, cependant, Si retard l'adoucissement par l'inhibition du grossissement des carbures de Fer (Fe_3C). Les éléments les plus efficaces pour retarder le taux d'adoucissement durant le revenu sont ceux formateurs de carbures (Mo, Ti, Nb, V, Cr,...) ; Les carbures formés sont plus dures que la Martensite et possèdent une dispersion très fine à cause de leur faible diffusion comparais à celle du carbone.

CHAPITRE II TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Ce chapitre illustre les différentes techniques expérimentales que nous avons utilisés au cours de notre étude. Il est évident que l'interprétation rationnelle des résultats repose sur des mesures directes ; celle-ci est fonction des moyens techniques utilisés et des limites technologiques de chaque équipement.

1 - Matériaux étudiés

Les Matériaux utilisées pour cette étude ont été élaborés *au laboratoire de Métallurgie du centre de développement des matériaux (CDM/ Frantz Fanon)* dans un four à induction de moyenne fréquence sous vide et sous Argon de *marque LEYBOLD AG type IS01*.

L'élaboration vise trois nuances d'aciers microalliés au Titane respectivement à 0.0085 %, 0.15 % et 0.25 % de Titane à partir d'un acier à haute limite d'élasticité type X60 (Norme API). Ces aciers sous forme de tube de diamètre 40 pouce est fourni par *l'entreprise nationale des grands travaux pétroliers (ENGTP)* ; la composition chimique de base est donnée dans tableau suivant :

Eléments	C	Mn	S	P	Si	Cr	Ti	V	Nb	Fe
Poids %	0.18	1.50	0.02	0.015	0.13	0.010		0.15		bal

Tableau N°.1 : Composition chimique de l'acier X60 (API)

Les ajustements des compositions chimiques ont été faites à partir du Titane pur à 99.99 %.

Eléments	C	Mn	S	P	SI	Cr	Ti	V	Nb	Fe
Nuance C 0.0085% Ti	0.15	1.50	0.02	0.015	0.127	0.011	0.0085	0.037	0.047	Bal
Nuance A 0.15% Ti	0.15	1.50	0.02	0.015	0.127	0.011	0.15	0.037	0.047	Bal
Nuance B 0.25% Ti	0.15	1.50	0.02	0.015	0.127	0.011	0.25	0.037	0.047	Bal

Tableau N°.2 : Composition chimique visée des aciers élaborés

1 - 1 Bilan Matière :

Le bilan matière des matériaux élaborés est calculé à l'aide d'un programme informatique (*PATP / GRENOBLE - France*), l'inconvénient de ce logiciel est qu'il ne tient pas compte des pertes au feu.

Après plusieurs élaborations, on a pu estimer les pertes dues aux pertes au feu et celles dus aux pertes de manipulation, dans le four utilisé ; après on a pu ajuster notre bilan matière de façon à ce que nous obtenions un alliage dans la fourchette visée (Tableau N°3.).

Eléments	C	Mn	S	P	SI	Cr	Ti	V	Nb	Fe
Nuance C 0.0085% Ti	0.20 ÷ 0.15	1.50 ÷ 1.38	0.04 ÷ 0.02	0.015 ÷ 0.03	0.127 ÷ 0.23	0.011 ÷ 0.015	< 0.0085	0.037 ÷ 0.040	0.047 ÷ 0.050	Bal
Nuance A 0.15% Ti	0.20 ÷ 0.15	1.50 ÷ 1.38	0.02	0.015 ÷ 0.03	0.127 ÷ 0.23	0.011 ÷ 0.015	0.15 ÷ 0.17	0.037 ÷ 0.040	0.047 ÷ 0.050	Bal
Nuance B 0.25% Ti	0.20 ÷ 0.15	1.50 ÷ 1.38	0.02	0.015 ÷ 0.03	0.127 ÷ 0.23	0.011 ÷ 0.015	0.25 ÷ 0.26	0.037 ÷ 0.040	0.047 ÷ 0.050	Bal

Tableau N°.3 : Les Fourchettes de Composition chimique des aciers élaborés

Le bilan matière des matériaux utilisés est représenté dans les tableaux suivants :

Eléments	Atomes %	Poids %	Masse en g
C	0.6926	0.1500	0.4500
Mn	1.5139	1.4998	4.4988
Si	0.2508	0.1270	0.3810
S	0.0138	0.0080	0.0240
P	0.0107	0.0060	0.0180
Cr	0.0117	0.0110	0.0330
Ti	0.0098	0.0085	0.0255
V	0.0403	0.0370	0.1110
Nb	0.0281	0.0470	0.1410
Fe	97.4282	98.1059	294.3177
Masse Totale de l'échantillon : 300.00 g			

Tableau N°.4 : Bilan Matière de la nuance à 0.0085% Ti

Eléments	Atomes %	Poids %	Masse en g
C	0.6926	0.1500	0.4500
Mn	1.5139	1.4998	4.4988
Si	0.2508	0.1270	0.3810
S	0.0138	0.0080	0.0240
P	0.0107	0.0060	0.0180
Cr	0.0117	0.0110	0.0330
Ti	0.1736	0.1500	0.4500
V	0.0403	0.0370	0.1110
Nb	0.0281	0.0470	0.1410
Fe	97.2650	97.9644	293.8932
Masse Totale de l'échantillon : 300.00 g			

Tableau N°.5 : Bilan Matière de la nuance à 0.15% Ti

Eléments	Atomes %	Poids %	Masse en g
C	0.6926	0.1500	0.4500
Mn	1.5139	1.4998	4.4988
Si	0.2508	0.1270	0.3810
S	0.0138	0.0080	0.0240
P	0.0107	0.0060	0.0180
Cr	0.0117	0.0110	0.0330
Ti	0.2893	0.2500	0.7500
V	0.0403	0.0370	0.1110
Nb	0.0281	0.0470	0.1410
Fe	97.1497	98.1059	293.5932
Masse Totale de l'échantillon : 300.00 g			

Tableau N°.6 : Bilan Matière de la nuance à 0.25% Ti

1 – 2 Elaboration au four à induction :

Depuis plusieurs années, l'électrothermie à haute et moyenne fréquence, est appliquée dans plusieurs domaines allant de la fonderie, l'aciérie aux laboratoires de recherches, du fait que c'est une méthode de fusion simple, propre, quasi - universelle et dont la mise en œuvre est instantanée.

Le principe est basé sur l'échauffement produit par effet joule des courants de foucaults induits dans les constituants du métal à élaborer, celui-ci est placé dans un champ magnétique créée par le courant alternatif. Les forces magnétiques soulèvent le bain en fusion un dôme central et le mouvement du brassage sont ainsi amorcé. L'homogénéisation de l'alliage est assurée par le brassage, avec un mouvement à la fois verticale et circulaire, et qui favorise aussi le dégazage du bain.

Parmi les avantages du four à induction, on peut citer :

- Fusion très rapide
- Des températures très élevées, limités uniquement par la tenue à chaud du garnissage réfractaire
- Fonctionnement sous atmosphère contrôlé
- Des alliages de composition très étroite et très homogène grâce au brassage électromagnétique

L'élaboration des lingots a été effectuée dans un four à induction de *Marque LEYBOLD AG type IS01*. Le four est constitué de trois (03) parties : (Fig. N°1)

- Chambre du four
- L'équipement de pompage
- Système de contrôle et de distribution d'eau et de gaz

1-2-1 les étapes de l'élaboration

L'élaboration dans le four à induction sous vide, se déroule comme suit :

- Nettoyage du creuset par pression d'air pour éviter toute sorte de contamination ;
- Disposition des échantillons dans le creuset ainsi préparé ;
- Disposition du moule préalablement chauffé sur la table tournante et vérification de sa position pour qu'elle corresponde le mieux possible à la coulée ;

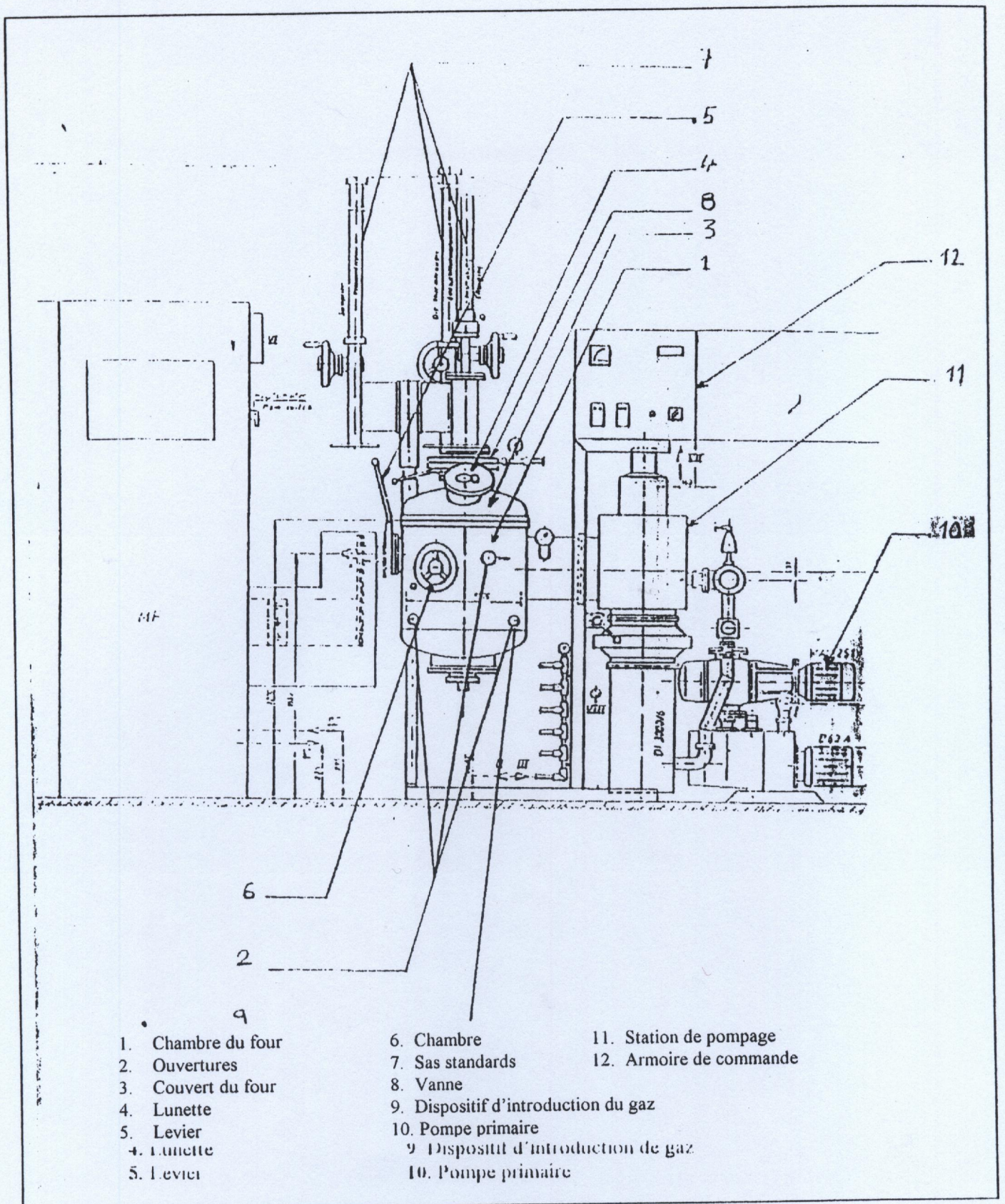


Fig. N° 1 : Four à induction sous vide Type LEYBOLD IS01

- Fermeture du couvert du four, mise en marche du refroidisseur, de l'alimentation en courant et du Système de pompage ;
- La pression prévue atteinte, augmentation graduelle de la température pour entraîner un chauffage progressif de l'échantillon jusqu'à fusion totale ;
- Maintien du bain à l'état liquide pendant une durée adéquate ;
- Surchauffe du bain en fusion au moment de la coulée ;
- Moulage de l'alliage obtenu dans un moule en graphite, dont la forme et les dimensions sont indiquées sur la fig. N° 3, cela après avoir coupé le courant inducteur ;
- Après refroidissement, l'extraction du lingot du moule

La coulée s'est fait dans un moule en graphite, préalablement usinée pour donner des éprouvettes parallepepidiques (fig. N° 3) (parmi les caractéristiques importantes du graphite, on peut citer, le faible coefficient de dilatation, la bonne résistance au choc et la facilité d'usinage permettant de couler un nombre important d'éprouvette).

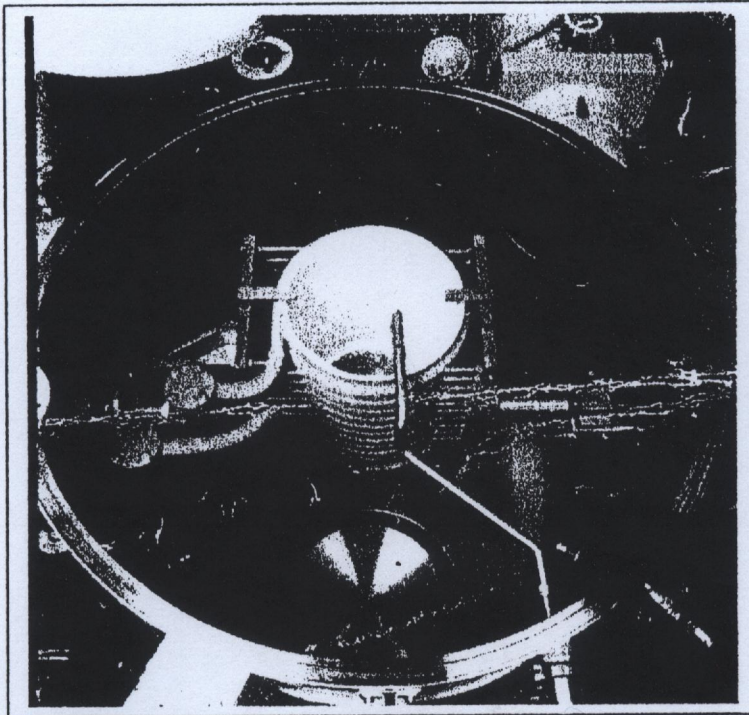


Fig. N° 2 : Photographie du Four sous vide montrant la chambre ouverte et position du creuset

1 - 2 - 2 Dimensions et formes du moule et des lingots :

Le moule dans lequel est effectuée la coulée est en graphite de forme cubique et dont l'empreinte a été effectuée par usinage ; Le schéma du moule et du lingot est représenté dans la figure N° 3.

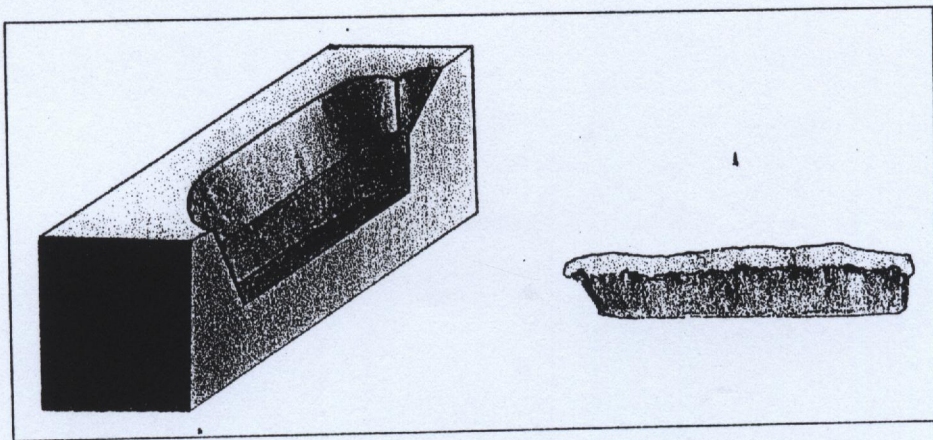


Fig. N° 3 : Forme du lingot et du moule avec lequel on a élaboré

2 - Analyses chimiques

Les analyses chimiques ont été effectuées *au laboratoire de Métallurgie / Centre de développement des Matériaux / Haut commissariat à la recherche (HCR)*.

2 - 1 Analyse du % Carbone et du % Soufre

L'analyse du carbone et du soufre effectuée a l'aide d'une analyse carbone/soufre de *marque LEYBOLD type CSA 2003*.

Un échantillon de 0.5 g est mis dans un creuset en céramique, puis on ajoute du tungstène qui permet de soumettre l'échantillon de façon optimale au champ à haute fréquence (HF) et à sa combustion complète. L'échantillon chauffé brûle dans un courant d'oxygène, le carbone s'oxyde en formant du CO, CO₂ et du SO₂, les gaz ainsi formés sont entraînés par l'oxygène à travers des pièges à poussière et à vapeur d'eau. Un régulateur de débit conduit vers un détecteur à infrarouge IR BINOS qui mesure en continue la concentration de CO₂ et du SO₂ et donne en %C et en %S contenue dans l'échantillon analysé.

2 - 2 Analyse par spectromètre de fluorescence des rayons X

Les analyse qualitative et quantitative des éléments chimiques constituant les nuances élaborées Autre que le carbone, le soufre et dont le numéro atomique dépasse 12 ont été effectuée ont l'aide d'un spectromètre de fluorescence des rayons X de *type XUNIQUE de marque PHILIPS* (laboratoire *Fluorescence X / CDM - HCR*).

Le principe de cette analyse est base sur la loi fondamentale de BRAGG :

$$2.d.\sin \theta = n.\lambda$$

d : distance interreticulaire (angström)

n : ordre de réflexion

θ : Angle de Bragg (degré)

λ : Longueur d'onde (angström)

L'échantillon à analysé est irradié par un faisceau de rayon X primaire (RXp), ce dernier émet des

rayons X secondaires (RXs) de fluorescence dont les longueurs d'ondes sont caractéristiques des éléments constituant l'échantillon.

Ces rayons X secondaires passent à travers des collimateurs primaire, arrivent sur un cristal analyseur dont la distance interréticulaire (d) vaut 4.371 angströms. Les rayons diffractés par le cristal analyseur sont captés par un détecteur qui fait un angle de 0 à 140.

Les positions angulaires obtenues permettent de déterminer la nature des différents éléments présents connaissant leurs longueurs d'ondes λ caractéristiques.

Grâce à un traitement automatique des spectres particuliers des éléments, ce dernier nous renseigne sur la composition élémentaire. [19, 20, 21]

Afin d'éviter les erreurs systématiques qui peuvent se produire lors de l'analyse, nous avons tenu à éliminer les sources éventuelles de ces erreurs, en particulier l'effet matrice, qui intervient particulièrement par du grain [19]. Pour cela, nous avons effectué l'analyse sur des échantillons minces (quelques mm), bien polis, prélevés des éprouvettes ayant subi un traitement d'homogénéisation.

3 - TRAITEMENTS THERMIQUES ET THERMO-MECANIQUE

Les traitements thermiques et thermo-mécaniques sont les clés donnant accès à l'ensemble des performances des nuances étudiées. Les conditions dans lesquelles ils vont se réaliser dépendront non seulement du comportement propre de l'acier mais aussi de facteurs relatifs aux limites technologiques des équipements de traitement. Deux fours ont été utilisés, l'un pour la réalisation des traitements thermiques préliminaires, l'autre pour la réalisation des cycles choisis.

Les traitements thermiques préliminaires ont été réalisés au laboratoire de métallurgie / *Centre de développement des matériaux / HCR / Frantz Fanon* ; après élaboration, les différents lingots élaborés ont subi un traitement d'homogénéisation à 1200 °C dans un four vertical de marque ADAMEL modèle TV03 type TCR50, sous vide primaire de $5 \cdot 10^{-3}$ torr et sous atmosphère contrôlée (Injection d'argon) afin d'éviter la décarburation.

Les Austenisation précédents le forgeage ainsi que les revenus consécutifs à la trempe ont été réalisés dans deux fours à moufle au *centre de FORGE / SNVI / Rouiba*.

Les traitements thermo-mécaniques ont été effectués au *centre de FORGE / SNVI / Rouiba*. La déformation à chaud (forgeage) est assurée par un marteau pilon de 1.35 Tonne.

Les cycles de traitements thermiques et thermomécanique choisis sont représentés sur la figure N° 28.

4 - Observation au Microscope optique

Les observations des microstructures de l'ensemble des échantillons traité depuis l'état brut de coulée jusqu'à la fin du cycle thermique choisi, ont été réalisé au *laboratoire de Métallurgie / Centre de développement des matériaux / HCR / Frantz Fanon*, sur un microscope métallographique de marque REICHERT à chambre photographique.

Les échantillons ont subi une rectification de planéité et de polissage mécanique, effectué sur des papiers abrasifs de différentes granulométries (100, 180, 240, 400, 600, 800, 1000 et 1200), et enfin une finition sur un feutre en utilisant une pâte diamantée (3 μm).

Les aspects caractéristiques de la microstructure des échantillons ainsi préparés sont mis en évidence par une attaque chimique, dont le réactif (nital 5%) est composé de : (5 cm₃ d'acide nitrique HNO₃

et 95 cm³ d'alcool éthylique CH₃CH₂CH₃), avec un temps d'attaque qui varie entre 10 et 15 secondes.

5 - Observation au Microscope électronique à balayage (M.E.B)

L'étude topographique des microstructures obtenues après différents traitements thermiques et thermo-mécaniques ainsi que l'étude des faciès de rupture après un essai de traction, ont été effectués sur un Microscope électronique à balayage (M.E.B) de marque Philips XL30 du *centre de Recherche & développement (CRD) / SONATRACH / Boumerdes*.

En mode balayage, les images des microstructures sont obtenues :

- Soit par les électrons rétrodiffusés : Ce sont les électrons qui sont issus des collisions élastiques entre les électrons incidents et les noyaux atomiques de la cible. Ils donnent une information sur la répartition des éléments ;
- Soit par les électrons secondaires : Ce sont les électrons qui sont issus de l'ionisation des atomes des échantillons suite au bombardement de ceux-ci par les électrons incidents. Ils renseignent sur le relief ou la topographie de la surface de l'échantillon. [20, 24]

Le M.E.B utilise un faisceau d'électrons très fin qui analyse point par point la surface sur une profondeur de l'ordre de 10 nm. Le M.E.B utilisé est entièrement numérisé et met en œuvre des processus automatiques de mise au point, de correction du signal vidéo et de l'astigmatisme.

6 - Microsonde AUGER

La microsonde électronique est un moyen de choix pour les investigations aussi bien qualitatives que quantitative des différentes phases formées.

La spectroscopie électronique AUGER est une méthode directe d'analyse chimique des surfaces ; elle fait intervenir l'ionisation de la couche électronique par des rayons d'énergie de l'ordre de 3 keV.

Le principe d'analyse se fonde sur l'exploitation des signaux émis par un point particulier d'un échantillon soumis au bombardement d'une sonde électronique [25] dont le diamètre est de l'ordre de 1 µm. En effet les interactions des électrons avec les atomes présents dans le petit volume irradié entraînent des réactions locales et des émissions caractéristiques du matériau qui permettent de déterminer la nature et la composition de la zone irradiée (analyse ponctuelle). L'étude du spectre des énergies des électrons AUGER nécessite la mesure de la densité spectrale des énergies des électrons secondaires diffusés par la cible représentées par une courbe dont la forme générale permet de distinguer trois domaines :

- Un pic étroit correspondant à l'énergie E₀ des électrons incidents dû aux électrons rétrodiffusés élastiquement
- Un domaine intermédiaire où s'observent les pics de pertes d'énergie
- Un pic très large dû aux électrons secondaires sur lequel se superposent les pics correspondant à l'émission d'électrons AUGER [20, 25].

L'analyse des défauts d'élaboration a été réalisée au *laboratoire de métallurgie / CDM / HCR Frantz Fanon*, sur une microsonde électronique de *Marque PERKIN ELMER Type PHI600*.

7 - TECHNIQUE DE DIFFRACTION DES RAYONS X

La technique de diffraction des rayons X est d'une grande importance dans l'analyse et l'identification des métaux et alliages. Elle permet la détermination des paramètres cristallins, ainsi que le type de structures.

- Méthode du Diffractomètre de poudre :

Cette technique est plus commode, car elle fait appel à une instrumentation de mesure très précise constituée par l'ensemble (détecteur, compteur, microprocesseur ...Etc.) ; Le détecteur placé sur le goniomètre qui tourne pas à pas selon un cercle goniométrique (focalisation), capte les rayons X diffractés en mesurant leurs intensités en coups / seconds.

Le pouvoir de résolution de l'appareil est très grand, il suffit de faire le bon choix de longueur d'onde (Anticathode), qui dépend des informations recherchées et de la nature de l'échantillon.

La préparation de l'échantillon est soumise à des conditions pour permettre un bon positionnement sur le porte échantillon et avoir une quantité qui satisfait les conditions d'irradiation ; pour les échantillons métalliques il suffit d'avoir une coupe plane d'épaisseur $e \leq 2.8 \text{ mm}$ et une surface $S \geq 1 \text{ cm}^2$. Après traitement des signaux et l'amplification, un dispositif d'enregistrement donne un diagramme $I = f(2\theta)$ formé de pics. [19, 20 , 22]

Pour la caractérisation de nos échantillons, nous avons utilisé un Diffractomètre automatique de type PHILIPS PW 1830 à anticathode en cuivre du *centre de recherche & développement CRD / SONATRACH / BOUMERDES*

8 - ESSAIS MECANIKES

Pour les différents traitements thermiques et thermomécanique, nous avons effectué des essais mécaniques pour déterminer les propriétés mécaniques des nuances élaborées. Ainsi, nous avons réalisé des essais de dureté VICKERS et des essais de tractions dynamiques uniaxiale pour la détermination des principales caractéristiques mécaniques usuelles.

8 - 1 Dureté VICKERS

Les mesures de dureté ont été réalisés sur un duromètre de *Marque WOLPERT du laboratoire de métallurgie / CDM / HCR*. Nous avons effectué ces mesures de dureté HV sur les mêmes échantillons utilisées pour la caractérisation des microstructures pour les différents traitements effectués. La charge utilisée est de 98 N, le temps d'application de la charge est de 15 secondes.

8 - 2 Essai de Traction

Les caractéristiques mécaniques des nuances élaborées et traitées ont été mesurés grâce à des essais de traction dynamique uniaxiale jusqu'à la rupture à température ambiante sur une machine de traction développant un effort maximum de 100 KN. La vitesse de déformation appliquée à l'éprouvette normalisée (E8M, Norme ASTM) était de 2mm/min

Plusieurs précautions ont été prises au cours de ces essais de façon à assurer un alignement correct de l'éprouvette.

La réalisation correcte des techniques expérimentales décrites dans ce chapitre est essentielle pour espérer une approche correcte des phénomènes et de cerner les paramètres déterminant.

Nous avons tenu à se rapprocher le plus possible aux conditions d'exécution normalisée et aux méthodes de dépouillement utilisées par les différentes investigations clés disponibles dans la littérature pour reconstituer un repère fiable, indispensable à la recherche de paramètres déterminants pour une composition donnée et à l'amélioration et l'adaptation dans la mesure du possible, aux conditions industrielles sévères.

RESULTATS ET INTERPRETATION

Les innombrables applications des aciers sont dues en premier lieu au rôle joué par les éléments d'additions entrant aussi bien en solution solide interstitielle que substitutionnelle. C'est l'une des premières difficultés que rencontre le chercheur métallurgiste pour définir l'importance que joue chacun des éléments d'additions qui peuvent avoir une influence synergique ou opposée suivant leurs teneurs respectives mais surtout en fonction des traitements thermiques et/ou traitements thermomécaniques postérieures à l'élaboration.

La démarche entreprise dans nos investigations visées d'élucider les paramètres déterminant le comportement des aciers microalliés à haute limite d'élasticité. Elle s'insère dans le cadre de la contribution au développement des aciers spéciaux qui satisfaits aux demandes d'aciers possédant une bonne résistance, une bonne ductilité et une excellente soudabilité et qui a conduit au développement des aciers microalliés à haute limite d'élasticité à bas carbone. La figure N° 5 illustre le compromis résistance – ductilité des différentes familles de tôles à haute limite d'élasticité.

Le programme expérimental réalisé devrait permettre de clarifier, dans les limites de notre étude, les relations entre microstructure-propriétés mécaniques et leur évolution en fonction des paramètres physiques des traitements thermiques, imposés à travers les différents cycles.

Dans ce chapitre, nous nous intéresserons particulièrement à l'évolution de la microstructure et des propriétés mécaniques et nous présenterons au fur et à mesure l'effet du titane.

Les aciers microalliés à haute limite d'élasticité sont généralement sujets de ce qu'on appelle un traitement thermomécanique contrôlé dont l'objectif principal est d'obtenir une taille de grain ferritique très fine. La taille de grain de ferrite obtenu après Austénisation et refroidissement dépend de la taille de grain austénitique initiale, ceci parce que la ferrite germe préférentiellement dans les joints de grain austénitique ; elle dépend aussi de la température de transformation. La diminution de la température de transformation favorise le taux germination qui résulte en un grand nombre de grains ferritique par conséquent en de très petite taille de grain.

Pour obtenir un maximum d'affinement, on applique un traitement thermomécanique contrôlé avec l'exploitation des capacités des éléments microalliés dans le retard de la recristallisation du grain d'austénite déformé.

Les additions d'éléments microalliés qui contribuent par précipitation durant un traitement Austénisation retarde la croissance du grain γ , cette précipitation sous forme de carbures ou de carbonitrides donne un affinement du grain de ferrite.

La figure N° 4 montre l'effet de la taille des précipités sur le durcissement par précipitation dû au Nb, et en remarque que plus la taille diminue et plus la limite d'élasticité augmente ceci est expliqué par le fait que les précipités fins vont bloquer ou gêner le mouvement des dislocations qui provoque un accroissement de la limite d'élasticité.

Le Titane est utilisé pour contrôler le grossissement du grain austénitique par une fine précipitation de tin, qui est plus stable à haute température que les autres nitrures et carbures. Durant les 30 dernières années, les aciers (HLE) sont commercialisés avec des ajouts de Titane en combinaisons avec Nb et V.

La température Austénisation (1250 °C) a été choisie parcequ'elle correspond à la mise en solution complète des éléments à dispersoïdes.

T.Tanaka [95] a montré (Fig. N° 21), qu'il est très difficile de déformer dans la région de recristallisation et, en particulier, pendant les premières déformations, puisque $R_{critique}$ est extrêmement grande. En pratique, les déformations sont portées dans la région de la recristallisation partielle ou, en plus dans la région de restauration.

Cependant, si la réduction est appliquée dans la région de recristallisation partielle, la fraction volumique de la recristallisation augmente avec l'augmentation du nombre de passe. Par contre, une faible réduction dans la région de restauration produit de gros grain du à la migration des joints de grain induite par déformation. Cette taille de grain persiste même après plusieurs passes dans le domaine de recristallisation partielle, est donnée successivement, une structure à grain fin et uniforme est obtenus.

Notre étude consistait à élaborer un acier à haute limite d'élasticité de composition chimique de base est de type X60 avec des ajouts de Titane à différent pourcentage, afin d'étudier son influence sur les propriétés mécaniques finales et sur l'évolution de la microstructure après différents traitements thermique et thermomécanique. Ceci, afin de définir les propriétés optimales d'emploi.

Une étude sur des aciers de composition chimique similaire à celle de la notre, a été menée par T.GREDAY et M.LAMBERIGTS [60] ; la différence, c'est que notre acier contient du Titane. Inspiré de leur étude et des connaissances sur la déformation à chaud et sur le durcissement des aciers HLE, nous avons mis en œuvre un programme de traitement thermomécanique contrôlé.

Les résultats sont rassemblés et interprétés, en lumière des résultats synthétisés en bibliographie, dans l'ordre chronologique de l'organigramme de réalisation adopté.

- Elaboration

Nous avons élaboré trois nuances d'aciers micro alliés (HLE) à partir d'un acier de type X60 dans un four à induction sous vide, en faisant varier le pourcentage de titane (0,0085,0,15 et 0,25 %). Le bilan matière des nuances élaboré est mentionner à la page 40 ; le Titane a été utiliser sous forme de poudre avec une pureté de 99.99% ; Les pertes dus aux pertes au feu et au manipulation ont été estimer à plus de 80% , la cause principale de ces pertes c'est que

une grande quantité de Ti (Sous forme de poudre) est aspirée par le vide (Primaire et secondaire) appliqué lors de l'élaboration.

Pour surmonter ce problème, on a comprimé le Ti sous forme de pastille, cela a réduit considérablement les pertes à 40%. Après on a pu ajuster notre bilan matière de façon à obtenir un acier dans la fourchette visé.

Les trois nuances élaborées présentent des inclusions non métalliques, principalement des sulfures qu'on n'a pas pu caractériser avec précision.

A l'état brut de coulée, les trois nuances présentent une structure Widmanstätten (ferrite aciculaire); l'absence de la structure dendritique peut être expliquée comme suit : Pendant la période de refroidissement, durant la solidification, il se produit une transformation de phase qui annule la structure brute de coulée (dendritique).

BRAMFITT [75] a montré que, dépendant de la composition chimique et de la vitesse de Refroidissement durant la solidification, les aciers microalliés peuvent avoir une variété de microstructure constituée de différentes formes avec des combinaisons de Perlite, Bainite, Martensite, Cémentation et ferrite. Les nuances que nous avons élaborés présentent une structure Widmanstätten (ferrite aciculaire) de différentes formes; Ceci est dû probablement à la différence du pourcentage de titane et de la vitesse de refroidissement (refroidissement dans le four sous vide (vitesse très lente)).

Les figures N°24, 26 et 28 illustrent les micrographies optiques des trois nuances à l'état brut de coulée qui présentent une structure Widmanstätten.

Des études effectuées par R.L. BODNAR et AL [28] et S.S. HASSEN et AL [70] ont montré que la formation de la ferrite Widmanstätten est assurée par coalescence des grains Austénisation. Cette coalescence ne permet pas la croissance complète de la ferrite proeutectoïde à partir des grains austénitiques durant la transformation. Pour cela, les inclusions peuvent jouer le rôle de site de germination pour la ferrite Widmanstätten à l'intérieur du grain d'austenite.

L'étude par diffraction des rayons X (Diffractomètre de poudre) montre la présence de la ferrite avec une variation du pic à 80° (2θ). Ceci est dû à la variation du pourcentage de titane par la formation de $(Mn, Ti)S$ et $Ti_4C_2S_2$.

L'augmentation du pourcentage de Ti conduit en premier lieu à la formation de sulfure de type $(Mn, Ti)S$ et de carbosulfures $Ti_4C_2S_2$. La formation de $Ti_4C_2S_2$ est accompagnée par la formation de TiC qui possède un effet important sur le durcissement par précipitation.

Pour déterminer la quantité de Ti optimale pour le durcissement par précipitation, la quantité totale doit être ajustée pour la formation de particules grosses et insolubles de TiN et de carbosulfures qui ne participent pas dans le durcissement par précipitation.

Après élaboration, nous avons remarqué la présence de plusieurs tâches noires dans notre acier (fig. N°30), cela nous a laissé penser à croire que se sont soit des défauts d'élaboration (microporosités) soit des inclusions. Ceci a été confirmé par l'étude ponctuelle à la microsonde Auger.

L'analyse par microsonde auger montre l'existence de plusieurs pics des différents éléments en présence. On remarque aussi que l'analyse ponctuelle sur la matrice et sur le défaut présente des pics identiques à la différence de la présence du soufre pour le cas du défaut, cela permet de conclure que se sont des défauts d'élaboration et non des inclusions, comme on peut voir aussi sur la figure N° 30, qui donne la micrographie par microscopie électronique à balayage montrant les défauts d'élaboration présente dans les aciers élaborés. Ces défauts sont la conséquence de la présence de bulles de gaz restées dans le liquide lors de l'élaboration qui ont formé des microporosités après refroidissement causé par le mauvais brassage.

La figure N° 31 donne le graphe de la dureté HV en fonction du pourcentage de Ti, nous avons remarqué que la plus grande dureté est celle de la nuance à 0,15 % Ti et que dépasser cette valeur, on a observer une chute d'a peu près 100 points de niveau de dureté. Cette chute est due probablement par le faite que le Ti a formé une grande quantité de sulfures qui ne contribuent pas au durcissement.

Une quantité de S et P sont ajoutée à certains aciers pour obtenir des caractéristiques d'usinabilité ; ils possèdent relativement une soudabilité médiocre qui cause des déchirures dans la partie soudée causée par la faible fusion des composés de P et S aux joints de grain. Les oxydes de Fer et les sulfures de Fer, s'ils sont présents, sont aussi nuisibles parce que leur solubilité change avec la température et leur effet de précipité aux joints de grain, contribue à diminuer la ductilité, à crée des porosités et des fissurations.

Il semble donc, qu'à l'état brut de coulée, les aciers microalliés à haute limite d'élasticité présente une microstructure Widmanstätten (ferrite aciculaire), cela dépend de la composition chimique et de la vitesse de refroidissement durant la solidification. On a remarqué aussi que dépasser 0,15 % de Titane, la dureté chute d'une valeur approximative de 100 points. La présence des microporosités est due au bulle de gaz restés dans le liquide lors de l'élaboration qui ont formé des microporosités.

- Traitement d'homogénéisation

Après élaboration, les trois nuances ont subi un traitement d'homogénéisation à 1200°C à différents temps de maintien (2, 4 et 6 heures) suivi d'un refroidissement à l'air.

Les observations métallographiques ont révélé pour les trois nuances présente une structure ferrito-perlitique avec la présence de précipitation grossière de type inclusionnaires (figures N° 33,35 et 37).

Les traitements d'homogénéisation ont pour but de diminuer les effets de la ségrégation en faisant diffuser les éléments ségrégués des zones riches vers les zones plus pauvres. Ces traitements ont cependant peu d'effet sur la ségrégation majeure : les distances sur lesquelles la diffusion doit se produire sont beaucoup trop grandes. Dans le cas de la ségrégation interdendritique, l'homogénéisation n'a qu'un effet limité sur la redistribution des éléments en situation de substitution empêchent qu'il y est homogénéisation complète. Par contre, pour Les éléments en solution d'insertion (beaucoup plus mobiles), les traitements d'homogénéisation éliminent presque entièrement la ségrégation interdendritique.

La figure N°39 qui donne le graphe de la dureté HV en fonction du temps de maintien montre que la meilleure dureté correspond au temps de maintien de 6 heures. Cela peut être expliqué par la précipitation des éléments à dispersoïdes, notamment celui relatif à l'élément Titane, qui a une température de 1200 °C ; les TiN sont toujours stables, ce nitrure ne se dissout, ils vont jouer le rôle de freinage du grossissement du grain austénitique d'où l'obtention d'un grain ferritique fin (de l'ordre de 10 µm).

L'étude par diffraction des rayons X (Diffractomètre) montre une variation du pic à 88 ° et à une légère variation du pic à 65 °. Cela est dû à la présence de nitrure, carbone et/ou de carbonitrures formés par les éléments à dispersoïdes ce qui modifie l'intensité des pics.

Les Figures 35, 35 et 37 donnent les microstructures des trois nuances après homogénéisation à 1200°C et refroidissement à l'air (Ferrite – Perlite).

Pour cette étape d'homogénéisation, nous pouvons donner les remarques suivantes :

Les trois nuances présentent une structure ferrito-perlitique avec différents taille de grain, on remarque aussi la présence de précipités grossiers de type inclusionnaires principalement des TiN (Fig. N°53)

Le meilleur temps de maintien est de 6 heures, qui présente les meilleurs niveaux de dureté qui suit la même évolution que les propriétés de résistance (Re, Rm).

Nous constatons aussi, que plus le pourcentage de titane augmente plus la dureté augmente, jusqu'à 0.15%Ti puis on observe une chute. Cela peut être expliqué par le fait que, plus la quantité de Ti augmente plus il y a possibilité de formation des sulfures et des carbosulfures (Mn, Ti) S et $Ti_4C_2S_2$ qui ne contribuent pas au durcissement.

Le durcissement est attribuer à la précipitation de carbonitrures complexes de type $(Ti,Nb)(C,N)$, $(Ti,V)(C,N)$. Ceci, est confirmé d'ailleurs par H.Kejian et al [87] pour les éléments microalliés (Ti, Nb)

- Traitement thermomécanique

Après avoir homogénéisé les aciers élaborés, nous avons effectué un traitement thermomécanique contrôlé qui consiste à :

- Une Austénisation à 1200°C pendant 6 heures
- Une déformation à chaud effectuée par forgeage à différentes températures (800, 900, 1000, 1100)
- Un refroidissement à l'eau ou à l'air

La figure N° 23 illustre les cycles thermomécanique choisis dans notre étude.

Le but de ce traitement thermomécanique est l'obtention d'une structure à grain ferritique fin et donc des propriétés de résistance élevées.

Dépendant du type et du degré de ségrégation qui s'est développé pendant la solidification, la déformation à chaud provoque ou intensifie des caractéristiques physiques indésirables dans le produit final.

La structure en bande résiduelle de la ségrégation interdendritique d'éléments en solution de substitution (principalement Mn). Dans les zones riches en manganèse, la réaction eutectoïde est ralentie, et la perlite se forme principalement dans les zones contenant peu de Mn, d'où l'apparition d'une structure alternée en bandes de petite et de ferrite.

Le forgeage a été effectué à différentes températures (800°C, 900°C, 1000°C, 1100°C) suivi par deux modes de refroidissement (air / eau) ; la réduction est réalisée en 5 coups dont le taux de réduction total est de 55 %. Le taux de réduction par passe est comme suite :

Epaisseur initiale = 11 mm

Epaisseur Finale = 5 mm

Taux de réduction total = 55 %

Mm	% Déformation
11	
9	18%
8	12%
7	14%
6	16%
5	20%
6	

- Examen micrographique

Les trois nuances élaborées, et selon le cas, présentent différentes microstructures suivant le mode de refroidissement qui suit la déformation et selon la température de la déformation.

Dans cette partie, nous traiterons l'évolution des états structuraux après traitements thermomécanique à partir des observations métallographiques et fractographies et nous allons essayer d'interpréter les différents résultats obtenus.

Pour une déformation à 800 °C, pour les trois aciers, on remarque :

- pour le refroidissement à l'air une structure ferrito-perlitique
- pour le refroidissement à l'eau une structure formée de ferrite et de bainite

Pour une déformation à 900 °C

- pour le refroidissement à l'air une structure ferrito-perlitique
- pour le refroidissement à l'eau une structure formée de ferrite et de Martensite

Pour une déformation à 1000°C

- pour le refroidissement à l'air, une structure ferrito-perlitique avec grossissement du grain
- pour le refroidissement à l'eau, une structure ferrite + bainite

Et enfin pour une déformation à 1100°C

- pour le refroidissement à l'air, une structure ferrite –perlite en bandes
- pour le refroidissement à l'eau, une structure ferrite + bainite

Les figures 40,41,42,43,44,45 et 46 illustrent bien les micrographies optiques des différentes nuances à différentes températures de déformation et suivant le mode de refroidissement.

La température d'Austénisation (1200°C) a été choisie parce qu'elle correspond à la mise en solution complète des éléments à dispersoïdes. Un traitement à une température supérieure doit être évitée car, cela risque de provoquer un grossissement du grain néfaste à la ténacité de l'acier.

Pour les températures de déformation 800 °C et 900°C les trois nuances présentent une structure ferrito-perlitique avec une taille de grain de l'ordre de 10µm. A 900°C on a un affinement plus important du grain dû à la présence des éléments à dispersoïdes principalement le titane qui forme des nitrures de titane TiN, qui joue un rôle très important sur l'affinement du grain en gênant le grossissement du grain austénitique.

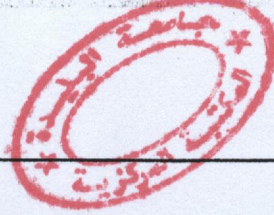
Des figures 13,14,15 et 16 on peut constater que la solubilité des nitrures est très faible. Les micrographies optiques obtenues diffèrent d'une nuance à l'autre à cause de la composition chimique (%Ti), la température de Forgeage et du mode de refroidissement . Elles peuvent être caractérisées par :

- La taille du grain ferritique dû essentiellement à la précipitation des éléments à dispersoïdes (Ti, Nb et V) qui vont contribuer à l'affinement du grain.

Pour le refroidissement à l'air aux températures 800, 900 et 1000 °C on distingue une structure ferrito-perlitique avec différent une taille de grain .

A 1000°C on a un grain très grossier par rapport à celui obtenu à 800 et 900 °C. Ceci peut être expliqué par le fait qu'à 900 ° C on a le maximum d'éléments à dispersoïdes sous forme de fin particules non mises en solution, ce qui élève la température à laquelle la recristallisation est lente d'ou l'obtention d'un affinement du grain important .

A 1100°C, les trois nuances présentent une structure ferrito-perlitique en bande dû à la ségrégation du manganèse. Durant le refroidissement, la transformation de l'austénite commence par la formation de la ferrite dans les régions, dont la quantité du manganèse est réduite. Dans les zones riches en Mn, la réaction eutectoïde est ralentie, et la perlite se forme principalement dans les zones contenant peu de Mn. Des mesures effectuées à la microsonde auger, par J.M SCHISLER[85], ont révélé, que localement, à l'intérieur des bandes ségrégués, il était possible d'atteindre des teneurs en manganèse et phosphore respectivement de l'ordre de 1.7 et 7 fois plus élevées que les teneurs moyennes du métal de base.



Les études antérieures [54,68,84] ont montré que pour des températures de déformation à chaud supérieures à 1200°C et refroidissement à l'air, la structure en bande (ferrite-perlite) est obtenue. Pour cela, il est nécessaire de faire subir aux aciers un refroidissement très rapide juste après la dernière passe.

A base température (800 , 900°C) , on constate une précipitation très abondante (Fig. 56 et 57) sous forme sphériques et en bâtonnets. Ce sont principalement des carbonitrides de titane et de Niobium $Ti(C,N)$, $Nb(C,N)$ ou carbonitrides complexes de type $(Ti,Nb)(C,N)$, $(Ti,V)(C,N)$ qui possèdent un rôle retardateur de la recristallisation.

Dans ce même niveau de température , les carbonitrides et les nitrures reprécipite probablement pendant où aussitôt après la déformation avant le début de la recristallisation statique , son rôle retardateur de la recristallisation favorise l'affinement du grain.

Les figures N° 58 , 59 et 60 présentent la distribution du titane dans la matrice , de ces figures on remarque qu'on a une quantité importante de titane répartie sur toute la surface excepté de la nuance à 0.0085 % .

Des courbes de dureté , on constate que le maximum de durcissement correspond à la température de forgeage de 900°C pour les trois nuances qui présentent des niveaux de dureté très proche.

Des études antérieures [42, 48] ont montré que plus la température de Forgeage diminue et plus les caractéristiques mécaniques augmentent, ceci est expliqué par l'effet catalytique de l'écrouissage sur la précipitation.

On a constaté que lorsqu'on déforme dans le domaine monophasé (900°C, 1000°C, 1100°C), on remarque que plus la température de forgeage diminue, plus la dureté augmente pour les deux modes de refroidissement (eau/air), ce qui corrobore les résultats de [42, 48] qui peuvent être expliqués par l'effet catalytique de l'écrouissage sur la précipitation.

Les figures 47, 48 et 49 illustrent l'influence de la Température de forgeage sur la dureté HV pour les trois nuances .

Dans le domaine biphasé et selon H. Kejian & al. [87], il a montré que plus la Température de fin de laminage diminue, plus les caractéristiques de résistance diminue car la fraction volumique de la Martensite diminue. Ceci confirme le résultat qu'on a obtenu après forgeage à 800 °C où nous remarquons une diminution de la dureté qui évolue dans le même sens que les propriétés de résistance (R_e , R_m).

- Examen Fractographique

L'examen au microscope électronique à balayage des échantillons ayant subis un essai de traction après traitement thermomécanique présentent un aspect de rupture ductile marqué par La présence de cupule arrondis et un peu allongés comme le montre les figures N°56 , 57 et 58 pour différent température de forgeage et différents mode de refroidissement.

On constate aussi, à l'intérieure des cupules la présence d'inclusion, probablement des sulfures MnS ou bien des précipités grossiers qui sont essentiellement liés à ce mode de rupture. La déformation plastique importante autour des inclusions favorise la formation de microcavités et leur allongement dans le sens de la déformation.

- Etude du durcissement secondaire après un traitement trempe – Revenu :

La plus haute résistance à la trempe des aciers HLE au V, Nb et au Ti dans les premiers stades de revenu peut être attribuée à la rétention de la plus haute densité de dislocations dû à l'interaction des atomes de Ti, V ou Nb en solution solide avec les dislocations ce qui retarde le réarrangement des dislocations dans la matrice.

Le pic de dureté observé après revenu pourra être attribué au durcissement secondaire résultant du remplacement des particules grossières de Cémentite par une fine dispersion de carbure de titane (TiC), de Vanadium (VC) ou de Niobium (NbC).

Au maintien, la précipitation sur les dislocations commence à grossir et devient très large et espacée et donc, elle a un effet faible sur le blocage du mouvement des dislocations, ce qui conduit à un adoucissement.

Une étude a montré que tous les aciers au V, Nb et avec un % Ti élevé montrent un pic de durcissement secondaire. [62]

Le pic de dureté est observé après un revenu entre 550°C et 600°C. Le même auteur a montré qu'à la température de 1000°C une petite quantité de Titane est prise en solution même dans les aciers à 0.16 %Ti. Cette petite quantité de Ti, qui précipite sous forme de TiC à 550-600 °C au revenu est insuffisante pour produire un durcissement secondaire pour surmonter l'effet de l'adoucissement de la faible densité de dislocation et la restauration de la Martensite.

Dans le but d'obtenir un effet sur le trempabilité et sur le durcissement secondaire ; une grande quantité d'éléments microalliés doivent être dissoute dans l'austénite ainsi qu'un revenu, peuvent retarder l'adoucissement par l'interaction des atomes d'éléments de microalliage avec les dislocations et produisent un durcissement secondaire par précipitation de carbure très fin.

Les trois nuances ont subi un traitement thermomécanique contrôlé représenté sur la figure N° 23-a .

L'achèvement du durcissement est atteint par un traitement trempe – Revenu à la température 600°C . La mise en solution des éléments à dispersoïdes a été suivie par la mesure de la dureté après revenu.

Après Forgeage et refroidissement à l'eau, les trois nuances ont subi :

- Une trempe à différentes températures afin de déterminer la température à laquelle on obtient le meilleur niveau de dureté .

Les figures N° 67 , 68 , 69 et 70 donne l'influence de la température de trempe sur la dureté HV pour les différentes températures de déformation.

De ces courbes , on remarque que la meilleur dureté correspond à la température de trempe 850°C ; aussi , on constate que lorsqu'on dépasse 0.15% Ti les propriétés de dureté chute , cela est dû à la présence de nitrures qui ne joue pas un rôle sur le durcissement . Donc , il faut favoriser la formation de TiC dont l'effet sur le durcissement est très grand par l'ajout de l'Aluminium qui est un bon fixateur d'azote et donc le titane aura tendance a former des carbures ou des carbonitrures très complexes . La figure N° 9 donne la relation entre le taux d'azote et la formation de particules de AlN

Aussi, on constate de ces figures qu'aux températures 800°C et 900°C, la dureté est supérieure à celle obtenue aux températures (1000, 1100 °C) ; cela peut être expliquer, par le fait, que la quantité de précipité non dissout lors de la mise en solution aux températures 800°C et 900°C est très grande.

- Ensuite, on a fait subir à notre acier un Revenu aux températures 450 – 700 °C afin d'achever le durcissement.

Les éléments microalliés peuvent aider au retard de l'adoucissement, et certains sont plus efficaces que d'autres. Les éléments qui agissent par le durcissement par solution solide (Mn, Ni, ...) restent non dissout dans la Martensite et n'ont aucun effet de retard de l'adoucissement, cependant, Si retard l'adoucissement par l'inhibition du grossissement des carbures de Fer (Fe_3C). Les éléments les plus efficaces pour retarder le taux d'adoucissement durant le revenu sont ceux formateurs de carbures (Mo, Ti, Nb, V, Cr,...) ; Les carbures formés sont plus dures que la Martensite et possèdent une dispersion très fine à cause de leur faible diffusion comparais à celle du carbone.

La formation des carbures est un processus qui s'effectue par diffusion dépendant des éléments carburegène qui peuvent réduire le taux d'adoucissement à toutes les températures de Revenu. Le degré d'adoucissement dépend aussi de la quantité des éléments carburegène et du type de carbure formé, par exemple, dans la figure N° 11, le maximum de dureté de la Martensite est comparé avec les différents types de carbures (MC , M_2C , M_6C , M_3C and $M_{23}C$) avec une analyse représentative de la composition des différents carbures.

Si les éléments carburegène sont présents en quantité suffisante, les carbures réduisent non seulement l'adoucissement, mais aussi produit un accroissement de la dureté à haute température. Cet accroissement est référé au phénomène de durcissement secondaire.

Le durcissement secondaire dépend d'une assez haute température qui permet un taux de diffusion suffisant des éléments carburegène. A cause de la faible diffusion des éléments carburegène par rapport à celle du Carbone, les carbures formés possèdent une fine dispersion et sont très résistant au grossissement. Cette caractéristique permet d'avoir une très bonne résistance à la fissuration et une résistance à l'adoucissement à haute température.

La figure N° 71, montre l'évolution de la dureté pour des températures de Revenu comprises entre 450 et 700 °C, pour les trois valeurs de Ti. On constate que le maximum

de durcissement se situe bien à la température de 600 °C, ce qui corrobore les résultats trouvés par K.A. El-Fawakhey et al [79].

Des études [1,69,79], ont montré, le maximum de durcissement dépend de la température de mise en solution et de la nature et la forme des précipités sous formes de carbures ou carbonitride qui possèdent un effet durcissant.

Le durcissement maximal correspond à la température de Revenu de 600°C, à laquelle, on aperçoit un pic qui correspond au maximum de durcissement, cela est dû à l'action des carbures formés, notamment celui du titane sous différente stœchiométrie Ti_xC_y .

A l'état trempé, les trois nuances présente soit une structure Martensitique ou Ferrite + Martensite selon la température de mise en solution.

A l'état revenu, les trois nuances présente une structure Ferrite + bainite.

En conclusion, le durcissement secondaire s'effectue à 600°C pour les trois nuances, le meilleur niveau de dureté correspond à la nuance à 0.15% Ti, qu'on peut juger comme étant la quantité maximale qu'on ne peut dépasser, sinon on obtient une chute des caractéristiques de dureté donc des caractéristiques de résistance par le faite que pour la nuance à 0.25% Ti, le titane a formé plus de sulfure qui ne participe pas au durcissement.

Le durcissement est attribuer à la formation de fin précipité de carbure ou/et de carbonitrides très complexes. Les précipités dissous par un traitement à haute température ne réapparaîtront qu'au revenu et donnent alors un durcissement secondaire d'autant marqué que la fraction dissoute est importante.

CONCLUSION GENERALE

L'étude expérimentale dont nous donnons les principaux résultats prend en compte l'acier microalliés à haute limite d'élasticité X60 (Norme API), ainsi que deux nuances élaborées avec des micro additions de 0.15 et 0.25 en poids % de Ti par rapport à la composition de base de l'acier considéré qui contient que des traces (0.0085 % Ti).

Notre travail a été consacré à l'étude de l'influence du titane sur l'évolution de la microstructure et des propriétés mécaniques d'un acier HLE après différents traitements thermiques et thermomécanique et de comprendre son effet sur le durcissement et sur la recristallisation .

La première étape consiste à élaborer trois nuances d'aciers HLE à différents teneurs de Ti ($0.0085 < Ti > 0.25$), ensuite , on leur a fait subir un traitement d'homogénéisation afin de diminuer la ségrégation.

La deuxième étape consiste d'effectué un traitement thermomécanique contrôlé, toute en suivant l'évolution de la microstructure et les propriétés mécaniques.

Et Enfin , pour achever le durcissement induit par déformation à chaud , on a fait subir à notre acier une trempe suivie par un revenu à différentes températures .

Les conclusions essentielles qui peuvent êtres dégagées à la suite de cette étude sont :

- A l'état brut de coulée , les trois nuances présentent une structure à ferrite aciculaire (Widmanstätten) dépendant de la composition chimique et de la vitesse de refroidissement au cours de la solidification ; aussi , on note la présence de plusieurs défauts d'élaboration due essentiellement à la présence de bulles de gaz restés dans le liquide lors de l'élaboration qui ont formé des microporosités.

On remarque , qu'à l'état brut de coulée la dureté qui suit la même évolution que les propriétés de résistance , augmente avec le pourcentage de Titane jusqu'à 0.15 % puis chute d'environ 100 points. Cette chute est due probablement au faite que le Ti a formé des sulfures qui ne contribuent pas au durcissement.

- Après traitement d'homogénéisation à 1200°C à différents de temps de maintien , les trois nuances présente une structure Ferrite – Perlite avec une taille de grain très fin (de l'ordre de 10 μm).

On a constater que le meilleur temps de maintien est de 6 Heures qui correspond au meilleur niveau de dureté ; ceci , peut être expliquer par la présence de précipité sous forme de nitrures (TiN , VN , NbN) qui vont gêner le grossissement du grain d'ou l'obtention d'un grain ferritique fin .

Aussi , plus le pourcentage de Titane augmente ,plus la taille de grain diminue, cela est dû à la présence de nitrure sous forme de TiN stable à haute température qui vont gêner le grossissement du grain et donc contribue à l'affinement et à l'obtention d'un bon compromis résistance - résilience.

On a constater la même chose concernait la dureté qui augmente avec % Ti jusqu'à 0.15 % puis on a observé une chute d'environ 50 points.

- La meilleure température de forgeage est celle à 900°C qui donne un grain ferritique très fin , dû à une précipitation d'éléments à dispersoïdes très abondantes et de bonne caractéristique de résistance cela est expliqué par la formation de fines particules non mises en solution qui élève la température à laquelle la recristallisation est lente donc on obtient un affinement du grain.
- A 1100°C, on obtient une structure Ferrite – Perlite en bande néfaste pour le HIC ; donc il faut éviter cette température .Pour cet échantillon il présente un grand gradient de concentration de Mn qui favorise la formation de la structure en bande.
- Les cycles de traitement thermomécanique choisis ont permis d'avoir une précipitation abondante et de différentes formes aux joints de grains et à l'intérieur, par manque de moyen de caractérisation on n'a pas pu les identifier avec précision ; mais, on peut dire que se sont essentiellement des carbonitrides complexes de différente stœchiométrie.
- Le pic de dureté observé après revenu est attribué au durcissement secondaire résultant du remplacement des particules grossières de Cémentite par une fine dispersion de carbure de titane (TiC) , de Vanadium (VC) ou de Niobium (NbC).
- Le durcissement secondaire des aciers HLE est observé à la température de 600°C .
- Pour avoir des caractéristiques de résistance satisfaisantes il ne faut pas dépasser 0.15 % de Ti , et au-delà de cette valeur il y a diminution de la dureté donc des caractéristiques mécaniques.
- Le Titane n'influe pas d'une manière très importante sur le durcissement lors du Revenu.

L'absence d'analyse ponctuelle et de STEM dans notre étude a représenté un obstacle considérable pour une meilleure compréhension des phénomènes mis en jeu lors des différents traitements thermiques et thermomécanique .

Une perspective évidente est donc d'enrichir ces travaux par une étude dans le même axe , en faisant une extrapolation aux conditions réelles industrielles de mise en forme .

Ainsi , dans le cas des aciers microalliés à haute limite d'élasticité HLE , il conviendrait d'étudier d'une manière approfondie le phénomène de précipitation des carbures et

carbonitrures et leurs conséquences sur les propriétés mécaniques ainsi que l'interaction entre les éléments à dispersoïdes et ce grâce à des outils d'observations et d'analyses plus adéquates à ce genre d'investigation , en particulier le STEM.

Il serait intéressant aussi , d'un point de vue industriel , de cerner l'influence des conditions réelles de traitement thermique et/ou thermomécanique sur le comportement des éléments à dispersoïdes .

Cette démarche devrait conduire à la réalisation d'une ou plusieurs nuances dont on prendra comme référence et renforcera l'utilisation des aciers spéciaux mieux adaptés aux conditions d'utilisations et de mise en forme .

Cependant , l'irruption de nouveau matériaux contribuera davantage à dégager de nouveau concept que l'on peut appliquer à l'étude dans le domaine des aciers .

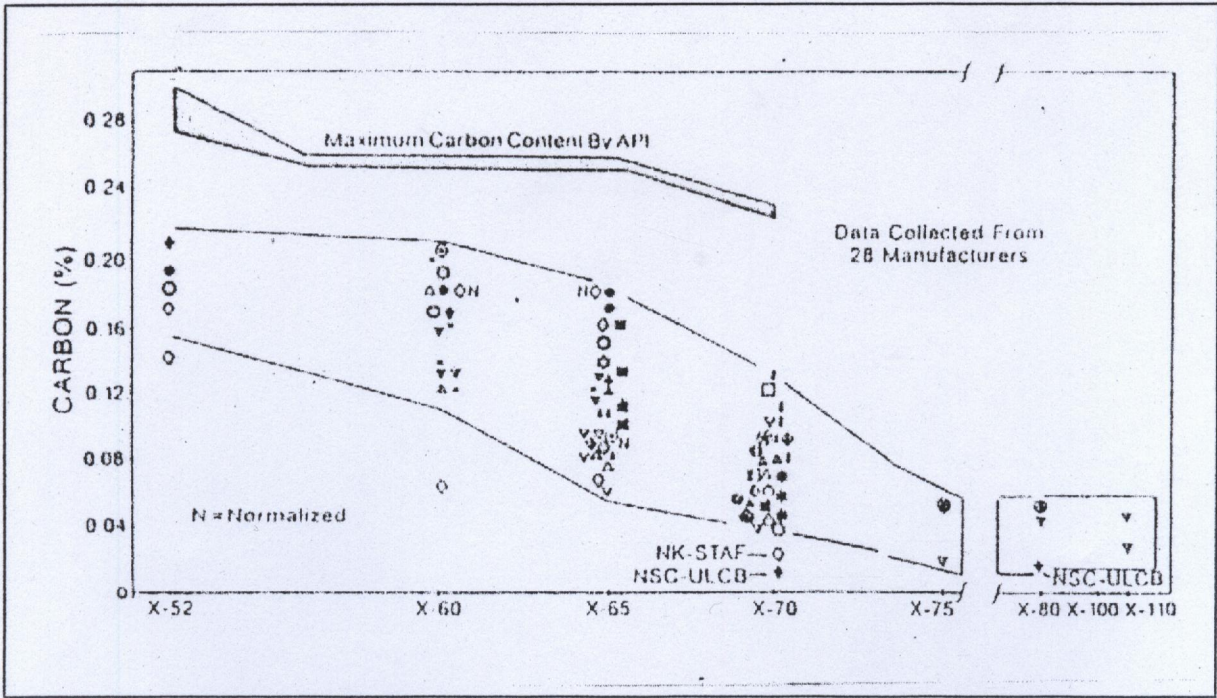


FIG N° 4 : Pourcentage de carbone des nuances utilisées pour les pipeline Selon la Norme API [84]

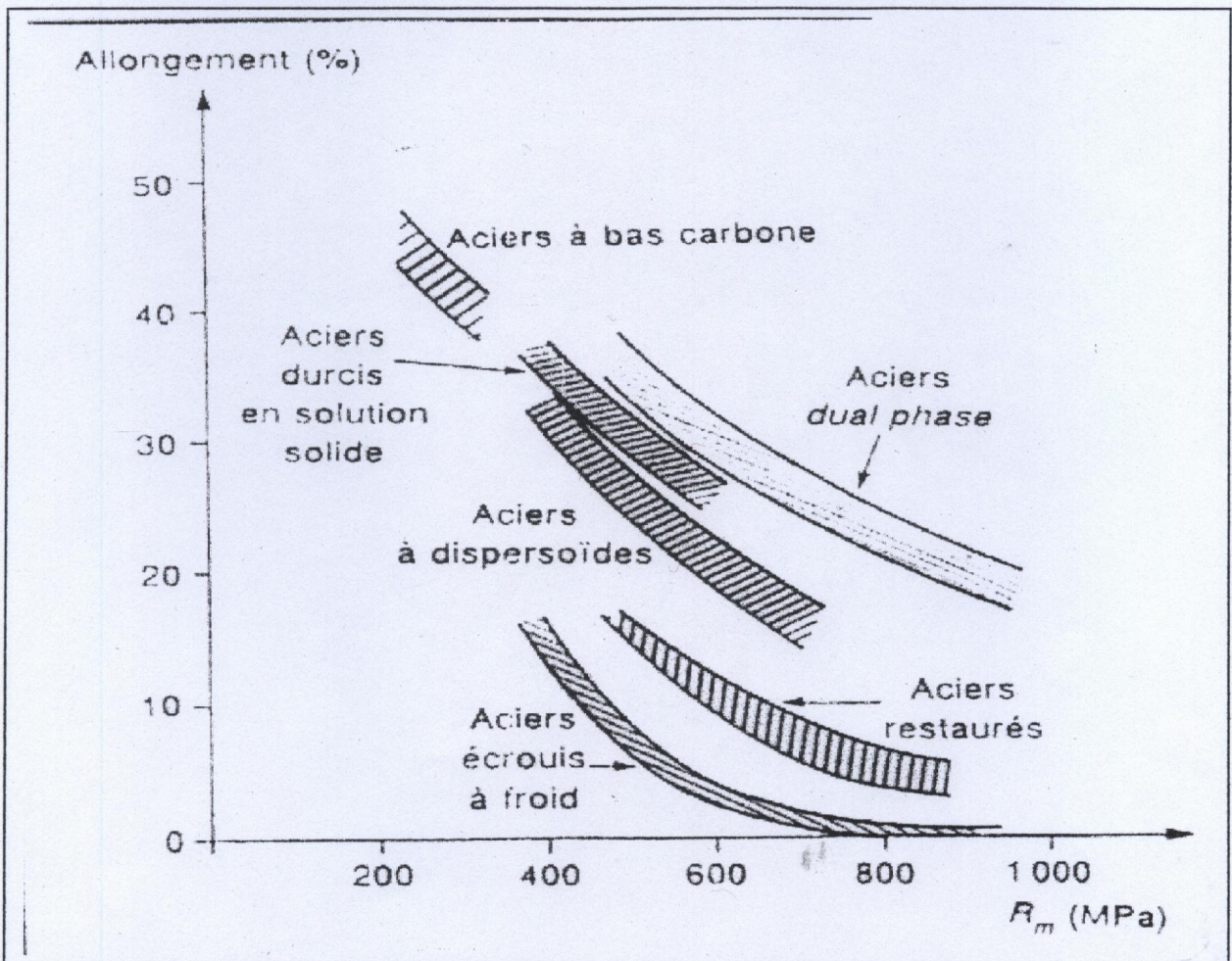


FIG N° 5 : Compromis résistance – ductilité des différentes Familles de tôles à Haute limite d'élasticité [6]

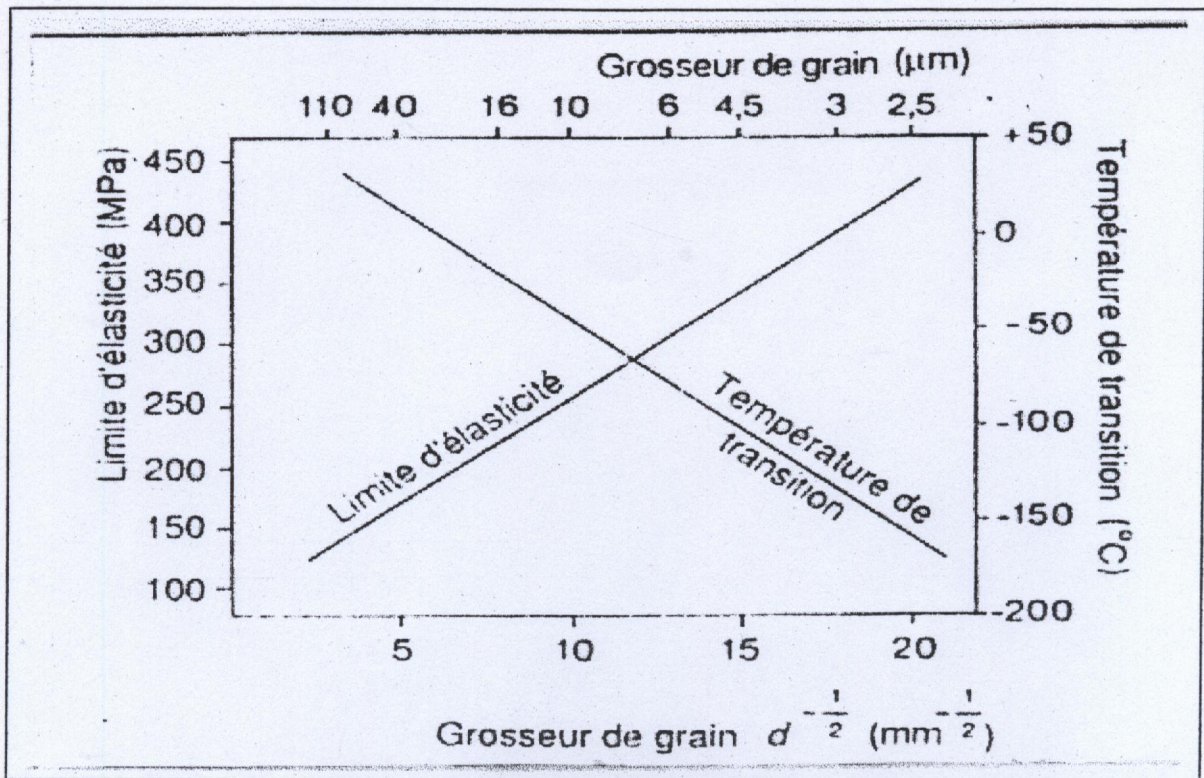


FIG N° 6 : Effet de la taille du grain sur la limite d'élasticité et la température de transition [21]

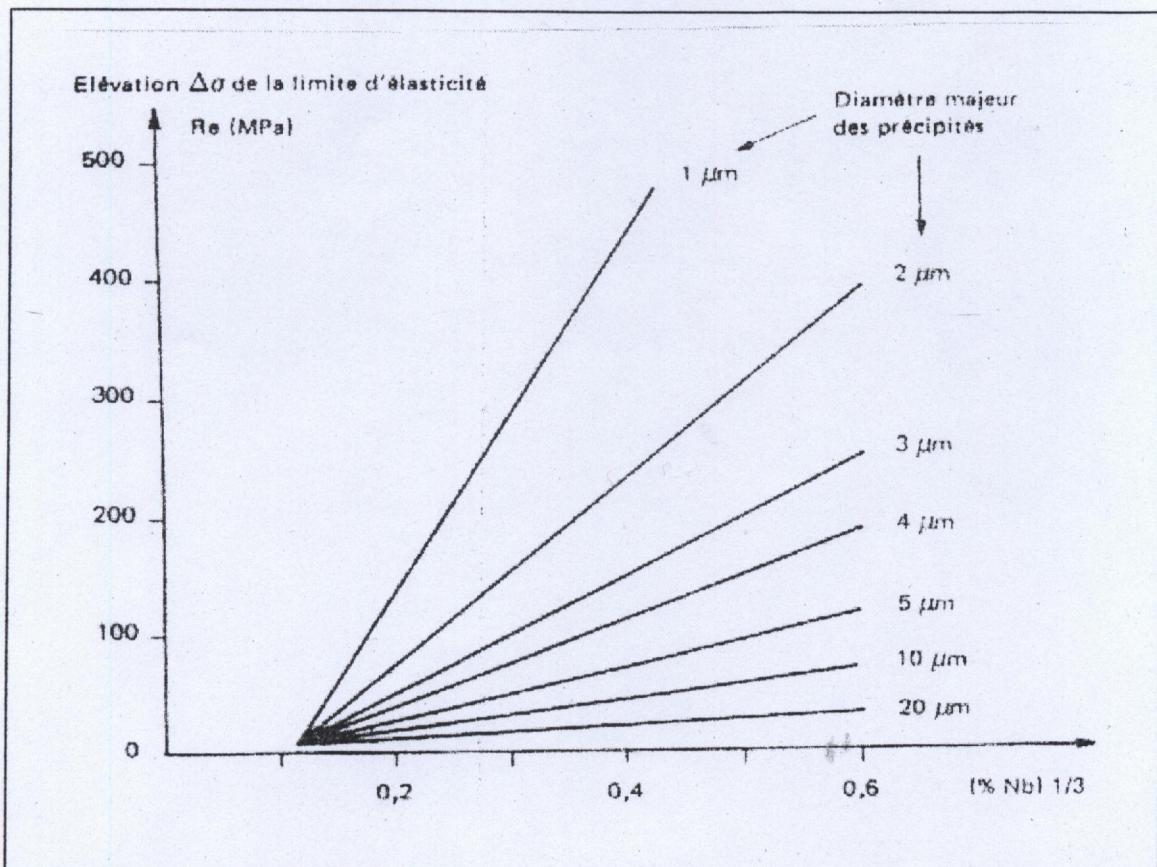


FIG N° 7 : Effet de la taille des précipités sur le durcissement par précipitation dû au Niobium [5]

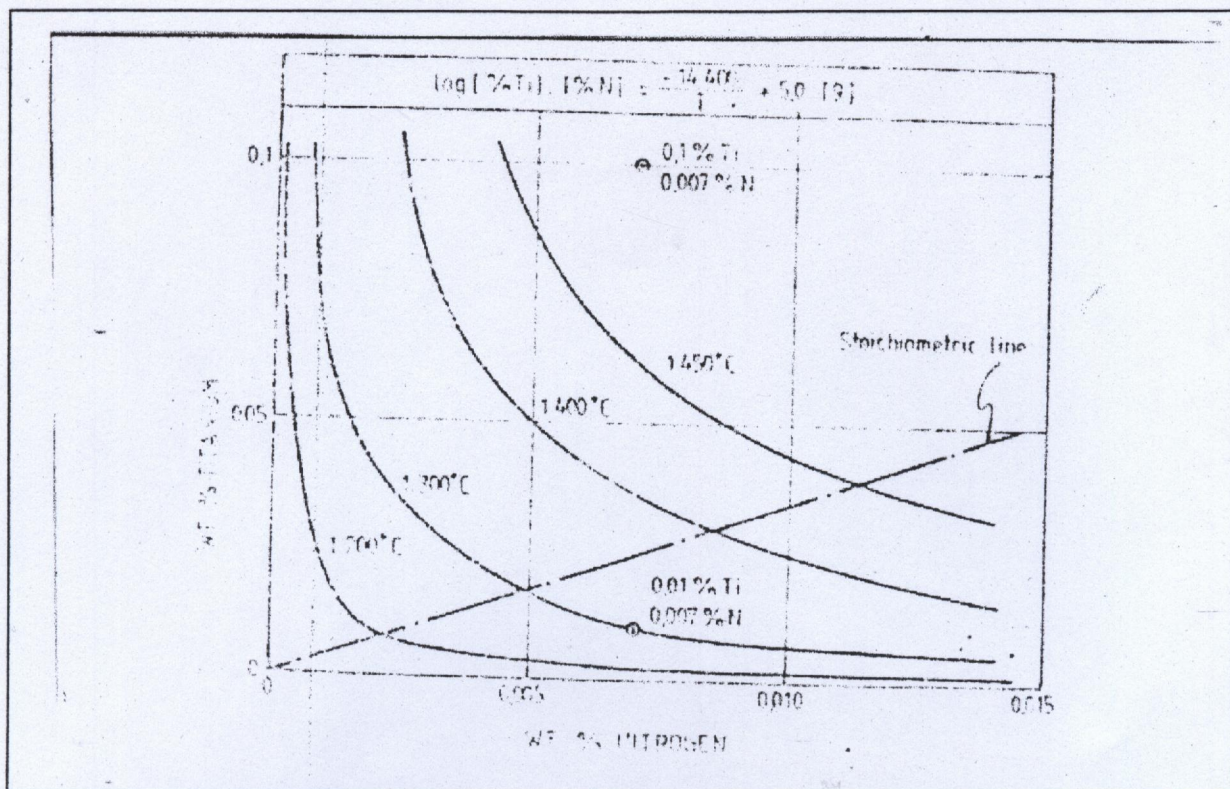


FIG N° 8 : Solubilité isotherme de TiN dans l'austenite et effet du Ti sur la température de formation de TiN [1]

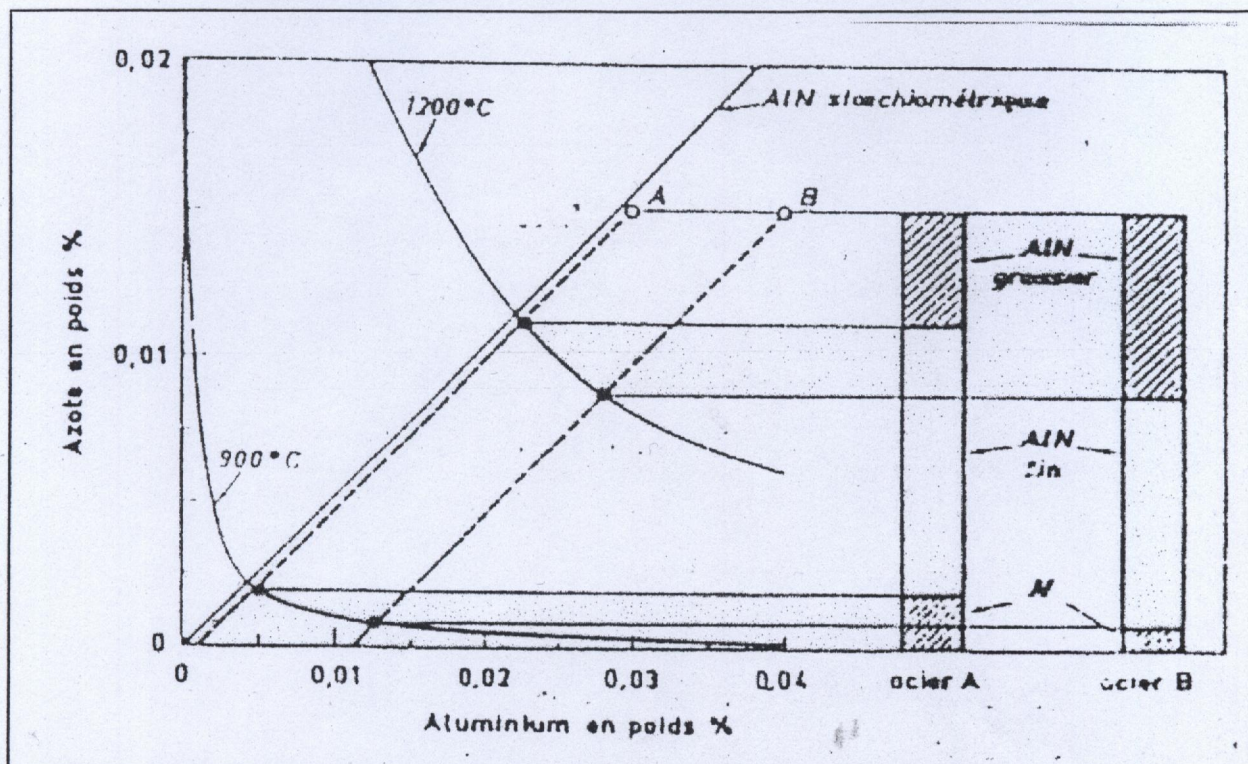


FIG N° 9 : Relation entre le Taux d'azote et la formation de particules d'AlN [57]

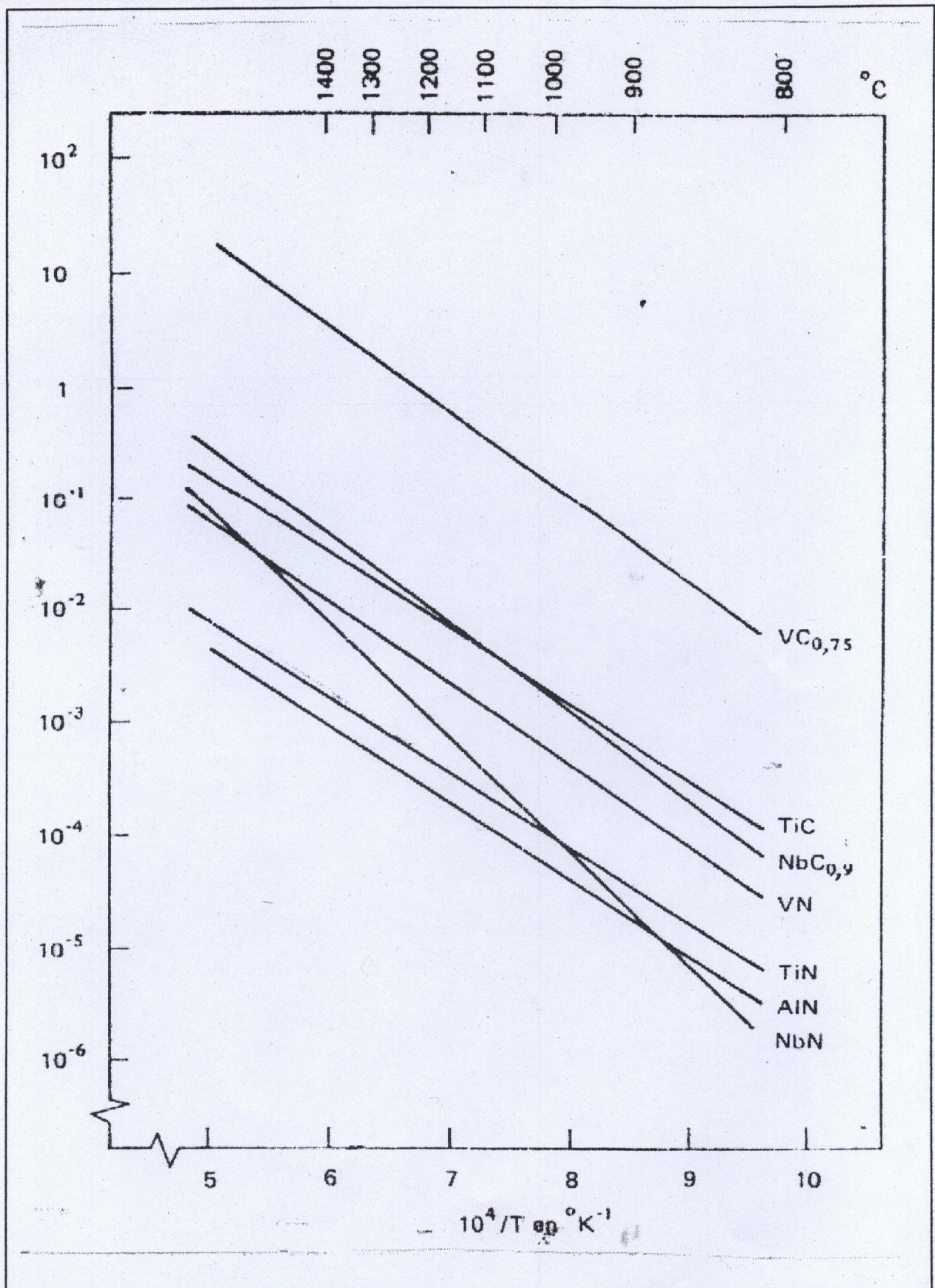


FIG N° 10 : Variation des produits de Solubilité en fonction de la température [5]

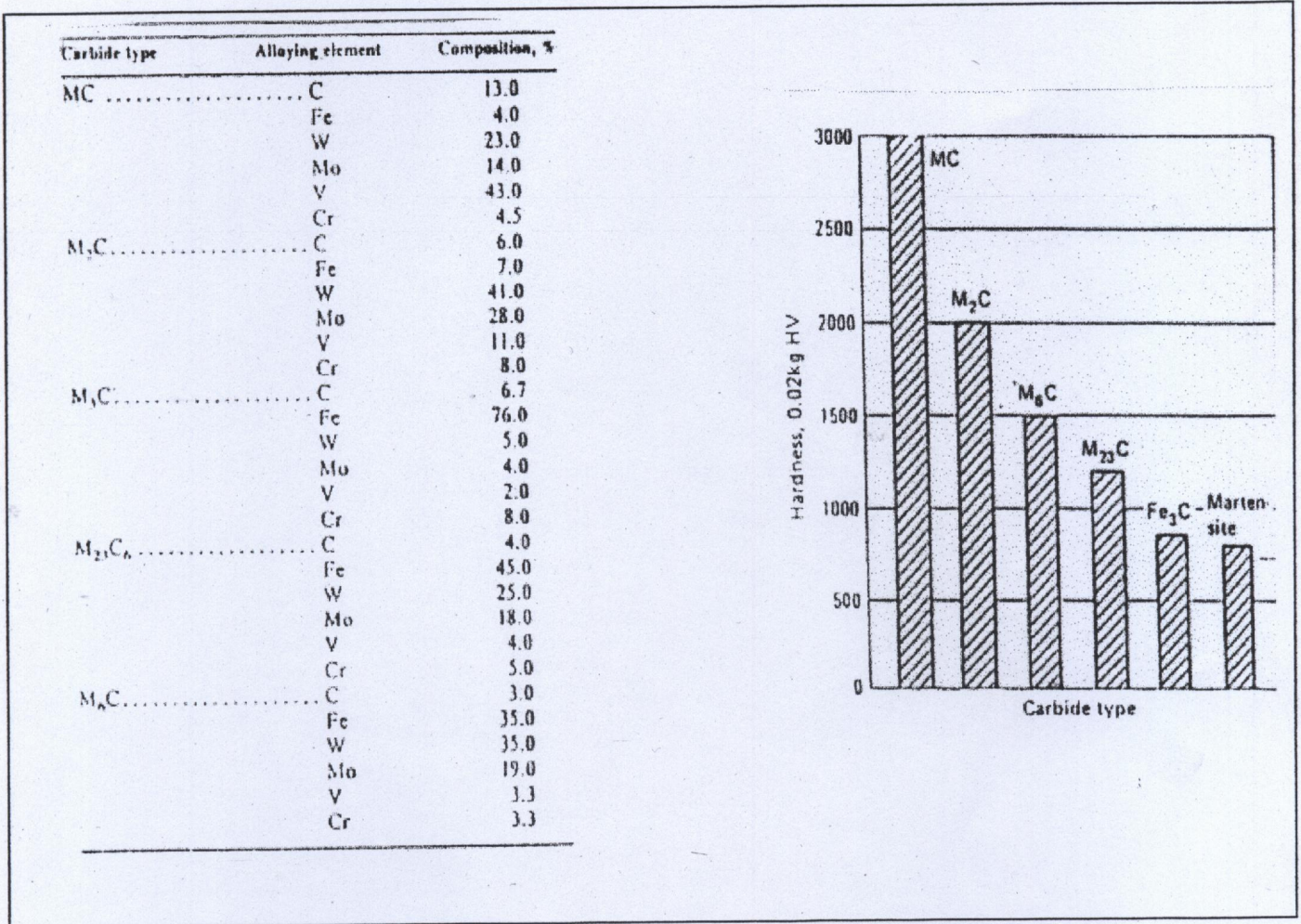


FIG N° 11 : Dureté HV des Carbures par rapport à la Martensite [49]

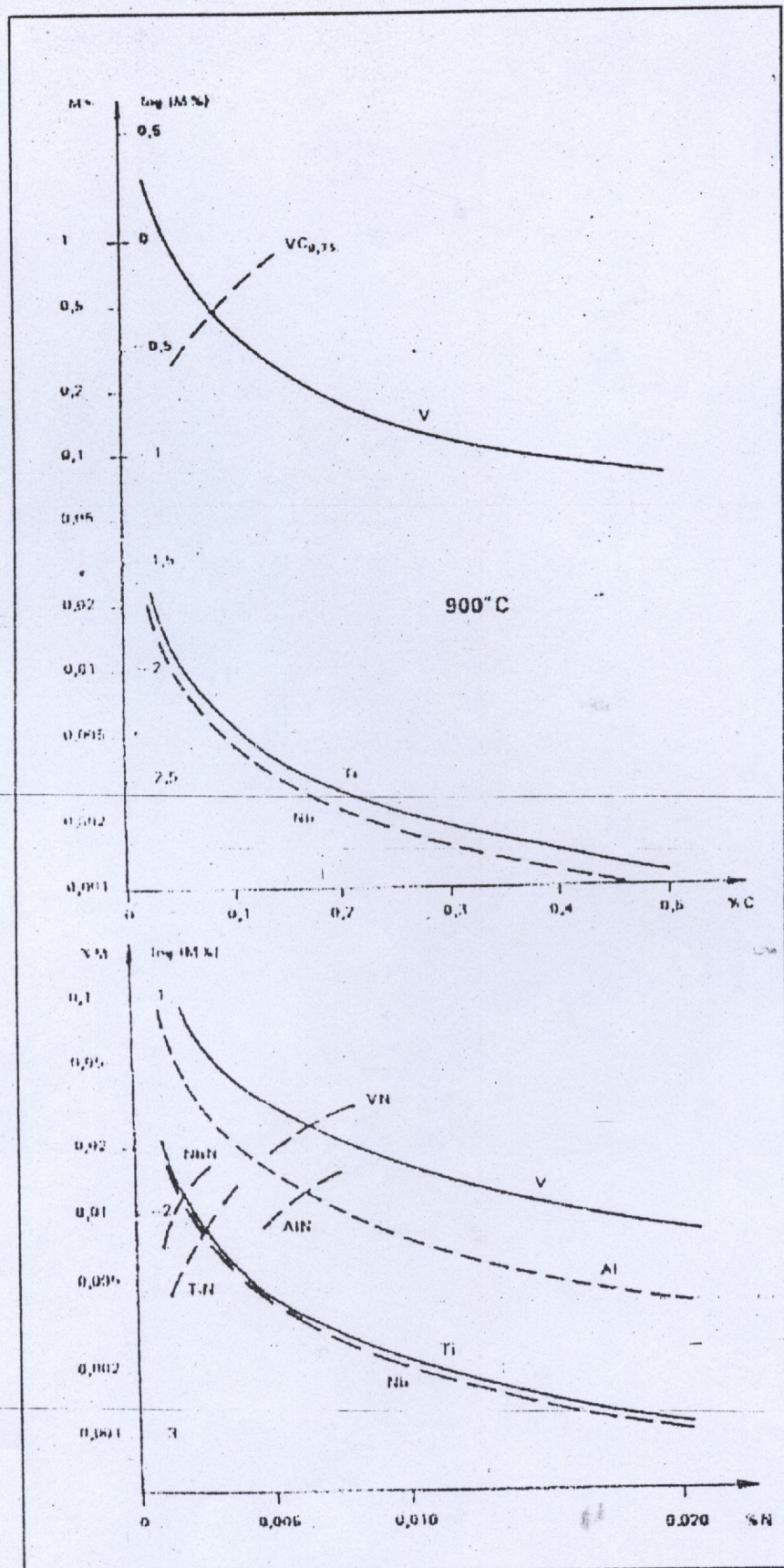


Fig N° 12 : Solubilité de V, Nb et Ti en présence de C et N à 900 °C [5]

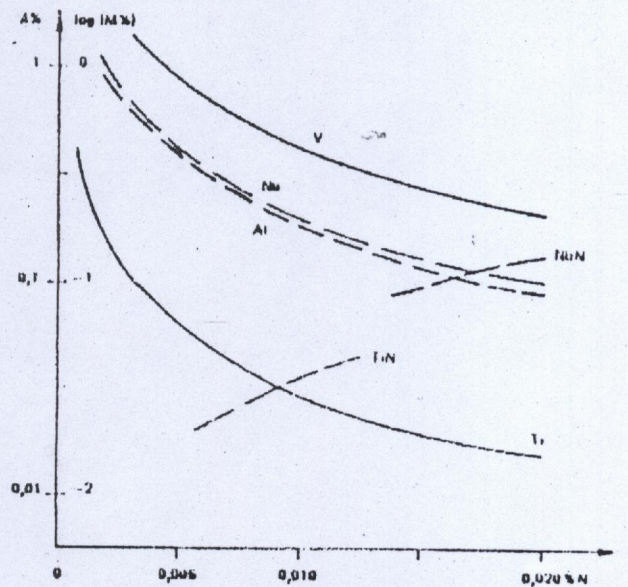
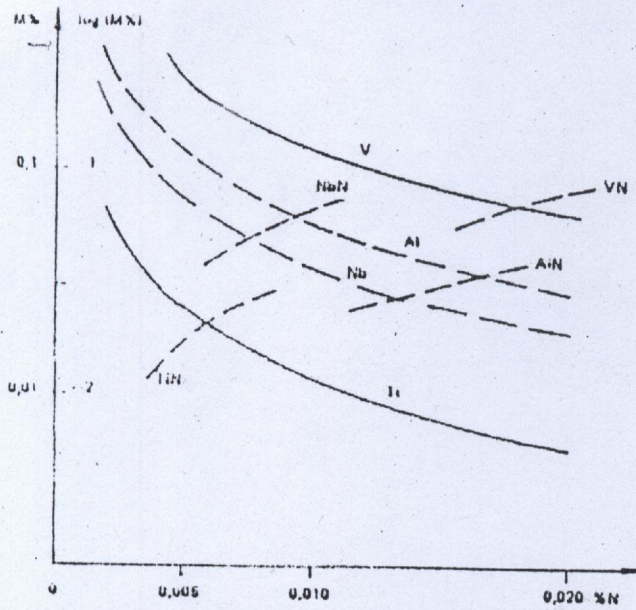
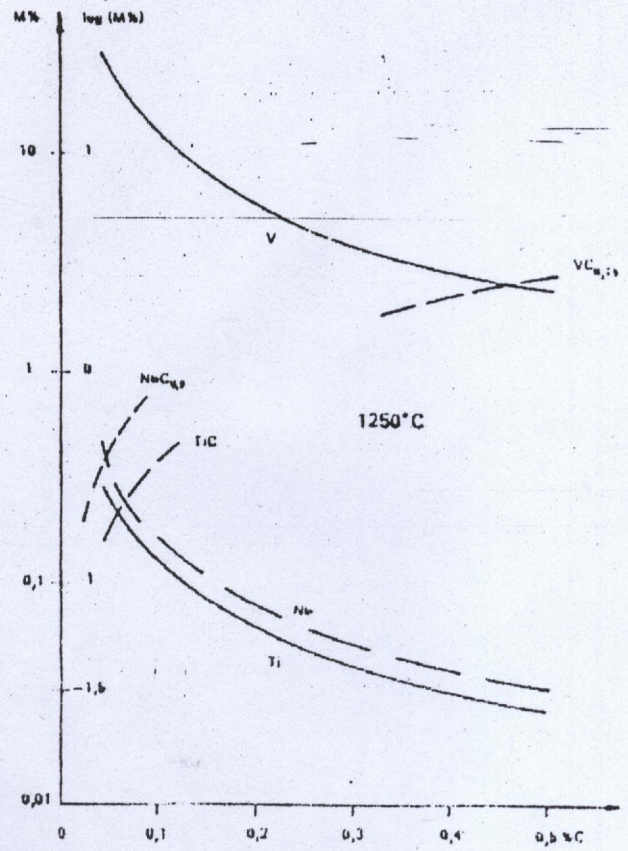
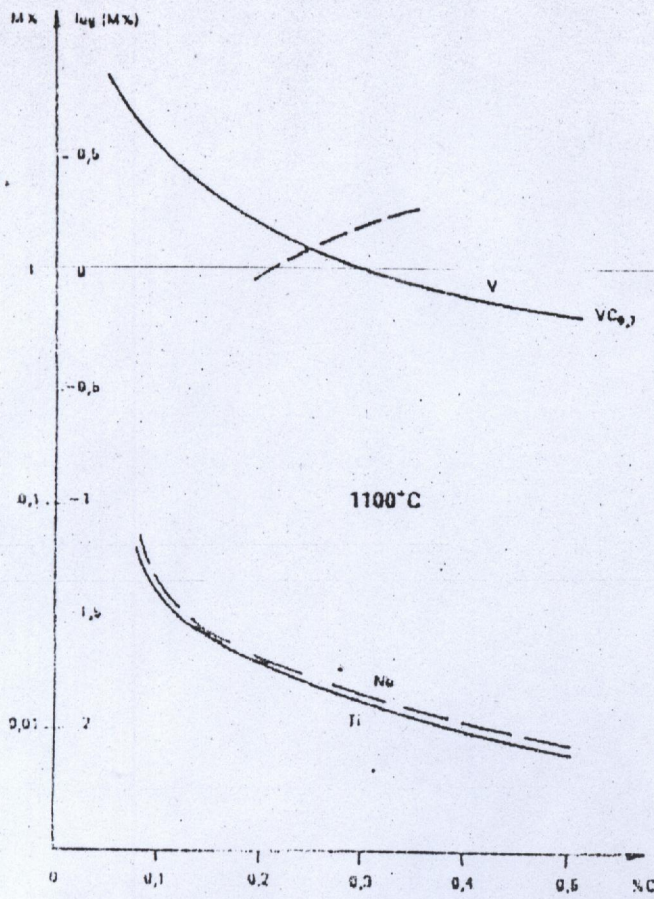


Fig. 13. — Solubilité de V, Nb et Ti en présence de C et N à 1100 °C

Fig. 14. — Solubilité de V, Nb et Ti en présence de C et N à 1250 °C

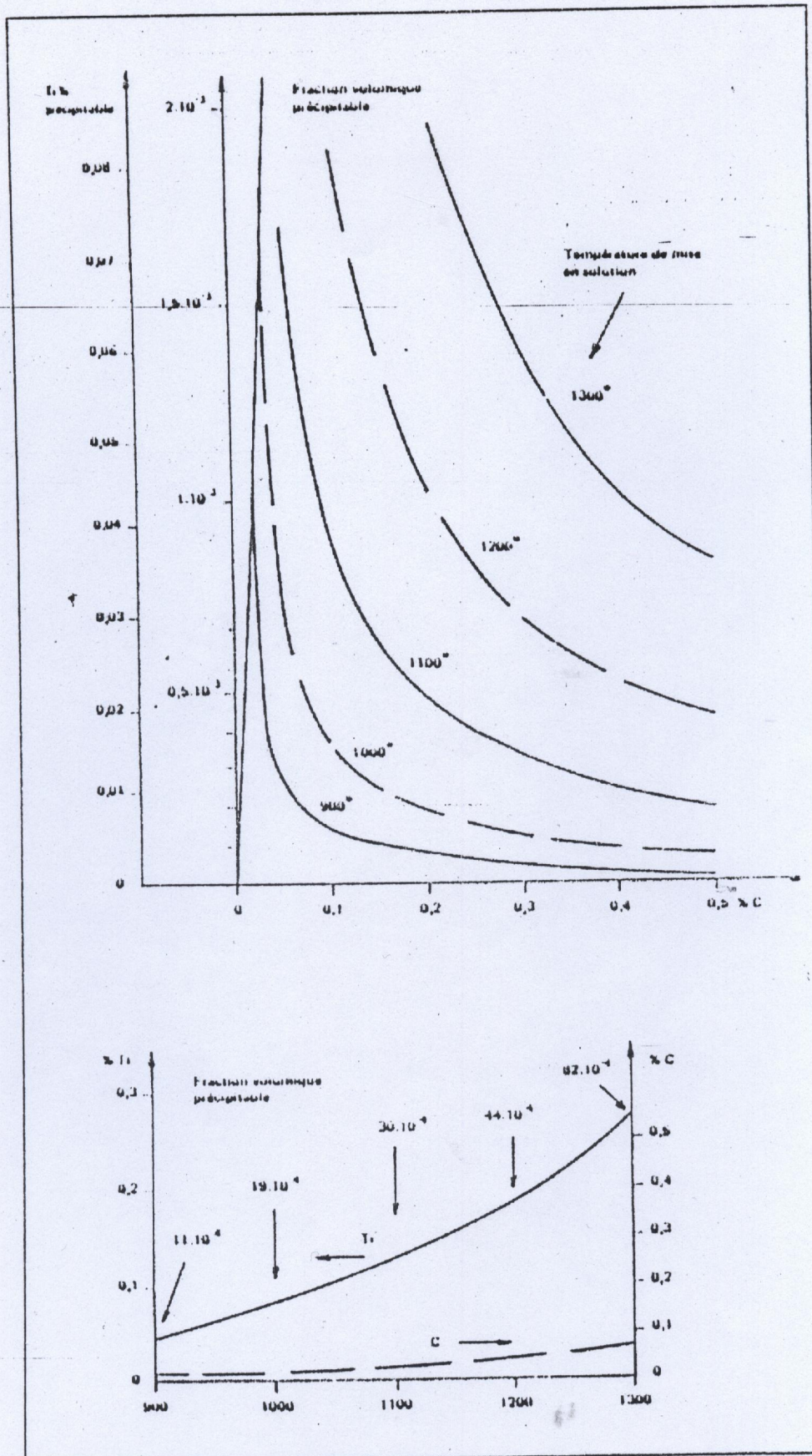


Fig N° 15 : Possibilité de la précipitation de TiC en fonction des conditions de mise en solution et des teneurs en Ti et C [5]

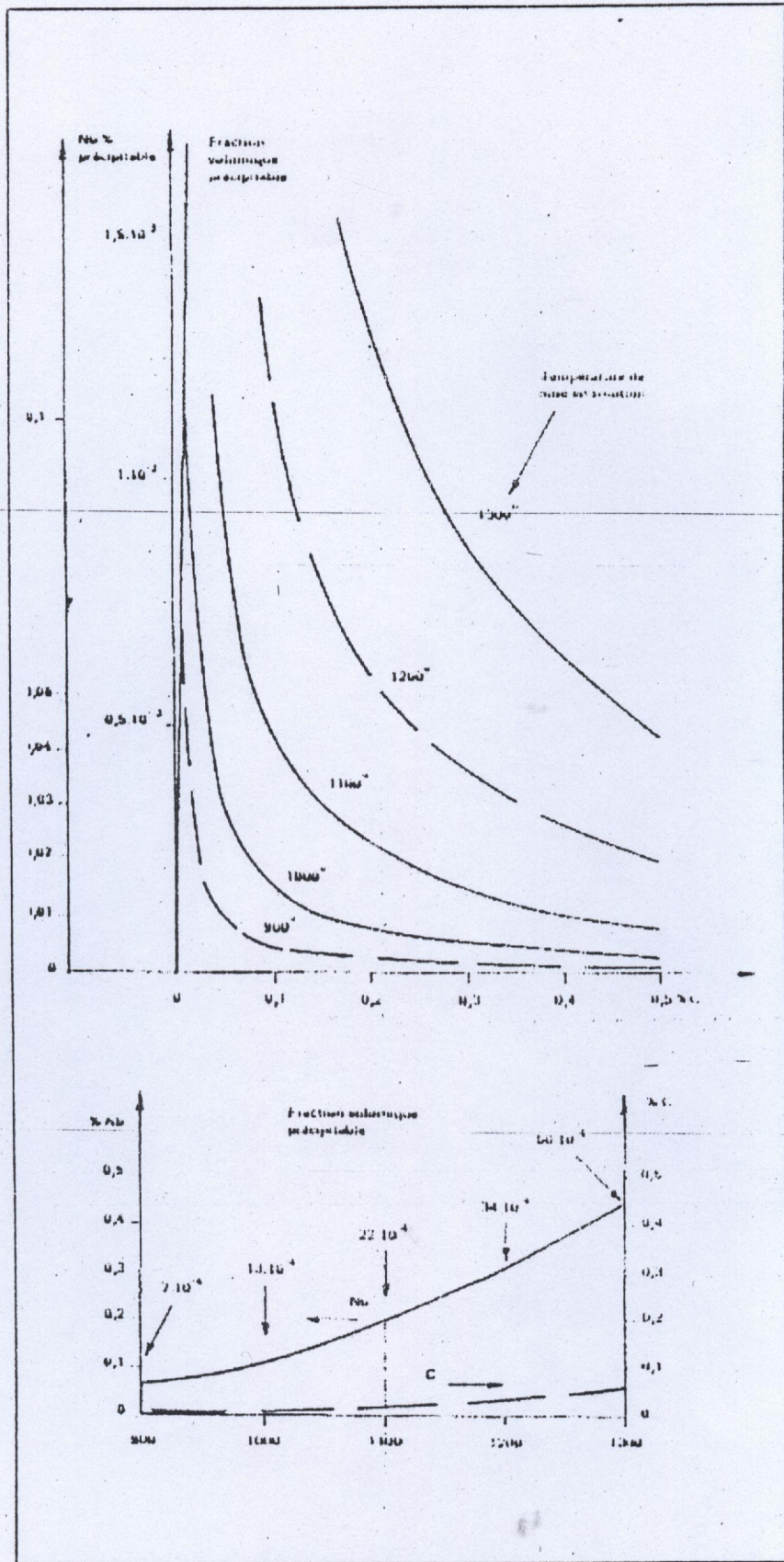


Fig N° 16 : Possibilité de la précipitation de $NbC_{0.9}$ en fonction des conditions de mise en solution et des teneurs en Nb et C [5]

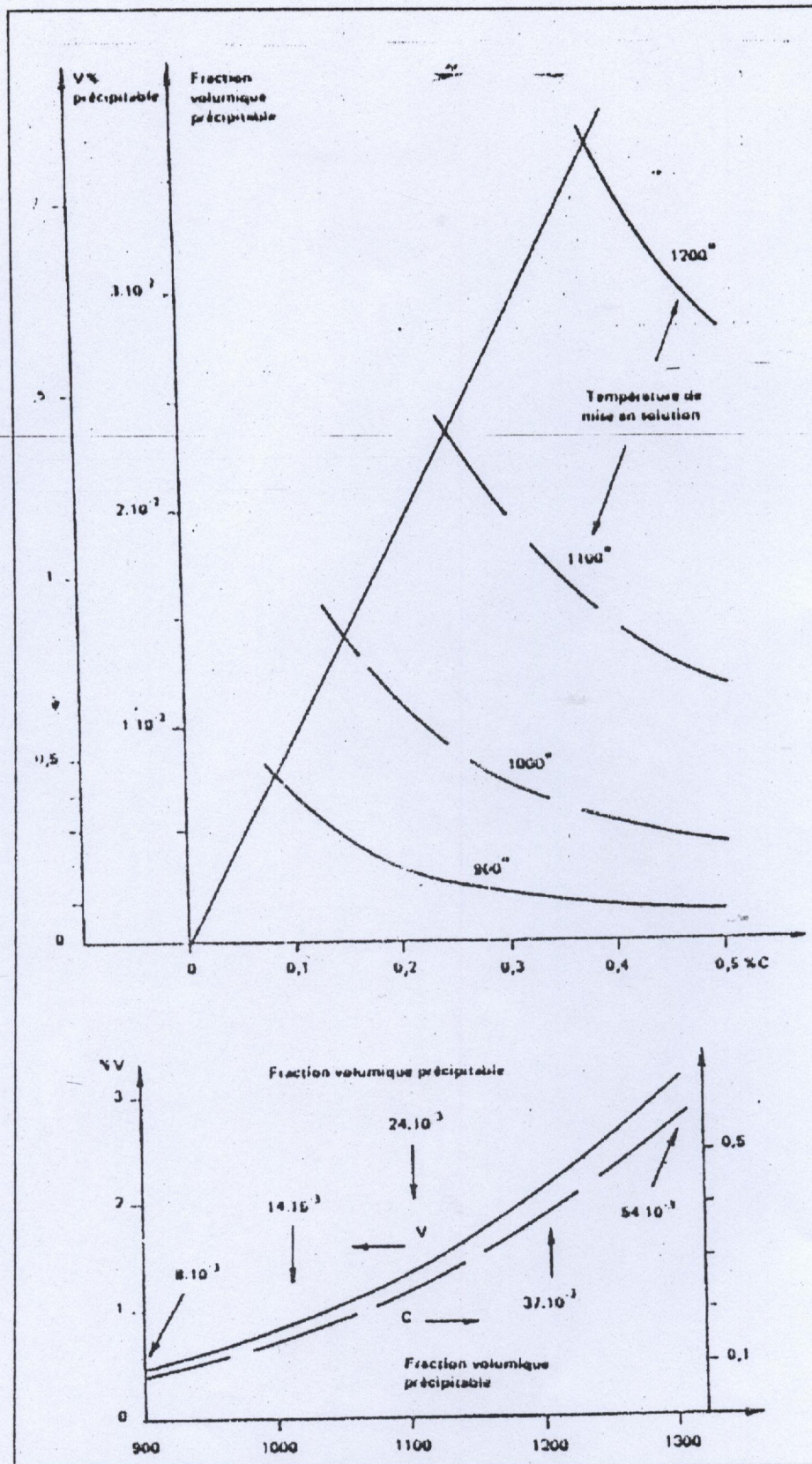


Fig N° 17 : Possibilité de la précipitation de $VC_{0.75}$ en fonction des conditions de mise en solution et des teneurs en V et C [5]

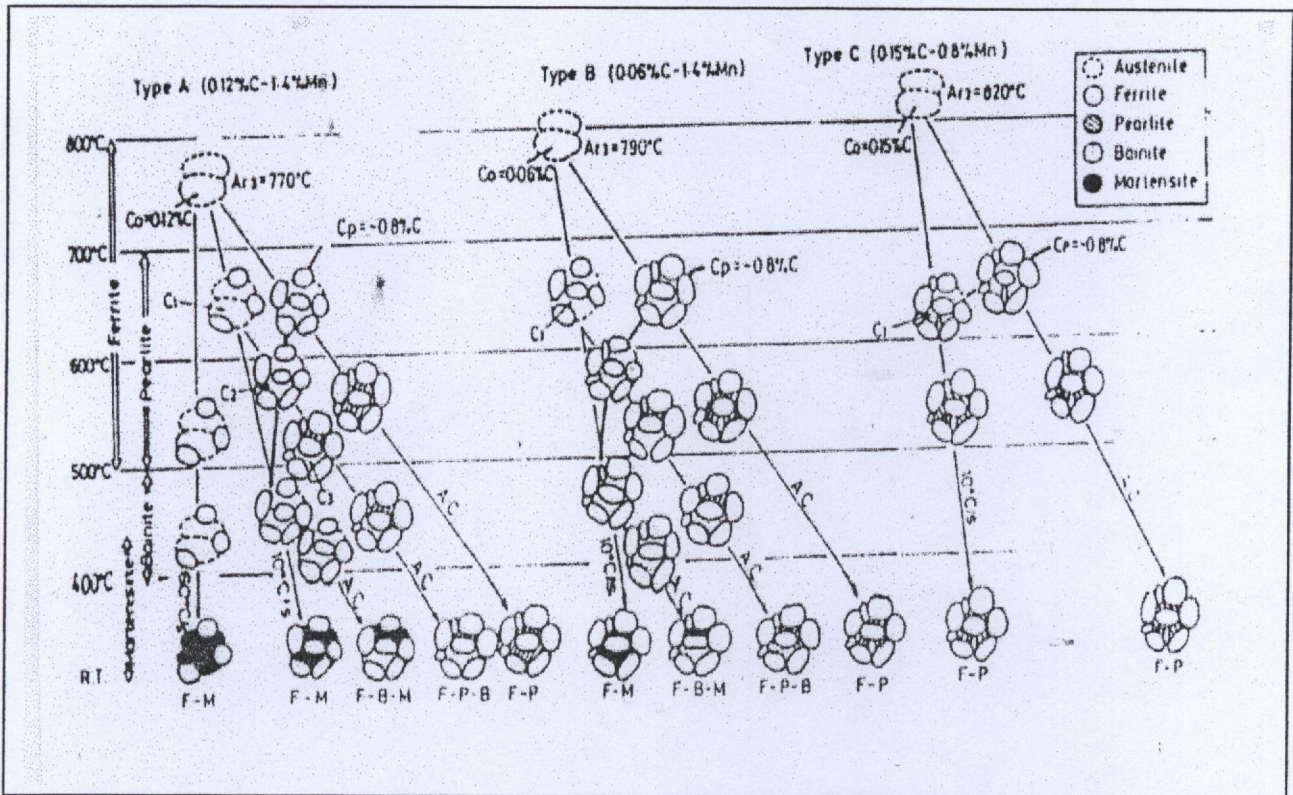


FIG N° 18 : Mécanismes de Formation d'une seconde phase [86]

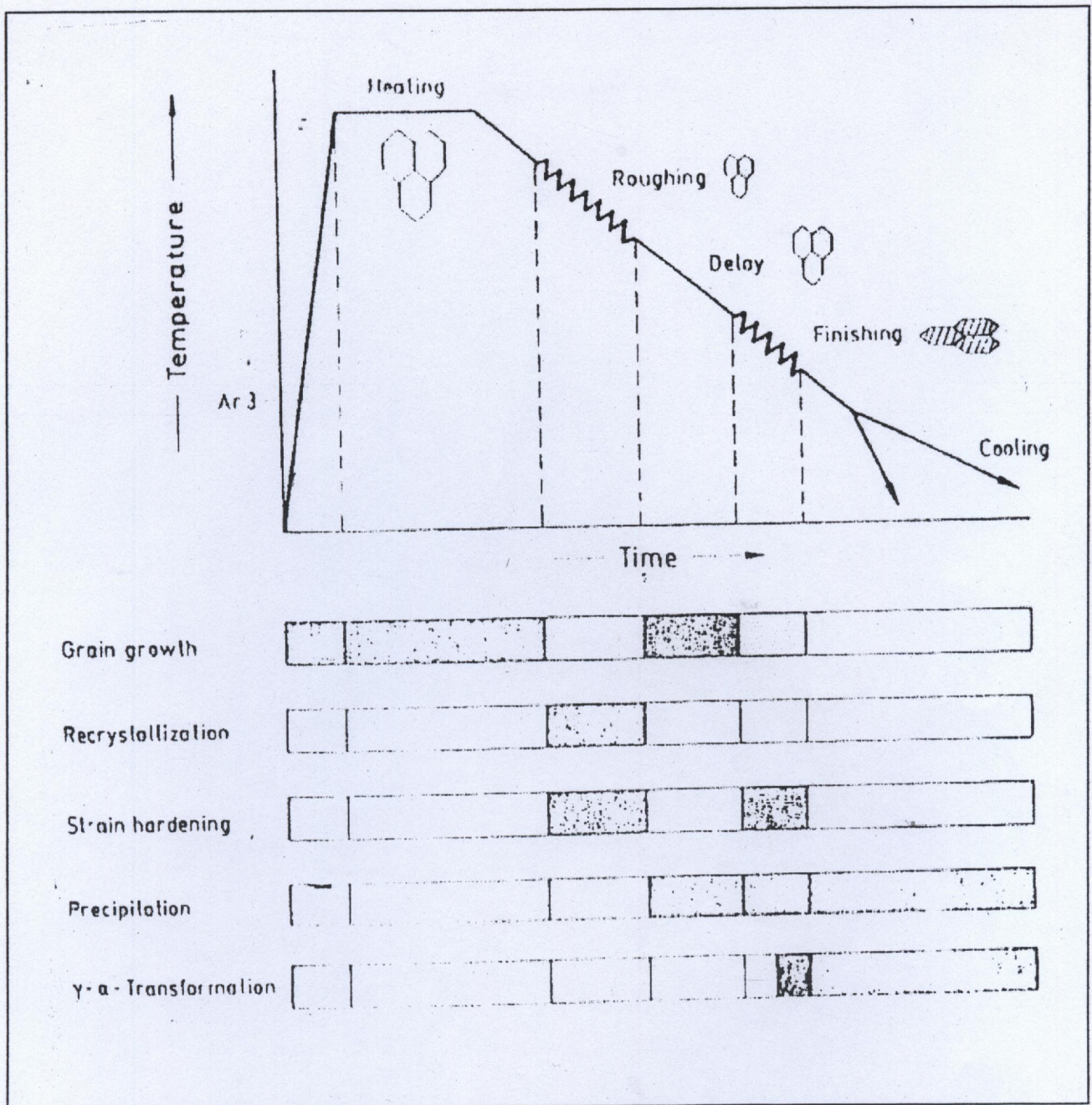


FIG N° 19 : Mécanismes Métallurgiques durant un traitement thermomécanique [94]

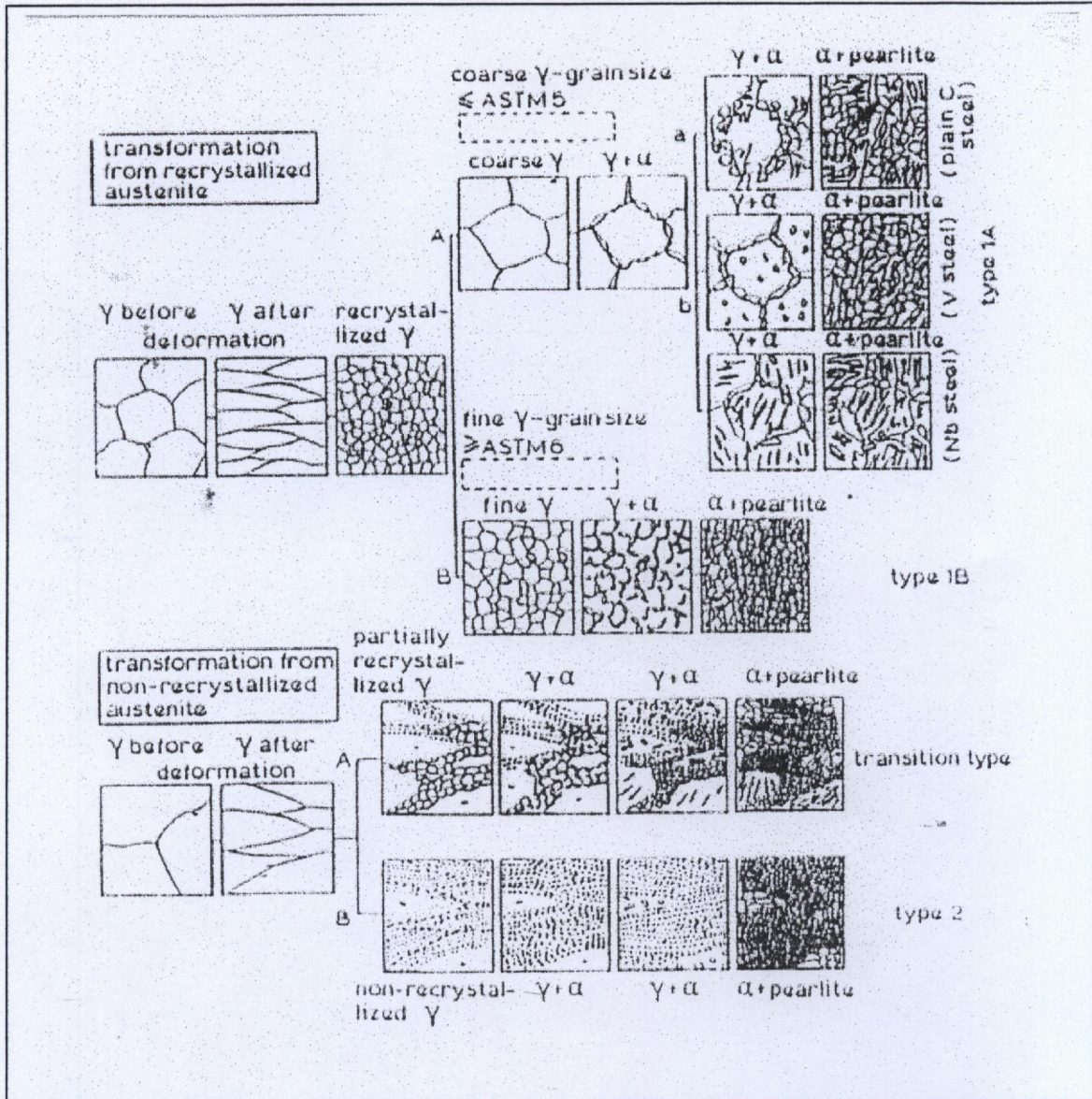


FIG N° 20 : Mode de transformation Austenite – Ferrite d'un acier ayant subi un Traitement Thermomécanique [95]

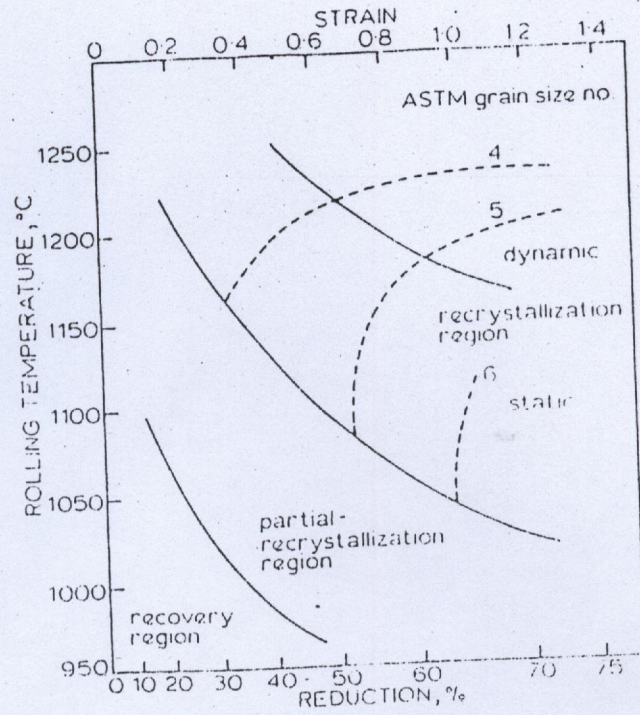


Fig N° 21 : Recrystallisation de l'austenite en fonction de la température de laminage et le taux de réduction [95]

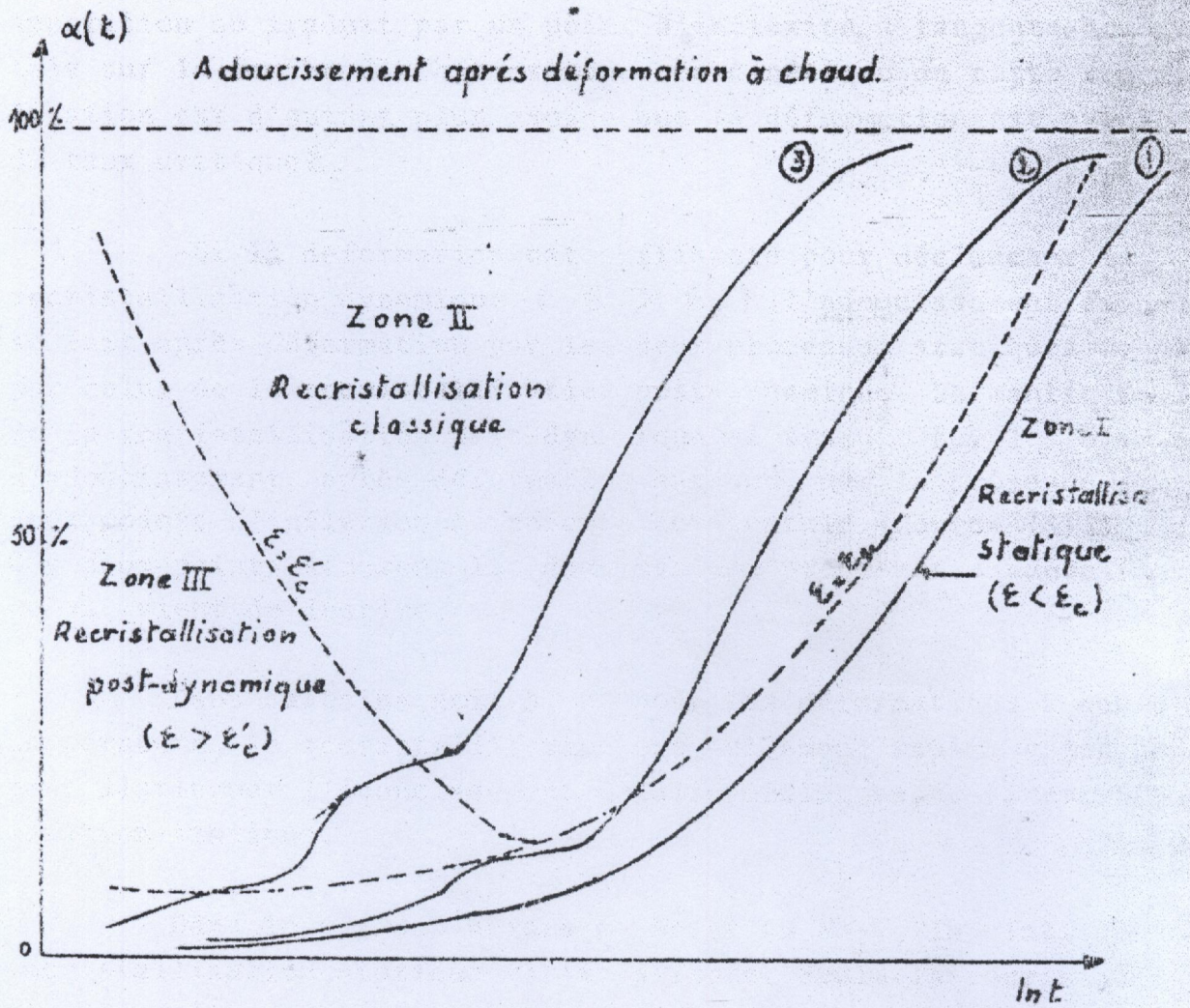


Fig N° 22 : Cinétique de recrystallisation [89]

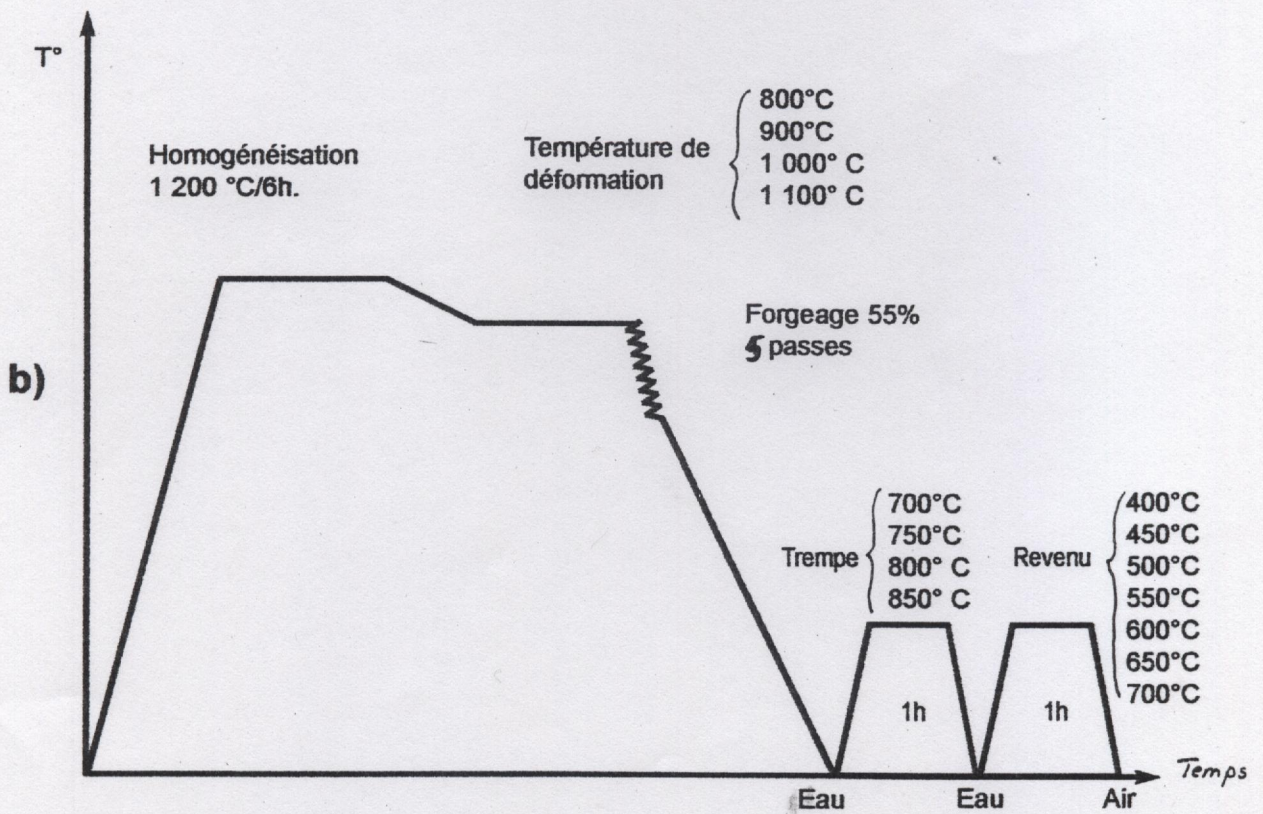
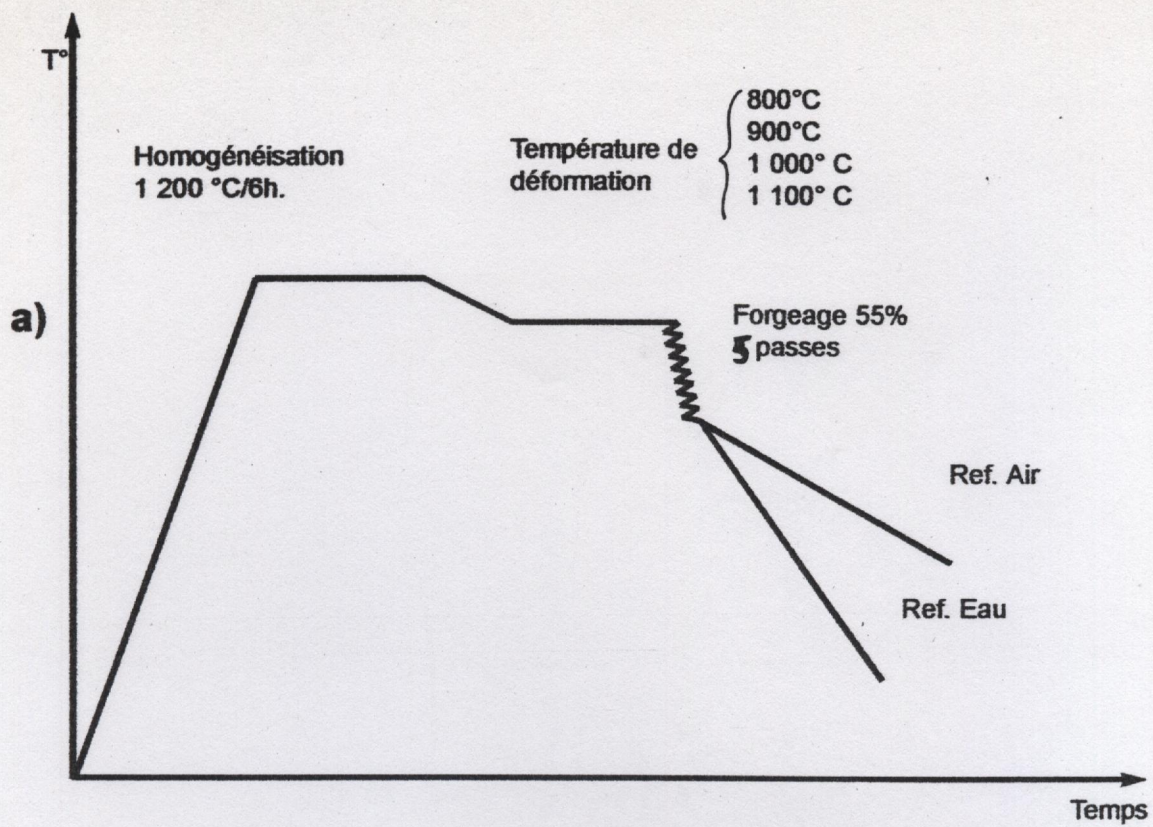


Fig. N° 23 : Traitements thermiques et thermomécaniques choisis ;
 a) Cycle I
 b) Cycle II

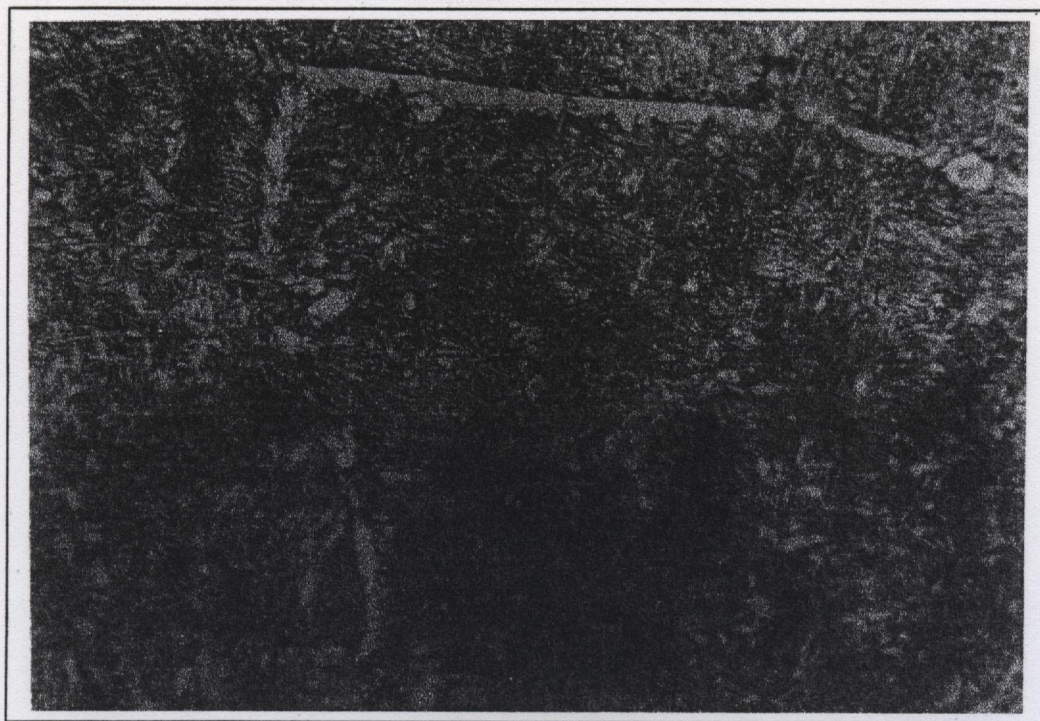


FIG N° 24 : Micrographie optique (X250) de la nuance à 0.15%Ti à l'état brut de coulée (Structure Widmanstätten)

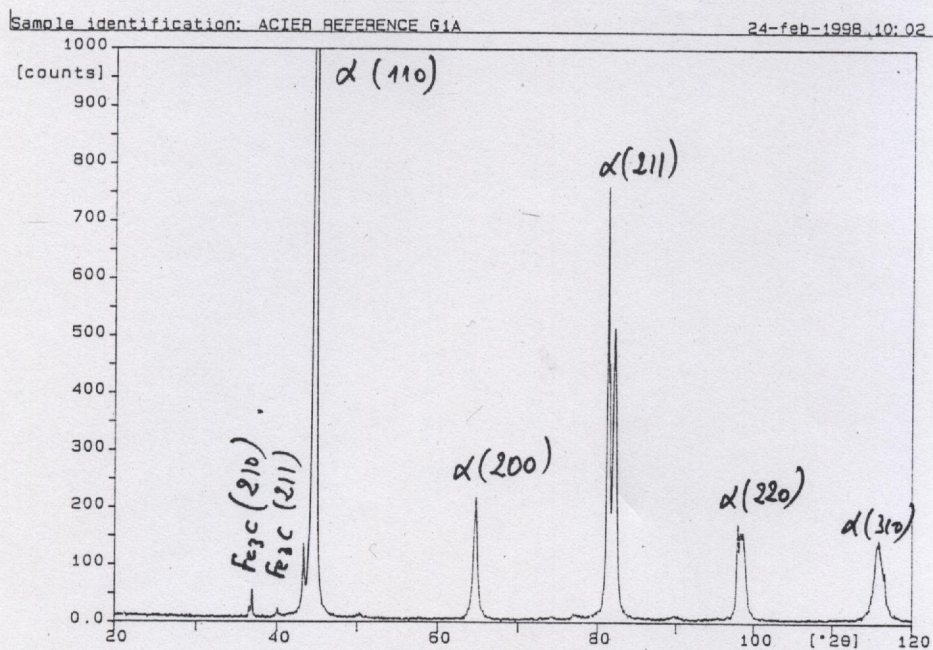


FIG N° 25 : Diffractomètre de Poudre de la nuance à 0.15%Ti à l'état brut de coulée

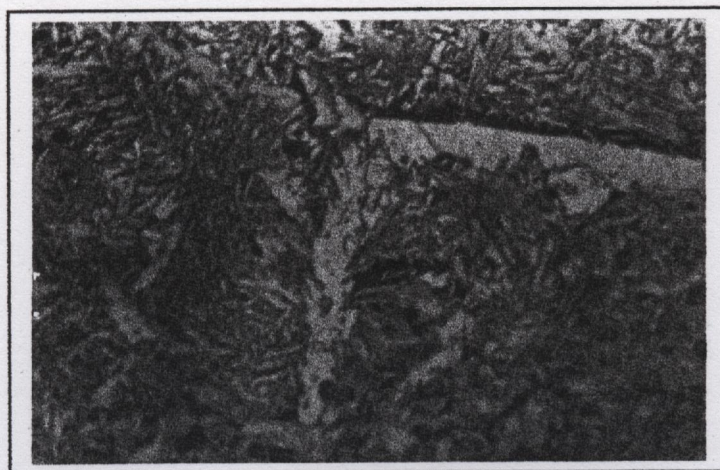


FIG N° 26 : Micrographie optique (X1000) de la nuance à 0.25%Ti à l'état brut de coulée (Structure Widmanstätten)

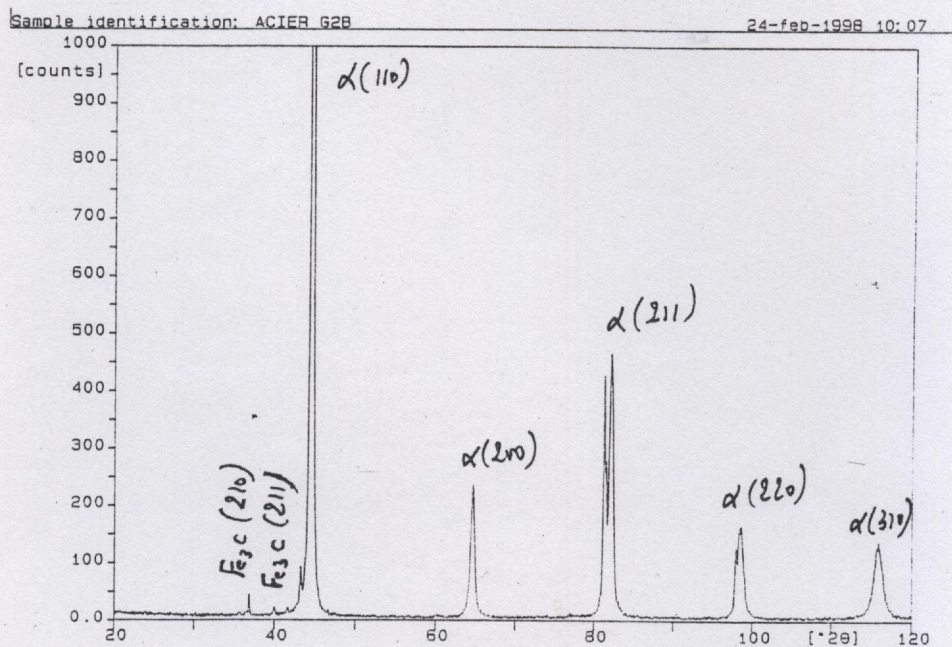


FIG N° 27 : Diffractomètre de Poudre de la nuance à 0.25%Ti à l'état brut de coulée



FIG N° 28 : Micrographie optique (X500) de la nuance à 0.0085%Ti à l'état brut de coulée (Structure Widmanstätten)

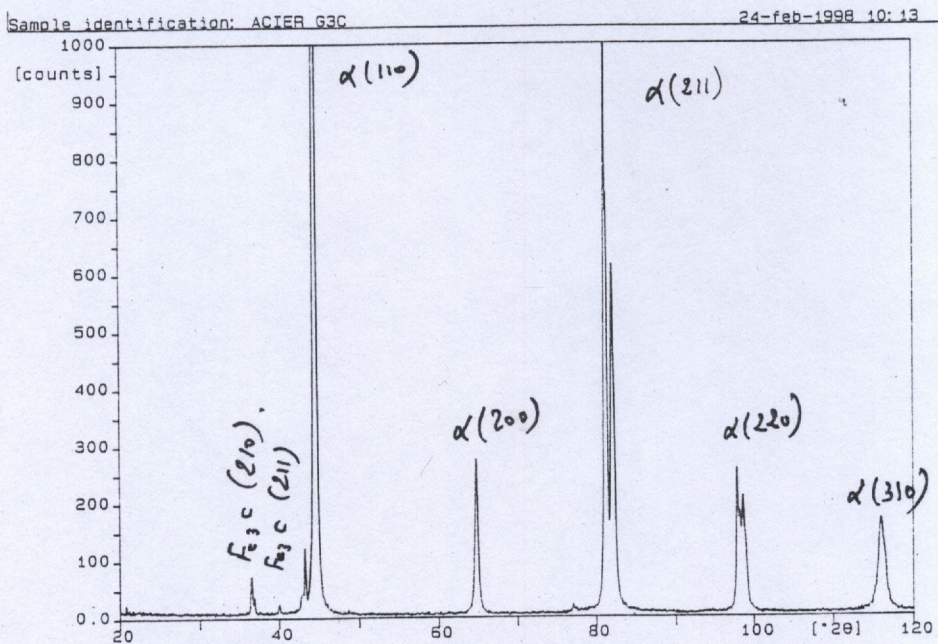


FIG N° 29 : Diffractomètre de Poudre de la nuance à 0.0085%Ti à l'état brut de coulée



FIG N° 30 : Micrographie Electronique (M.E.B) montrant les défauts d'élaboration présents dans les trois nuance

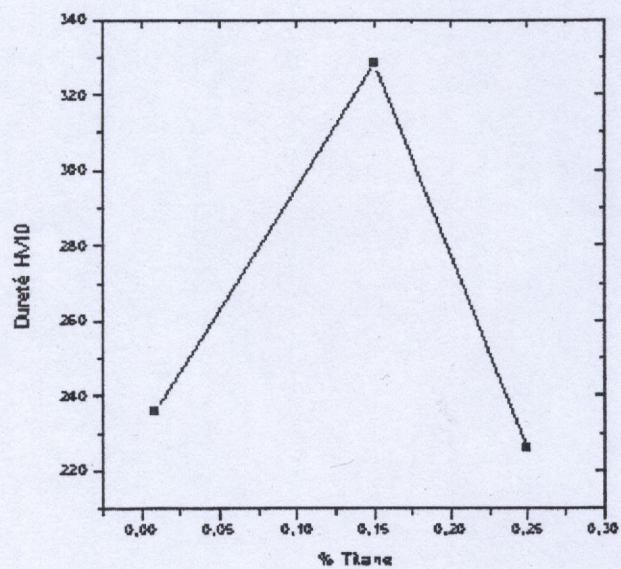


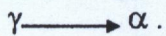
Fig N° 31 : Influence du %Titane sur la dureté HV à l'état brute de coulée

- Température de fin de transformation martensitique élevée combinée avec l'effet de masse d'une pièce forgée, donne une microstructure d'auto-revenu avec une excellente ténacité. [4,10]

1 - 4 APPLICATION DES ACIERS HLE

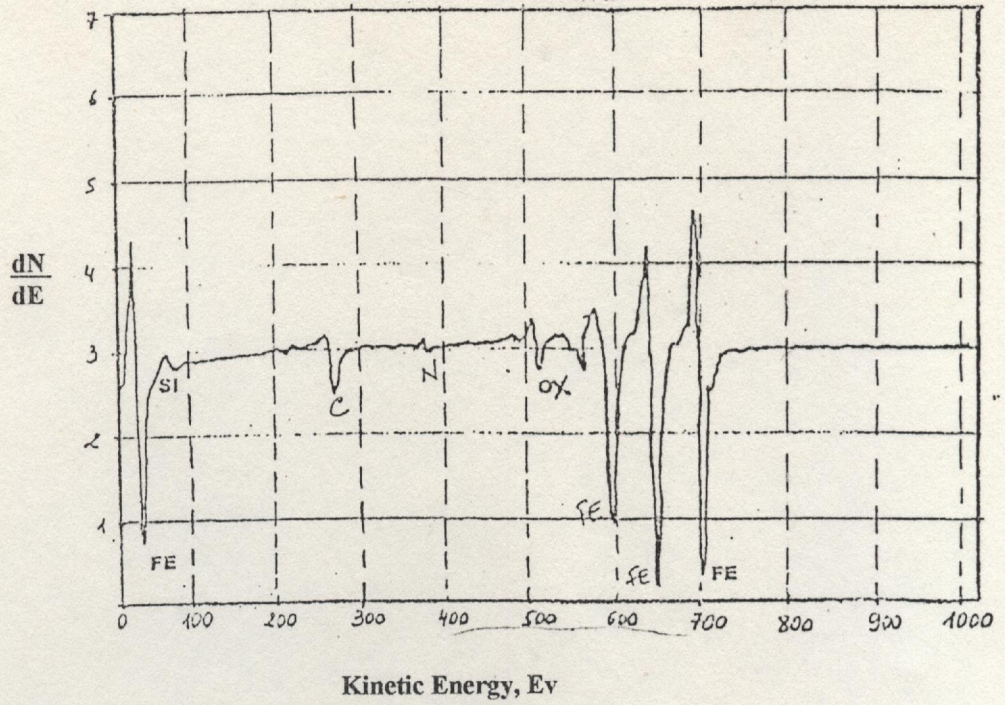
L'emploi des aciers microalliés (à dispersoïdes) pour se faire selon deux filières :

A partir d'un produit sidérurgique (Tôle ;, plat, barre, etc....) prêt à l'emploi, c'est à dire, un produit qui a déjà subi (en usine) le traitement thermomécanique qui lui a conféré ses propriétés d'usage ; à partir d'un demi-produit sidérurgique (billette, barre, etc....) de dimensions suffisantes qui acquerra ses propriétés lors de sa mise en forme à chaud. Le forgeron devra donc assurer non seulement cette mise en forme mais aussi le traitement thermomécanique qui permettra, d'une part, d'affiner le grain austénitique et, d'autre part, provoquer la formation d'une ferrite fine convenablement durcie par la précipitation induite lors de la transformation



Une très grande part de la production de tôles a haute limite d'élasticité HLE, est utilisée pour la fabrication de gros tubes Fabrication des pipelines ; le reste de la production se répartit dans les domaines de la construction navale, la construction mécanique, offshore, la chaudronnerie, l'industrie automobile, etc. [3, 11, 12, 13, 14, 15, 18]

a)



b)

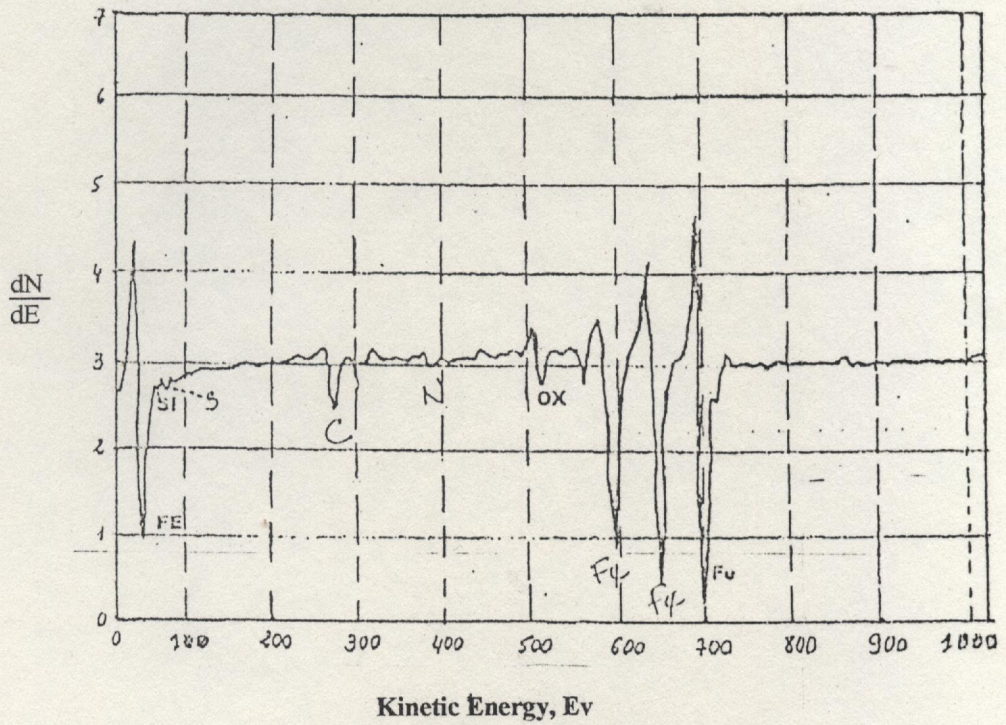


Fig N° 32 : Analyse par Micro-sonde Auger des défauts d'élaboration

- a- Matrice
- b- Défauts

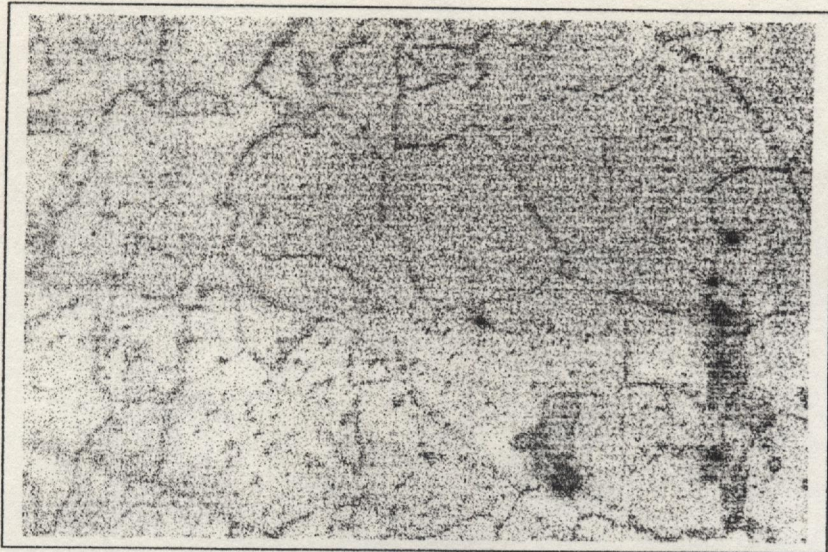


FIG N° 33 : Micrographie optique (X1000) de la nuance à 0.25%Ti après homogénéisation à 1200°C/6h (Structure Ferrite - Perlite) HV = 132

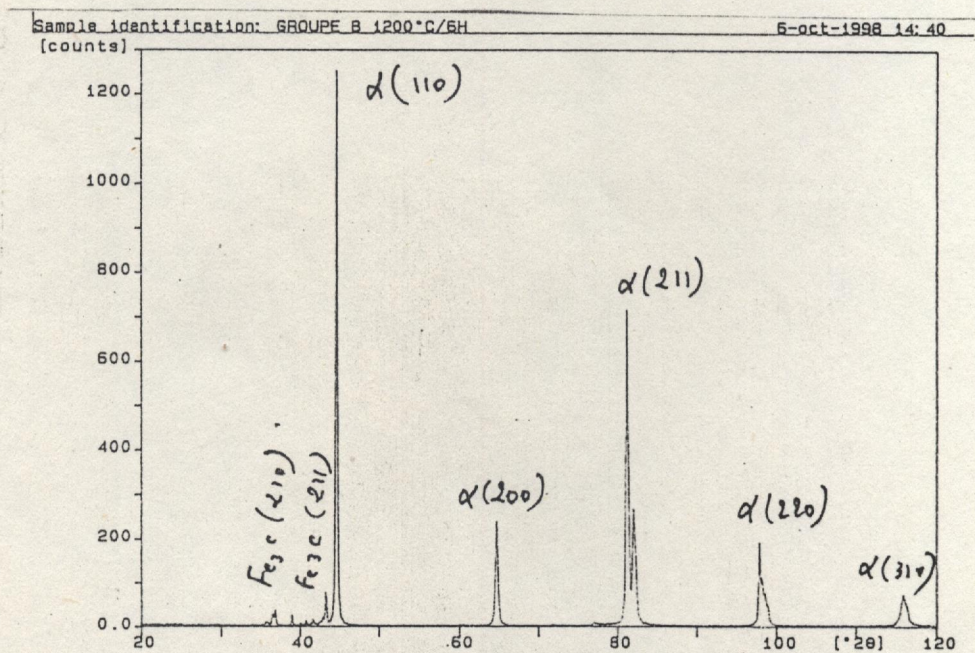


FIG N° 34 : Diffractomètre de Poudre de la nuance à 0.25%Ti après homogénéisation à 1200 °C/6h

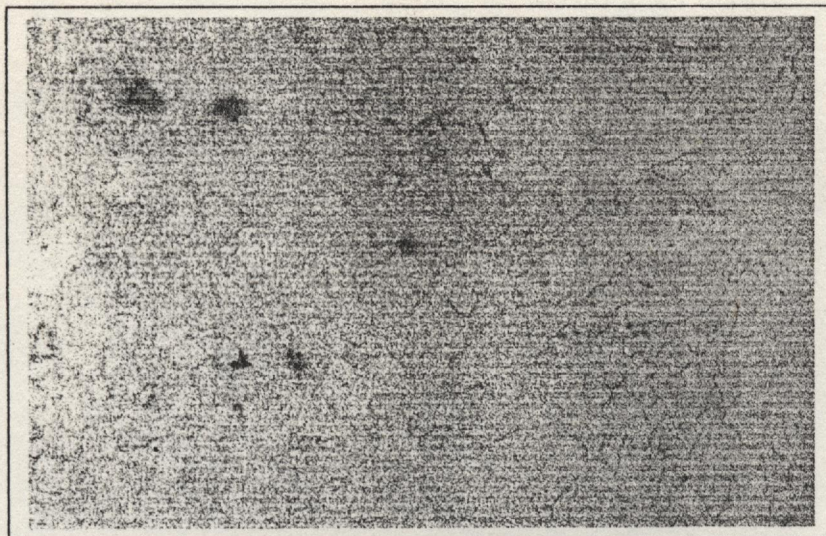


FIG N° 35 : Micrographie optique (X500) de la nuance à 0.15%Ti après homogénéisation à 1200°C/6h (Structure Ferrite – Pearlite) HV = 125

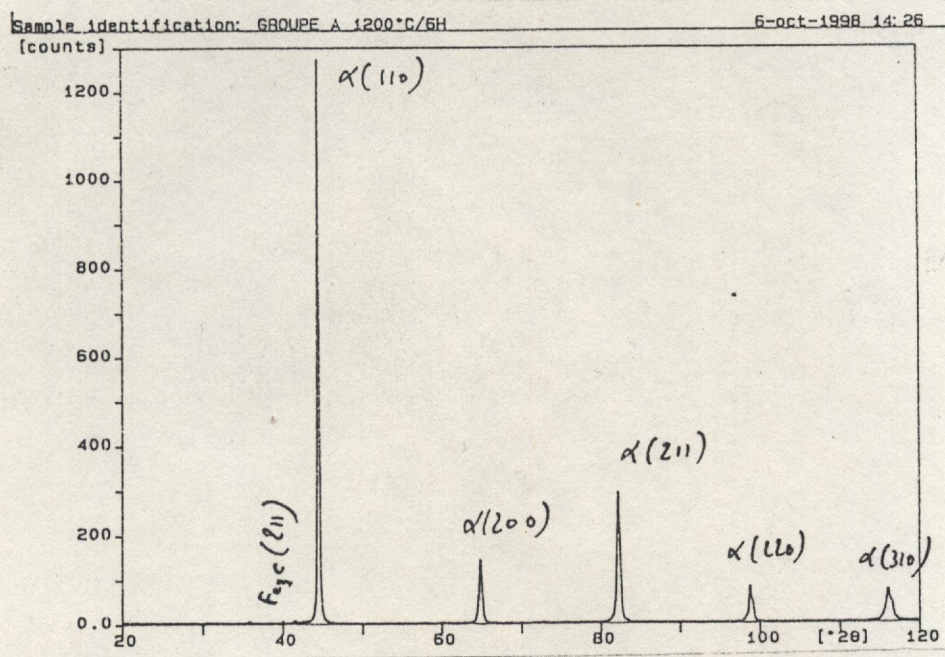


FIG N° 36 : Diffractomètre de Poudre de la nuance à 0.15%Ti après homogénéisation à 1200 °C/6h

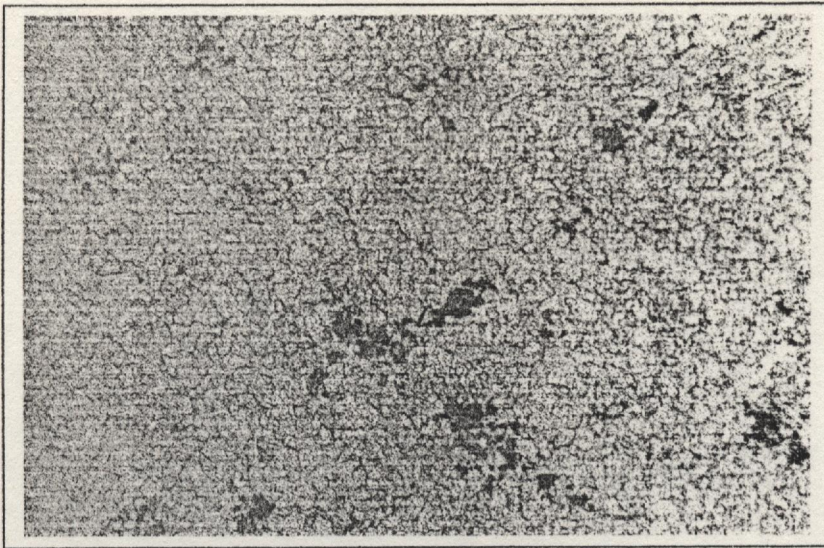


FIG N° 37 : Micrographie optique (X250) de la nuance à 0.0085%Ti après homogénéisation à 1200°C/6h (Structure Ferrite - Pearlite) HV = 120

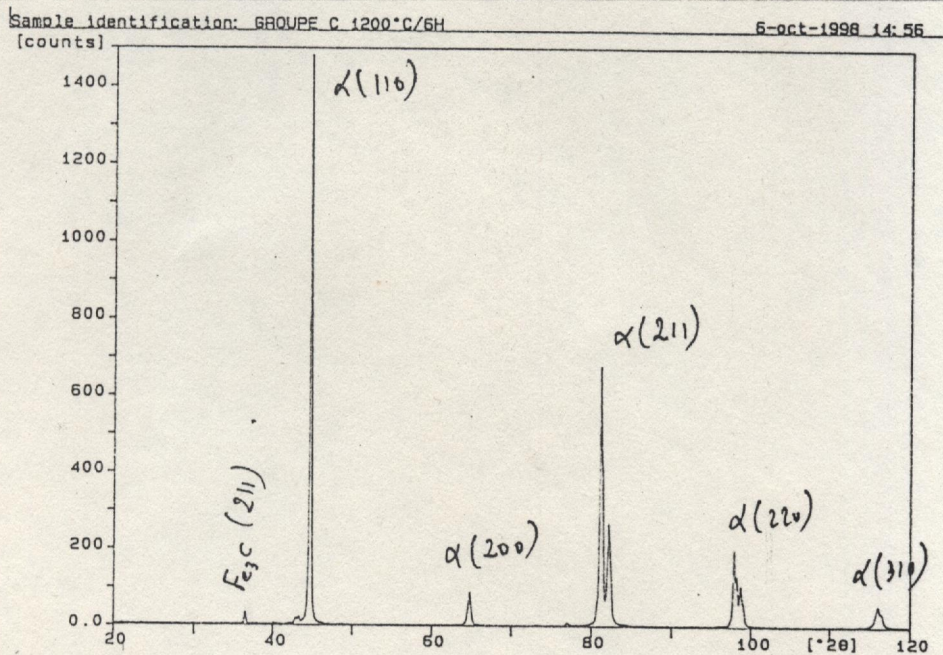


FIG N° 38 : Diffractomètre de Poudre de la nuance à 0.0085%Ti après homogénéisation à 1200 °C/6h

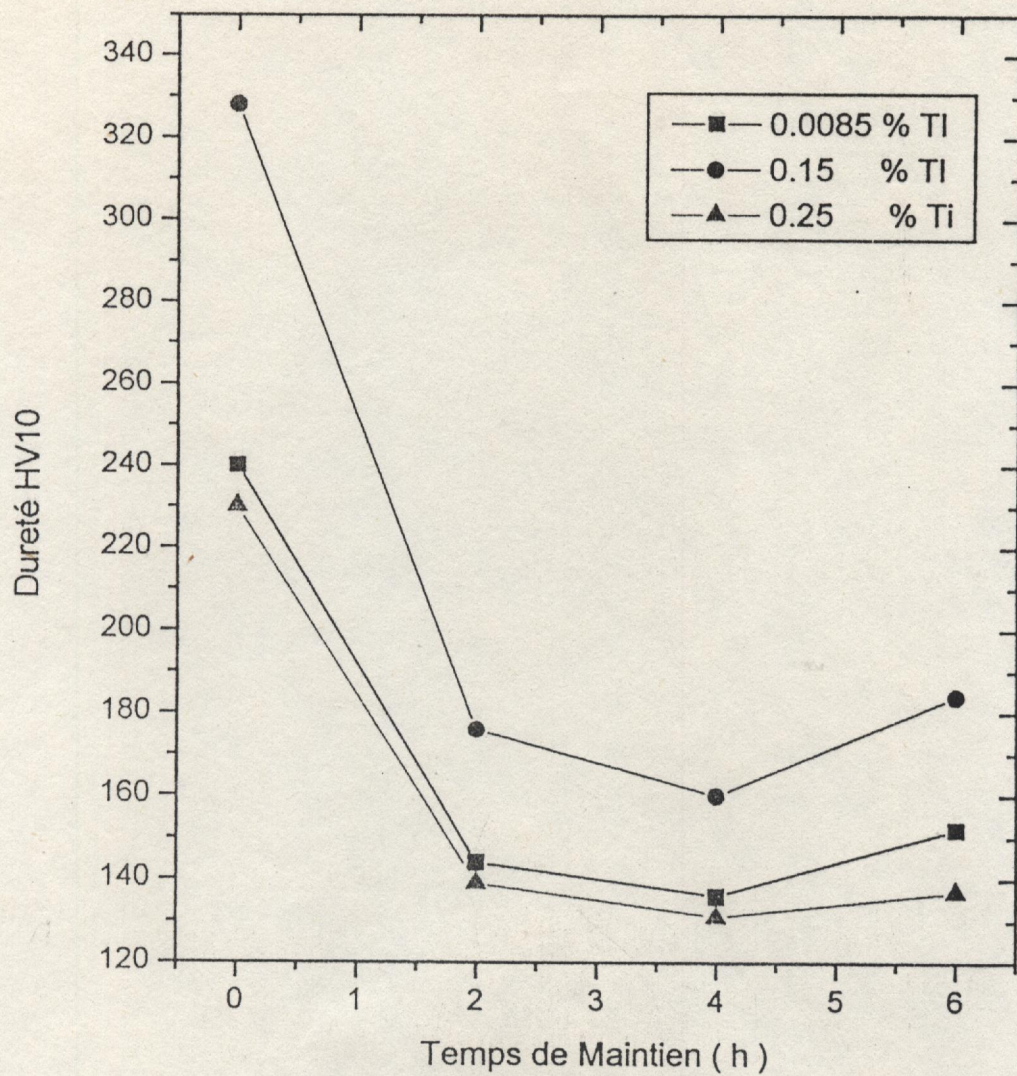


Fig. N° 39 : Influence du temps de Maintien sur la dureté HV après Homogénéisation à 1200°C et refroidissement à l'air

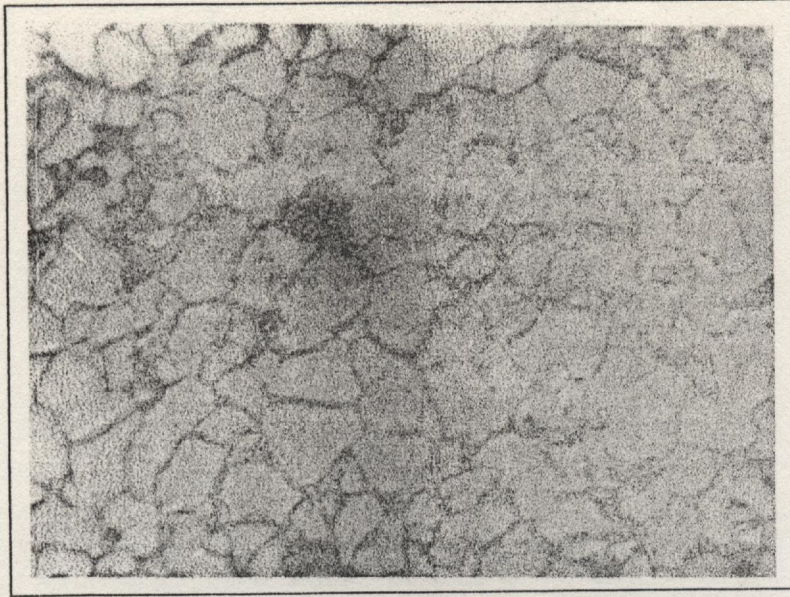
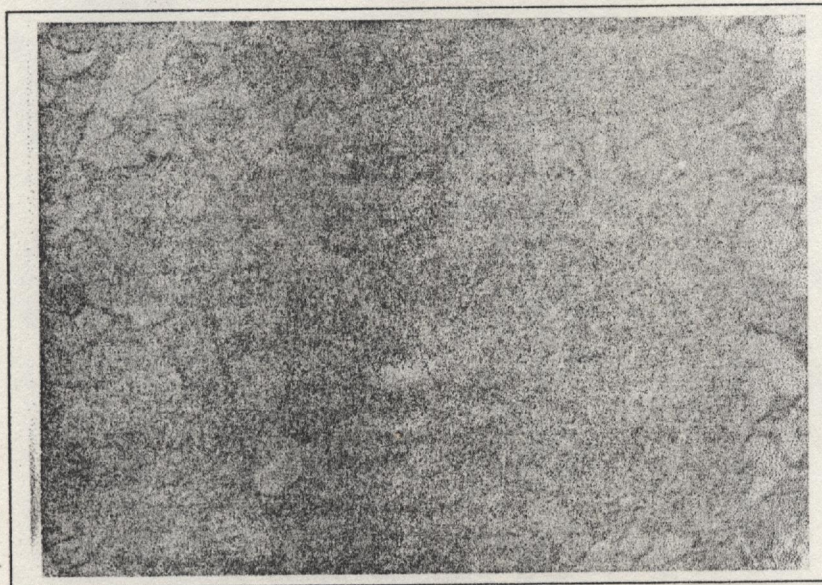


FIG N° 40 : Micrographie optique (X1000) après forgeage à 900°C et refroidissement à l'air pour la nuance à 0.15%Ti (Ferrite – Pearlite) HV = 133



*FIG N°41 :Micrographie optique (X500) après forgeage à 900°C et refroidissement à l'eau pour la nuance à 0.15%Ti (Ferrite – Martensite)
HV = 265*

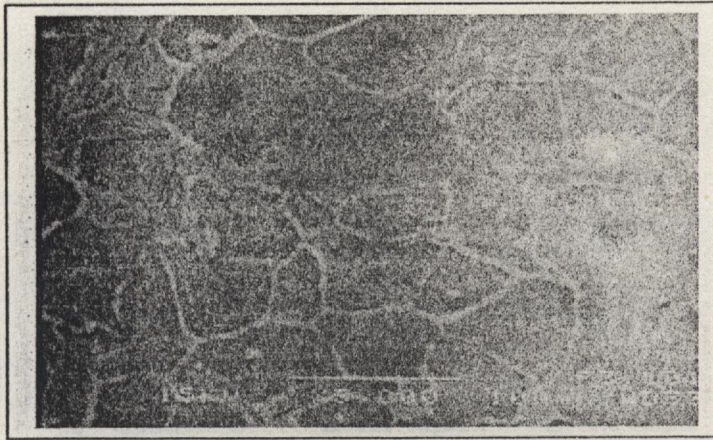


FIG N° 42 : Micrographie par M.E.B (X1000) après forgeage à 900°C et refroidissement à l'air pour la nuance à 0.15%Ti (Ferrite - Perlite) HV= 133

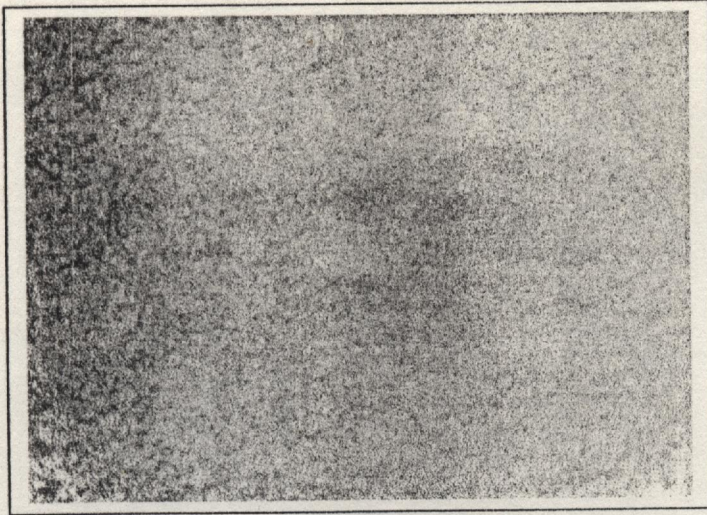


FIG N° 43 : Micrographie optique (X500) après forgeage à 1000°C et refroidissement à l'eau pour la nuance à 0.25%Ti (Ferrite – Perlite) HV = 240

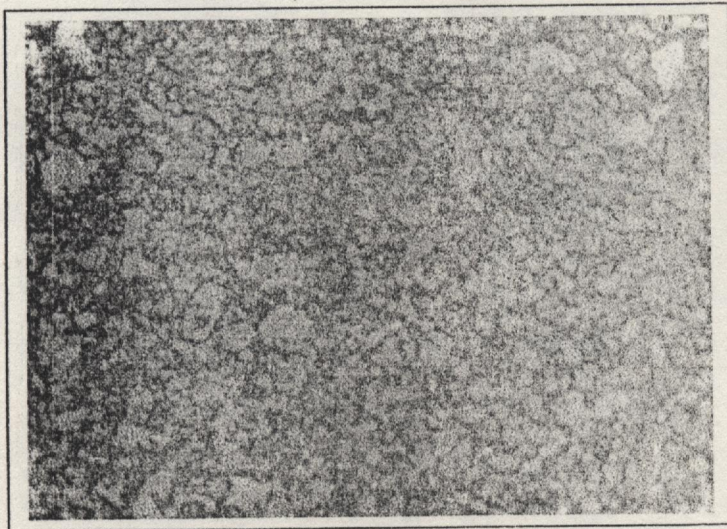
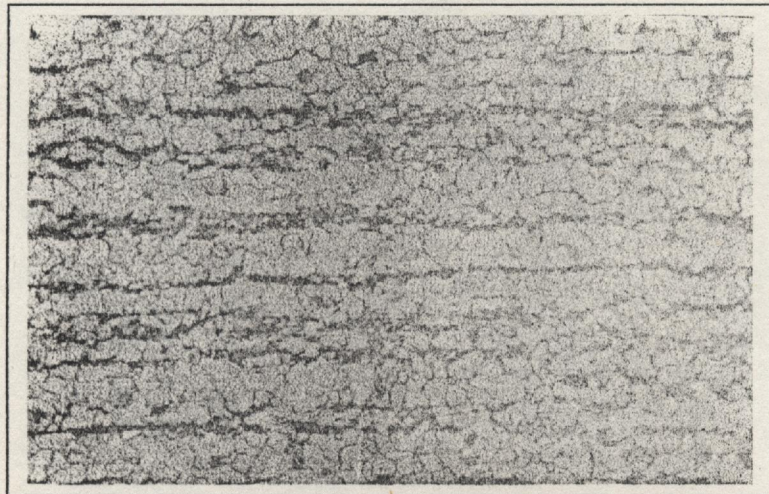


FIG N° 44 : Micrographie optique (X500) après forgeage à 800°C et refroidissement à l'air pour la nuance à 0.25%Ti (Ferrite – Perlite) HV = 180



FIG N° 45 : Micrographie optique (X1000) après forgeage à 1000°C et refroidissement à l'air pour la nuance à 0.15%Ti (Ferrite – Perlite) HV = 180



*FIG N° 46 : Micrographie optique (X1000) après forgeage à 1100°C et refroidissement à l'air pour les trois nuance (Ferrite – Perlite en Bande)
HV = 133*

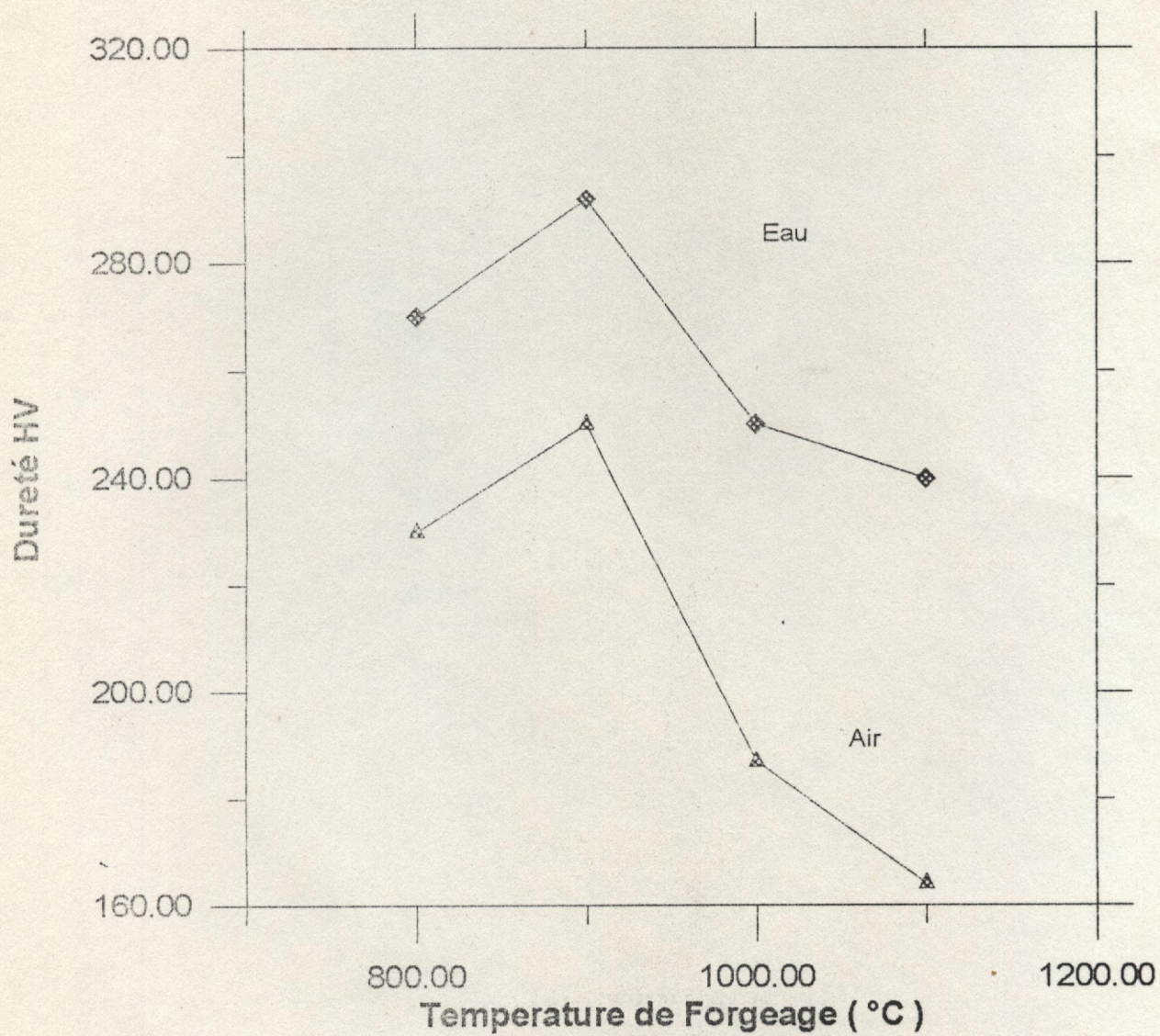


Fig N°47: Influence de la température de Forgeage sur la dureté Hv pour la nuance à 0.0085% Ti

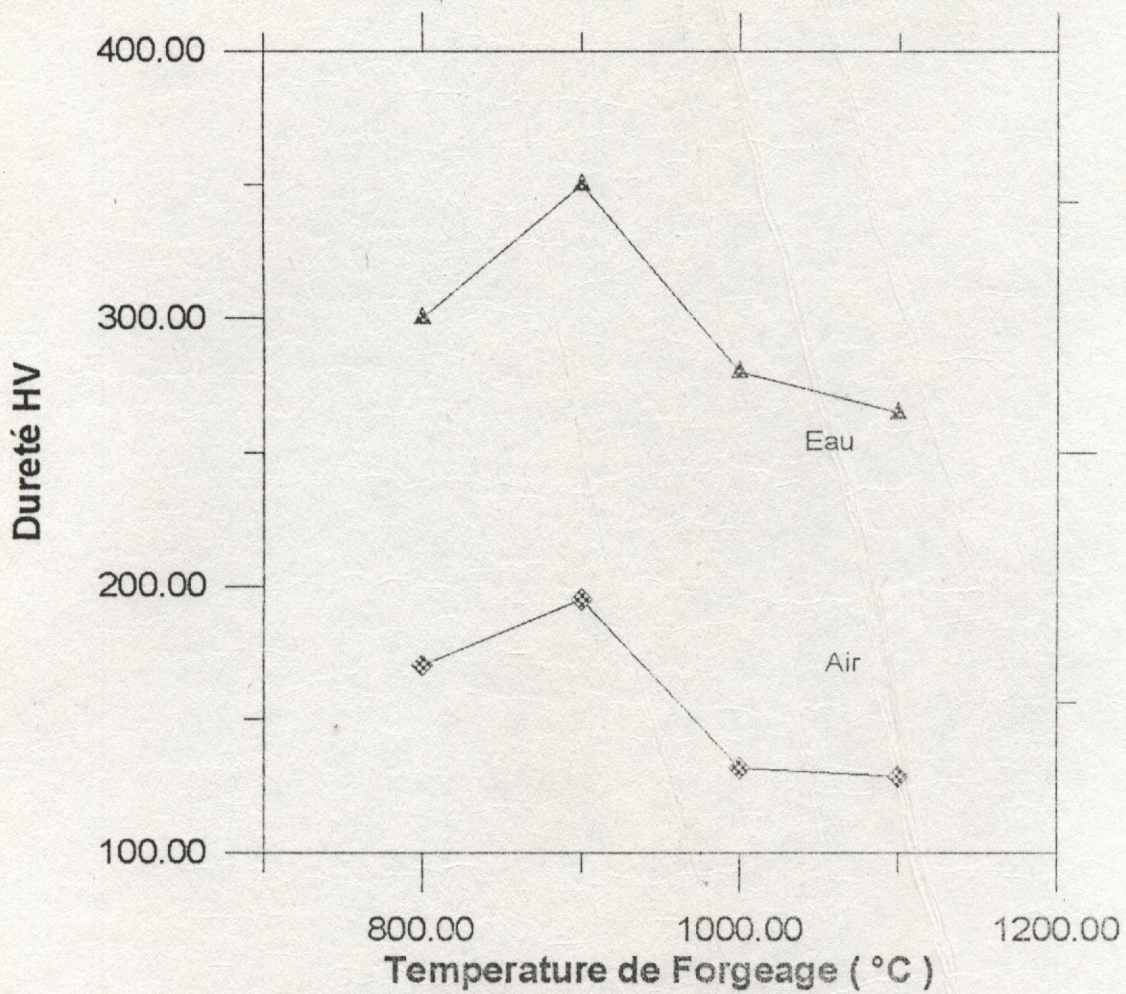


Fig. N° 48 : Influence de la température de Forgeage sur la Dureté HV (Nuance à 0.15 %Ti)

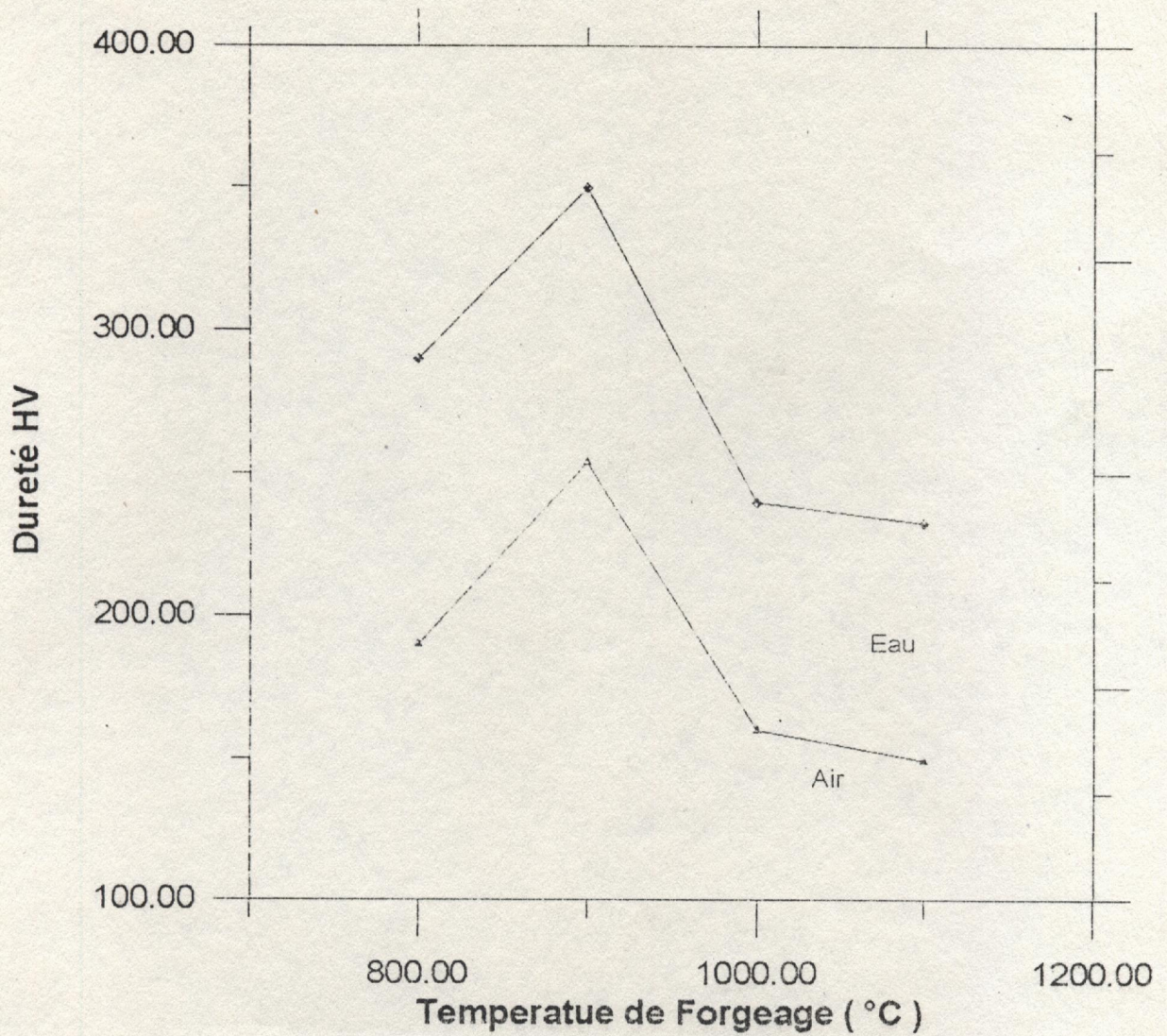
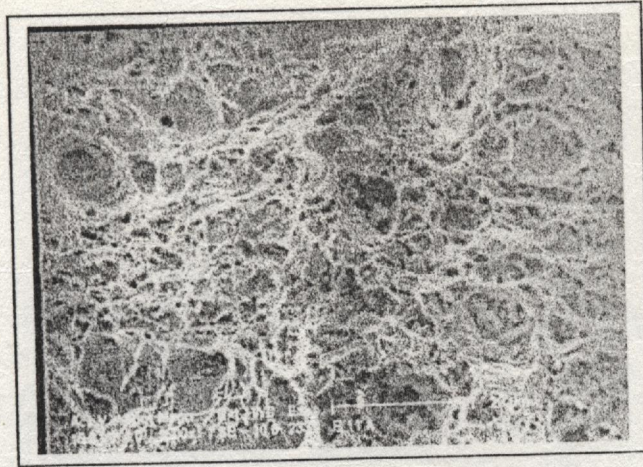


Fig. N° 49 : Influence de la température de Forgeage sur la Dureté HV (Nuance à 0.25 %Ti)

a)



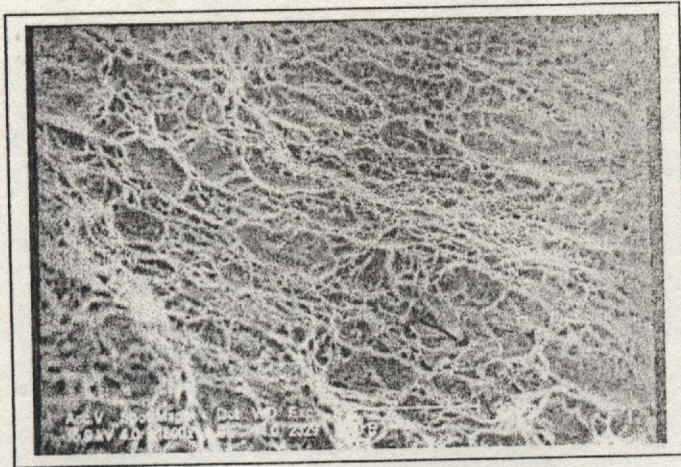
b)



FIG N° 50 : Fasciés de Rupture Ductile de la nuance à 0.25%Ti après forgeage à 1100°C et refroidissement à l'air

- a) X 1500
- b) X 4000

a)



b)

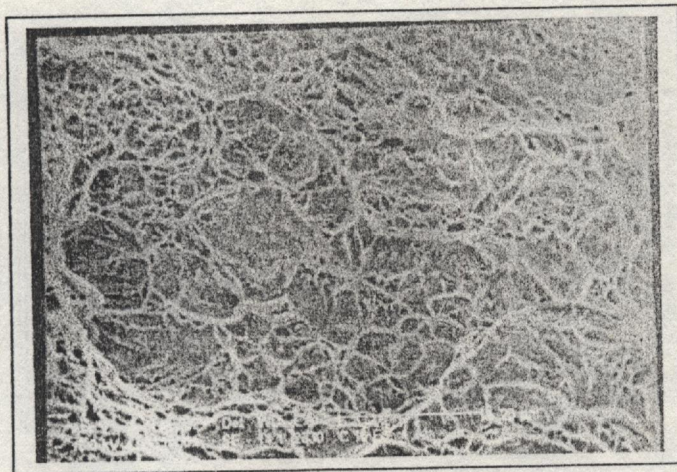
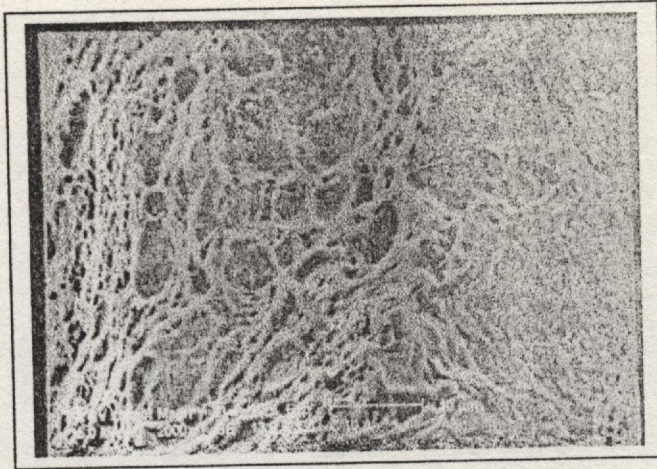


FIG N° 51 : Fasciés de Rupture Ductile de la nuance à 0.0085%Ti après forgeage à 900°C et refroidissement à l'air

a) X 1500

b) X 1500

a)



b)

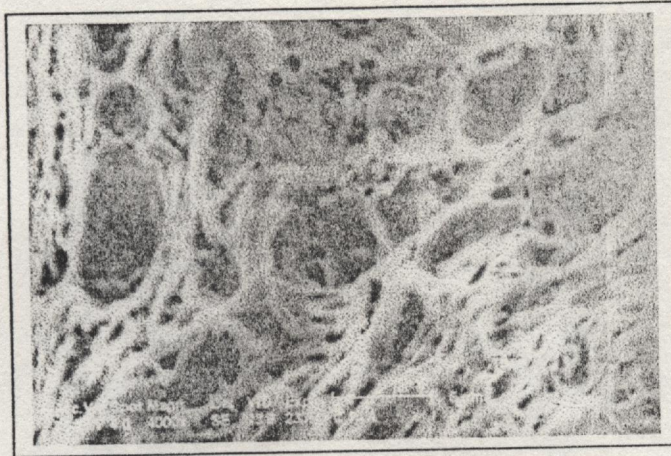
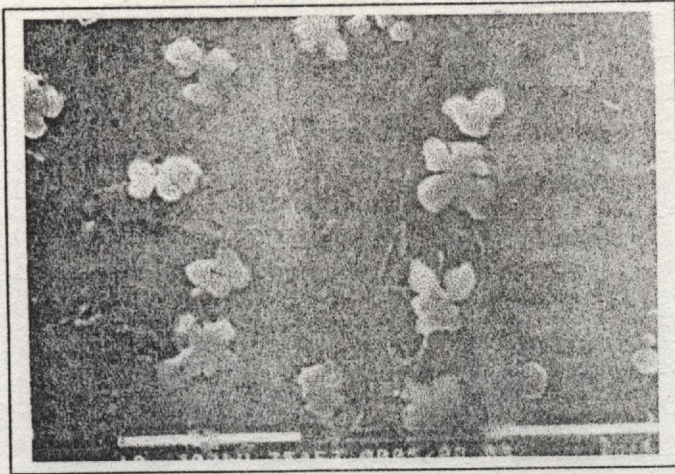


FIG N° 52 : Fasciés de Rupture Ductile de la nuance à 0.15%Ti après forgeage à 1000°C et refroidissement à l'air

a) X 2000

b) X 4000

a)



b)

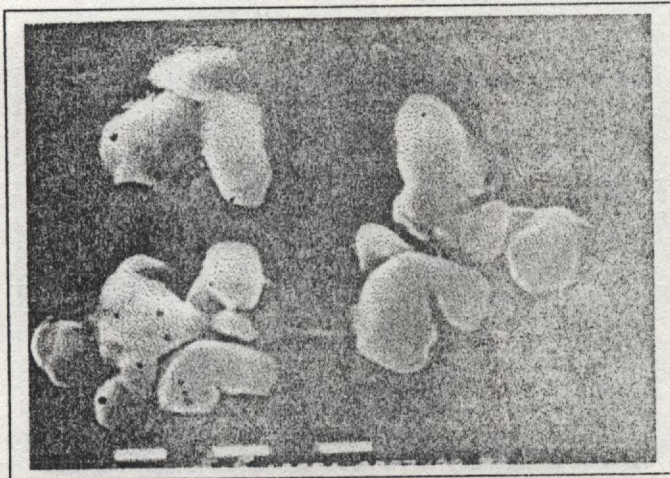


FIG N° 53 : Analyse par M.E.B des précipités de TiN après forgeage à 900°C et refroidissement à l'air pour la nuance à 0.15%Ti

- a) X 3540
- b) X 10000

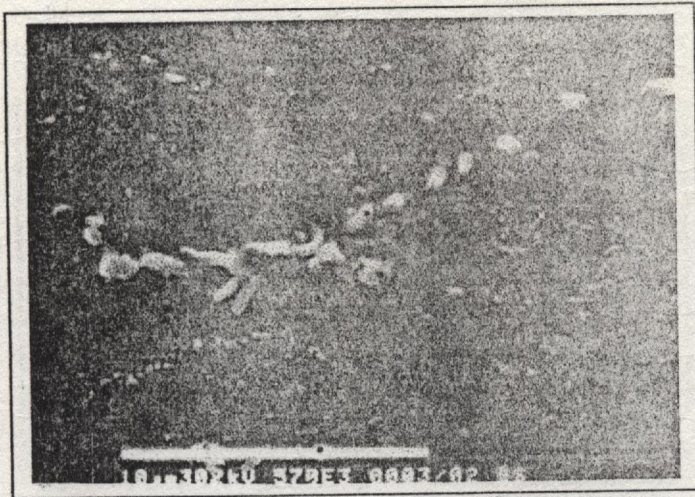


FIG N° 54 : Précipités sous forme sphérique et en Bâtonnet de différents tailles analysés par MEB après forgeage à 1000°C et refroidissement à l'eau pour la nuance à 0.15%Ti.

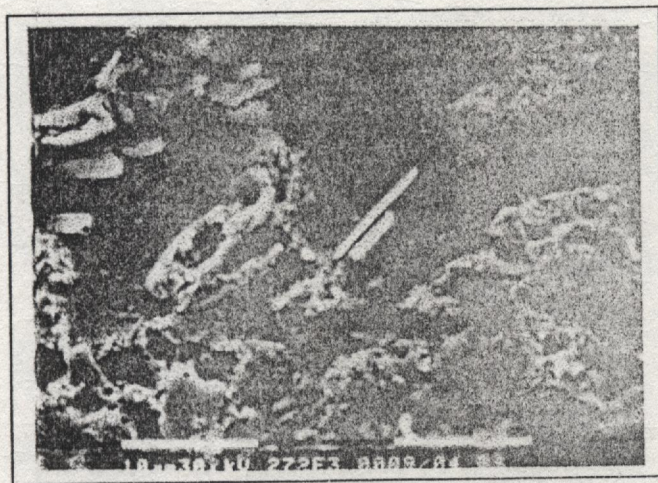


FIG N° 55 : Précipités sous forme de Bâtonnet à l'intérieure du grain de différents tailles analysés par MEB après forgeage à 900°C et refroidissement à l'eau pour la nuance à 0.0085%Ti

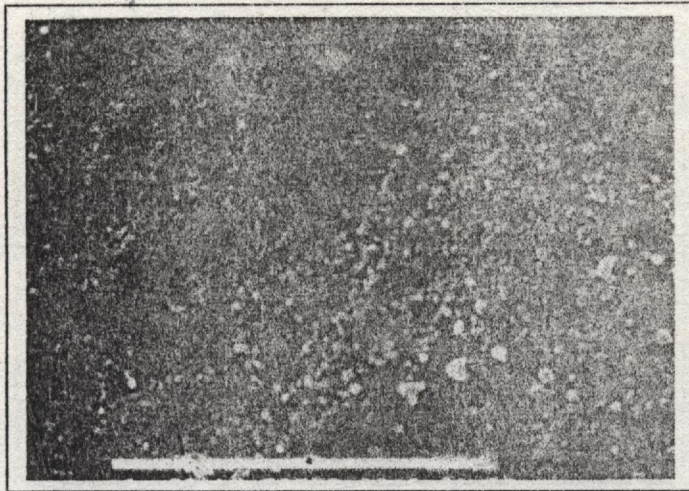


FIG N° 56 : Précipités sous forme sphérique de différents tailles analysés par MEB après forgeage à 800°C et refroidissement à l'air pour la nuance à 0.0085%Ti

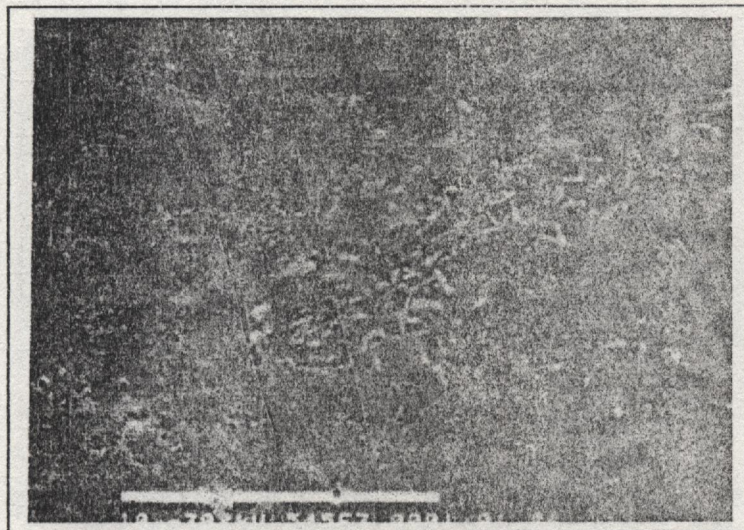


FIG N° 57 : Précipités sous forme sphérique et en Bâtonnet de différents tailles analysés par MEB après forgeage à 800°C et refroidissement à l'eau pour la nuance à 0.15%Ti

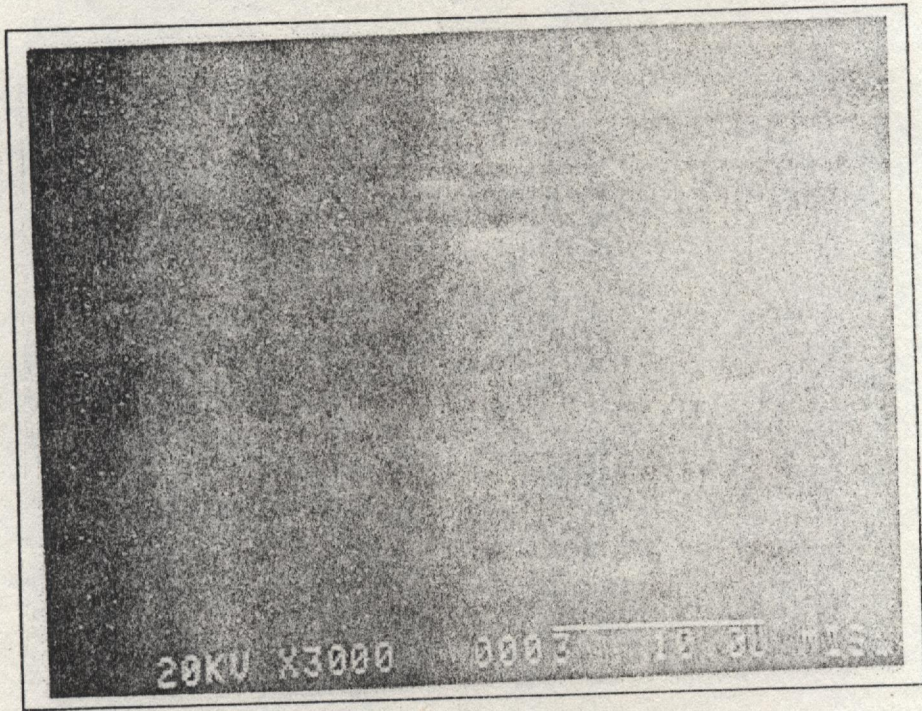
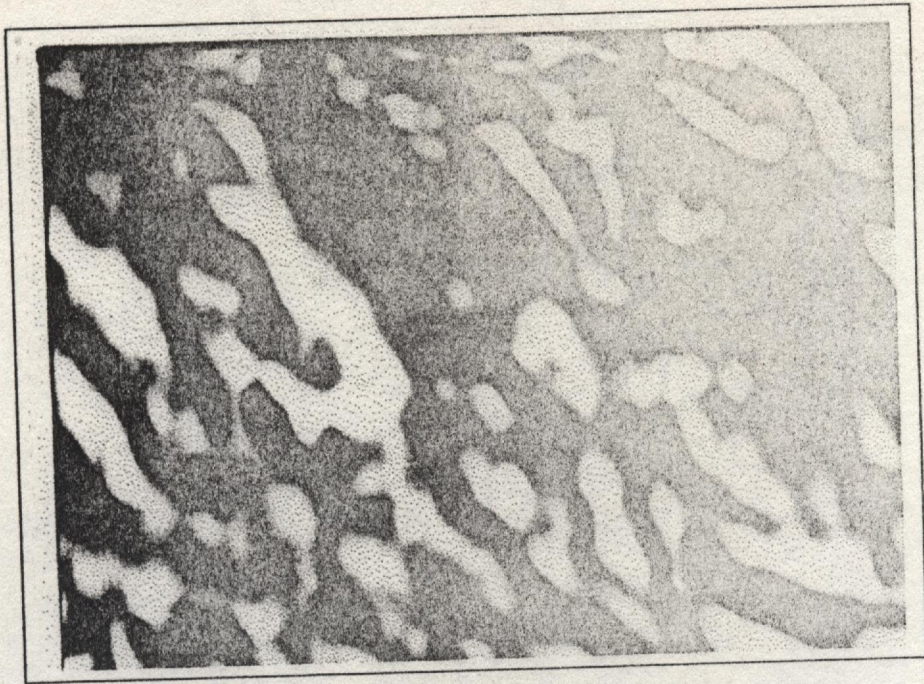


FIG N° 58^f: Mapping montrant la distribution du Titane dans la matrice pour la nuance à 0.25%Ti

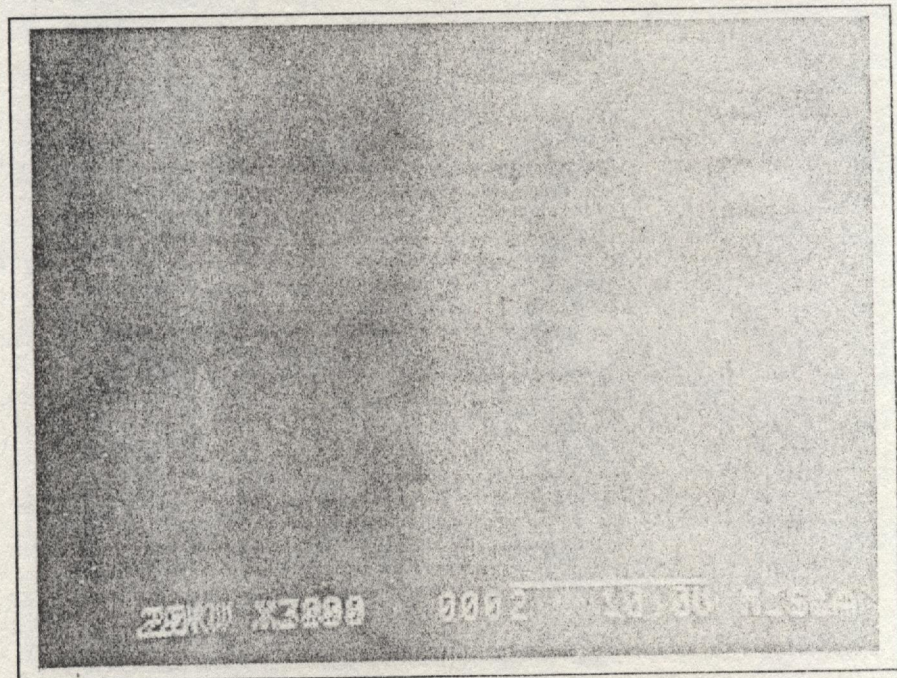
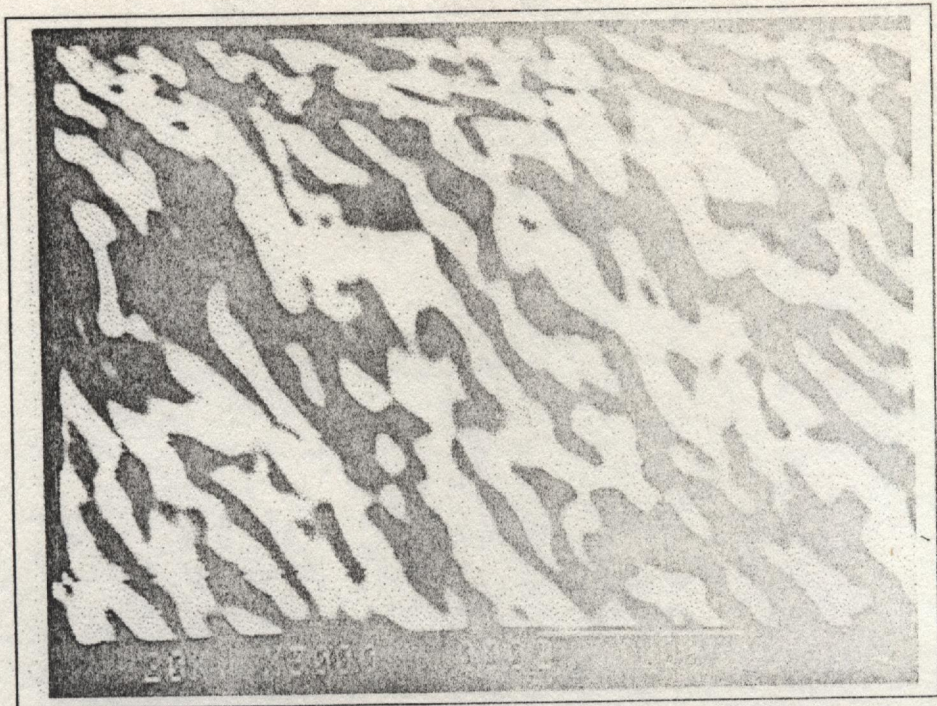


FIG N° 59 : Mapping montrant la distribution du Titane dans la matrice pour la nuance à 0.0085%Ti

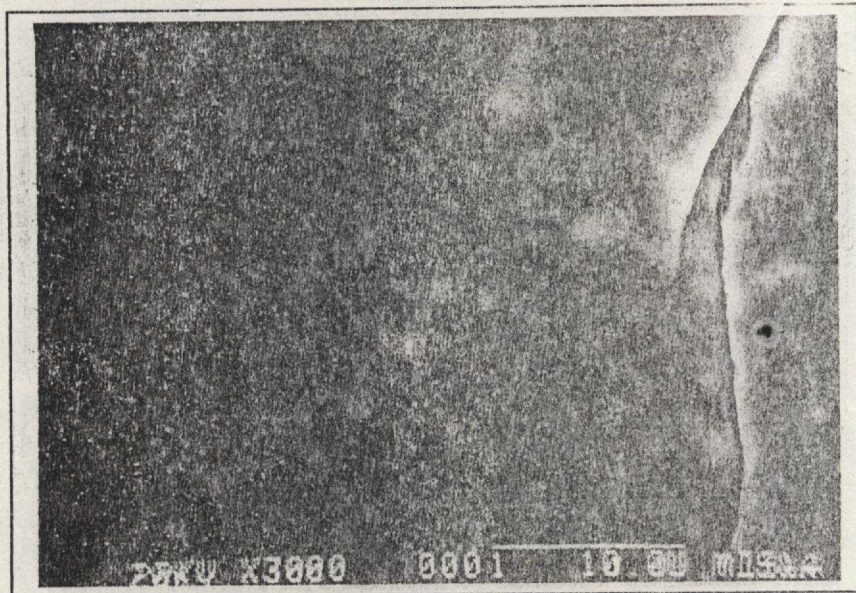
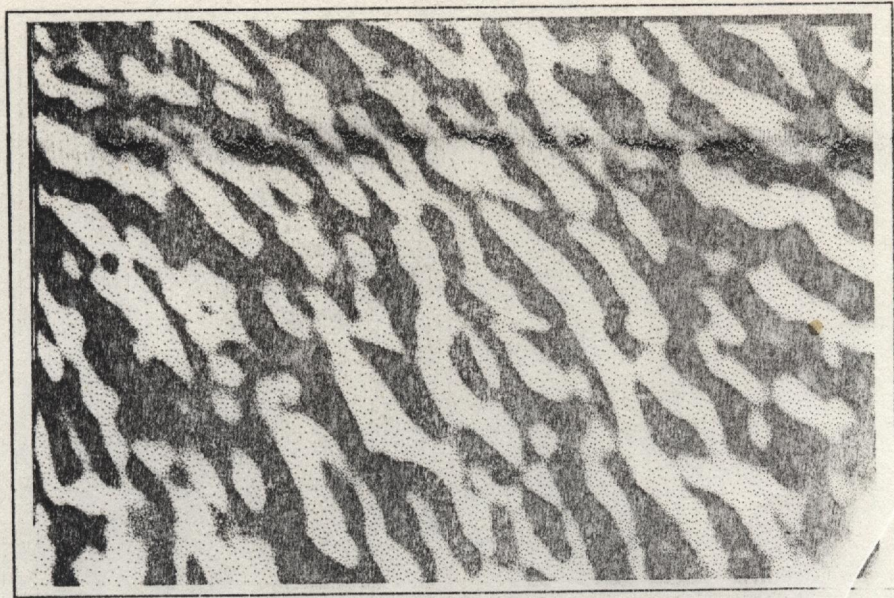


FIG N° 60 : Mapping montrant la distribution du Titane dans la matrice pour la nuance à 0.15%Ti

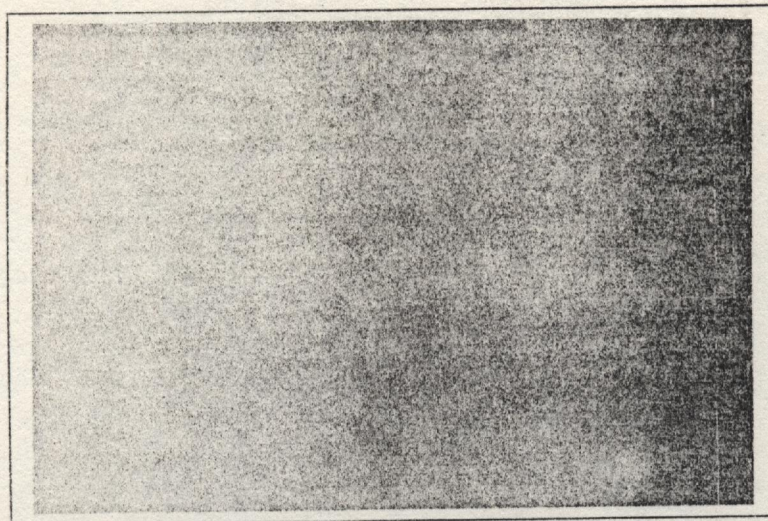


FIG N° 61 : Micrographie optique (X500) après forgeage à 900°C et refroidissement à l'eau + Trempe à 850°C/1h pour la nuance à 0.15%Ti (Martensite) HV = 431

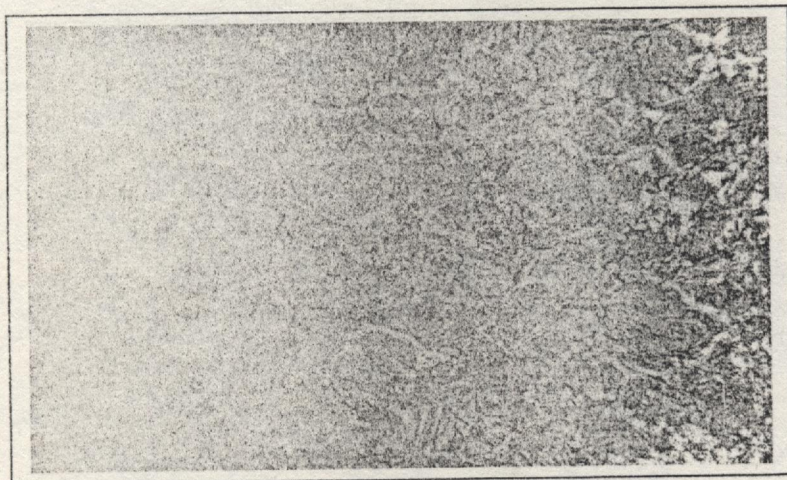


FIG N° 62 : Micrographie optique (X500) après forgeage à 1100°C et refroidissement à l'eau + Trempe à 850°C/1h pour la nuance à 0.15%Ti (Ferrite aciculaire - Martensite) HV = 300

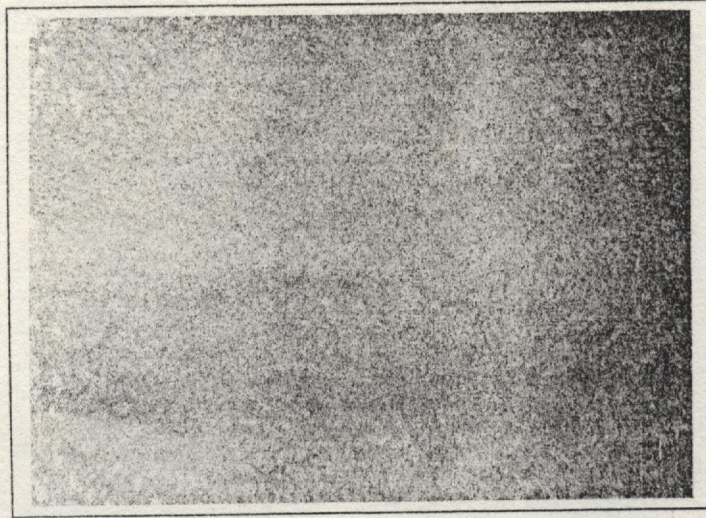


FIG N° 63 : Micrographie optique (X500) après forgeage à 900°C et refroidissement à l'eau + Trempe à 850°C/1h + Revenu à 600°C/1h pour la nuance à 0.0085%Ti (Ferrite – Bainite) HV = 230

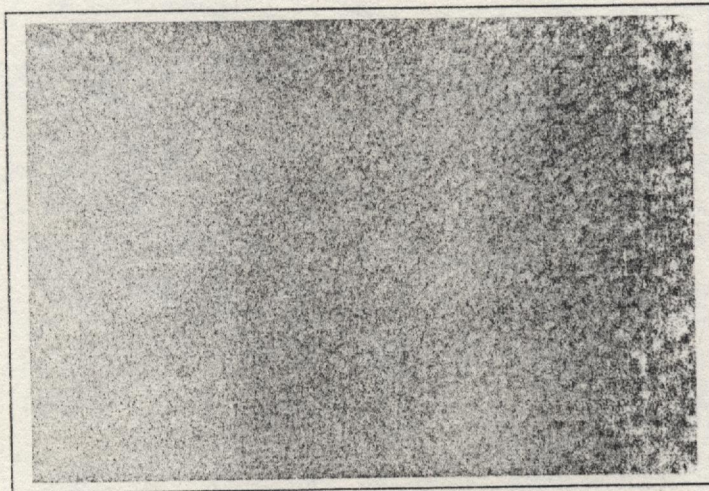


FIG N° 64 : Micrographie optique (X500) après forgeage à 1100°C et refroidissement à l'eau + Trempe à 700°C/1h pour la nuance à 0.0085%Ti (Ferrite – Bainite) HV = 202

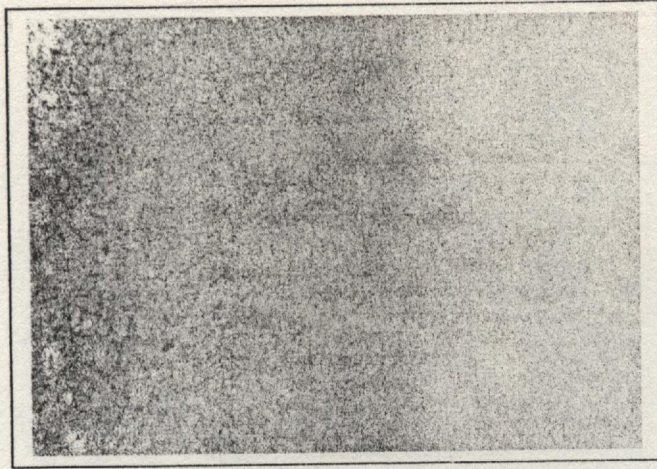


FIG N° 65 : Micrographie optique (X500) après forgeage à 1000°C et refroidissement à l'eau + Trempe à 850°C/1h + Revenu à 650°C/1h pour la nuance à 0.0085%Ti (Ferrite - Bainite) HV = 159

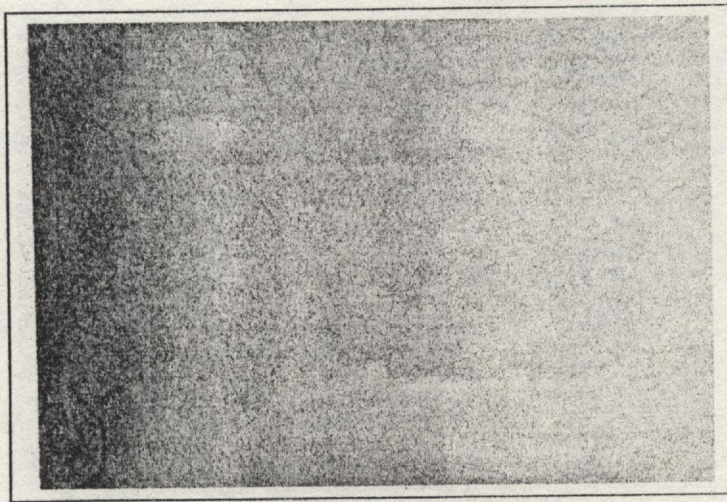


FIG N° 66 :: Micrographie optique (X500) après forgeage à 1000°C et refroidissement à l'eau + Trempe à 850°C/1h + Revenu à 650°C/1h pour la nuance à 0.25%Ti (Ferrite - Carbure Complexe) HV = 115

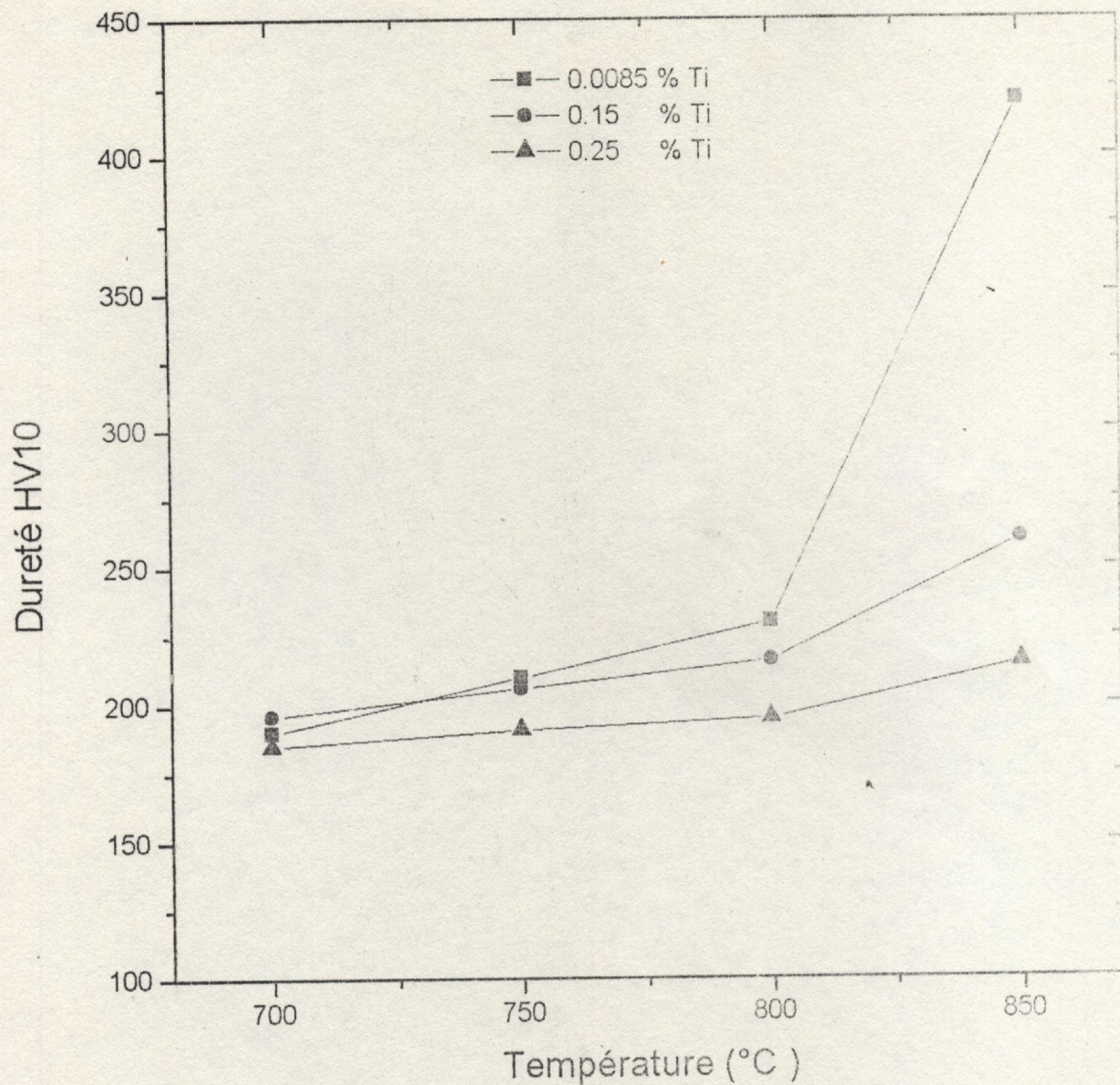


Fig N° 67 : Influence de la température de trempe sur la dureté Hv après forgeage à 800°C

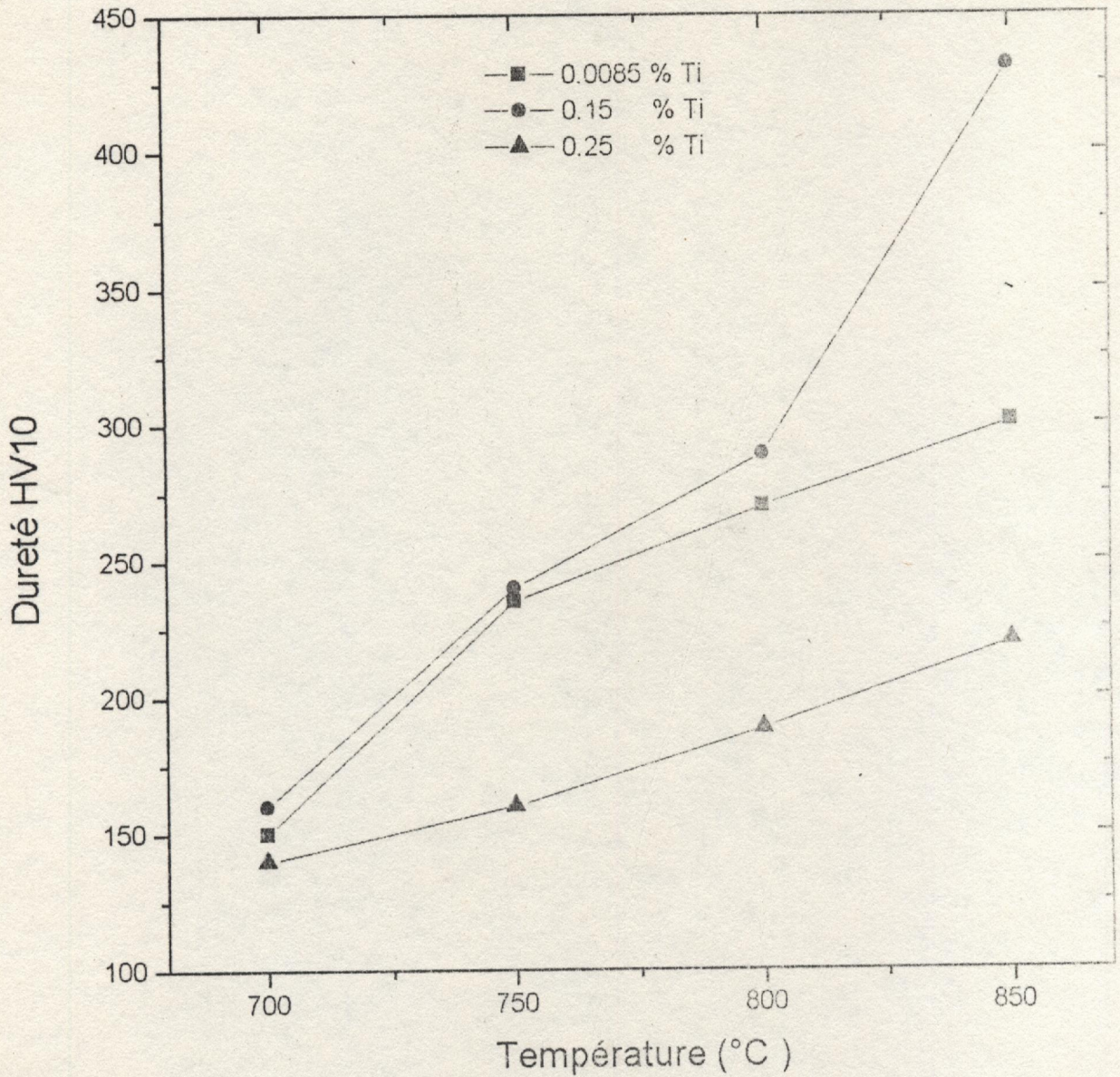


Fig N° 68 : Influence de la température de trempe sur la dureté Hv après forgeage à 900°C

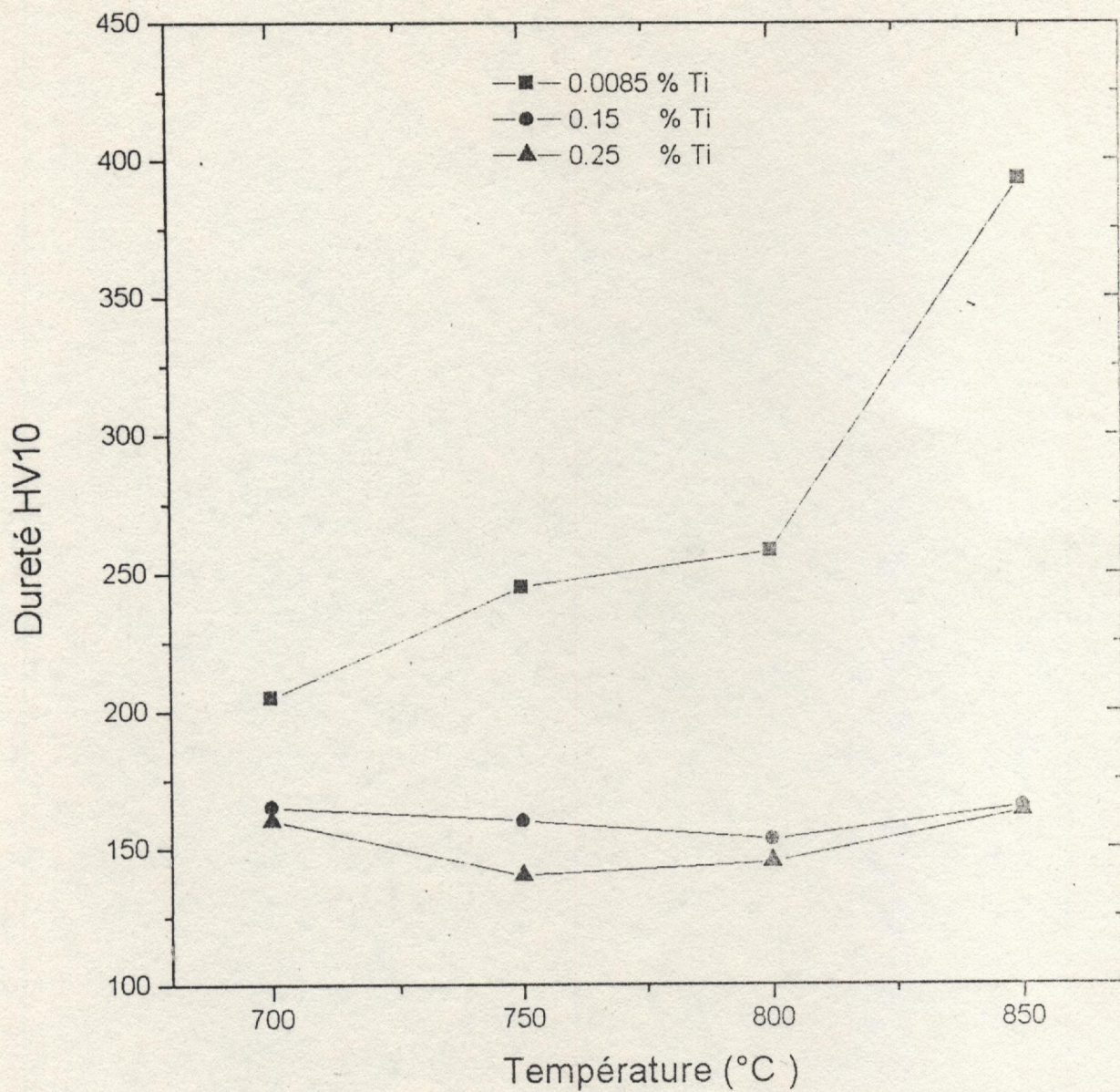


Fig N° 69 : Influence de la température de trempe sur la dureté Hv après forgeage à 1000°C

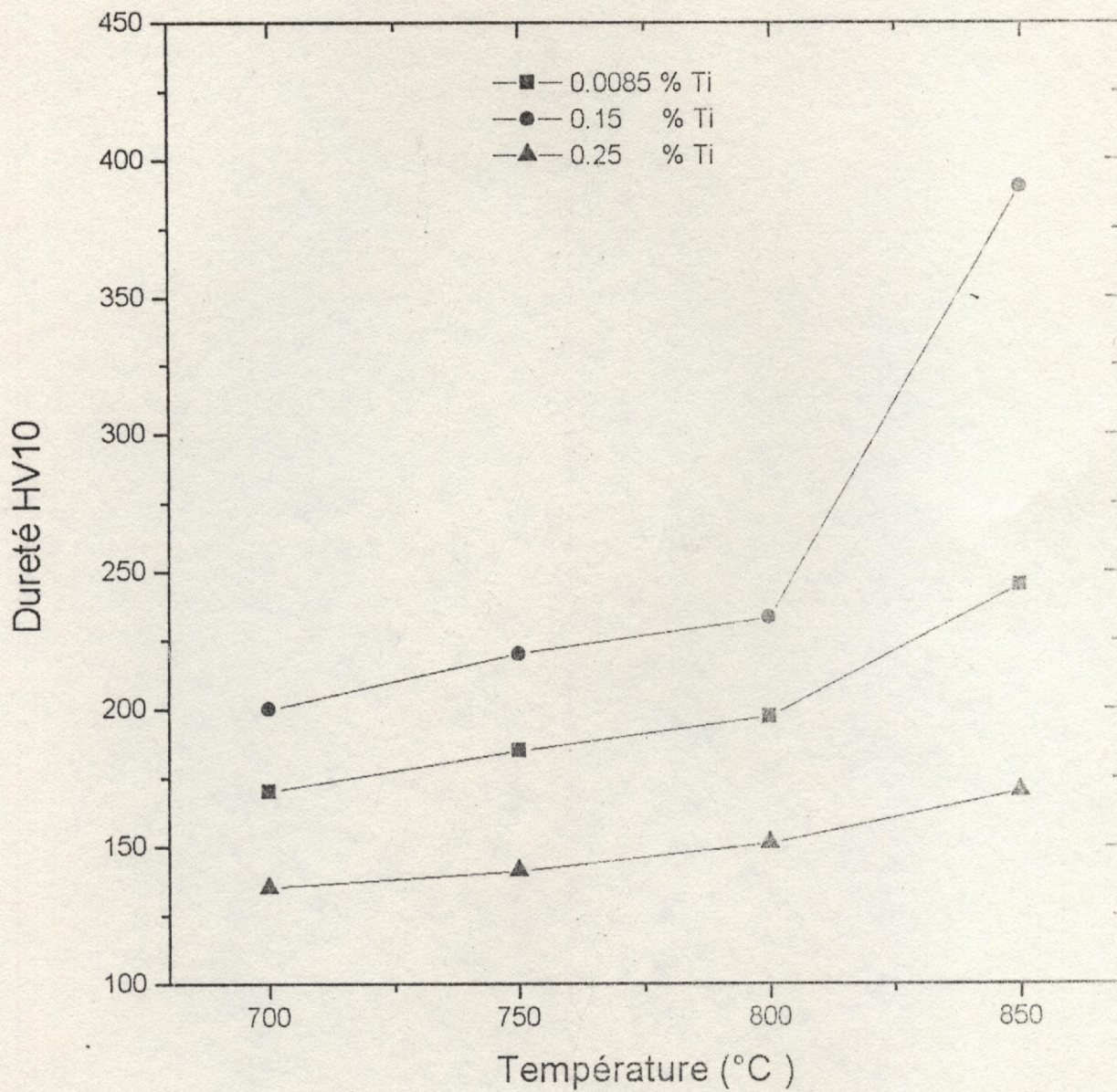


Fig N° 70 : Influence de la température de trempe sur la dureté Hv après forgeage à 1100°C

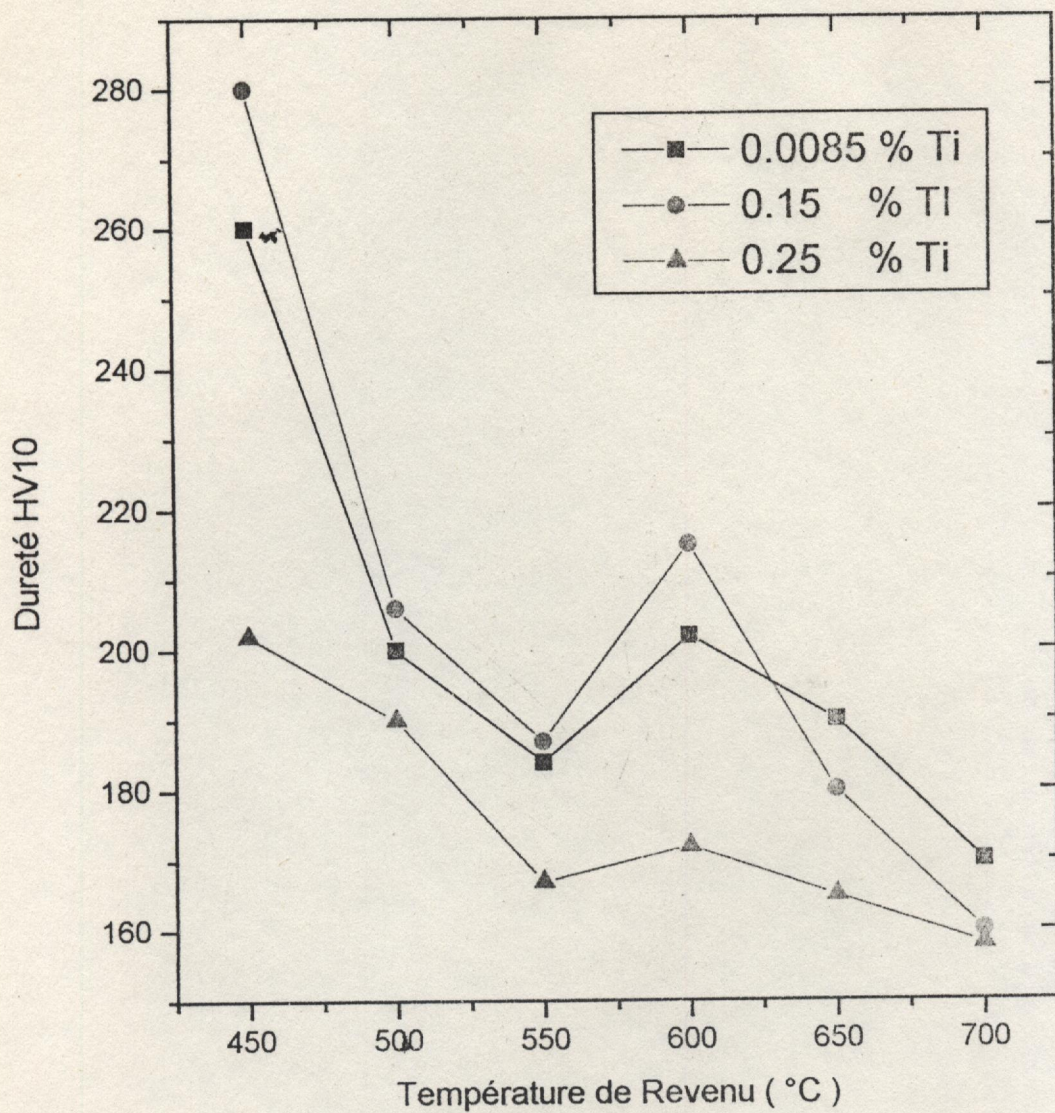


Fig. N° 71 : Influence de la Température de Revenu sur la dureté HV après Forgeage à 900°C + Trempe à 850°C/1h

Tableau N° 7: Développement des aciers microalliés à haute limite d'élasticité [37]

Période	Accentuation	Application
1939 - 1960	Découverte	Les éléments dispersoïdes sont utilisés pour atteindre une limite d'élasticité minimale
1960 - 1965	Recherche et expérimentation sur les mécanismes de durcissement	Développement des principes métallurgiques des aciers laminés à chaud
1965 - 1972	Expérimentation sur le raffinement du grain	Développement des traitements thermomécaniques (laminage contrôlé) . aciers pour Pipelines
1970 - 1976	Soudabilité - Formabilité	<ul style="list-style-type: none"> - réduction du % de carbone et C_{eq} - réduction des sulfures
1976 - 1980	Propriétés secondaires	<ul style="list-style-type: none"> - Contrôle de la rupture fragile et ductile dans les pipelines et structures marines - Résistance à la corrosion par H_2S
1980 - 1990	Recherches de plus hautes propriétés de résistance	<ul style="list-style-type: none"> - Accentuation sur les coûts du processus - Reconstitution des aciers qui subissent une technologie de refroidissement rapide après TTM

Tableau N° 8 : Rôle des principaux éléments à dispersoïdes [6]

Eléments dispersoïdes	Durcissement par précipitation	Résistance au grossissement du grain	Retard de recristallisation	Trempabilité	Durcissement au réchauffage	Fixation d'Azote
Al		+				+
B				++		
Nb	+	++	++	+		+
Ti	+	+	+		+	++
V	++			+	++	
Zr						++

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEURE ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE DE BLIDA
INSTITUT D'ELECTRONIQUE

THESE DE MAGISTER

SPECIALITE: Electronique
OPTION : Contrôle



23
EXCLU DU PRAT

SUJET :

COMMANDE EN BOUCLE OUVERTE DE LA VITESSE
D'UN MOTEUR ASYNCHRONE PAR
MICROPROCESSEUR

PAR
FERDJOUNI Abdelaziz

Présentée devant le jury :

Mr H. MELIANI
Mr M. HADDADI
Mr A. MENACER
Mr H. BENCHOUBANE
Mr D. AKHRIB
Mr M. BOUNEKHLA

Président
Examineur
//
//
Rapporteur
Invité

BLIDA, ALGERIE
1994

REPUBLICQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEURE ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE



UNIVERSITE DE BLIDA
INSTITUT D'ELECTRONIQUE

THESE DE MAGISTER

SPECIALITE: Electronique
OPTION : Contrôle

SUJET :

**COMMANDE EN BOUCLE OUVERTE DE LA VITESSE
D'UN MOTEUR ASYNCHRONE PAR
MICROPROCESSEUR**

PAR
FERDJOUNI Abdelaziz

Présentée devant le jury :

Mr H. MELIANI
Mr M. HADDADI
Mr A. MENACER
Mr H. BENCHOUBANE
Mr D. AKHRIB
Mr M. BOUNEKHLA

Président
Examineur
//
//
Rapporteur
Invité

DEDICACES

A ma famille, la petite et la grande,

A mes amis,

A ces Hommes qui puisent, dans les sources profondes,
pures et limpides, la lumière pour nous éclairer et pour
raviver en nous , la lueur d'espoir et de foi qui illumine
nos coeurs et guide nos esprits,

A ceux qui oeuvrent pour un avenir meilleur, basé sur
la JUSTICE, guidé par le SAVOIR et destiné au bien
être de L'HOMME,

Je dédie ce travail.

Remerciements

Ce travail a été effectué à l'Institut d'Electronique de l'Université de Blida sous la direction de Mr D. AKHRIB, PhD. Qu'il me soit permis de lui exprimer ma vive gratitude pour la confiance qu'il m'a toujours témoignée et les conseils qu'il m'a prodigués tout au long de cette étude.

Je tiens à remercier Mr H. MELIANI pour avoir accepté la présidence de ce jury.

J'exprime ma vive gratitude à Mr M. HADDADI, Docteur Es-Science à l'ENP Alger, pour avoir accepté de faire partie du jury.

J'adresse tous mes remerciements à Mrs H. BENCHOUBANE, A. MENACER et M. BOUNEKHLA pour avoir aimablement accepté de participer au jury.

Mes chaleureux remerciements vont à Mr R. DJOUAHER pour sa disponibilité, ainsi qu'à Mrs A. ARBAOUI et M. BOUNEKHLA pour le soutien indefectible qu'ils n'ont cessé de me témoigner.

RESUME

Le présent travail s'intéresse à la variation de la vitesse du moteur asynchrone, dont l'obtention passe par le choix convenable d'une stratégie de commande. Le principal problème auquel est confronté ce choix est la présence inévitable d'harmoniques dans le signal de commande. Pour résoudre ce problème, différentes stratégies sont analysées. Celles basées sur l'échantillonnage régulier et la stratégie en créneaux sont simulées. La modélisation ainsi que la simulation de l'association MAS-Onduleur sont alors effectuées. Ceci conduit au choix de la stratégie suboptimale qui sera implémentée.

Une partie de ce mémoire est réservée à la conception, la réalisation et le test d'une maquette expérimentale. Celle-ci est constituée de la carte de commande à microprocesseur permettant d'implémenter la stratégie choisie, du convertisseur alternatif-continu et de l'onduleur triphasé à transistors. Ce banc d'essai, ainsi constitué, permet de fournir les signaux d'alimentation du moteur afin d'obtenir un fonctionnement à vitesse variable. Il autorise la validation du modèle simulé, ouvrant la voie, ainsi, à des investigations futures.

Mots clés : Strategie de commande, Echantillonnage régulier, Signal PWM, Strategie Suboptimale, Moteur asynchrone, Microprocesseur, Onduleur, Transistor de puissance.

Liste des symboles

- A_n, B_n : coefficients du développement en série de Fourier
- α_i : angles de commutation
- f : fréquence modulante
- g : glissement
- H_n : amplitude de l'harmonique de rang n
- $i_0(t)$: courant à l'entrée de l'onduleur
- i_a, i_b, i_c : courants de phase
- I_{sd}, I_{sq} : courants statoriques selon l'axe d et l'axe q
- I_{rd}, I_{rq} : courants rotoriques selon l'axe d et l'axe q
- L_s, L_r : inductance cyclique statorique et rotorique
- M : indice de modulation
- m : inductance mutuelle cyclique
- MAS : Moteur asynchrone
- N : nombre d'angle de commutation par $1/4$ de période
- P : ratio de fréquence
- q : nombre de paires de pôle
- PWM : Pulse Width Modulation (Modulation en Largeur d'Impulsion (MLI))
- QSW : Quasi-Square Wave (onde en créneau)
- R_s, R_r : résistances d'une phase statorique et rotorique
- $t_0(k)$: durée de l'état bas de la $k^{\text{ème}}$ impulsion
- $t_p(k)$: durée de l'état haut de la $k^{\text{ème}}$ impulsion
- T_c : période de la porteuse
- Tab1, Tab2, Tab3a, Tab3b : tables de données
- U : amplitude de la tension statorique
- V_{an}, V_{bn}, V_{cn} : tensions simples statoriques
- V_{ab}, V_{bc}, V_{ca} : tensions de ligne
- V_{sd}, V_{sq} : tension statorique selon l'axe d et l'axe q
- V_{rd}, V_{rq} : tension rotorique selon l'axe d et l'axe q
- ω, ω_s : pulsation des tensions statoriques
- ω_r : pulsation des tensions rotoriques
- Ω : vitesse angulaire mécanique

SOMMAIRE

COMMANDE EN BOUCLE OUVERTE DE LA VITESSE DU MOTEUR ASYNCHRONE PAR MICROPROCESSEUR

INTRODUCTION GENERALE	1
CHAPITRE 1: STRATEGIES DE COMMANDE DE LA VITESSE DU MOTEUR ASYNCHRONE	
INTRODUCTION	4
1/ Variateur de vitesse à moteur à courant continu	5
1.1/ Présentation	5
1.2/ Variation de la vitesse du moteur à courant continu	5
1.3/ Remarques	6
2/ Variateur de vitesse à moteur asynchrone	7
2.1/ Présentation	7
2.2/ Variation de la vitesse du moteur asynchrone	7
3/ Commande statorique du moteur asynchrone	8
3.1/ Variation de la tension d'alimentation	8
3.2/ Variation simultanée de la fréquence et de la tension d'alimentation	9
3.3/ Remarques	11
4/ Etude des stratégies de commande	12
4.1/ La stratégie en créneau	12
4.2/ Les stratégies basées sur la modulation sinusoïdale	12
4.3/ La modulation à échantillonnage naturel	14
4.4/ La modulation à échantillonnage régulier	17
4.5/ La modulation à échantillonnage régulier symétrique	17
4.6/ La modulation à échantillonnage régulier asymétrique	20
4.7/ Remarques	21
4.8/ Les stratégies optimales	23
4.8.1/ Principe	23
4.8.2/ Modulation par élimination d'harmoniques	24
4.9/ Les stratégies presque optimales	27
4.9.1/ Principe	27
4.9.2/ Première approche	27
4.9.3/ Deuxième approche : la stratégie suboptimale	28
CONCLUSION	33
CHAPITRE 2: SIMULATION DE QUELQUES STRATEGIES DE COMMANDE	
INTRODUCTION	34
1/ Description	35

2/ Simulation des stratégies PWM	37
2.1/ Description	37
2.2/ Analyse spectrale	37
2.3/ Résultats et commentaires	43
3/ Simulation de la stratégie en créneau	53
3.1/ Description	53
3.2/ Analyse spectrale	53
3.3/ Résultats et commentaires	54
CONCLUSION	56
 CHAPITRE 3 : MODELISATION ET SIMULATION L'ASSOCIATION MOTEUR ASYNCHRONE-ONDULEUR	
INTRODUCTION	57
1/ Modélisation du moteur asynchrone	58
1.1/ Description – Hypothèses simplificatrices	58
1.2/ Equations électriques	58
1.3/ Modèle de Park	59
1.4/ Equation mécanique	61
2/ Modélisation de l'onduleur	61
2.1/ Introduction	61
2.2/ Mise en équation	62
3/ Modèle de l'association moteur asynchrone-onduleur	64
4/ Simulation	65
4.1/ Principe	65
4.2/ La méthode de Runge-Kutta	65
4.3/ L'algorithme de Runge-Kutta d'ordre 4	66
4.4/ Organigramme général	67
4.5/ Programme	67
4.6/ Remarques	69
5/ Résultats et commentaires	70
5.1/ Simulation de l'association avec la stratégie en créneau	70
5.2/ Simulation de l'association avec la stratégie suboptimale	71
CONCLUSION	76
 CHAPITRE 4 : REALISATION DE LA MAQUETTE EXPERIMENTALE	
INTRODUCTION	77
1/ Conception et réalisation de la carte à microprocesseur	78
1.1/ Principe	78
1.2/ Implémentation de la stratégie suboptimale	78

1.3/ Remarques	81
2/ Réalisation matérielle de la carte de commande	81
2.1/ Description	81
2.2/ Réalisation de la carte Version 1	84
2.3/ Réalisation de la carte Version 2	86
2.4/ Interface opérateur	87
3/ Réalisation logicielle de la carte de commande	89
3.1/ Description	89
3.2/ Initialisation	91
3.3/ Lecture de la fréquence	91
3.4/ Formation de la table de données	92
3.5/ Sous-programmes d'interruption	92
4/ Réalisation du convertisseur alternatif-alternatif	94
4.1/ Principe	94
4.2/ Conversion alternatif-continu	94
4.3/ Conversion continu-alternatif : onduleur	95
CONCLUSION	103
CHAPITRE 5: VERIFICATION EXPERIMENTALE	
INTRODUCTION	104
1/ Test de la carte de commande	105
1.1/ Déroulement du programme	105
1.2/ Génération des signaux de commande	106
2/ Test de la carte de commande de base	106
3/ Test de l'interrupteur	106
3.1/ Test sur charge R	106
3.2/ Test sur charge R-L	107
4/ Test de la source continue d'alimentation	107
5/ Test de l'onduleur chargé par un moteur asynchrone	113
CONCLUSION	115
CONCLUSION GENERALE	116
Bibliographie	118
Annexes	122

INTRODUCTION GENERALE

Le variateur de vitesse, constitué par le moteur à induction associé à un convertisseur statique, a fait l'objet, ces dernières années, de nombreux travaux de recherche. Ces travaux se sont articulés, principalement, autour de la recherche de **stratégies de commande et de leur implémentation** et cela dans le but d'améliorer les performances de ce variateur [1, 2, 3 , 4].

Le moteur à induction est robuste, de construction facile et de faible coût à l'acquisition. L'absence du collecteur et des balais permet son utilisation dans les atmosphères difficiles (poussiéreuse, explosive, ...). Il présente, donc, une solution attrayante dans le domaine des **actionneurs électriques**. Cependant, la variation de sa vitesse nécessite, dans le cas de la commande statorique, une source d'alimentation alternative variable en **fréquence** et en **amplitude**.

Différentes structures de convertisseurs de fréquence ont été proposées. Ces convertisseurs permettent de réaliser, soit la conversion directe, c'est le cas du cycloconvertisseur dont les performances sont limitées, soit la conversion indirecte, ce sont les onduleurs qui permettent la variation de fréquence dans une large plage [5].

L'un des principaux problèmes, liés aux convertisseurs statiques, et qui dépend de la stratégie de commande utilisée, est celui de la présence inévitable **d'harmoniques** dans le signal de sortie. **Les harmoniques** ont des effets néfastes sur le moteur, ils provoquent l'échauffement excessif, les pulsations du couple et la saturation du circuit magnétique.

La solution offerte par l'onduleur commandé par une onde en créneau [1], initialement utilisée, est de mise en oeuvre simple, mais en plus du fort taux d'harmoniques, surtout de bas rang, qu'elle présente, elle nécessite un étage supplémentaire pour la variation de l'amplitude de la tension continue d'alimentation.

Les progrès croissants dans le domaine de la micro-informatique et des semi-conducteurs de puissance, ont permis d'implémenter des stratégies de commande basées sur **la modulation en largeur d'impulsions (PWM)** qui sont plus performantes et plus complexes. Ces stratégies permettent de contrôler, simultanément, l'amplitude et la fréquence du fondamental de la tension de sortie, et de repousser vers les fréquences élevées les harmoniques indésirables. Selon la manière de déterminer les instants de commutation de l'onde PWM, deux importants groupes de stratégies ont dominé:

- **La PWM basée sur l'échantillonnage** [6, 7, 8, 9]:

qui est obtenue par comparaison d'un signal de référence avec un signal porteur.

- **La PWM optimale** [10, 11, 12, 13] : qui est obtenue par optimisation d'un critère de performance particulier. Cette approche nécessite des moyens de calcul puissants et des algorithmes de calcul numérique performants.

Et plus récentes que les premières, sont les **stratégies dites presque optimales** [16, 17], qui tentent de combiner les avantages de chacun de ces deux groupes et d'éviter leurs inconvénients.

Le présent travail consiste en la conception et la réalisation d'une carte de commande par microprocesseur, destinée à l'implémentation d'une stratégie PWM, choisie après l'étude de différentes stratégies, suivie de l'étude et de la réalisation d'un onduleur de tension triphasé à transistors. Le système ainsi constitué permet **la variation de la vitesse d'un moteur à induction fonctionnant à flux constant.**

Aussi, le rapport est structuré de la manière suivante :

Dans **le chapitre 1**, la variation de la vitesse des moteurs à courant continu et à induction est présentée, suivie d'une investigation sur différentes **stratégies de commande de l'onduleur de tension.**

L'**étude par simulation** du variateur de vitesse est effectuée dans les chapitres 2 et 3. **Le chapitre 2** traite de la simulation (formes d'onde, spectres des harmoniques) de quatre stratégies de commande. Dans **le chapitre 3**, une fois qu'un modèle de connaissance de l'association moteur à induction–onduleur est établi, il est utilisé pour étudier le comportement du moteur alimenté par onduleur de tension et soumis à deux stratégies de commande différentes.

Les chapitres 4 et 5 sont réservés à l'**étude expérimentale**. **Le chapitre 4** décrit la maquette expérimentale constituée par la carte de commande à base de microprocesseur, conçue et réalisée pour implémenter la stratégie PWM adoptée, et de l'onduleur à transistors. **Le chapitre 5** présente les résultats concernant les tests pratiques effectués sur la maquette.

chapitre 1 :

Stratégies de commande de la
vitesse du moteur asynchrone

INTRODUCTION

Les actionneurs électriques constituent un vaste domaine de recherche, impliquant différentes disciplines [3]. D'abord, on trouve l'organe d'action qui est le moteur, ensuite, le convertisseur statique qui fournit un signal d'alimentation de forme adéquate.

Dans le cas de la variation de la vitesse du moteur à induction, ce signal, de fréquence et d'amplitude variables, doit avoir une forme sinusoïdale. Il est obtenu par action sur les interrupteurs formant le convertisseur. La stratégie de commande définit la manière d'agir sur ces interrupteurs.

Après un bref rappel sur l'utilisation en vitesse variable des moteurs à courant continu et à induction, différentes stratégies de commande sont analysées dans ce chapitre. Ainsi, dans le cas de la commande statorique de la vitesse du moteur à induction, sont présentées la stratégie en créneau, les stratégies PWM basées sur la modulation sinusoïdale, les stratégies optimales et finalement les stratégies presque optimales.

1/ VARIATEUR DE VITESSE A MOTEUR A COURANT CONTINU [28]

1.1/ Présentation

Le moteur à courant continu a dominé le domaine des variateurs de vitesse pour les besoins industriels et les transports. Il est constitué de deux circuits électriques: l'inducteur et l'induit. Selon les connexions réalisées entre ces deux circuits, différents modes de branchement existent pour ce type de moteurs. Lorsqu'il n'y a aucun point commun entre eux, on dit que le moteur est à excitation séparée. Pour les variateurs de vitesse, ce dernier est le plus utilisé.

1.2/ Variation de la vitesse du moteur à courant continu

L'expression générale de la vitesse d'un moteur à courant continu est donnée par :

$$N = k \cdot \frac{(U_a - R_a \cdot I_a)}{\Phi} \quad (\text{I.1})$$

où N : vitesse en tours par minute

U_a : tension d'alimentation de l'induit,

R_a : résistance d'induit,

I_a : courant d'induit,

Φ : flux,

k : constante.

D'après cette expression, le réglage de la vitesse s'obtient par trois méthodes.

1.2.1/ Réglage rhéostatique

Il est obtenu par variation de la résistance d'induit par un rhéostat, ses performances sont médiocres.

1.2.2/ Réglage par le flux

Le flux est produit par le courant d'excitation, le démarrage du moteur doit se faire à flux nominal, jusqu'à atteindre la vitesse nominale, ensuite, il sera possible de réduire le flux pour augmenter la vitesse. Ce réglage se fait à puissance constante, la vitesse étant supérieure à la vitesse nominale.

1.2.3/ Réglage par la tension d'induit

Ce type de réglage permet de travailler à couple constant dans une gamme allant de zéro à la vitesse nominale, cela grâce à la variation de la tension d'induit.

1.3/ Remarques

Ces actions nécessitent des convertisseurs qui permettent de varier:

- la tension continue d'alimentation,
- le courant d'excitation.

Pendant de nombreuses années on faisait appel au groupe Ward-Leonard [29] qui est souple mais très coûteux. Actuellement, les convertisseurs électroniques qui sont plus simples et moins chers remplacent avantageusement ce dispositif.

Sur le plan du contrôle, du fait du découplage du flux inducteur et du flux induit, les temps de réponses du couple et de la vitesse sont réduits et les performances obtenues sont excellentes [3]. Bien qu'il soit idéal du point de vue de la commande, le moteur à courant continu est en général volumineux et coûteux. La présence de balais et de collecteur nécessitant une maintenance régulière, limite sa fiabilité et lui interdit certains domaines d'application comme:

- les très hautes vitesses
- les atmosphères poussiéreuses ou explosives.

Ces inconvénients du moteur à courant continu nous incitent à chercher une autre alternative. Le moteur asynchrone se présente comme une solution intéressante à ce problème.

2/ VARIATEUR DE VITESSE A MOTEUR ASYNCHRONE [31]

2.1/ Présentation

Le moteur à induction triphasé est l'un des plus utilisés dans l'industrie. Il est caractérisé par sa robustesse, sa relative facilité de construction et son prix de revient très économique. Il se compose :

-d'une partie fixe, le stator, portant un bobinage triphasé, logé dans des encoches et relié à la source d'alimentation,

-d'une partie mobile, le rotor, qui peut être bobiné ou à cage d'écureuil. Le rotor à cage est formé d'un certain nombre de barres, une par encoche, reliées entre elles à chaque extrémité du rotor par des anneaux.

2.2/ Variation de la vitesse du moteur asynchrone

La vitesse angulaire du moteur asynchrone est donnée par l'expression suivante :

$$\Omega = \frac{(1-g) \omega}{q} \quad (I.2)$$

Ω : vitesse angulaire en radian/seconde

g : glissement,

q : nombre de paires de poles,

ω : pulsation de la tension statorique.

De cette relation nous pouvons déduire les grandeurs d'action directes (q et ω) et

indirecte (g) qui permettent de faire varier la vitesse.

Différentes méthodes de contrôle de la vitesse du moteur asynchrone, avec des degrés de complexité variés ont été proposées [2, 3, 4]. La nature de l'application dicte le choix d'une méthode particulière.

2.2.1/ Variation de q

q ne peut varier que de façon discrète, moteur à deux ou trois vitesses avec changement par échelon et sans convertisseur statique.

2.2.2/ Variation de ω

La variation de la fréquence de la tension d'alimentation nécessite un convertisseur statique de fréquence. C'est une méthode performante et très utilisée.

2.2.3/ Variation de g

L'action sur le glissement se fait par :

- variation de l'amplitude de l'alimentation statorique,
- dissipation ou récupération d'une partie de l'énergie électrique rotorique si le rotor est à bagues.

Dans notre travail, nous nous intéressons uniquement aux commandes statoriques du moteur à induction.

3/ COMMANDES STATORIQUES DU MOTEUR ASYNCHRONE

3.1/ Variation de la tension d'alimentation

En gardant la fréquence fixe et par variation de l'amplitude de la tension

d'alimentation, on obtient la variation de la vitesse du moteur asynchrone, par action indirecte sur le glissement g .

Les caractéristiques Couple-Vitesse d'un moteur à induction alimenté par une tension statorique variable en amplitude sont données à la figure 1.1.

Le moteur doit être conçu pour fonctionner avec un glissement élevé, donc avec une grande résistance rotorique, ce qui cause de fortes pertes cuivre dans la machine et altère le rendement qui est donné par :

$$\mu_r = 1-g \quad (1.3)$$

Une augmentation de g réduit le rendement et augmente la puissance dissipée par effet Joule (et éventuellement l'échauffement excessif du moteur). La profondeur de réglage se trouve réduite si la machine est conçue pour fonctionner à faible glissement.

Ce mode de contrôle de la vitesse est caractérisé par des performances statiques et dynamiques limitées, son principal avantage est d'utiliser un convertisseur simple et économique. Il trouve ses applications dans les ventilateurs et les pompes, ou, de façon générale, pour les charges dont le couple varie en fonction du carré de la vitesse. Un tel couple est représenté sur la figure 1.1, avec les caractéristiques Couple-Vitesse.

3.2/ Variation simultanée de la fréquence et de la tension d'alimentation

La variation de vitesse du moteur asynchrone s'obtient principalement par variation de la fréquence d'alimentation. La vitesse est en effet proportionnelle à cette fréquence.

Pour obtenir des caractéristiques électro-mécanique satisfaisante, il faut disposer de structures d'alimentation qui permettent de contrôler la fréquence et l'amplitude de la tension d'alimentation. La variation d'amplitude vient de la nécessité de contrôler le flux

magnétique.

De nombreuses structures d'alimentation faisant varier la fréquence et l'amplitude existent:

- a/ cycloconvertisseur,
- b/ redresseur commandé-onduleur(QSW),
- c/ hacheur-onduleur(QSW),
- d/ onduleur PWM.

Le cycloconvertisseur est un montage complexe et encombrant (18 ou 36 thyristors) et aux performances limitées. Il convient au fortes puissances et faibles vitesses [4].

Dans les structures à deux étages, cas b et c, le premier étage, le redresseur commandé ou le hacheur, fournit une tension continue variable. Cette tension alimente l'onduleur, qui la convertit en tension à fréquence variable. Dans ce cas l'onduleur est commandé en pleine onde (QSW) . La tension alternative fournie par de telles structures est riche en harmoniques qui perturbent le fonctionnement du moteur. Elle entraîne une forte ondulation du couple, des pointes de courants importantes et des pertes supplémentaires, dues aux harmoniques, dans le moteur.

Dans la structure à un seul étage, cas d, le signal de sortie, variable en fréquence et en amplitude, reproduit un signal de commande modulé en largeur d'impulsion (**PWM**). Ceci nécessite des semi-conducteurs rapides dont la fréquence de commutation est supérieure à la fréquence de sortie. Cette structure présente l'avantage de déplacer les harmoniques indésirables vers les hautes fréquences, où leur effet sera moindre et le cas échéant, leur filtrage plus aisé.

3.3/ Remarques

- La commande par variation de la **fréquence f** seule est médiocre, car, pour les grandes charges, elle peut donner lieu à des glissements importants, donc à de fortes pertes.
- La commande par variation de l'**amplitude U** seule n'est pas efficace, puisqu'aux faibles valeurs de **U** le couple se détériore.
- pour une commande faisant varier **U** et **f** simultanément, il faut tenir compte du flux maximum admis avant saturation, flux qui est quasiment proportionnel au rapport **U/F**.
- l'**onduleur PWM**, constitué par un seul étage, permet de faire varier simultanément la **fréquence f** et l'**amplitude U** et cela par le biais de la stratégie de commande.

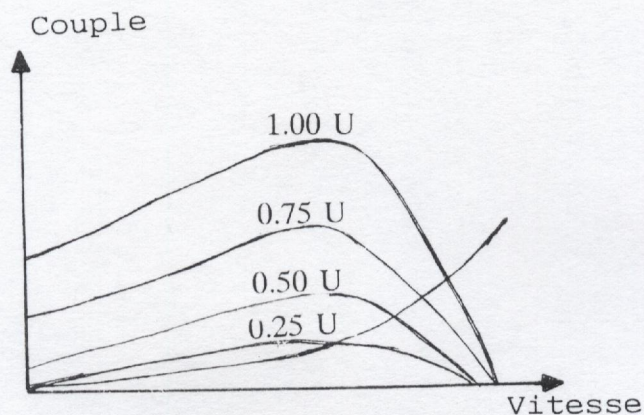


Fig1.1 Caractéristiques Couple-Vitesse d'un MAS
U : tension statorique d'alimentation

4/ ETUDE DES DIFFERENTES STRATEGIES DE COMMANDE

4.1/ LA STRATEGIE EN CRENEAU [30]

Pour cette stratégie, le signal de commande est actif pendant toute la durée de la demie-période. Elle est utilisée pour commander l'onduleur d'un convertisseur à deux étages, c'est à dire, pour la variation de la fréquence uniquement; la variation d'amplitude est obtenue à l'étage précédent.

4.1.2/ Remarques

- La simplicité de cette stratégie permet son implémentation par des circuits logiques cablés ou programmés. Néanmoins, le fait de commander la fréquence f et la tension U dans deux étages indépendants risque de poser un problème de synchronisation lorsqu'on veut imposer à U et f d'évoluer selon une loi particulière.

- Le signal de sortie est loin de reproduire le signal désiré, qui doit être sinusoïdal, et est très riche en harmoniques.

4.2/ LES STRATEGIES BASEES SUR LA MODULATION SINUSOIDALE

4.2.1/ Présentation [6, 7, 8, 9, 14]

c'est une technique basée sur la comparaison d'un signal de référence ou modulante avec une porteuse. La comparaison permet de déterminer les instants de commutation, et par conséquent, les largeurs des impulsions de l'onde PWM résultante. L'onde porteuse est un signal triangulaire symétrique. Le signal de référence est un signal sinusoïdal dans le cas de l'échantillonnage naturel. Par ailleurs, ce signal passe à travers un échantillonneur-bloqueur, dans le cas de l'échantillonnage régulier.

4.2.2/ Paramètres de la modulation

Deux paramètres essentiels interviennent dans le processus de modulation. Le premier, est le **ratio de fréquence P**, défini par :

$$P = \frac{\text{Fréquence porteuse}}{\text{fréquence modulante}}$$

Le deuxième, est l'**indice de modulation M**, défini par :

$$M = \frac{\text{Amplitude de l'onde modulante}}{\text{Amplitude de l'onde porteuse}}$$

Généralement, l'amplitude de la porteuse est considérée comme étant égale à l'unité, et par conséquent, l'indice de modulation est confondu avec l'amplitude de la modulante. Ceci offre un avantage intéressant dans la mesure où l'amplitude du fondamental de l'onde de sortie peut être contrôlée à travers l'indice de modulation et donc par l'intermédiaire de l'amplitude du signal de commande.

4.2.3/ Modulation synchrone et modulation asynchrone

La fréquence modulante est nécessairement variable, la fréquence porteuse peut être modifiée ou gardée constante. De là est né le concept de modulation synchrone ou asynchrone. La modulation est dite synchrone si le ratio de fréquence **P** est maintenu constant quelle que soit la fréquence modulante; c'est à dire, les ondes modulante et porteuse s'allongent et se rétrécissent de la même façon. Sachant que **P** détermine le nombre de commutation par cycle, pour une modulation synchrone, ce nombre est constant. La modulation est dite asynchrone si les variations de la fréquence modulante n'influent pas sur la fréquence porteuse. Le nombre **P** est variable dans ce cas.

4.3/ LA MODULATION A ECHANTILLONNAGE NATUREL

4.3.1/ Présentation [6, 7]

Il s'agit d'une technique purement analogique, elle a été très utilisée dans le passé. Le signal modulant est sinusoïdal. Sa comparaison avec le signal porteur permet de déterminer les instants de commutation et par conséquent les largeurs des impulsions qui sont proportionnelles à l'amplitude de la modulante à l'instant où la commutation a lieu (Fig.1.2).

4.3.2/ Calcul des largeurs des impulsions

Nous nous référons aux figures 1.2.a et 1.2.c. La fonction triangle (porteuse) peut être décrite par :

$$y_1(t) = -\frac{4}{T_c}t + 1, \quad 0 \leq t \leq \frac{T_c}{2} \quad (1.4)$$

$$y_1(t) = \frac{4t}{T_c} - 3, \quad \frac{T_c}{2} \leq t \leq T_c \quad (1.5)$$

La fonction modulante est définie par :

$$y_2(t) = M \sin(\omega t) \quad (1.6)$$

T_c : période de la porteuse.

M : indice de modulation.

ω : pulsation de la modulante.

L'intersection des ondes $y_1(t)$ et $y_2(t)$ a lieu aux instants t_1 et t_2 , d'où

$$1 - \frac{4}{T_c} t_1 - M \sin(\omega t_1) = 0 \Rightarrow t_1 = \frac{T_c}{4} [1 - M \sin(\omega t_1)] \quad (1.7)$$

$$\frac{4}{T_c} t_2 - 3 - M \sin(\omega t_2) = 0 \Rightarrow t_2 = \frac{T_c}{4} [3 + M \sin(\omega t_2)] \quad (1.8)$$

La largeur de l'impulsion est donnée par :

$$W(t) = t_2 - t_1 = \frac{T_c}{2} \left[1 + \frac{M}{2} (\sin(\omega t_2) + \sin(\omega t_1)) \right] \quad (1.9)$$

4.3.3/ Remarques

Cette approche souffre de deux limites:

- les centres des impulsions dans l'onde PWM résultante ne sont pas équidistants ni uniformément espacés.

- il n'est pas possible de définir les largeurs des impulsions en utilisant des expressions analytiques simples. Elles peuvent être définies uniquement en utilisant des équations transcendantes.

- cette technique peut faire l'objet d'une implémentation analogique, caractérisée par sa simplicité, soumise néanmoins, aux inconvénients des techniques analogiques. Elle peut être implémentée numériquement (par microprocesseur), cela nécessite que la modulante soit calculée avec une précision donnée, pour différentes fréquences, et ses valeurs stockées en mémoire. Elles serviront par la suite à la comparaison avec la porteuse.

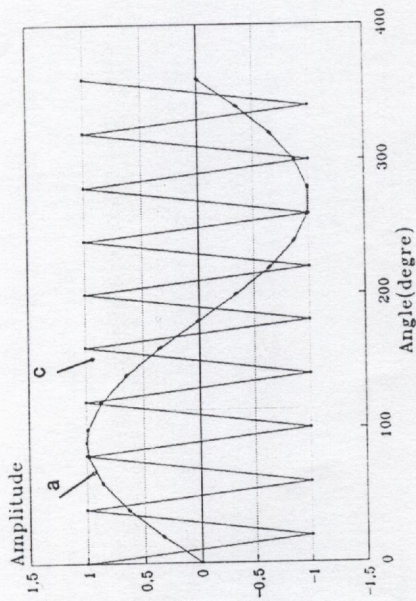


Fig1.2 a

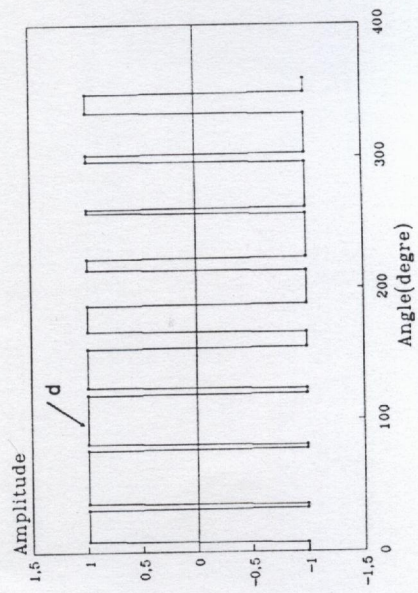


Fig1.2 b

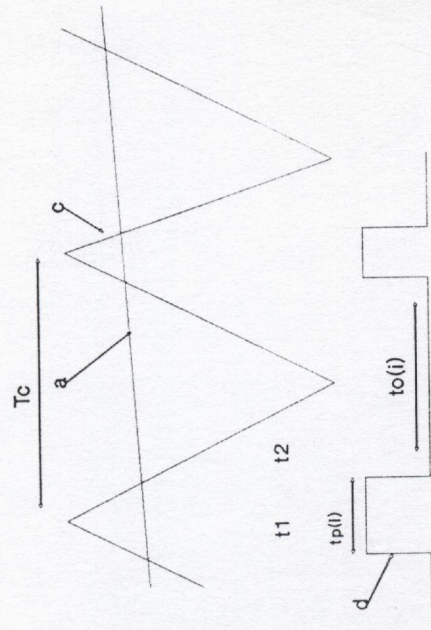


Fig1.2 c

a:modulante sinusoidale
 c:porteuse
 d:signal PWM

Fig1.2 PWM à échantillonnage naturel (P=9)

4.4/ LA MODULATION PWM A ECHANTILLONNAGE REGULIER

4.4.1/Présentation [6, 7, 8, 9, 14]

Dans cette modulation, le signal de référence sinusoïdal passe à travers un échantillonneur-bloqueur. Un échantillon est pris et sa valeur est gardée constante durant la période d'échantillonnage. Ce procédé produit une version modulée en amplitude de l'onde modulante (PAM).

L'échantillonnage régulier est vu comme une combinaison de deux modulations :

-la première transforme le signal sinusoïdal en un signal constitué d'impulsions modulées en amplitude (PAM).

-la deuxième transforme le signal PAM en signal PWM (Fig1.3 et Fig1.4).

Les largeurs des impulsions sont proportionnelles à l'amplitude constante de la modulante aux instants d'échantillonnage régulièrement espacés.

L'une des caractéristiques essentielles de ce processus est que les valeurs échantillonnées et les positions d'échantillonnage peuvent être définies sans ambiguïté, tel que les impulsions produites soient prévisibles en largeur et en position.

4.5/ LA MODULATION A ECHANTILLONNAGE REGULIER

SYMETRIQUE

4.5.1/ Présentation

Dans cette modulation, un seul échantillon, dont la valeur est gardée constante durant une période de la porteuse, est utilisé pour déterminer la largeur de l'impulsion et donc les fronts avant et arrière de cette impulsion sont modulés de façons égales (Fig1.3.a et Fig1.3.d).

4.5.2/ Calcul des largeurs des impulsions

Pour ce calcul les figures 1.3.a et 1.3.d sont utilisées. La porteuse $y_1(t)$ est donnée par les équations I.5 et I.6, tandis que la modulante échantillonnée est donnée par :

$$y_2(t) = M \sin(\omega T_k) \quad (\text{I.10})$$

L'intersection des ondes $y_1(t)$ et $y_2(T_k)$ a lieu aux instants t_1 et t_2 , d'où:

$$1 - \frac{4t_1}{T_c} - M \sin(\omega T_1) = 0 \Rightarrow t_1 = \frac{T_c}{4} [1 - M \sin(\omega T_1)] \quad (\text{I.11})$$

et

$$4 \frac{t_2}{T_c} - 3 - M \sin(\omega T_1) = 0 \Rightarrow t_2 = \frac{T_c}{4} [3 + M \sin(\omega T_1)] \quad (\text{I.12})$$

d'où la largeur de l'impulsion est :

$$W(t) = t_2 - t_1 = \frac{T_c}{2} [1 + M \sin(\omega T_1)] \quad (\text{I.13})$$

A partir de cette équation nous pouvons établir une relation de récurrence donnant les états hauts $t_p(k)$ et les états bas $t_o(k)$. On trouve :

$$t_p(k+1) = \frac{T_c}{2} [1 + M \sin((4k+1) \frac{\omega T_c}{4})] \quad (\text{I.14})$$

où $k=0, 1, \dots, P-1$ et

$$t_o(k) = \frac{T_c}{4} - \frac{1}{2} [t_p(k+1) + t_p(k)] \quad (\text{I.15})$$

avec $k=1, \dots, P$ et $t_p(0) = T_c/2$

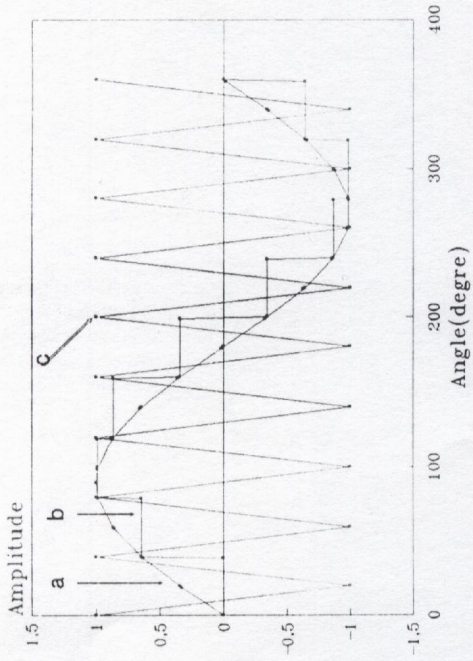


Fig1.3 a

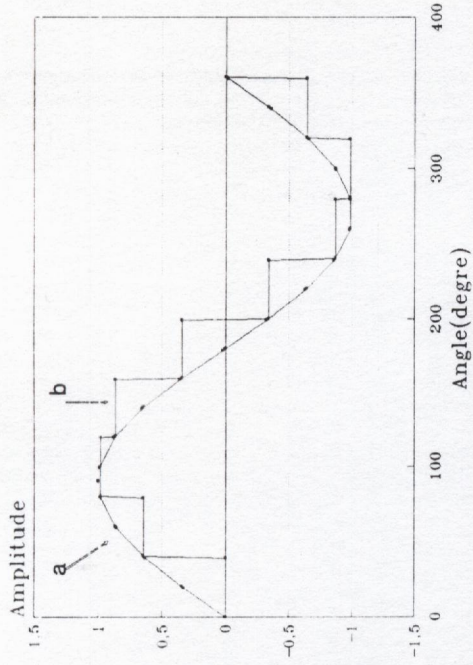


Fig1.3 b

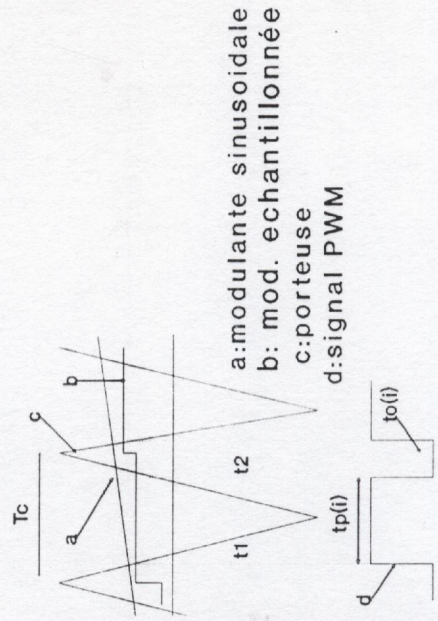


Fig1.3 d

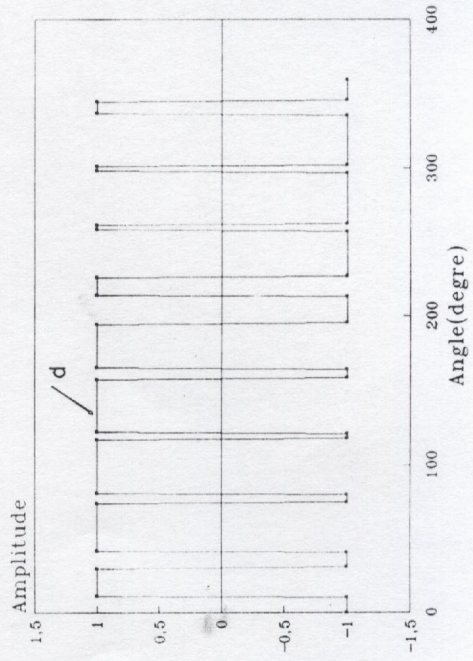


Fig1.3 c

Fig1.3 PWM à échantillonnage régulier symétrique (P=9)

4.6/ LA MODULATION A ECHANTILLONNAGE REGULIER ASYMETRIQUE

4.6.1/ Présentation

Dans l'échantillonnage régulier asymétrique, l'échantillonneur est piloté par une horloge dont la fréquence est double de celle de la porteuse, et, par conséquent, le front avant et le front arrière de chaque impulsion sont déterminés en utilisant deux échantillons de la modulante, donc chacun de ces fronts est modulé différemment.

4.6.2/ Calcul des largeurs des impulsions

En utilisant les mêmes expressions que ci dessus, nous trouvons les relations suivantes:

$$1 - \frac{4t_1}{T_c} - M \sin(\omega T_1) = 0 \quad (\text{I.16})$$

$$\frac{4t_2}{T_c} - 3 - M \sin(\omega T_2) = 0 \quad (\text{I.17})$$

La largeur de l'impulsion est donnée par :

$$W(t) = t_2 - t_1 = \frac{T_c}{2} \left[1 + \frac{M}{2} (\sin(\omega T_1) + \sin(\omega T_2)) \right] \quad (\text{I.18})$$

Les durées des états hauts $t_p(k)$ et des états bas $t_o(k)$ peuvent être écrites de la manière suivante :

$$t_p(k+1) = \frac{T_c}{2} + \frac{T_c}{4} \left[\sin\left((4k+1)\frac{\omega T_c}{2}\right) + \sin\left((4k+3)\frac{\omega T_c}{2}\right) \right] \quad (\text{I.19})$$

avec $k = 0, \dots, P-1$

$$t_o(k+1) = \frac{T_c}{2} + \frac{T_c}{4} \left[\text{Sin}\left(\frac{\omega T_c}{2}(4k-1)\right) + \text{Sin}\left(\frac{\omega T_c}{2}(4k+1)\right) \right] \quad (\text{I.20})$$

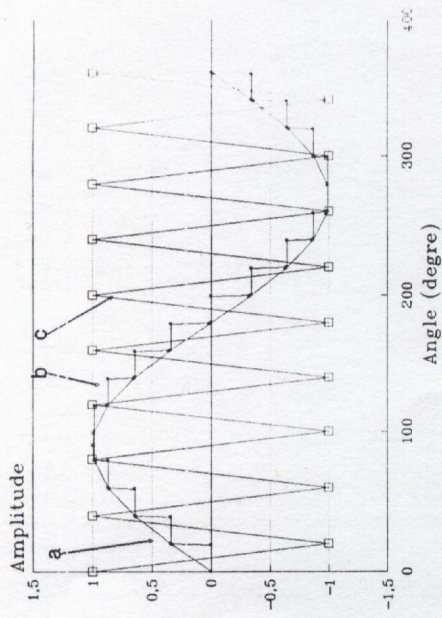
avec $k = 1, \dots, P-1$ et $t_o(0) = M \cdot \text{Sin}(\omega \cdot T_c / 2)$

4.7/ Remarques

- ces techniques, de par leur nature numérique, se prêtent bien à la simulation sur ordinateur et à l'implémentation par microprocesseur.

- un nombre réduit d'échantillons est nécessaire pour décrire un cycle complet de la modulante, et les largeurs des impulsions sont définies par des équations simples.

- pour l'implémentation par microprocesseur, les équations sus-citées sont converties, à travers un timer par exemple, en signaux. Pour la simulation, elles permettent de calculer les spectres et de déterminer les formes des tensions de phase et de ligne.



22

Fig1.4 a

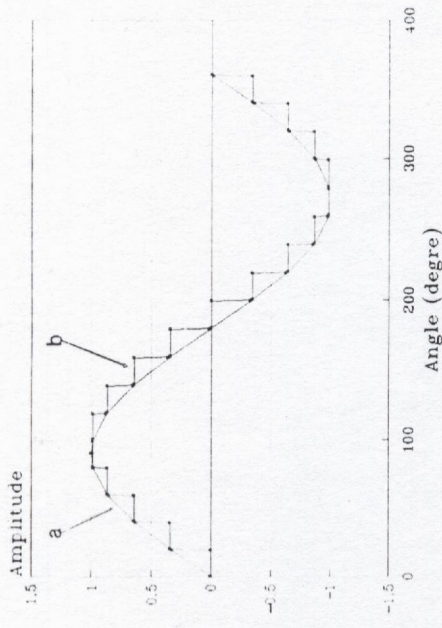


Fig1.4 b

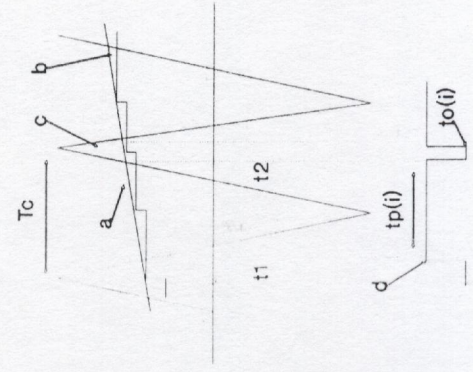


Fig1.4 d

- a:modulante sinusoidale
- b:mod. echantillonnée
- c:porteuse
- d:signal PWM

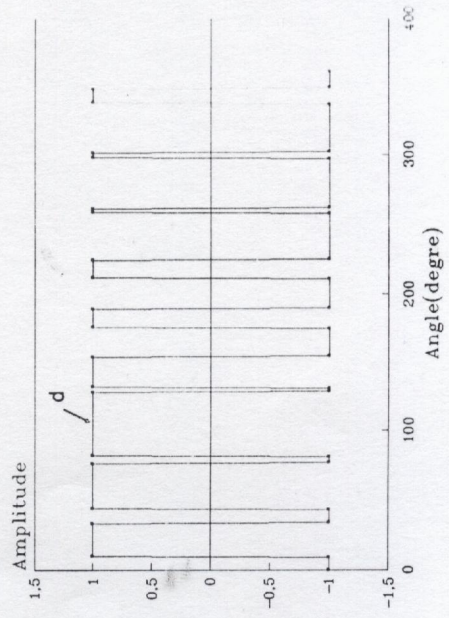


Fig1.4 c

Fig1.4 PWM à échantillonnage régulier (P=9)

4.8/ LES STRATEGIES OPTIMALES

4.8.1/ Principe [10, 11, 12, 13, 14]

Le principe de génération d'une onde PWM optimale est de hacher un signal carré de commande N fois pour un quart de la période. Le reste du signal est obtenu par double symétrie (Fig1.5). Ces stratégies sont basées sur le calcul des angles de commutation.

La sélection de n'importe quelle forme de commutation PWM implique deux étapes distinctes, d'abord, le choix d'un critère de performance, reflétant un ou plusieurs facteurs, dus aux harmoniques, et qui décrit les pertes et les perturbations causées au moteur, ensuite, les angles de commutation dans l'onde PWM résultante sont ajustés jusqu'à ce que ce critère atteigne son niveau optimal.

Soit $g_1(\alpha_1, \alpha_2, \dots, \alpha_n)$ une fonction décrivant un indice de performance donné et soient $g_2(\alpha_1, \alpha_2, \dots, \alpha_n), \dots, g_N(\alpha_1, \alpha_2, \dots, \alpha_n)$ des fonctions décrivant les contraintes. Les angles de commutation doivent satisfaire les contraintes et optimiser le critère de performance g_1 .

Le problème est posé comme suit:

$$\begin{array}{l} \text{Optimiser} \quad g_1(\alpha_1, \alpha_2, \dots, \alpha_n) \\ \text{avec} \quad \left\{ \begin{array}{l} g_2(\alpha_1, \alpha_2, \dots, \alpha_n) = 0 \\ g_3(\alpha_1, \alpha_2, \dots, \alpha_n) = 0 \\ \dots \\ g_N(\alpha_1, \alpha_2, \dots, \alpha_n) = 0 \end{array} \right. \end{array}$$

La solution à ce problème est trouvée lorsque les N angles sont déterminés. Un premier ensemble de solution $(\alpha_1, \alpha_2, \dots, \alpha_n)$ est trouvé. Cet ensemble correspond à une fréquence donnée f. Pour couvrir toute une plage constituée de x fréquences différentes, comme cela doit être le cas des variateurs de vitesse, il faut trouver x ensembles de solutions (Fig1.6).

L'introduction de différents indices de performance a donné de bons résultats dans

plusieurs stratégies optimales. Certaines d'entre elles ont tendance à supprimer quelques harmoniques particuliers (surtout de bas ordre), d'autres tendent à minimiser la distorsion du courant, du couple, .. etc.

C'est grâce au microprocesseur que l'implémentation de stratégies optimales est devenue un sérieux concurrent pour les stratégies à échantillonnage.

4.8.2/ Modulation par élimination des harmoniques

La philosophie de la technique d'élimination des harmoniques de tension a été introduite par Turnbull [10] et Jackson [11] puis développée par Patel et Hoft [12, 13]. Cette technique consiste à découper une onde carrée à certains angles spécifiques afin d'éliminer les harmoniques indésirables et d'obtenir une composante fondamentale ayant une amplitude voulue. Dans certaines applications, les harmoniques de bas ordre qui sont difficiles à filtrer, doivent être éliminés.

4.8.2/ Structure des calculs

On utilise les propriétés du développement en serie de Fourier des fonctions (Annexe 1).

Pour une onde possédant une double symétrie, l'amplitude de l'harmonique de rang i est donnée par :

$$A_i = \frac{4}{i \pi} [1 + 2 \sum_{k=1}^N (-1)^k \cos(i\alpha_k)] \quad (I.22)$$

Cette équation contient N variables (N angles de commutation).

Si le $i^{\text{ème}}$ harmonique doit être éliminé, alors une seule équation doit être résolue :

$$A_i = 0 ;$$

Lorsque N angles de commutation sont choisis, on peut éliminer N harmoniques. Si on veut contrôler l'amplitude du fondamental, alors il faut éliminer (N-1) harmoniques. Le problème est posé comme suit:

$$\begin{array}{l} A_1 = V ; \\ A_i = 0 \quad \} \\ \dots \quad \quad \} \text{ (N-1) équations} \\ A_i = 0 \quad \} \end{array}$$

Un premier ensemble de solution (α_i) est trouvé pour la valeur V_1 et une fréquence f_1 du fondamental. Pour une plage de fréquence ayant x valeurs discrètes de la fréquence et de l'amplitude, il faut reprendre la résolution du système et trouver x ensembles de solutions (α_i).

4.8.3/ Remarques

Cette méthode permet d'éliminer efficacement les harmoniques indésirables. Mais la détermination des angles de commutation pose de sérieux problèmes dès que N devient grand. La résolution des équations non linéaires et transcendantes nécessite l'utilisation de moyens adéquats (calculateurs puissants et méthodes numériques sophistiquées). Les méthodes numériques ne garantissent pas toujours l'existence de la solution, ni son unicité.

Pour l'implémentation de ce type de stratégie, il faut disposer d'une taille mémoire conséquente pour stocker les différents angles de commutation, il faut prévoir aussi une loi d'interpolation entre deux valeurs successives de l'amplitude du fondamental. De plus, afin d'assurer la sûreté du fonctionnement de l'onduleur, il faut réaliser une commande disjointe pour les deux interrupteurs du même bras. Il est alors indispensable de créer un certain retard de commutation nécessaire au bon fonctionnement des interrupteurs. Le motif initial sera donc modifié par ces contraintes. D'où la possibilité de modifier le spectre du signal obtenu.

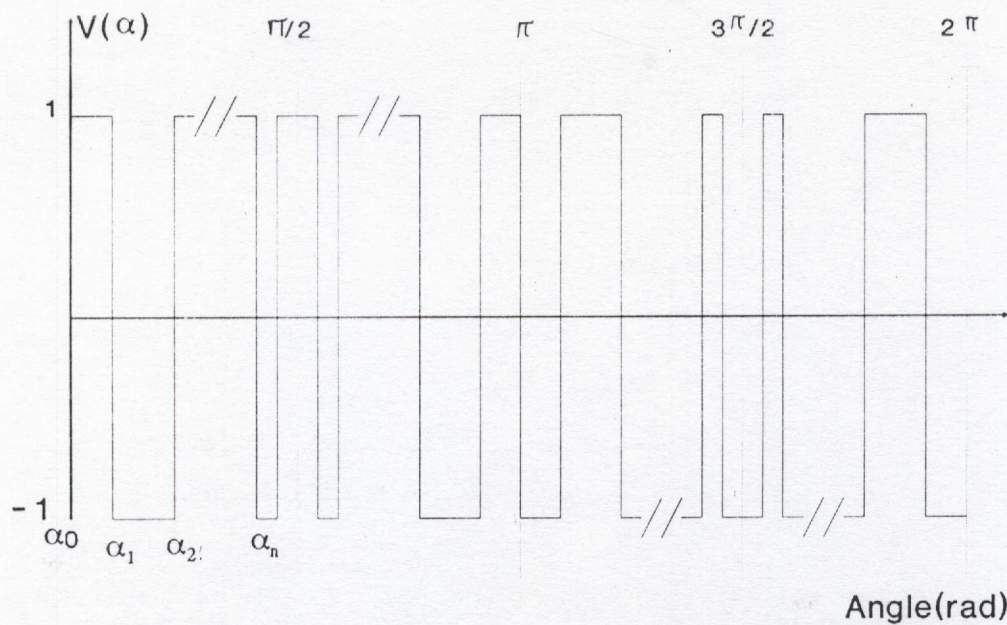


Fig1.5 Signal PWM disposant d'une double symétrie

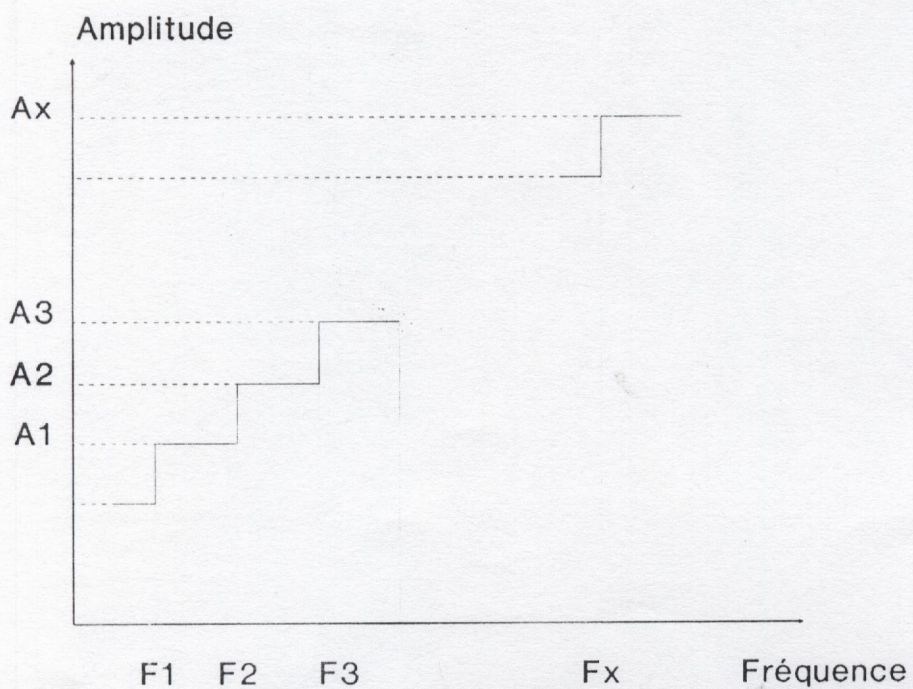


Fig1.6 Discrétisation de la plage de fréquence

4.9/ LES STRATEGIES PRESQU'OPTIMALES

4.9.1/ Principe [16, 17]

Le but des stratégies presqu'optimales est d'allier la simplicité et l'efficacité d'implémentation par microprocesseur des stratégies basées sur l'échantillonnage aux performances des stratégies optimales et d'éviter leurs inconvénients.

Deux approches importantes ont été proposées. La première [16], est inspirée des stratégies optimales, pour lesquelles, la variation des angles de commutation en fonction de l'amplitude du fondamental est donnée par la figure 1.7. La seconde se base sur un processus d'échantillonnage analogue à celui des techniques de modulations sinusoïdales et pour lequel le signal modulant a été modifié [17].

4.9.2/ Première approche

Pour les stratégies optimales, la variation des angles de commutation en fonction de l'amplitude du fondamental A_1 est donnée par la figure 1.7. Pour chaque valeur de l'amplitude du fondamental correspond une fréquence et un ensemble d'angles de commutation ($\alpha_1, \alpha_2, \dots, \alpha_N$). Le but de cette technique est de déterminer, en temps réel, les N angles de commutation. Ceci peut se faire si les équations des trajectoires des angles de commutation (Fig.1.7) sont déterminés.

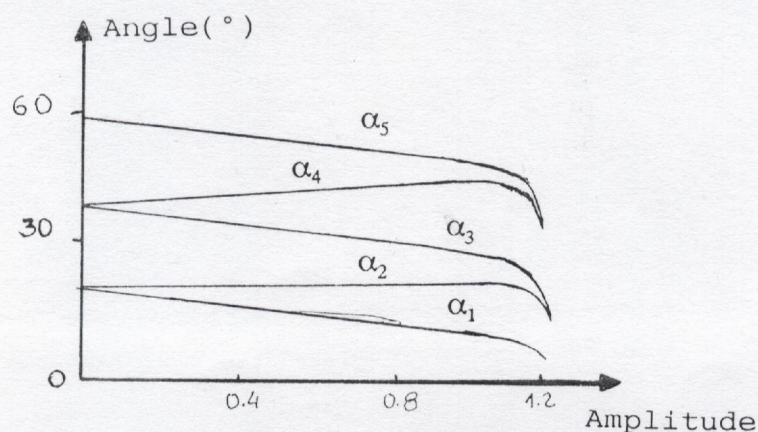


Fig1.7 Variation des angles de commutation en fonction de l'amplitude du fondamental (N=5)

4.9.2.1/ Calcul des angles de commutation

Dans [16], il est proposé un algorithme généralisé pour décrire les trajectoires des angles de commutation. Cet algorithme permet de calculer les différents angles de commutation. Ces angles sont une approximation de ceux obtenus par résolution numérique, et sont calculés pour toute valeur de l'amplitude et de la fréquence du fondamental et quelque soit le nombre d'impulsions par cycle.

4.9.2.2/ Remarques

L'algorithme est basé sur quatre équations principales, faisant intervenir des multiplications et des divisions. Son implémentation nécessite un microprocesseur puissant possédant l'instruction de multiplication. Le microprocesseur calcule, en temps réel, les valeurs des angles de commutation et les stocke dans une table de données en mémoire. La table est réactualisée à chaque demande.

4.9.3/ Deuxième approche : LA STRATEGIE SUBOPTIMALE

4.9.3.1/ Présentation [17]

La stratégie suboptimale est basée sur un processus d'échantillonnage qui fait intervenir un signal porteur et un signal modulant. La porteuse est triangulaire symétrique et il faut déterminer l'expression de la modulante.

La saturation est l'un des problèmes rencontrés lors de l'implémentation des stratégies basées sur l'échantillonnage. Elle se traduit par une réduction des largeurs des impulsions conduisant à leur élimination ou à l'impossibilité de les implémenter. Dans un système triphasé, les composantes homopolaires sont soit éliminées soit sans effet sur le système. L'idée d'injecter le troisième harmonique dans le signal de commande pour éviter la saturation, a été reportée et utilisée par Grant [15]. Midoun [17] a utilisé une autre approche pour montrer la validité de cette solution et a calculé l'amplitude adéquate de ce

3^{ème} harmonique. Il a aussi montré que cette solution permet de réduire la distorsion du courant harmonique total (THD).

Pour déterminer la loi de commande suboptimale, Midoun s'est imposé trois contraintes:

- Stratégie basée sur l'échantillonnage régulier asymétrique,
- Onde PWM disposant d'une double symétrie,
- Critère de performance : THD.

L'utilisation de l'échantillonnage régulier permet d'implémenter la stratégie suboptimale de la même manière que les stratégies sinusoïdales, il suffit d'apporter les modifications appropriées aux valeurs échantillonnées stockées en mémoire.

Lorsque l'onde PWM dispose d'une double symétrie :

- Symétrie paire par rapport à l'axe $\Pi/2$,
- Symétrie impaire par rapport à l'axe Π

alors les coefficients de son développement en série de Fourier

$$A_n = 0 \text{ pour } n \text{ pair,}$$

$$\text{et } B_n = 0 \text{ quelque soit } n.$$

La forme du critère de performance influe sur les performances du système, étant donné que les angles de commutation sont déterminés pour optimiser ce critère. Un critère largement utilisé est le THD. il a été montré que la minimisation de la distorsion du courant harmonique par rapport aux pertes cuivre donne des résultats voisin de l'optimum pour tous les autres types de pertes [18]. le THD est défini comme suit :

$$THD = \frac{(\sum_{n=5} I_n^2)^{0.5}}{I_1} \quad (I.24)$$

avec

$$I_n = \frac{A_n}{n \omega l} \quad (\text{I.25})$$

Ceci suppose une charge inductive aux fréquences de travail.

4.9.3.2/ Calcul des largeurs des impulsions

Une bonne approximation du signal modulant, en respectant les contraintes du paragraphe précédent, est donnée par l'injection du troisième harmonique dans le signal de commande, dont l'expression devient :

$$g(t) = M (\text{Sin}(\omega t) + 0.25 \text{Sin}(3\omega t)) = M F(t) \quad (\text{I.26})$$

Le signal porteur est triangulaire symétrique et est décrit par les équations 5 et 6. Dans le cas de l'onde échantillonnée deux fois par période; les δ_k sont donnés (Fig.1.8) par :

$$\delta_k = \frac{T_c}{4} (1 - M F(T_k)) \quad (\text{I.27})$$

$$\delta_{k+1} = \frac{T_c}{4} (1 + M F(T_{k+1})) \quad (\text{I.28})$$

avec $k = 0, 2, 4, \dots$

Les largeurs des impulsions sont données par :

$$t_p(k) = \frac{T_c}{2} + \delta_{2k-1} - \delta_{2k-2} \quad (\text{I.29})$$

pour les états hauts, et pour les états bas :

$$t_o(k) = \frac{T_c}{2} + \delta_{2k} - \delta_{2k-1} \quad (\text{I.30})$$

en remplaçant δ_k par son expression, nous obtenons

$$t_p(k) = \frac{T_c}{2} + M \frac{T_c}{4} [F(T_{2k-2}) + F(T_{2k-1})] \quad (\text{I.31})$$

et

$$t_o(k) = \frac{T_c}{2} - M \frac{T_c}{4} [F(T_{2k}) + F(T_{2k-1})] \quad (\text{I.32})$$

pour $k = 1, 2, \dots$

avec

$$F(T_k) = [\text{Sin}(\omega t) + 0.25 \text{Sin}(3\omega t)]_{t-T_k} \quad (\text{I.33})$$

4.9.3.4/ Remarques

- la stratégie suboptimale est décrite par des équations simples qui ne font pas intervenir des fonctions transcendentes.

- l'implémentation par microprocesseur et la simulation de cette stratégie peut se faire de manière analogue à celle des stratégies basées sur l'échantillonnage régulier déjà citées.

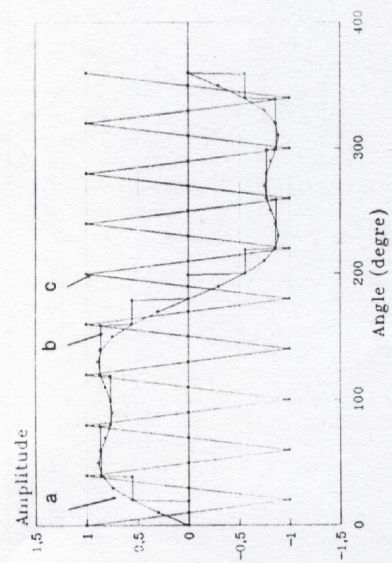


Fig1.8 a

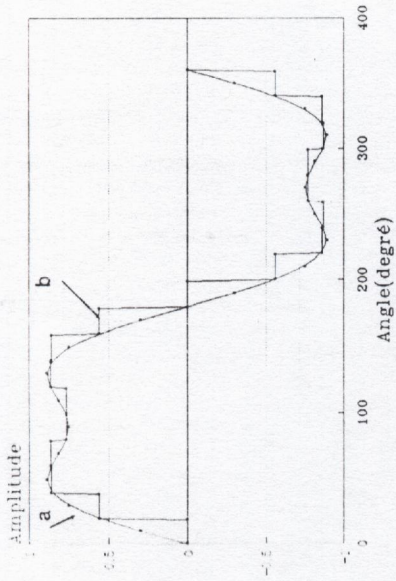


Fig1.8 b

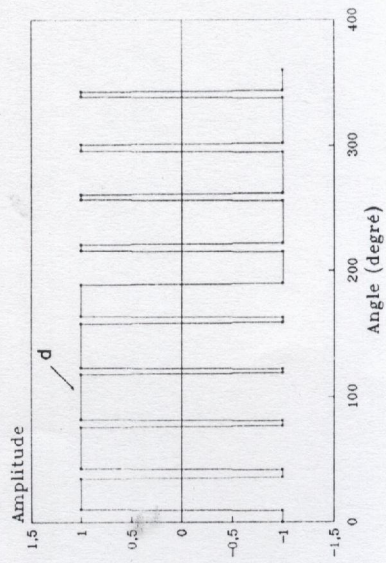


Fig1.8 c

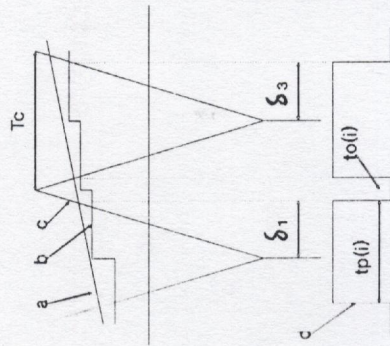


Fig1.8 d

a : modulante modifiée
 b : mod. échantillonnée
 c : porteuse
 d : signal PWM

Fig1.8: Stratégie Suboptimale (P=9)

CONCLUSION

Ce chapitre a été consacré à la présentation de l'interêt de la solution qu'offre le moteur à induction dans le domaine des variateurs de vitesse. Parmi les différents types d'alimentation de puissance permettant de réaliser la variation de la vitesse de ce moteur, on opte pour l'onduleur PWM. Différentes stratégies de commande PWM, avec des degrés de complexité variés existent. Les principaux groupes ont été analysés.

Les stratégies basées sur la modulation sinusoïdale à échantillonnage régulier offrent l'avantage d'une formulation mathématique simple, qui ne fait pas intervenir de fonctions transcendantes. Ceci permet leur simulation sur ordinateur et leur implémentation par microprocesseur de manière aisée.

La simulation de ces stratégies fait l'objet du prochain chapitre.

Chapitre 2

Simulation de quelques
stratégies de commande

INTRODUCTION

Dans ce chapitre, est présentée la simulation de quelques stratégies PWM basées sur la modulation sinusoïdale à échantillonnage régulier ainsi que la stratégie en créneau. La simulation permet de tracer les formes des signaux de phase et de ligne, de calculer les coefficients du développement en série de Fourier et de tracer leurs spectres respectifs. Pour les stratégies PWM, la simulation peut se faire pour un ratio de fréquence P et une fréquence modulante f quelconques.

1/ Description

Un signal de commande peut être décrit de différentes manières. Nous avons opté pour les équations donnant les durées des états hauts $t_p(k)$ celles des états bas $t_o(k)$ pour décrire nos signaux de commande. Cela découle de la représentation, en fonction du temps, que nous avons adopté. L'utilisation de ces équations est mieux appropriée pour l'implémentation par microprocesseur. Pour la simulation, dans le cas du calcul et du dessin des formes d'onde de phase et de ligne, l'utilisation des angles de commutation auxquels sont associés des niveaux hauts (représentés par +1) et des niveaux bas (représentés par -1), qui sont une autre manière de décrire le signal de commande, est plus appropriée. Par contre, pour le calcul des spectres de phase et de ligne, ces angles deviennent nécessaires. Les équations I.14, I.15, I.19, I.20, I.31 et I.32, données au chapitre 1 sont utilisées.

La figure 2.1 donne l'organigramme général illustrant les différentes étapes de simulation d'une stratégie de commande.

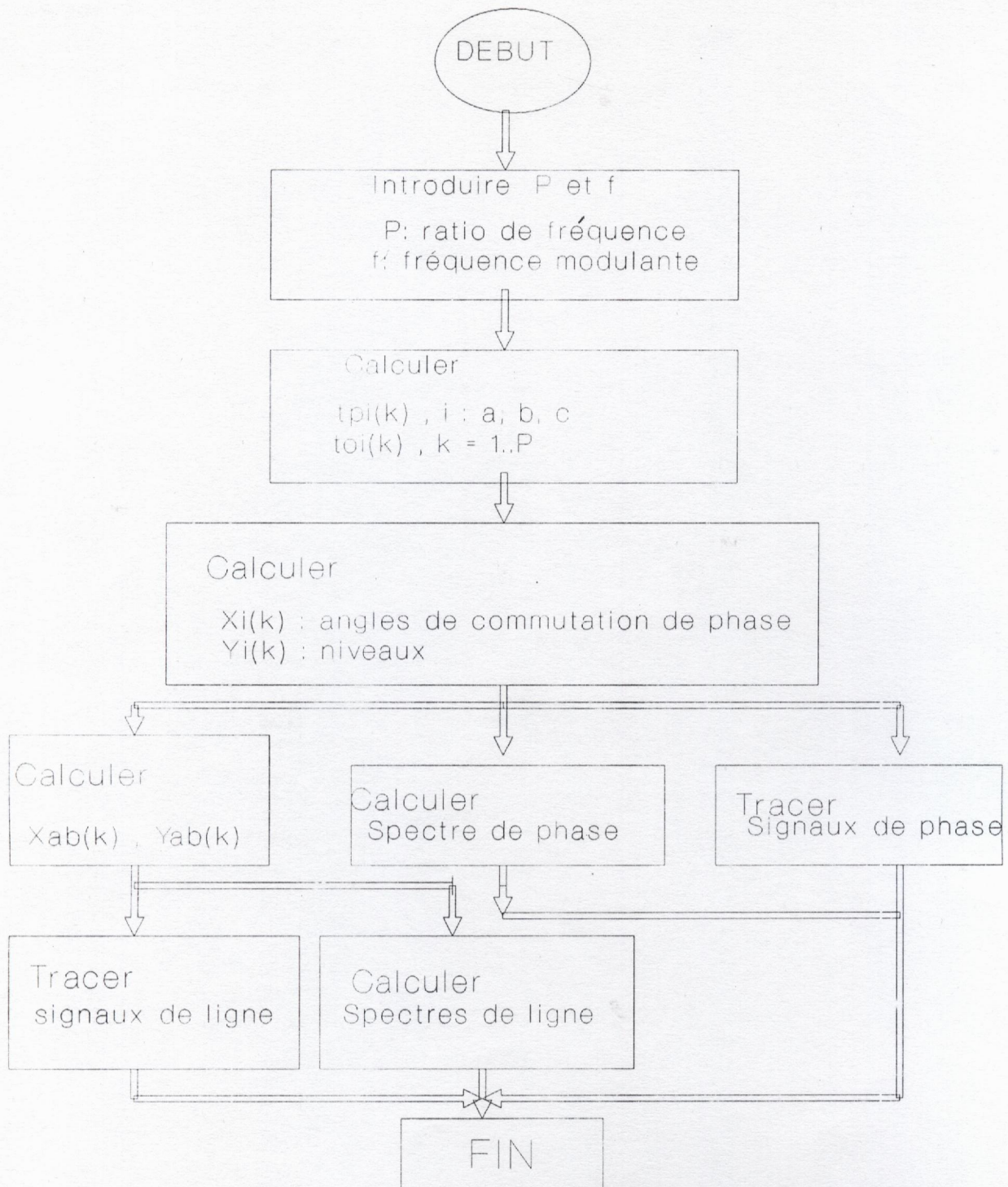


Fig2.1 Simulation d'une stratégie

2/ Simulation des stratégies PWM [21]

2.1/ Description

Les équations donnant les durées des états hauts $t_p(k)$ et celles des états bas $t_o(k)$ sont calculées pour une fréquence f et un ratio de fréquence P donnés. Pour chacune des stratégies simulées, existe une procédure propre permettant d'effectuer ce calcul. Pour le calcul des angles de commutation et des niveaux associés, une procédure unique est utilisée pour les trois stratégies, avec une légère modification pour la stratégie suboptimale.

Les figures 2.2 et 2.3 donnent les organigrammes décrivant le calcul des angles de commutation et les niveaux; pour les tensions de phase (Fig.2.2) et pour les tensions de ligne (Fig.2.3).

2.2/ Analyse spectrale

Le signal de commande est nécessairement périodique, de période 2Π , il est donc décomposable en série de Fourier.

Soit $f(\omega t)$ la fonction décrivant ce signal, elle peut s'écrire:

$$f(\omega t) = \sum_{n=-\infty}^{\infty} [A_n \cos(n\omega t) + B_n \sin(n\omega t)] \quad (\text{II.1})$$

où

$$A_n = \frac{1}{\Pi} \int_0^{2\Pi} f(\omega t) \sin(n\omega t) d(\omega t) \quad (\text{II.2})$$

et

$$B_n = \frac{1}{\Pi} \int_0^{2\Pi} f(\omega t) \cos(n\omega t) d(\omega t) \quad (\text{II.3})$$

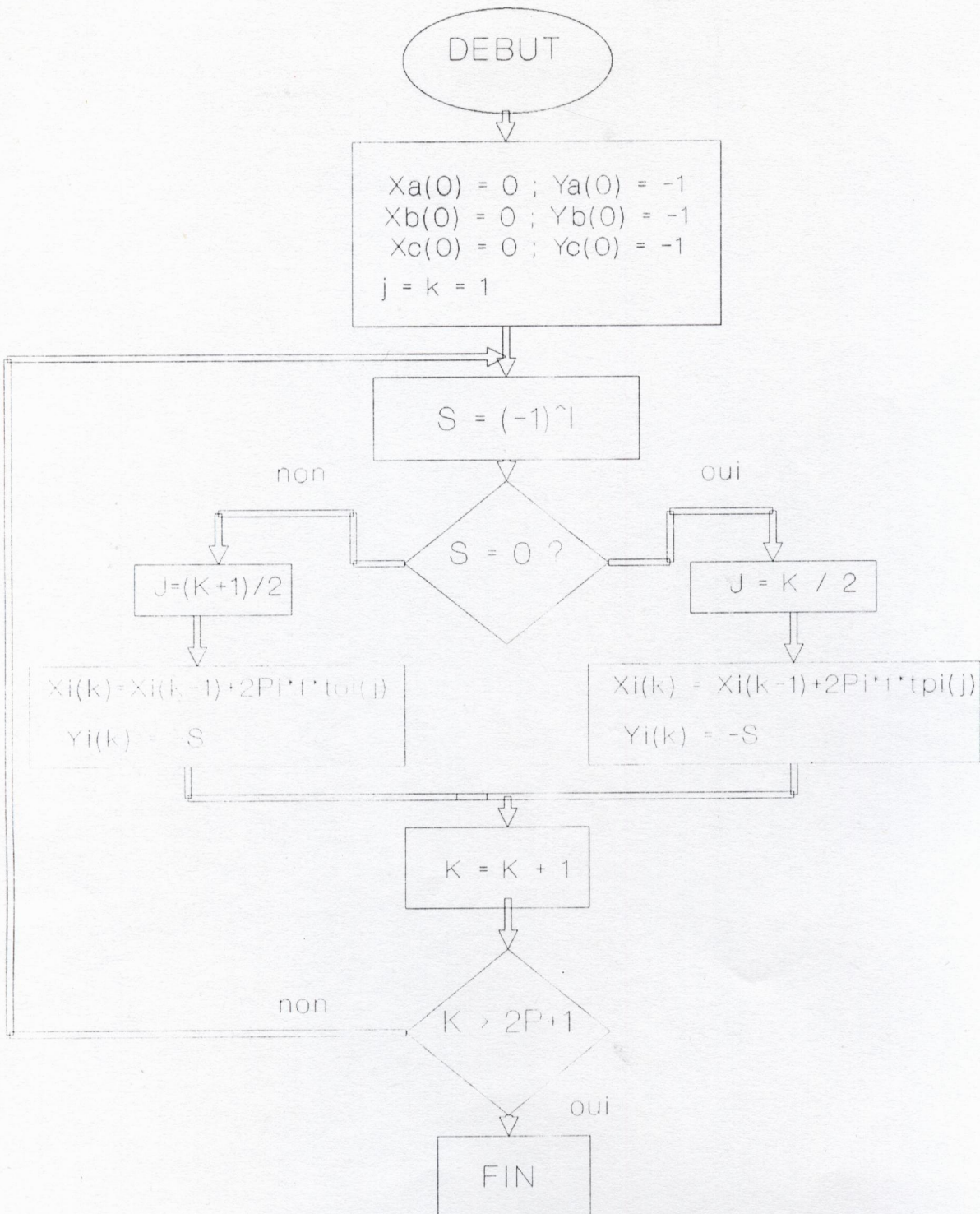


Fig2.2 Calcul des angles de commutation et des niveaux pour les signaux de phase

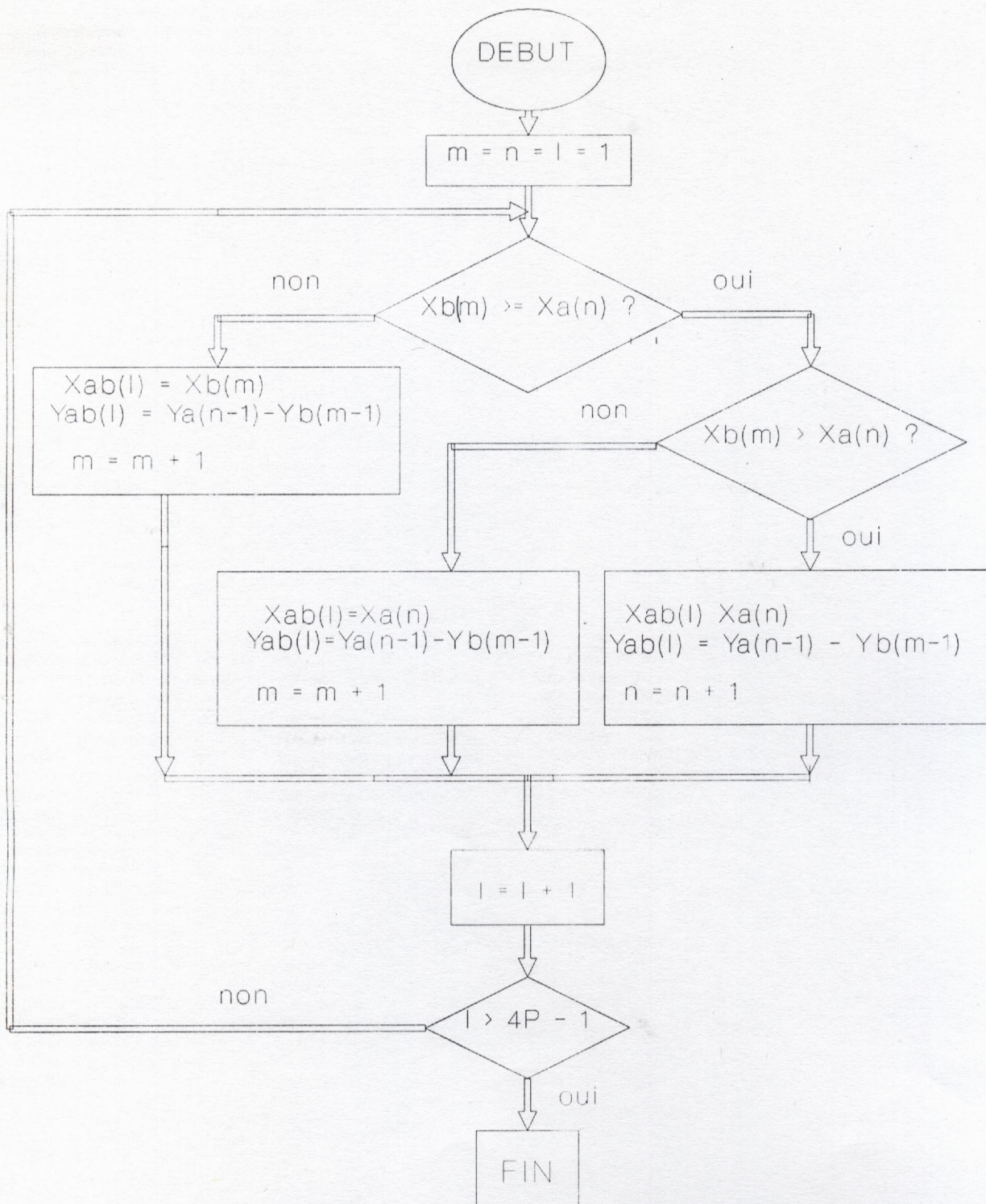


Fig2.3 Calcul des angles de commutation et des niveaux pour les signaux de ligne

2.2.1/ Spectre de phase

Les coefficients de Fourier A_n et B_n pour les tensions de phase sont donnés par (Annexe 1) :

$$A_n = \frac{2}{n \Pi} \sum_{i=1}^{2P} (-1)^{i+1} \sin(n\alpha_i) \quad (\text{II.4})$$

$$B_n = \frac{2}{n \Pi} \sum_{i=1}^{2P} (-1)^i \cos(n\alpha_i) \quad (\text{II.5})$$

où α_i est le i ème angle de commutation (Annexe 1).

L'amplitude de l'harmonique de rang n est donnée par :

$$H_n = (A_n^2 + B_n^2)^{0.5} \quad (\text{II.6})$$

Pour le calcul des harmoniques de phase, l'organigramme donné par la figure 2.4 est utilisé.

2.2.2/ Spectre de ligne

Pour les tensions de ligne, les coefficients de la série de Fourier sont donnés par (Annexe 1) :

$$a_n = \frac{1}{n \Pi} \sum_{i=0}^{4P-2} Y_{ab}(i+1) [\sin(n\alpha_{i+1}) - \sin(n\alpha_i)] \quad (\text{II.7})$$

$$b_n = \frac{1}{n \Pi} \sum_{i=0}^{4P-2} Y_{ab}(i+1) [\cos(n\alpha_i) - \cos(n\alpha_{i+1})] \quad (\text{II.8})$$

L'organigramme donné à la figure 2.5 permet le calcul des harmoniques de ligne.

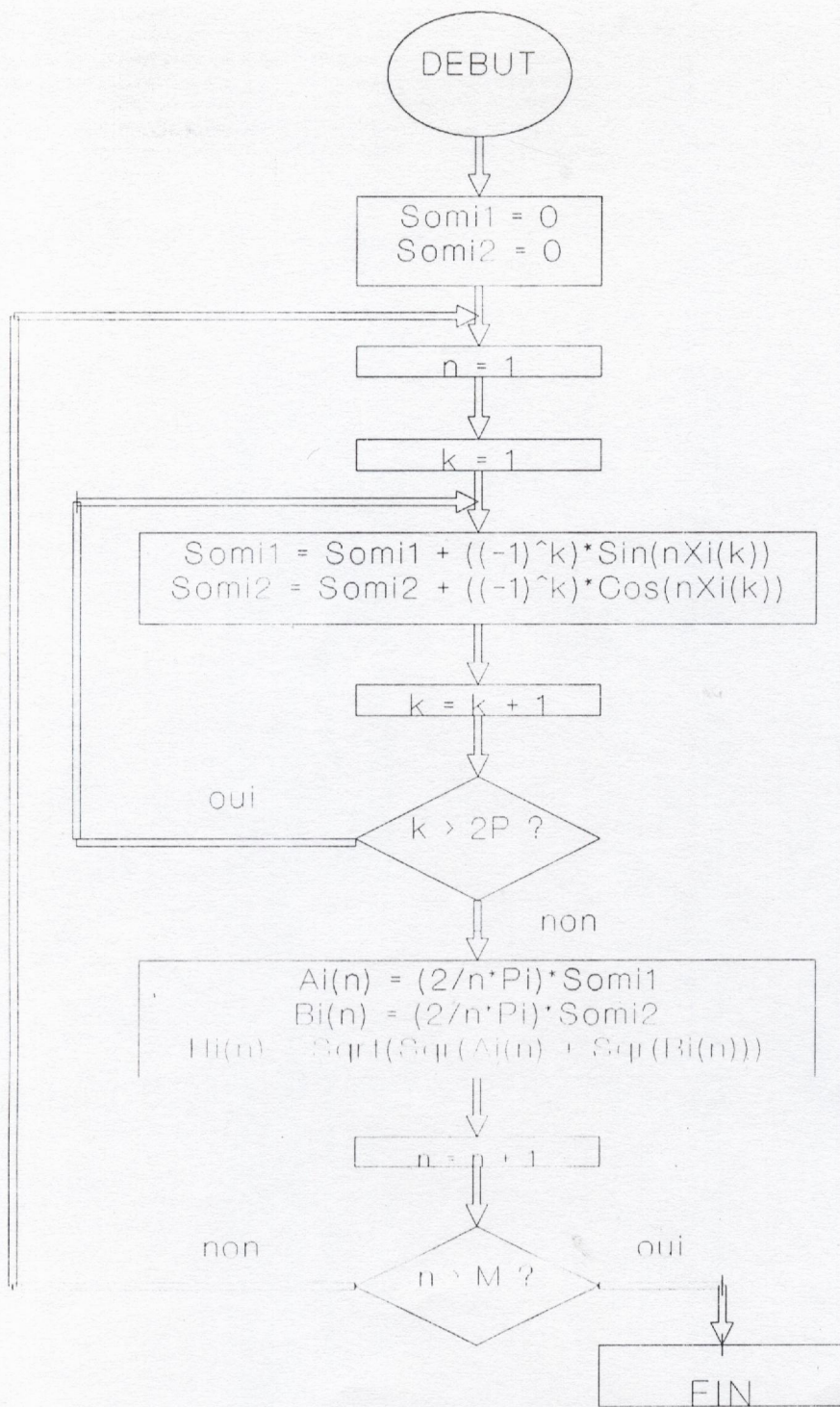


Fig2.4 Calcul des coefficients de Fourier (Phase)

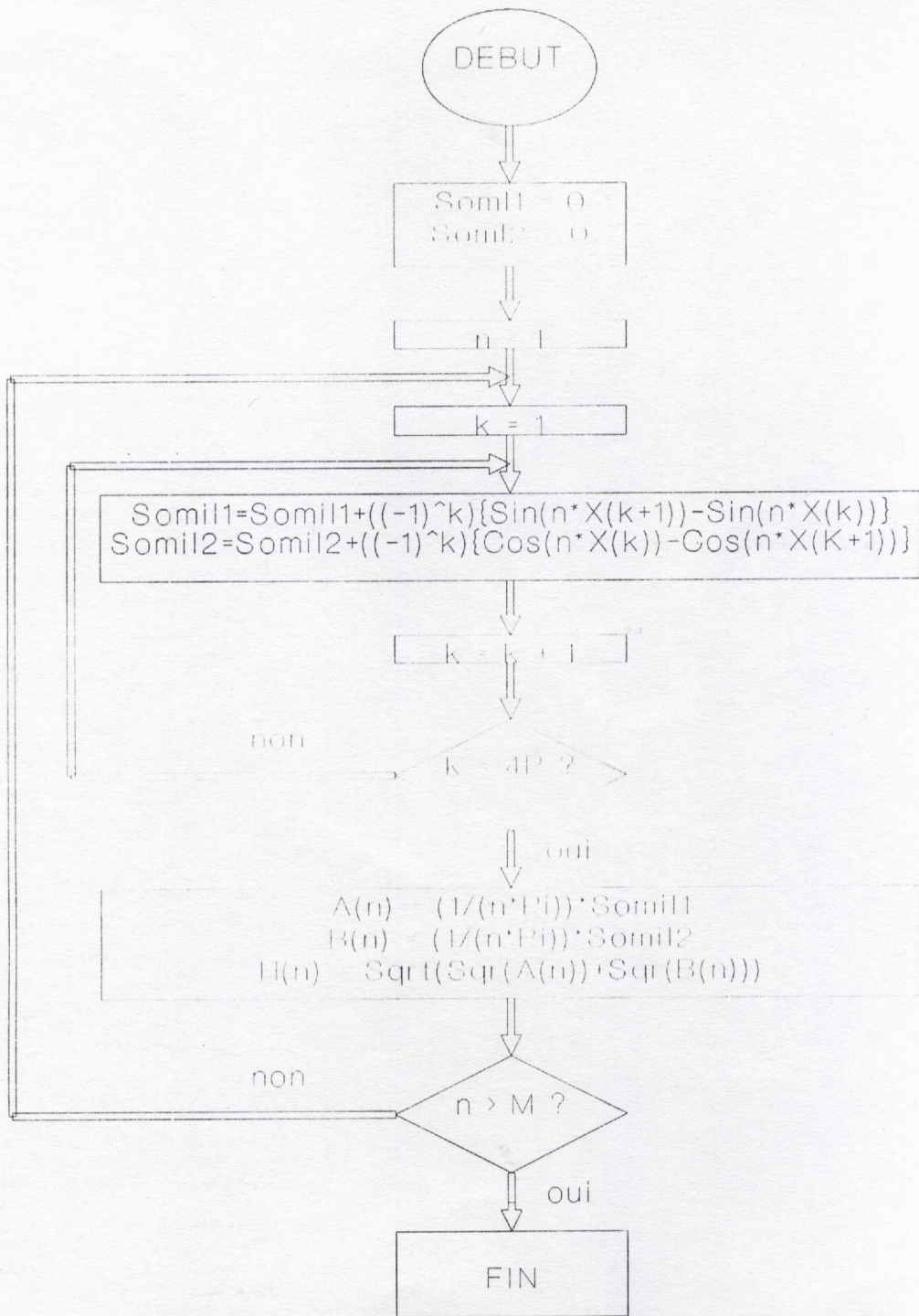


Fig2.5 Calcul des coefficients de Fourier (ligne)

trois avec une amplitude qui est le quart de celle du fondamental, ce qui est conforme avec le signal de commande injecté (Fig.2.7.a, voir page 47).

Pour f égale à 5 Hz, l'harmonique 27 (qui est la porteuse) possède l'amplitude la plus élevée et cela pour les trois stratégies (Figures 2.7.a, 2.8.a et 2.9.a, voir pages 47, 48 et 49).

Pour f égale à 40 Hz, le fondamental a une amplitude légèrement supérieure à celle de la porteuse pour la stratégie suboptimale (Fig.2.10.a, voir page 50) , et légèrement inférieure pour les deux autres stratégies (Fig.2.11.a et Fig.2.12.a, voir pages 51 et 52). Cela est dû au fait que la porteuse garde une amplitude constante, pour toute la plage de la fréquence (0 à 50 Hz), alors que le fondamental évolue linéairement.

Les signaux de phase sont donnés par les figures 2.7.b, 2.8.b et 2.9.b (voir pages 47, 48 et 49) pour une fréquence de 5 Hz, tandis que pour 40 Hz, ils sont donnés par les figures 2.10.b, 2.11.b et 2.12.b (voir pages 50, 51 et 52).

Dans le spectre de ligne, et pour f égale à 5 Hz, l'amplitude du fondamental est pratiquement égale à celle de la porteuse, pour les trois stratégies (Figures 2.7.c, 2.8.c et 2.9.c, voir pages 47, 48 et 49). Pour f égale à 40 Hz, l'amplitude du fondamental est nettement supérieure à celles des autres harmoniques quelque soit leur rang et cela pour les trois stratégies (Figures 2.10.c, 2.11.c et 2.12.c, voir pages 50, 51 et 52).

Pour la fréquence de 5 Hz, les signaux de lignes sont donnés par les figures 2.7.d, 2.8.d et 2.9.d (voir pages 47, 48 et 49) alors que pour 40 Hz, ils sont donnés par 2.10.d 2.11.d et 2.12.d (voir pages 50, 51 et 52).

L'un des avantages de la stratégie suboptimale est de permettre d'éviter la saturation ou du moins de la reculer, ce qui permet d'atteindre des fréquences modulantes plus élevées ou des indices de modulation supérieur à l'unité. Le tableau 2.1 donne, pour un ratio de fréquence P égal à 27, les durées des impulsions les plus courtes et cela pour les trois stratégies. ainsi, pour une impulsion de durée minimale de 41 μ S,

la stratégie suboptimale atteint une fréquence de 50 Hz, qui représente la borne supérieure de la plage de fréquence, alors que pour les deux autres stratégies cette fréquence est de 45 Hz seulement. Si on prend une durée plus grande, 60 μ S par exemple, la stratégie suboptimale est à 48 Hz alors que les deux autres sont à 43 Hz. Le tableau ci-dessous résume cette situation.

Stratégie	Durée minimale	Fréquence
Suboptimale	41.5 μ s	50 Hz
Echant. rég. symétrique	41.2 μ s	45 Hz
Echant. rég. asymétrique	42.4 μ s	45 Hz
Suboptimale	57 μ s	48 Hz
Echant. rég. symétrique	60 μ s	43 Hz
Echant. rég. asymétrique	61.5 μ s	43 Hz

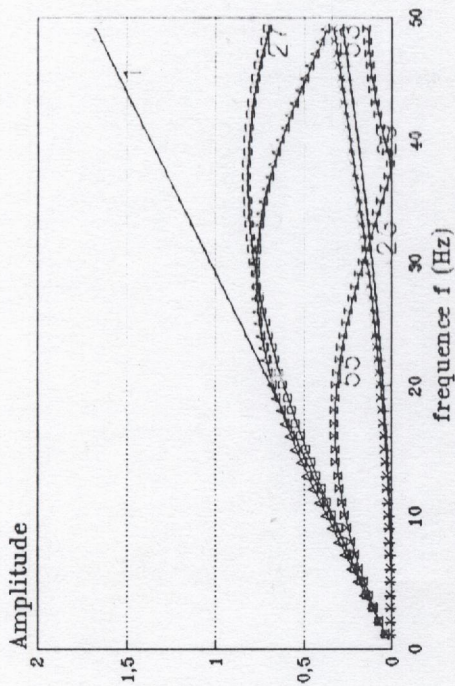


Fig2.6a Evolution de l'amplitude des harmoniques (Loi Suboptimale , P=27)

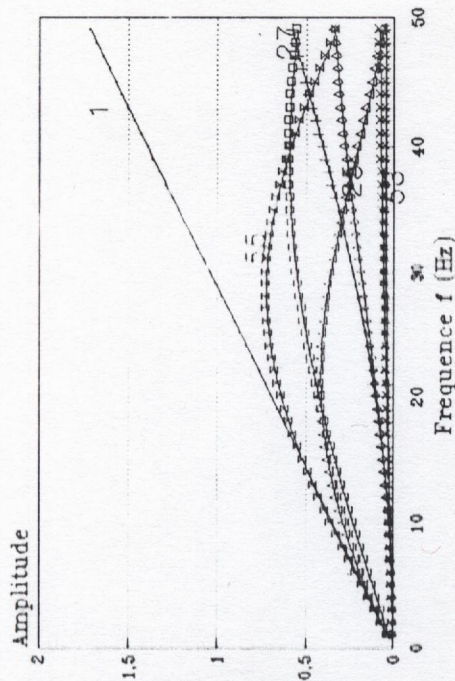


Fig2.6b Evolution de l'amplitude des harmoniques (Echant. rég. sym. P=27)

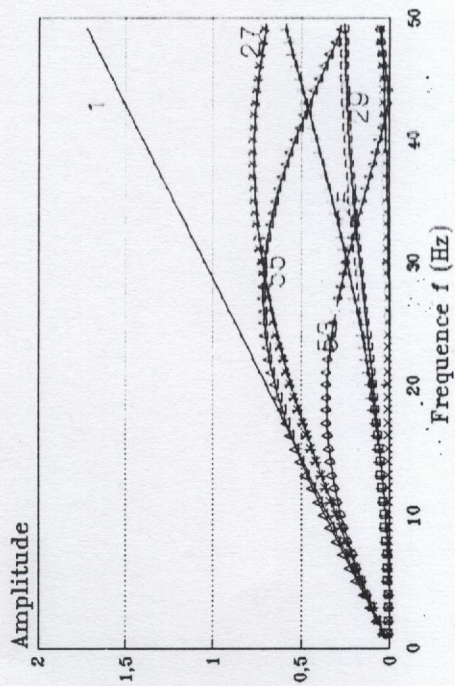


Fig2.6c Evolution de l'amplitude des harmoniques (Echant. rég. asym. P=27)

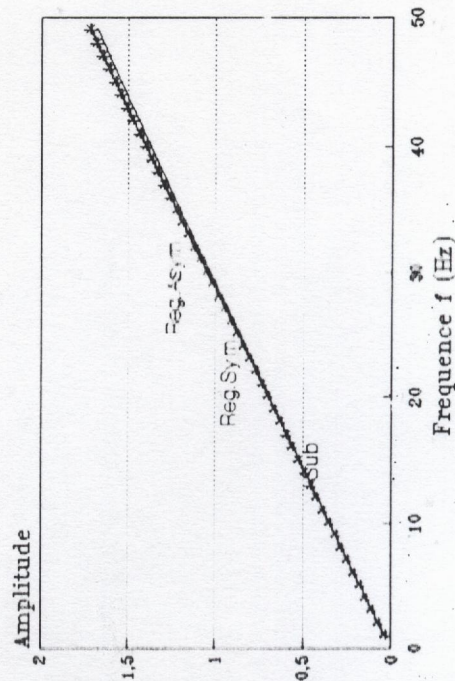


Fig2.6d Evolution de l'amplitude des fondamentaux (trois stratégies PWM)

Fig2.6 Evolution des harmoniques (P=27)

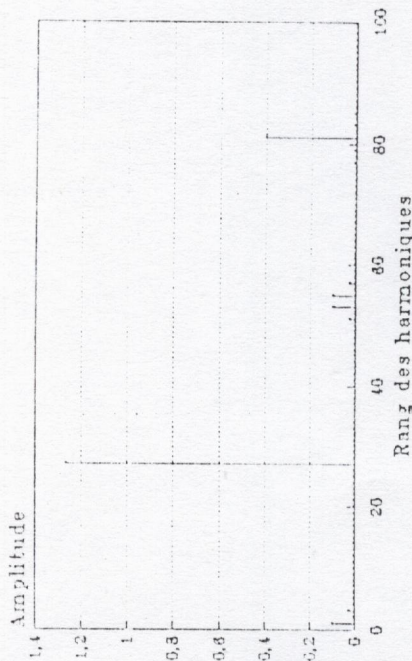


Fig2.7a Spectre de phase
Loi Suboptimale (P=27 , f=5)

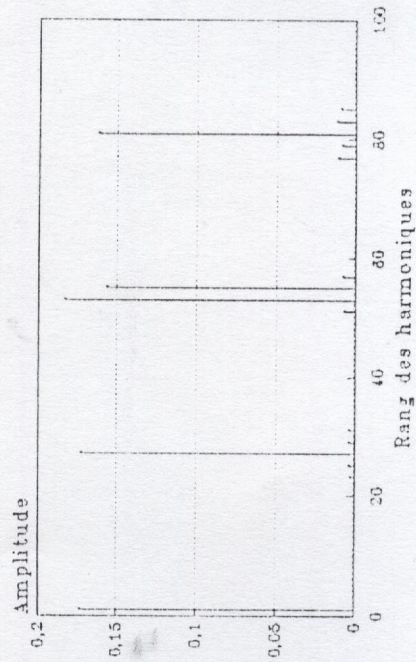


Fig2.7c Spectre de ligne
Loi Suboptimale (P=27 , f=5)

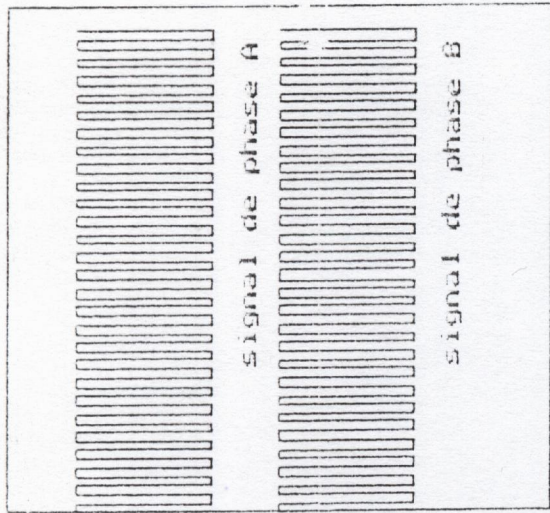


Fig2.7 b

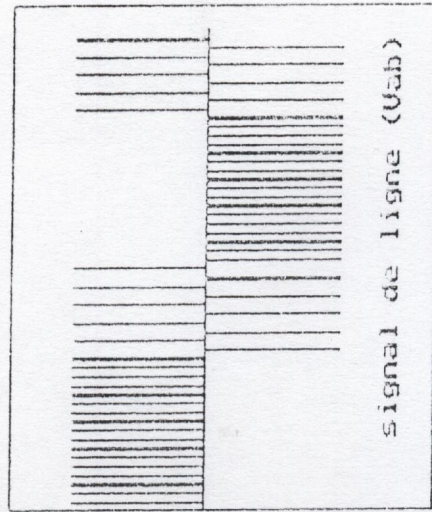


Fig2.7 d

Fig2.7 Simulation de la stratégie suboptimale (P=27, f=5 Hz)

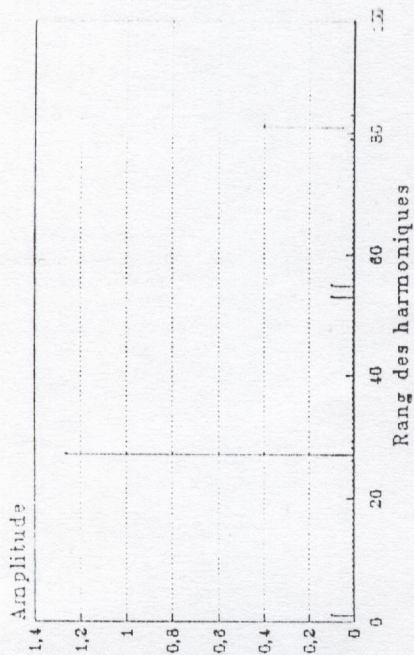


Fig2.8a Spectre de phase
Echant. rég. symétrique ($P=27$, $f=5$)

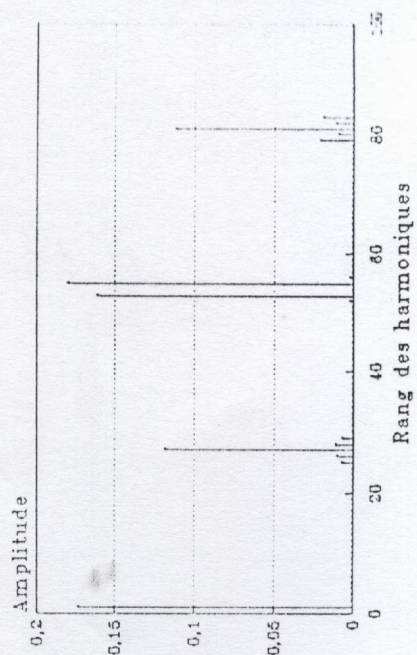


Fig2.8c Spectre de ligne
Echant. rég. symétrique ($P=27$, $f=5$)



Fig2.8 b

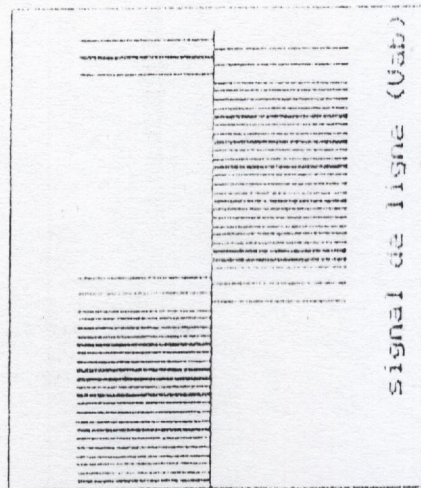


Fig2.8 d

Fig2.8 Simulation de la stratégie à échant. rég. symétrique
($P=27$, $f=5$ Hz)

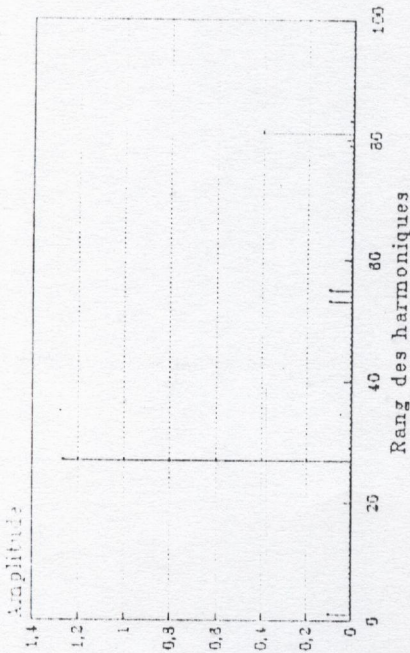


Fig2.9a Spectre de phase
Echant. rég. asymétrique ($P=27$, $f=5$)



Fig2.9 b

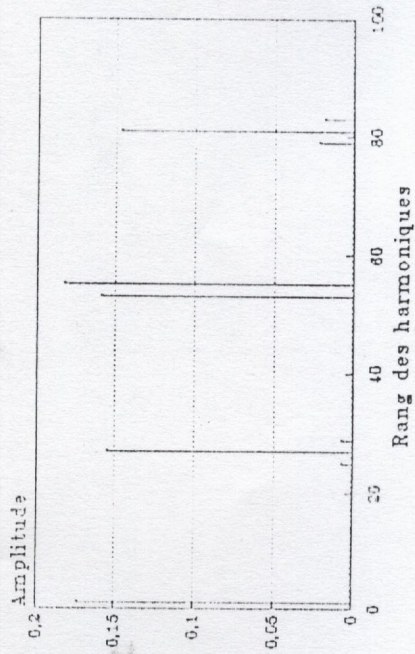


Fig2.9c Spectre de ligne
Echant. rég. asymétrique ($P=27$, $f=5$)

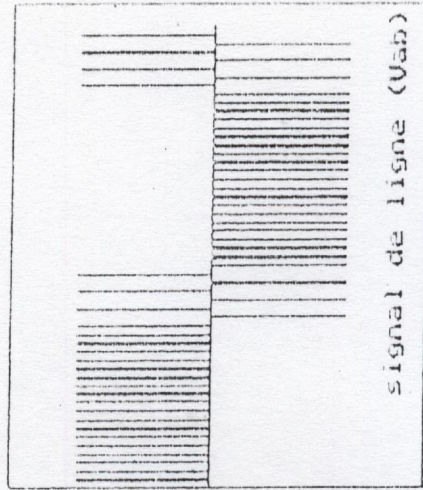


Fig2.9 d

Fig2.9 Simulation de la stratégie à échant. rég. asymétrique
($P=27$, $f=5$ Hz)

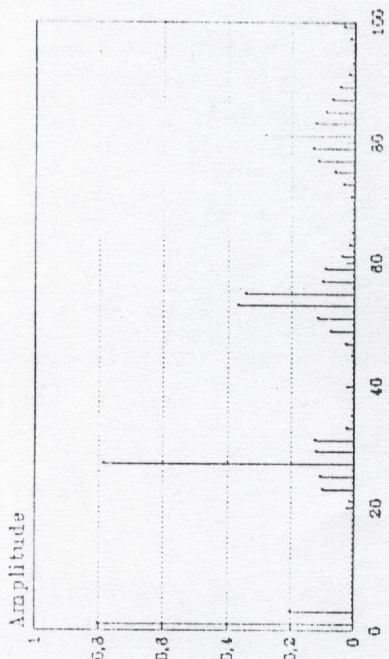


Fig 2.10a Spectre de phase
Loi Suboptimale (P=27 , f=40)

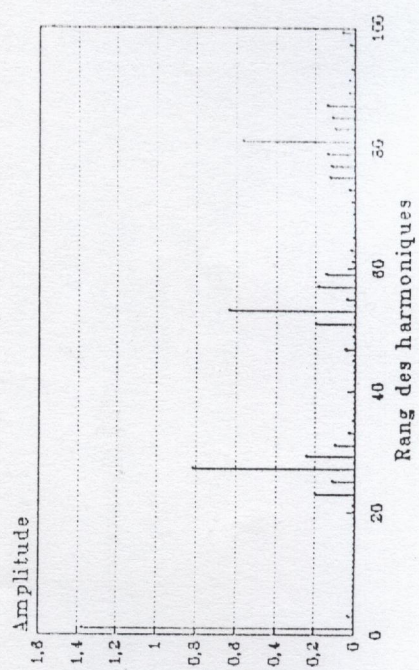


Fig2.10c Spectre de ligne
Loi Suboptimale (P=27 , f=40)

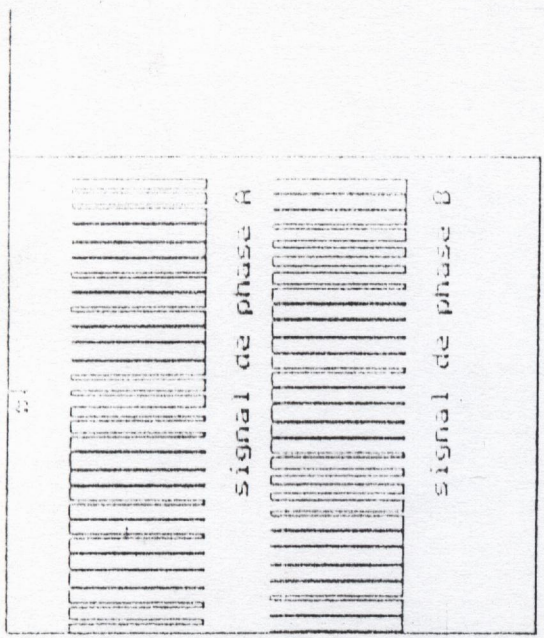


Fig2.10 b

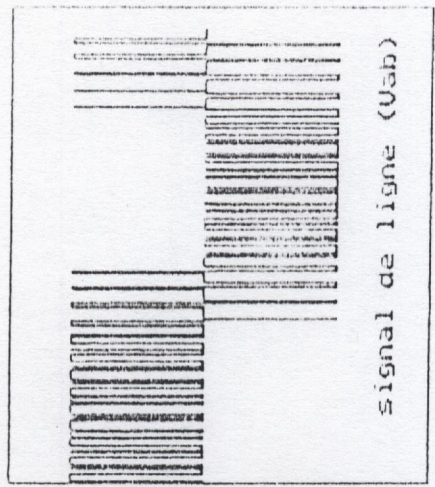


Fig2.10 d

Fig2.10 Simulation de la stratégie suboptimale (P=27, f=40)



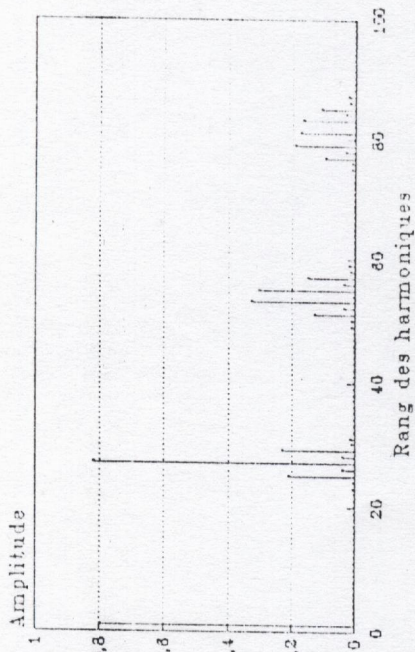


Fig2.11a Spectre de phase
Echant. rég. symétrique ($P=27$, $f=40$)

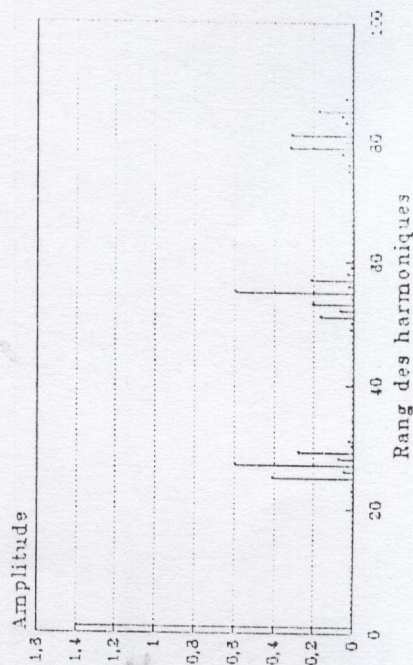


Fig2.11c Spectre de ligne
Echant. rég. symétrique ($P=27$, $f=40$)

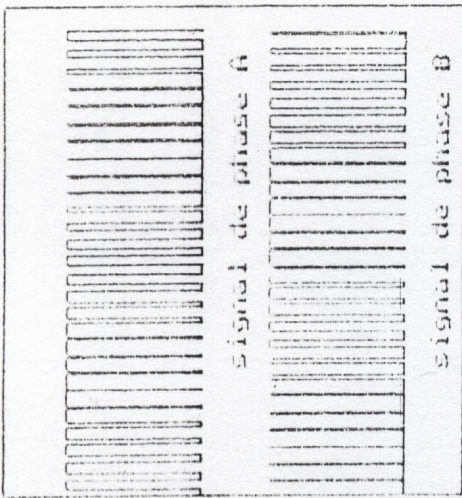


Fig2.11 b

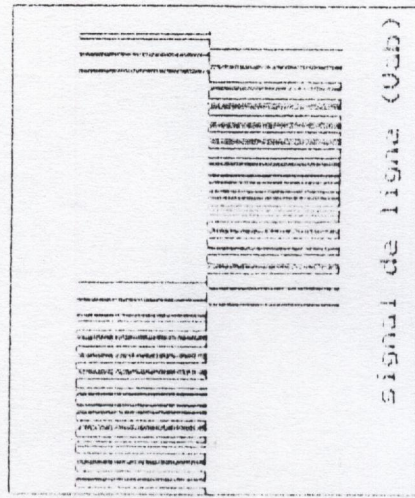


Fig2 11 d

**Fig2.11 Simulation de la stratégie à échant. rég. symétrique
($P=27$, $f=40$ Hz)**

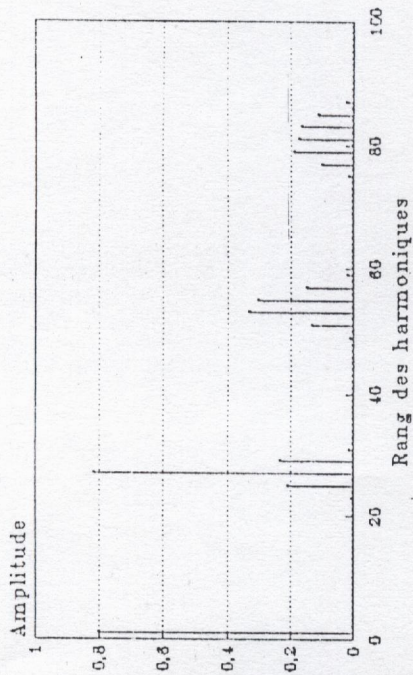


Fig2.12 b

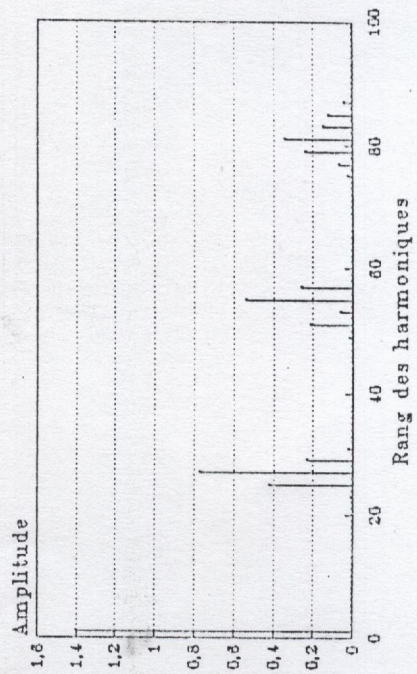
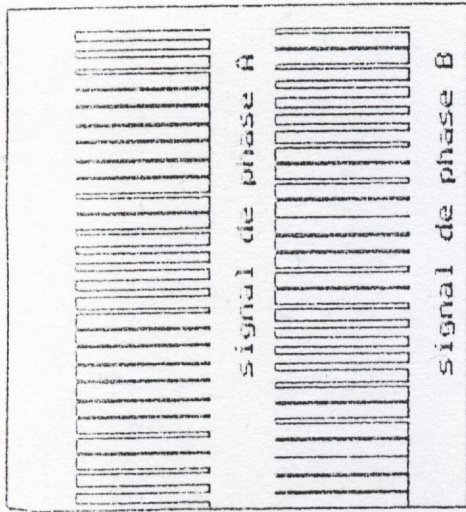


Fig2.12 d

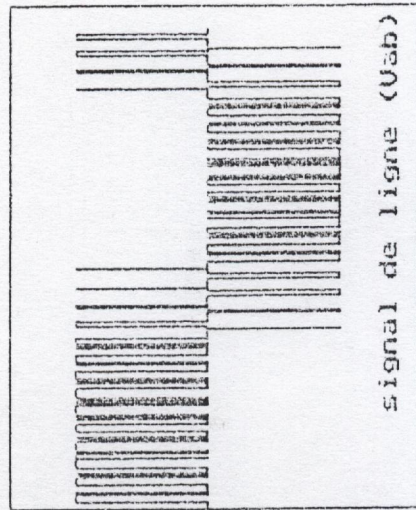


Fig2.12 Simulation de la stratégie à échant. rég.asymétrique
(P=27, f=40 Hz)

3/ Simulation de la stratégie en créneau

3.1/ Description

Pour cette stratégie, l'onduleur fait varier la fréquence uniquement, le signal de commande à la même forme pour toutes les fréquences. Les durées des états hauts et des états bas, exprimées en fonction de la fréquence, sont utilisées.

L'organigramme de la figure 2.1 (voir page 36) reste valable pour la simulation de cette stratégie.

3.2/ Analyse spectrale

La forme de ce signal, relativement peu compliquée, permet d'obtenir son développement en série de Fourier de manière aisée. Ce signal présente une symétrie.

3.2.1/ Spectre de phase

Les coefficients A_n et B_n du développement en série de Fourier, pour le spectre de phase sont donnés par (Annexe1)

$$A_n = 0 \quad \text{pour } n \text{ impair}$$

$$B_n = 1/n\pi$$

$$\text{et } A_n = B_n = 0 \quad \text{pour } n \text{ pair}$$

L'amplitude de l'harmonique de rang n est confondu avec B_n , on a

$$H_n = B_n = 1/n\pi \quad \text{pour } n \text{ impair}$$

3.2.2/ Spectre de ligne

Pour la tension de ligne, le développement en série de Fourier donne :

$$A_n = -\frac{1}{n\pi} \sin\left(n\frac{\pi}{2}\right) \cos\left(7n\frac{\pi}{2}\right) \quad (\text{II.11})$$

$$B_n = \frac{1}{n \Pi} [1 - \sin(7n \frac{\Pi}{6}) \cos(n \frac{\Pi}{2})] \quad (\text{II.12})$$

or

$$H_n = (A_n^2 + B_n^2)^{0.5}$$

d'où finalement

$$H_n = \frac{1}{n \Pi} [(1 - 2 \sin(n \frac{\Pi}{2}) \sin(7n \frac{\Pi}{6}) + (\sin(n \frac{\Pi}{2}))^2]^{0.5} (\text{II.13})$$

pour n impair

3.3/ Résultats et commentaires

La tension de phase est très riche en harmoniques dont l'amplitude est inversement proportionnelles au rang. Tous les harmoniques impairs sont présents (Fig.2.13b)

La tension de ligne, du fait de la composition des phases, est moins polluée; les harmoniques pairs ou multiples de trois sont éliminés. Le fondamental a l'amplitude la plus élevée. Les harmoniques de bas ordre, 5, 7, 11, .., sont présents dans le signal de ligne (Fig.2.13d) Ce sont les harmoniques les plus gênants (pics de courant, couples pulsatoires, ..).

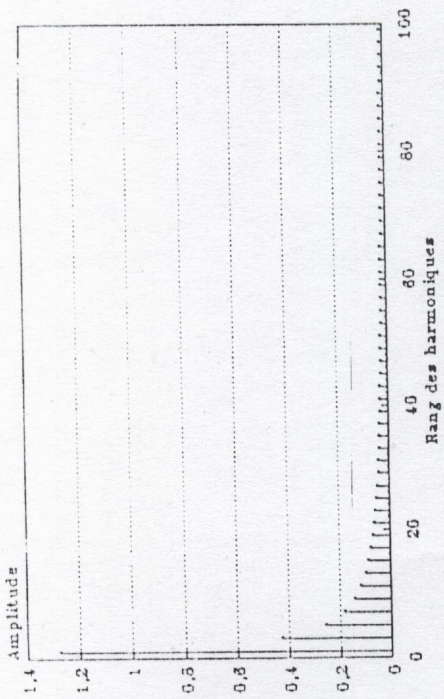


Fig2.13a Spectre de phase
loi en créneau

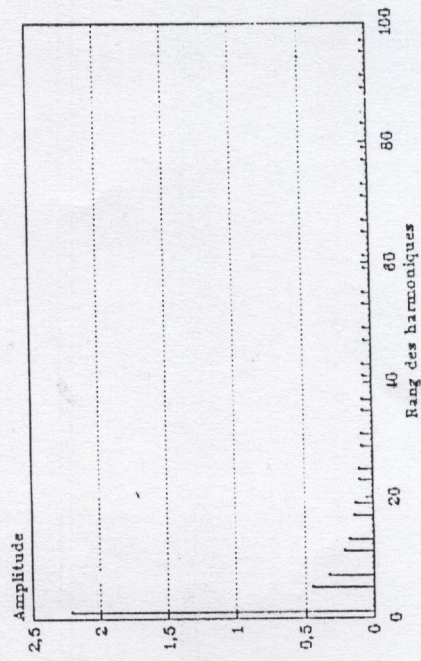


Fig2.13c Spectre de ligne
Loi en creneau

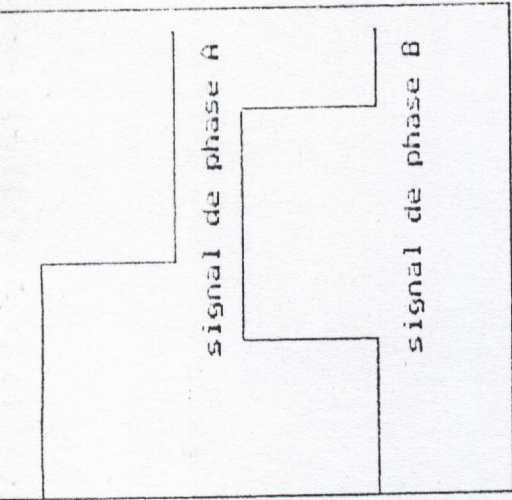


Fig2.13 b

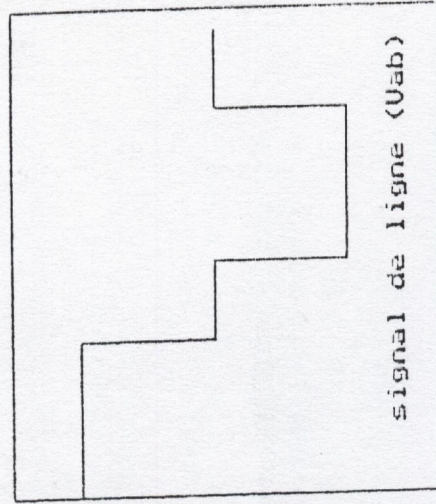


Fig2.13 d

Fig2.13 Simulation de la stratégie en créneau

Conclusion

Un logiciel de simulation des stratégies de commande a été mis au point. Il est écrit en langage PASCAL sur IBM PC et compatibles. Grâce à cet outil, la simulation des trois stratégies PWM, à échantillonnage régulier symétrique et asymétrique et suboptimale, a été effectuée pour P égale à 27 et pour deux valeurs de la fréquence modulante f , 5 Hz et 40 Hz. Les résultats concernant les spectres de phase et de ligne sont donnés. Ils ont permis de simuler l'évolution comparée de quelques harmoniques de ligne les plus importants avec le fondamental, pour chaque stratégie, ainsi que l'évolution des fondamentaux des trois stratégies. Les mêmes spectres de phase et de ligne sont donnés pour la stratégie en créneau.

Les stratégies PWM comparées à la stratégie en créneau, présentent des spectres plus intéressants. Ceux-ci sont moins pollués par les harmoniques, surtout de bas ordre, qui sont les plus gênants. La stratégie suboptimale présente un avantage supplémentaire par rapport aux deux autres stratégies PWM, en effet elle possède la largeur d'impulsion minimale la plus grande. Elle a été retenue pour une implémentation par microprocesseur. Elle est utilisée lors de la simulation de l'ensemble moteur à induction-onduleur qui fait l'objet du prochain chapitre.