

Table de matière	Page
INTRODUCTION.....	01
II. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE	
II.1. Introduction	03
II.2. Alliages fer-carbone.....	03
II.2.1. Diagrammes de phases fer – carbone.....	04
II.3. Généralités sur les aciers.....	06
II.3.1. Caractéristiques fondamentales des aciers.....	07
II.3.2. Différents types d'acier	09
II.3.2.a. Acier au carbone	09
II.3.2.b. Aciers alliés.....	10
Aciers inoxydables.....	11
II.3.3. Aciers austénitiques au manganèse.....	12
II.4. Action des éléments d'alliage.....	19
II.4.1. Effet du manganèse.....	21
II.4.2. Effet du nickel.....	23
II.4.3. Effet du chrome.....	25
II.4.4. Action combinée du nickel et du chrome.....	26
II.4.5. Effet du molybdène	26
II.4.6. Effet du niobium	27
II.5. Principe de répartition des éléments d'addition.....	28
II.5.1. Tendances générales de répartition des éléments d'additions.....	28
II.5.2. Répartition des éléments d'addition dans les aciers austénitisé	30
II.6. Microstructure des aciers alliés.....	30
II.6.1. Matrice.....	31
Ferrite.....	31
Perlite.....	32
Austénite.....	32
Bainite.....	33
Martensite.....	34
Troostite.....	34

II.6.2. Carbures.....	35
II.6.3. Modes de dispersion des carbures dans la matrice.....	36
II.7. Traitement thermique.....	38
II.7.1. Généralités.....	38
II.7.2. Différents types de traitements thermiques.....	40
a. Trempe.....	40
b. Revenu.....	40
c. Recuit.....	41
II.7.3 Traitement thermique des aciers fortement alliés austénitiques.....	41
II.8. Usure des aciers.....	45
II.8.1. Types de l'usure.....	47
➤ Usure par frottement.....	47
➤ Usure par abrasion.....	48
II.9. Durcissement par écrouissage des aciers austénitiques au manganèse.....	52
III. TECHNIQUES EXPERIMENTALES.....	56
III.1. Coulés des échantillons.....	56
III.2. Analyse chimique.....	57
III.3. Traitement thermique.....	57
III.4. Etude métallographique.....	59
III.4.1. Préparation des échantillons.....	59
III.4.2. Microscopie optique.....	59
III.5. Microscopie électronique à balayage MEB.....	60
III.6. Diffraction des Rayons X.....	60
III.7. Microdureté.....	61
III.8. Essai de dureté.....	62
III.9. Usure.....	62
III.9.1. Usure par frottement.....	62
III.9.2. Usure par impact.....	63
III.10. Essais d'écrouissage.....	64
IV. RESULTATS ET DISCUSSIONS.....	65
IV.1. Métallographie.....	65

IV.2. Microscopie électronique à balayage	78
IV.3. Microanalyse X par EDS	86
IV.4. Diffraction par les rayons X	98
IV.5. Dureté.....	104
IV.6. Microdureté.....	106
IV.7. Essais d'usure.....	113
IV.7.1. Usure par frottement.....	113
IV.7.2. Usure par impact.....	115
IV.8. Écrouissage	119
V.CONCLUSION GENERALE.....	127
VI. BIBLIOGRAPHIE.....	130
VII. ANNEXES	135

Listes

Tableaux et figures

Liste des figures

Figures	Titres	Page
	<i>Chapitre I</i>	
Figure I.1	Diagrammes fer – carbone pour les aciers et les fontes. En pointillés : diagramme stable Fe-C.	4
Figure I.2	Synoptique des diverses possibilités de phases et structure des alliages fer – carbone	5
Figure I.3	Diagramme de phases des aciers au carbone non alliés	7
Figure I.4	Influence des éléments gammagènes (a) et alphagènes (b) sur le diagramme binaires Fe3C [3]	8
Figure I.5	Diagramme Fe-C-Mn	13
Figure I.6	Diagramme Fe-C-Mn à 13% Mn	13
Figure I.7	Structure métallographique d'un acier austénitique au manganèse	14
Figure.I.8	Exemples de cœurs de voie	15
Figure.I.9	Valeurs typiques de caractéristiques mécaniques (à cœur) de différents aciers austénitiques au manganèse	16
Figure.I.10	Valeurs du module d'élasticité par port à la température d'utilisation de différents aciers austénitiques au manganèse trempés, déformés et nanocristallisés	17
Figure.I.11	Résistance à l'usure de l'acier austénitique au manganèse comparativement à la fonte à haute teneur en chrome	18
Figure.I.12	Perte en masse de l'acier austénitique au manganèse comparativement à une fonte à haute teneur en manganèse et au vanadium	19
Figure I.13	Déplacement de la température eutectoïde par divers éléments d'alliage %	20
Figure I.14	Evolution des domaines d'existence des variétés allotropiques du fer par addition	20
Figure I.15	Distribution du manganèse dans trois types d'acier austénitique au manganèse	22
Figure I.16	Influence du manganèse dans des aciers contenant 16% Mn à l'échelle macro	23
Figure I.17	Evolution de la microdureté en fonction de l'épaisseur de deux types d'acier au manganèse	23
Figure I.18	Diagramme de Guillet	24
Figure I.19	Microstructure da l'acier allié au nickel avant et après traitement thermique	25
Figure I.20	Influence du niobium sur la taille des grains d'un acier inoxydable austénitique après un laminage à froid	27
Figure I.21	Influence du niobium et du temps de recuit sur la microdureté d'un acier inoxydable austénitique	28
Figure I.22	Aspect de la ferrite après attaque au Nital	31
Figure I.23	Influence de quelques éléments sur la dureté de la ferrite	31
Figure. I.24	Structure de la perlite	32

Figure I.25	Micrographie d'un acier austénitique	33
Figure I.26	Structure mixte, martensite + austénite résiduelle	34
Figure I. 27	Différents tailles de carbure d'un acier à 0.06% C	36
Figure I.28	Micrographie par (TEM) des échantillons à différentes T_p	37
Figure I. 29	Résultats de la dureté	37
Figure I.30	. Différents tailles et quantité de carbure de vanadium d'un acier austénitique à moyen manganèse alliée au vanadium à différentes températures de préchauffage	38
Figure I.31	Différents cycles d'un traitement thermique	39
Figure I.32	Micrographie d'un acier austénitique au manganèse	42
Figure I.33	Micrographie d'un acier austénitique au manganèse présent la variation de la taille des grains avec des différentes températures de recuit	43
Figure I.34	Valeurs de la taille des grains d'un acier austénitique au manganèse par rapport aux différentes températures de recuit	44
Figure I.35	Résultats d'essai de traction d'un acier austénitique au manganèse à différentes températures de recuit	44
Figure I.36	Evolution de l'usure d'un matériau	45
Figure I.37	Evolution de la résistance à l'usure en fonction de la distance parcourue d'un acier au Mn alliée au Mo	47
Figure I.38	Formation d'un fragment d'usure par frottement et adhérence	48
Figure I.39	Forme d'usure par abrasion sur un tourillon	49
Figure I.40	Schéma de principe de l'usure abrasive à deux corps	50
Figure I.41	Schéma de principe de l'usure abrasive à trois corps	51
Figure I.42	Essai d'usure à trois corps	52
Figure I.43	Isovaleurs de l'énergie de faute d'empilement du système Fe-Mn-C	53
Figure I.44	Involution de la résistance à la traction de différents types d'acier au manganèse	54
Figure I.45	Evolution de la microdureté par rapport à l'épaisseur d'un acier austénitique à 13% manganèse et d'un acier alliée à 18Mn - 6Si - 0.35C après 100 min de frappe continue avec une force de 100 J	55
	Chapitre II	
Figure II.1	Méthode de coulée des éprouvettes	56
Figure II.2	Cycle de traitement thermique utilisé	58
Figure II.3	Microscopes optiques du type « NIKON Eclipse LV150L	59
Figure II.4	Microscope électronique à balayage	60
Figure II.5	Diffractomètre de type Bruker D8 Advance	61
Figure II.6	Microduromètre de type Zwick Roell ZHv10	61
Figure II.7	Duromètre utilisé pour les essais de dureté	62
Figure II.8	Dispositif d'usure par frottement réalisé au laboratoire	63
Figure II.9	Dispositif d'usure par impact réalisé au laboratoire	63
Figure II.10	Dispositif utilisé pour l'essai d'écrouissage	64
	Chapitre III	
Figure III.1	Micrographie de l'acier de base	65
Figure III.2	Micrographie de l'acier alliée au Mo	67

Figure III.3	Micrographie de l'acier allié au Ni	69
Figure III.4	Micrographie de l'acier allié au Nb	71
Figure III.5	Micrographie de l'acier allié au Mo + Nb	73
Figure III.6	Micrographie de l'acier allié au Ni + Nb	75
Figure III.7	Micrographie de l'acier allié au Ni + Mo	77
Figure III.8	Micrographie MEB de l'acier au manganèse de base	78
Figure III.9	Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.3% Mo	79
Figure III.10	Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.1 % Ni	80
Figure III.11	Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.3 % Ni	80
Figure III.12	Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.3% Nb	81
Figure III.13	Microstructure MEB de l'acier au manganèse allié à 0.10 % (Mo+Nb)	81
Figure III.14	Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.30 % (Mo + Nb)	82
Figure III.15	Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.10 % (Ni + Nb)	82
Figure III.16	Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.30 % (Ni + Nb)	83
Figure III.17	Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.10 % (Ni + Mo)	84
Figure III.18	Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.30 % (Ni + Mo)	84
Figure III.19	Microanalyse X par EDS de l'acier de base	87
Figure III.20	Microanalyse X par EDS de l'austénite appauvrie en Mn de l'acier à 0.3% Ni	89
Figure III.21	Microanalyse X par EDS de l'acier à 0.3% Ni	91
Figure III.22	Microanalyse X par EDS de l'acier allié à 0.3 % Mo	93
Figure III.23	Microanalyse X par EDS de l'acier allié à 0.3 % (Mo + Nb)	94
Figure III.24	Microanalyse X par EDS de l'acier allié à 0.3 % (Ni + Mo)	97
Figure III.25	Spectre de diffraction des rayons X de l'acier de base	98
Figure III.26	Spectre de diffraction des rayons X de l'acier à 0.3% Mo	99
Figure III.27	Spectre de diffraction des rayons X de l'acier à 0.3% Ni	100
Figure III.28	Spectre de diffraction des rayons X de l'acier à 0.3% Nb	100
Figure III.29	Spectre de diffraction des rayons X de l'acier à 0.3% (Mo+Nb)	101
Figure III.30	Spectre de diffraction des rayons X de l'acier à 0.3% (Ni+Nb)	102
Figure III.31	Spectre de diffraction des rayons X de l'acier à 0.3% (Ni+Mo)	102
Figure III.32	Dureté de l'acier allié à un seul élément avant et après traitement thermique	104
Figure III.33	Dureté de l'acier allié à deux éléments avant et après traitement thermique	105
Figure III.34	Dureté des aciers expérimentés à l'état brut de coulée et après traitement thermique	106
Figure III.35	Microdureté de l'austénite de l'acier allié à un seul élément à l'état brut de coulée	107
Figure III.36	Microdureté des précipités de l'acier allié à un seul élément avant traitement thermique	108
Figure III.37	Microdureté de la matrice de l'acier allié à un seul élément après	109

	traitement thermique	
Figure III.38	Microdureté de l'austénite de l'acier allié à deux éléments à l'état brut de coulée	110
Figure III.39	Microdureté des précipités de l'acier allié à deux éléments à l'état brut de coulée	110
Figure III.40	Microdureté de la matrice de l'acier allié à deux éléments après traitement thermique	111
Figure III.41	Microdureté de la matrice des différents aciers alliés après traitement thermique	112
Figure III.42	Usure par frottement des aciers expérimentés avant et après traitement thermique	114
Figure III.43	Usure par frottement de l'acier allié à deux éléments avant et après traitement thermique	114
Figure III.44	Usure par frottement des différents aciers alliés avant et après traitement thermique	115
Figure III.45	Usure par impact des aciers étudiés avant et après traitement thermique	116
Figure III.46	Usure par impact des aciers expérimentés avant et après traitement thermique	117
Figure III.47	Usure par impact des aciers expérimentés avant et après traitement thermique	118
Figure. III.48	Micrographies de la partie écrouie de l'acier de base	119
Figure III.49	Micrographies de la partie écrouie de l'acier allié au Mo	120
Figure III.50	Micrographies de la partie écrouie de l'acier allié au Ni	121
Figure III.51	Micrographies de la partie écrouie de l'acier allié au Nb	122
Figure III.52	Micrographies de la partie écrouie de l'acier allié au (Mo+ Nb)	123
Figure III.53	Micrographies de la partie écrouie de l'acier allié au (Ni+ Nb).	124
Figure III.54	Micrographies de la partie écrouie de l'acier allié au (Ni+ Mo).	125
Figure III.55	Microdureté de la partie écrouie des aciers expérimentés	126
Figure III.56	Épaisseur de la partie écrouie des aciers expérimentés	126

Liste des tableaux

Tableau	Titre	Page
Tableau I.1	Constituants métallographiques d'équilibre	6
Tableau I.2	Solubilité de certains éléments et leurs combinaisons	8
Tableau I.3	Dureté et traitement thermique des aciers austénitiques au manganèse fortement alliés résistants à l'usure	15
Tableau I.4	Compositions chimique des alliages étudiés	18
Tableau I.5	Comportement approximatif de quelques éléments	29

Tableau I.6	Caractéristiques de quelques carbures	35
Tableau II.1	Composition chimique de l'acier étudié	57
Tableau II.2	Planification expérimentale	57
Tableau II.1	Microdureté de la partie écrouie de l'acier allié au Mo	121
Tableau II.2	Microdureté de la partie écrouie de l'acier allié au Ni	121
Tableau II.3	Microdureté de la partie écrouie de l'acier allié au Nb	122
Tableau II.4	Microdureté de la partie écrouie de l'acier allié au Mo+Nb	123
Tableau III.5	Microdureté de la partie écrouie de l'acier allié au Ni+Nb	124
Tableau II.6	Microdureté de la partie écrouie de l'acier allié au Ni+Mo	125

INTRODUCTION

INTRODUCTION GENERALE

Dans le procédé de la fonderie d'aujourd'hui, c'est devenu primordial de produire des pièces ayant de bonnes propriétés d'emploi tel que la résistance aux différents types de sollicitations mécaniques, thermique et chimique. Parmi tous les alliages métalliques, les aciers constituent une classe exceptionnelle par la diversité des nuances et de leurs applications dans les domaines industriels les plus divers comme les industries mécaniques, agricole, automobiles, pétrolières, aéronautique etc. L'acier austénitique au manganèse est un acier dédié aux applications à taux de dégradation (usure) importants alimentées par des matériaux durs [1,2]. La stabilité structurale des aciers au manganèse est tributaire de leur composition chimique ainsi que des sollicitations mécaniques ou thermiques auxquelles ils sont soumis [3].

L'addition d'éléments d'alliage procure à l'acier des caractéristiques supplémentaires. Il existe plusieurs aciers alliés, parmi lesquels l'acier au manganèse communément appelé acier Hadfield, utilisé dans diverses industries. Cet acier est employé dans des équipements manipulant et traitant les matériaux tels que des broyeurs de roche, des moulins de meulage et des dents de pelle à puissance et des pompes pour manipuler le gravier et les roches. D'autres applications incluent des marteaux de concassage de clinker et des applications militaires telles que les équipements qui exigent des garnitures anti balle. Une autre utilisation importante de cet acier est rencontrée dans le domaine ferroviaire (aiguilles de chemin de fer) où l'impact de roue aux intersections des rails est notamment sévère. Dans le domaine automobile, l'acier au manganèse trouve aussi une importante application dans les pignons de vitesses.

L'acier étudié est un acier austénitique contenant 1.2% de carbone et 12% à 14% de manganèse. Il combine dureté et ductilité avec une capacité de durcissement en service très élevée et une bonne résistance à l'usure après écrouissage. Cet acier dispose de certaines caractéristiques qui tendent à limiter son utilisation. Il est difficile à usiner et caractérisé par une limite élastique variant entre 345 et 415 MPa. En conséquence, il n'est pas bien adapté aux pièces qui exigent une haute tolérance d'usinage ou qui doivent résister à des déformations plastiques, une fois fortement soumis à des contraintes en cours de service. Cependant, le choc en cours de service, la pression lors de l'écrasement des matières dans les concasseurs à mâchoires et la rotation à froid ayant lieu lors du contact roue de trains et rails constituent des précurseurs favorisant un écrouissage superficiel induisant une augmentation des propriétés de l'acier au niveau de la surface. C'est dans ce contexte que réside

l'opportunité du développement d'emploi de cet acier. Ce dernier est susceptible d'acquérir une grande dureté, car il commence à modifier sa structure superficielle sous l'action des efforts subis qui induisent un changement des caractéristiques mécaniques d'une façon remarquable se traduisant par une augmentation de la dureté superficielle sans aucun traitement thermique ou thermochimique. Cette propriété ne se rencontre pas dans certains autres aciers.

La dissolution des carbures de manganèse après une hyper trempe est totale mais après écrouissage des carbures précipités réapparaissent dans la couche écrouie. Ces phénomènes améliorent la dureté et la résistance à l'usure de l'acier au cours de son utilisation.

L'objectif de ce travail consiste à élaborer et à allier un acier austénitique à 12% Mn (acier Hadfield) avec différents éléments d'addition à caractère carburigène et non carburigène, gammagène et alphagène. Le but visé consiste à étudier l'effet de l'ajout de ces derniers (Mo, Nb et Ni) à différentes taux, et de cycle thermique sur la formation de la structure et sur les caractéristiques de service de l'acier austénitique au manganèse élaboré.

Des caractérisations par la métallographie optique et par le microscope électronique à balayage (MEB), diffraction par les rayons X (DRX), DSC et des essais de dureté, microdureté et d'écrouissage, ainsi que des essais d'usure par frottement et par impacte sont réalisés en vue de mettre en évidence l'influence des éléments d'alliage ajoutés et du traitement thermique sur le type de microstructure formée et sur le comportement à l'usure de l'alliage étudié.

Ce travail est organisé en quatre chapitres :

- Le premier chapitre est consacré aux aspects généraux ayant trait aux généralités sur les aciers est l'acier austénitique au manganèse, en donnant un aperçu sur leur solidification, la nature de la microstructure, l'influence des éléments d'alliage et les traitements thermique utilisé.
- Le deuxième chapitre décrit la partie expérimentale relative à l'élaboration et à la caractérisation des différents échantillons expérimentés.
- Le troisième chapitre expose les résultats obtenus et les différents changements engendrés sur la microstructure et les propriétés mécaniques après l'addition des éléments d'alliage et la discussion des résultats obtenus après traitement thermique.

Ce travail offre l'opportunité d'optimiser des nuances de l'acier austénitique au manganèse destiné au choc et à l'usure, rassemblant les critères technico-économiques souhaités.

Chapitre I

Etude bibliographique

I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I.1. Introduction

Ce premier chapitre a pour but de présenter le contexte scientifique et industriel de l'étude, dont l'objectif est d'améliorer la tenue en service de l'acier austénitique au manganèse produit au sein d'une fonderie algérienne.

Sur le plan technologique, les aciers sont toujours d'une importance capitale dans tous les domaines industriels : aérospatiale, automobile, militaire etc.

L'histoire de l'évolution technologique des civilisations est d'ailleurs strictement liée au développement des alliages à base de fer et au degré de facilité de leur élaboration. Cette importance technologique repose sur plusieurs facteurs tels que :

- Les composés contenant du fer existent en grandes quantités dans la croûte terrestre ;
- L'extraction, l'affinage, l'obtention des alliages et la fabrication du fer métallique et des aciers alliés sont relativement peu coûteux ;
- une grande souplesse d'emploi, car on peut le façonner de manière à obtenir une grande variété de propriétés mécaniques et physiques, notamment en recourant aux traitements thermiques et à l'addition d'éléments d'alliage, ce qui permet de les adapter aux exigences de fabrication et d'utilisation les plus diverses.

En termes de performance, les constructions en acier offrent une excellente résistance mécanique (résistance à la torsion, traction etc..) et permettent de travailler sous fortes contraintes. L'acier garantit aussi une excellente longévité aux constructions.

I.2. Alliages fer-carbone

Les fontes et les aciers sont des alliages de fer (Fe) avec du carbone (C) et d'autres éléments divers. Certains étant des impuretés inévitables alors que d'autres sont ajoutés délibérément.

Le carbone exerce l'effet le plus significatif sur la microstructure du matériau et sur ses propriétés. Les aciers contiennent en général moins de 1 % de carbone en poids. Les aciers de construction contiennent moins de 0,25 % de carbone.

L'autre principal élément d'alliage est le manganèse et en quantité n'excédant pas environ 1,5 %. D'autres éléments d'alliage sont le chrome (Cr), le nickel (Ni), le molybdène (Mo) etc. Les autres éléments tels que le soufre (S), le phosphore (P) et l'hydrogène (H) ont généralement un effet négatif sur les propriétés de l'acier, de ce fait des mesures sont prises durant le processus d'élaboration afin de les réduire [1].

I.2.1. Diagrammes de phases fer – carbone

Les phases des alliages fer – carbone peuvent être décrites à l’aide de deux diagrammes (figure I.1) [2].

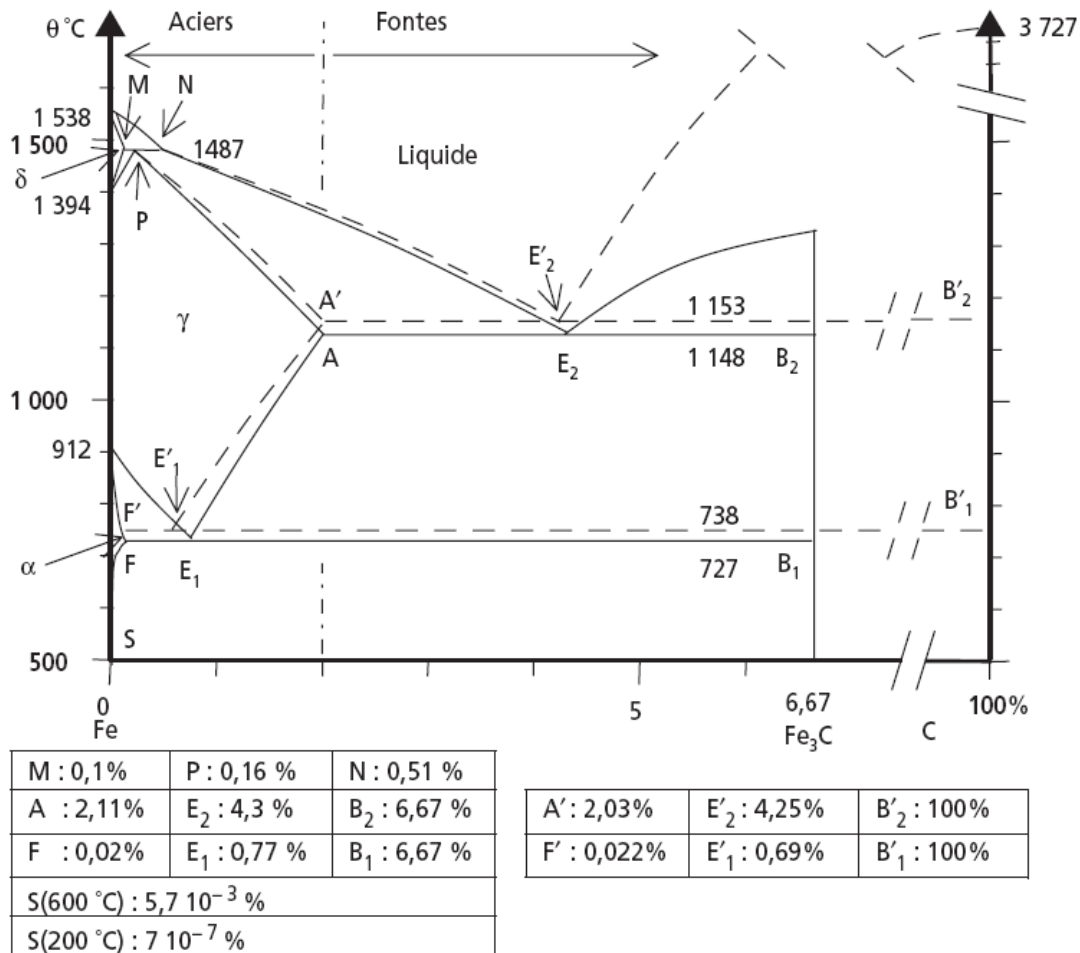


Figure I.1. Diagrammes fer – carbone pour les aciers et les fontes.

En pointillés : diagramme stable Fe-C.

En traits pleins : diagramme métastable Fe – Fe₃C [2]

Le diagramme Fe – Fe₃C représente des états métastables, tandis que le diagramme Fe – C représente les états stables.

En effet, le carbure de fer Fe₃C, appelé cémentite, se forme spontanément lors du refroidissement des mélanges fer – carbone dans les conditions habituelles; mais il n'est que métastable et a tendance à se décomposer en fer et graphite (Fe₃C → 3 Fe + C) si les conditions de température et de temps le permettent. Les refroidissements très lents peuvent donc être décrits par le diagramme Fe – C (au moins dans le domaine des températures supérieures à 800 °C) et les refroidissements rapides par le diagramme Fe – Fe₃C. La figure I.2 présente des diverses possibilités de phases et structure des alliages fer – carbone.

En outre, certains éléments d'addition graphitisant activent la décomposition de la cémentite (Si, P, Al, Ni, Cu, Ti, Zr...) et permettent d'imposer une évolution vers le diagramme Fe – C stable; d'autres, dits antigraphitisants ou carburigène stabilisent la cémentite ou des carbures mixtes analogues (Mn, Cr, Mo, S, V, W, B, Se, Te...) et conduisent aux phases du diagramme Fe – Fe₃C [2].

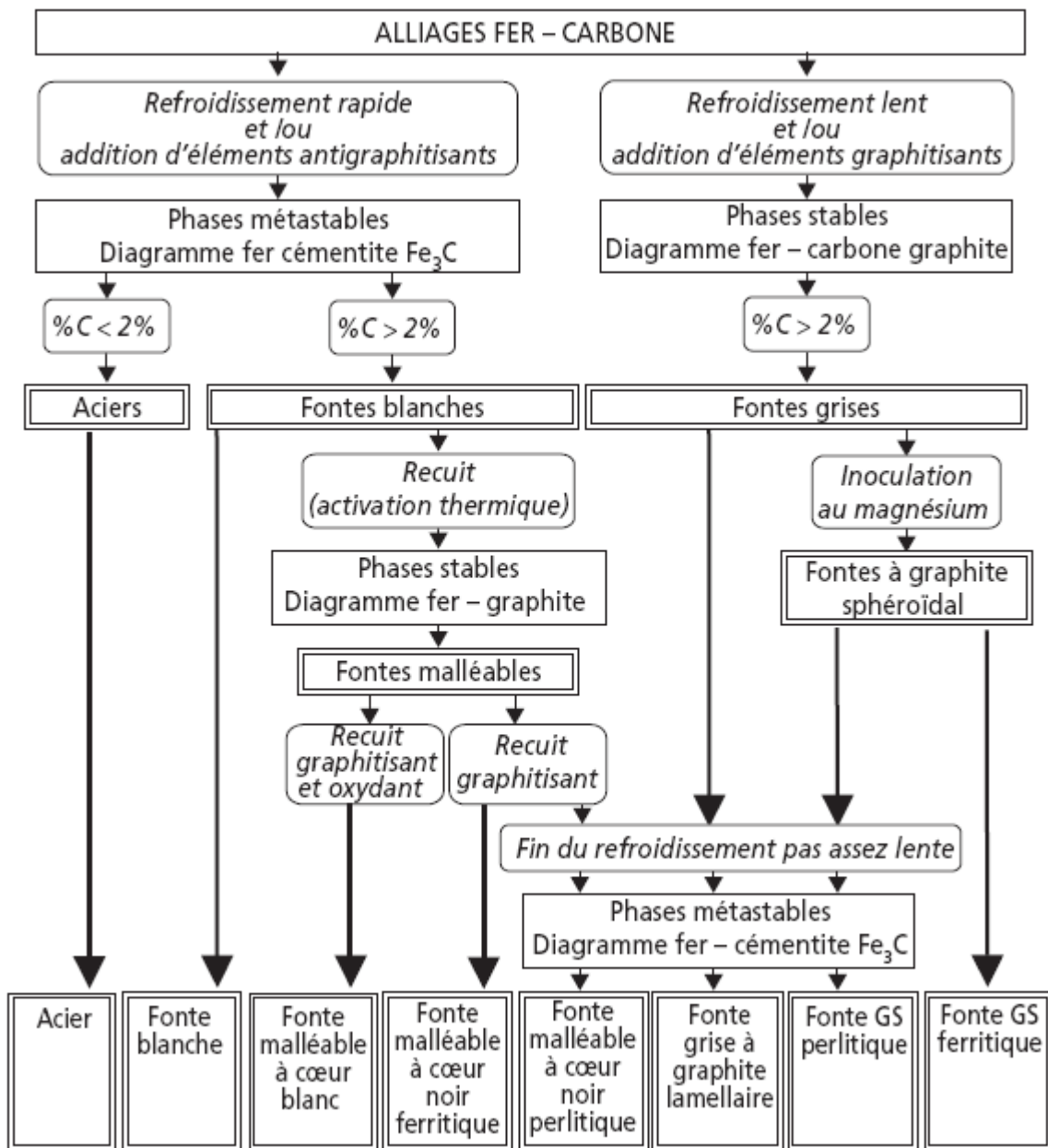





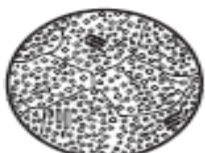


Figure I.2. Synoptique des diverses possibilités de phases et structure des alliages fer – carbone [2]

I.3. Généralités sur les aciers

Les aciers, alliages Fe-C à teneur inférieure à 2 % C, ont des microstructures (tableau I.1) qui correspondent toujours aux équilibres du diagramme Fe-Fe₃C (figure I.3). Ils traversent tous le domaine monophasé γ au cours de leur refroidissement et contiennent à l'équilibre une plus ou moins grande proportion du mélange eutectoïde lamellaire ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) formé en E₁ (Figure I.3), appelé perlite [2].

Tableau I.1. Constituants métallographiques d'équilibre [2]

<p>(A)</p>	<p>Austénite Solution solide cfc de carbone dans le fer γ. Ductile. Stable uniquement au-dessus de la ligne A₁ dans les aciers non alliés.</p>	
<p>(B)</p>	<p>Ferrite Solution solide cc de carbone dans le fer α. Ductile et peu dure ($R_e = 300$ MPa, HV = 80, A = 50 %).</p>	
<p>(C)</p>	<p>Perlite Mélange eutectoïde d'environ 88 % de ferrite et 12 % de cémentite sous forme de fines lamelles alternées ($R_e = 800$ MPa, HV = 200, A = 10 %).</p>	
	<p>Cémentite Composé défini Fe₃C. Carbure de fer à structure cristalline orthorhombique. Très dur et fragile (HV = 700, A = 0 %).</p>	
<p>(D)</p>	<p>Ferrite + perlite Mélange caractéristique des aciers hypoeutectoïdes. Proportions variables selon la teneur en carbone. Les grains de ferrite germent le long des joints de grains de l'austénite au refroidissement à la traversée du domaine $\alpha + \gamma$.</p>	
<p>(E)</p>	<p>Perlite + cémentite Mélange caractéristique des aciers hypereutectoïdes. Proportions variables selon la teneur en carbone, mais n'excédant jamais 20 % de cémentite dans les aciers. Le réseau de cémentite se forme le long des joints de grains de l'austénite au refroidissement à la traversée du domaine $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$.</p>	
	<p>Perlite globulaire (coalescée) Mélange eutectoïde ayant subi, après formation à 727 °C, un recuit de globularisation aux environs de 700 °C : grâce à la diffusion, les lamelles de cémentite coalescent sous forme sphéroïdale sous l'effet de la tension interfaciale. Légèrement moins dure et plus ductile que la perlite lamellaire.</p>	

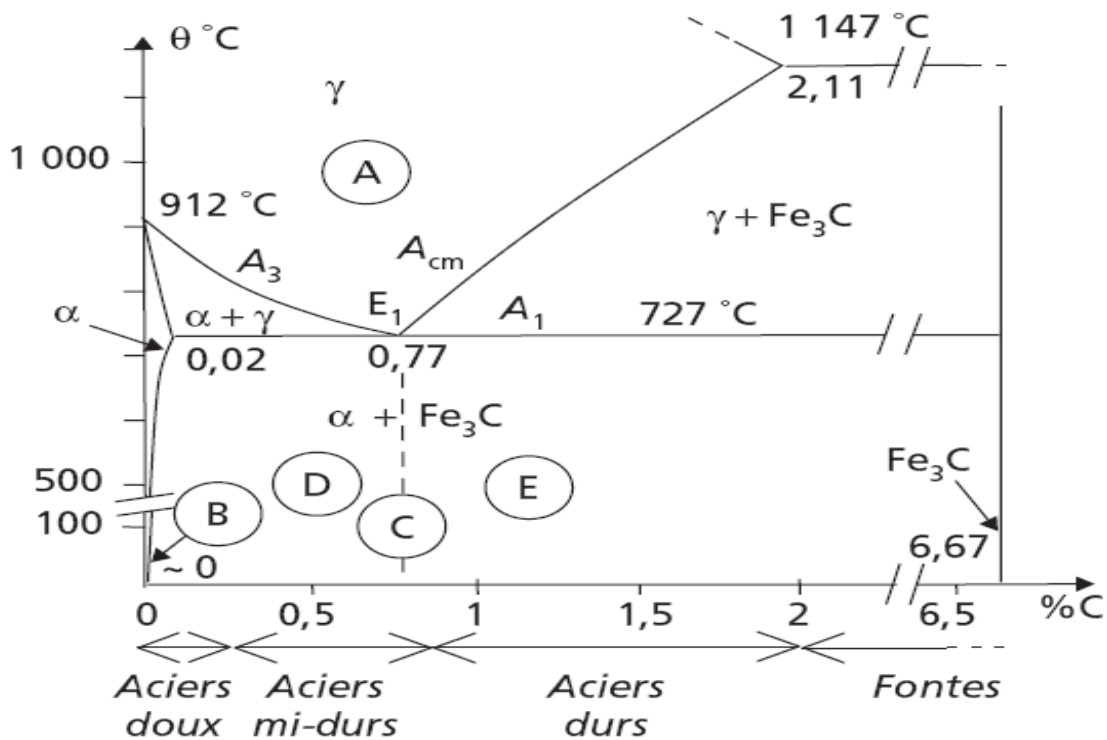


Figure I.3. Diagramme de phases des aciers au carbone non alliés [2]

I.3.1. Caractéristiques fondamentales des aciers

Le fer métallique existe sous deux formes cristallines:

- 1) Le fer cubique centré, stable au-dessous de 910°C (fer α) et au-dessus de 1400 °C (fer δ) ;
- 2) Le fer cubique à face centré, stable entre 910°C et 1400°C (fer γ). Les solutions solides dans le fer γ sont appelées austénites [3].

La solubilité des éléments d'alliages diffère d'une forme allotropique du fer à une autre. Ceci entraîne l'existence des domaines de transformations très différentes en présence d'éléments d'addition. Dans le fer pur, le passage du fer α au fer γ se produit à une température bien définie. La présence d'un élément d'addition provoque l'apparition d'un domaine plus au moins étroit dans lequel les deux variétés allotropiques peuvent coexister en équilibre (tableau I.3) [3].

Les diagrammes d'équilibre fer carbone permettent de classer les éléments d'addition en deux types :

- 1) Eléments stabilisateurs d'austénite ou gammagène (type A);
- 2) Eléments stabilisateurs de ferrite ou alphagène (type B).

Les éléments de type A élargissent le domaine de stabilité de l'austénite en abaissant la température de transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$ et en élevant la température de transformation $\gamma \leftrightarrow \delta$. La

région biphasée ($\gamma + \delta$) atteint le domaine de fusion. Le domaine ($\alpha + \gamma$) est déporté vers la température ambiante sous l'action de certains éléments (exemple : Mn, Ni, Co) (figure I.4 a). Les éléments de type B rétrécissent le domaine de stabilité de la phase γ et, finalement, la suppriment à certains taux (exemple Si, Cr, Mo, V, Ti, Al etc.) (figure I.4b) [3].

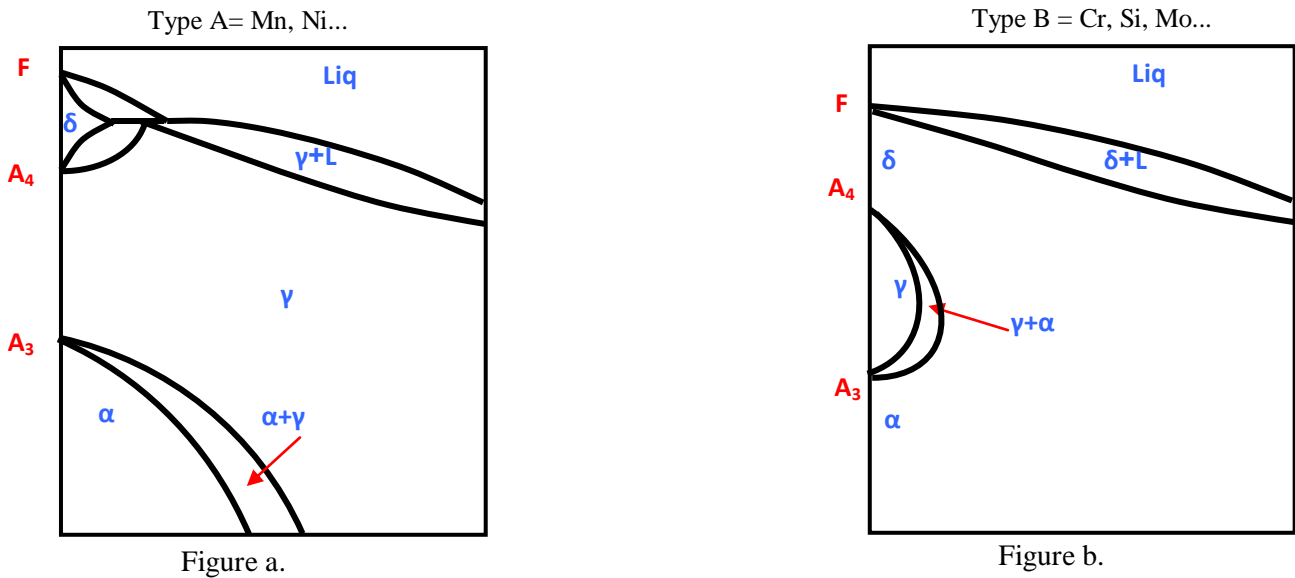


Figure I.4. Influence des éléments gammagènes (a) et alphagènes (b) sur le diagramme binaires Fe-Fe₃C [3]

Le tableau I.2 montre la solubilité de certains éléments et leurs combinaisons [4]

Eléments	Solubilité (% en masse) dans le fer			Composés formés avec			
	γ		α	Fe	C	N	O
	Max	Effet du C	Max				
Al	0.625	-	12	+	-	+	+
B	0.021	↘	0.002	+	+	+	+
Co	Tout	-	77	-	+	-	-
Cr	12.7	↘	Tout	+	-	+	+
Cu	9.5	-	2.1	-	-	-	-
Mn	Tout	-	3	-	+	-	-
Mo	2	↘	32	+	+	-	-
Ni	Tout	-	7	+	-	-	-
Si	2	↘	13.5	+	-	-	+
Ti	0.72	↘	9	+	+	+	+
V	1 à 1.4	↘	Tout	+	+	+	-
W	4	↘	35.5	+	+	-	-

↘ La solubilité diminue en présence du carbone.

Tableau I.2. Solubilité de certains éléments et leurs combinaisons [4]

I.3.2. Différents types d'acier

Les aciers se divisent en deux grandes familles : les aciers au carbone et les aciers alliés.

I.3.2.a. Acier au carbone

Les aciers au carbone à structure ferrito-perlitique sont des aciers peu coûteux et caractérisés par une teneur en carbone et en éléments d'alliage généralement faibles. Ils peuvent contenir des éléments normaux nuisibles issus du processus d'élaboration, tels que le soufre et le phosphore etc. Ces aciers sont caractérisés par une limite d'élasticité généralement faible et sont définis et désignés sur la base de leurs propriétés mécaniques ou d'emplois [2].

Les aciers cités ci- après appartiennent à cette catégorie :

- Aciers de construction métallique : Ils sont caractérisés par une résistance à la traction comprise entre 235 et 460 MPa et un allongement $A\% > 17\%$.
- Aciers pour appareils à pression : Ces aciers sont destinés à la production des produits plats et sont caractérisés par une résistance à la traction comprise entre 235 et 460 MPa, un allongement $A\% > 17\%$ et une bonne ténacité.
- Aciers pour armature du béton : Ce type d'aciers, comme son nom l'indique, est destiné pour la fabrication des tiges et barres. Parmi les propriétés caractérisant ces aciers, ce sont la résistance à la traction et l'allongement. Ces derniers sont les plus soumises au contrôle de la qualité de ce type d'acier, leurs propriétés mécaniques sont respectivement : $Re = 215 - 500$ MPa et $A\% = 25 - 8\%$. Ajoutés à cela, les aciers pour armatures à béton précontraint sont connus par leur bonne résistance à la relaxation.
- Aciers pour emboutissage et pliage à froid : Ils sont destinés pour la fabrication des produits plats. Leurs caractéristiques principales sont : une bonne ductilité, une résistance à la traction Re comprise entre 140 et 700 MPa et un allongement $A\%$ compris entre 12 et 40%.
- Aciers pour tôles magnétiques : Ces aciers sont de structure ferritique à grains orientés ou non orientés et ayant une faible hystérésis magnétique. Ils sont alliés au silicium et sont destinés pour la fabrication des produits plats [2].

Les aciers utilisés après traitements thermiques sont des aciers alliés ou non alliés en général définis ou désignés par leur composition chimique, strictement contrôlée afin de garantir un comportement au traitement thermique. Ce type d'acier offre l'avantage d'ajuster et d'améliorer sa trempabilité avec la composition chimique. Ces aciers sont généralement utilisés après trempe et revenu, ce qui leur confère une meilleure combinaison « résistance mécanique – ténacité ». En plus, ces aciers possèdent une meilleure tenue à chaud et une meilleure résistance à l'usure.

Les aciers suivants se trouvent dans cette catégorie :

- **Aciers de construction mécanique :** Ces aciers sont connus pour leurs bonnes propriétés mécaniques et bonne aptitude à la mise en œuvre. Ils sont caractérisés par une résistance à la compression R_e comprise entre 290 et plus de 1 000 MPa et un allongement A % variant entre 22 et 9 %. Certaines nuances de ce type d'aciers sont prévues pour des usages spéciaux : boulonnerie, chaînes, ressorts, roulements etc.
- **Aciers pour cémentation :** Ces derniers contiennent une faible teneur en carbone ($< 0,2\%C$). Après cémentation et trempe, ils acquièrent une grande dureté superficielle et une bonne ténacité à l'intérieur [2].

I.3.2.b. Aciers alliés

Les aciers alliés sont des aciers spéciaux (alliés au molybdène, au nickel, au silicium et au chrome et parfois au vanadium etc.), auxquels il est demandé de retrouver leur structure d'emploi par normalisation (et éventuellement revenu). Ces aciers doivent satisfaire à des exigences particulières relatives à leur résistance à la rupture fragile et, lorsqu'ils sont employés à température supérieure à l'ambiante, à leur limite d'élasticité à chaud et à leur tenue au fluage.

Les aciers alliés de construction mécanique sont destinés à subir des traitements thermiques, de ce fait, à répondre à des exigences relatives à leur trempabilité et régularité. Ils peuvent, par ailleurs, présenter des aptitudes particulières quant à leur mise en œuvre (usinabilité notamment). Des éléments d'alliage (Cr, Ni, Mo, V et parfois Si) apportent surtout la trempabilité et, éventuellement, des aptitudes particulières au durcissement. Les aciers fortement alliés peuvent atteindre des niveaux élevés de résistance et sont susceptibles d'être utilisés à des températures élevées.

Cette catégorie d'aciers comporte de nombreuses nuances prévues pour des usages spécifiques (boulonnerie, chaînes, ressorts, roulements, soupapes...) ainsi que d'autres variétés de nuances destinées à des mises en œuvre particulières (aciers de décolletage, aciers à usinabilité améliorée, aciers prétraités etc.).

Quand on parle des aciers alliés, on parle aussi des aciers à outils qui sont des aciers spéciaux (avec notamment des éléments essentiellement carburigènes) auxquels il est demandé d'être aptes à atteindre, par traitements thermiques, des niveaux élevés de résistance à la température ambiante ou, souvent, à hautes températures. Parmi eux on distingue trois types d'acier :

- Les aciers à outils pour travail à froid;

- Les aciers à outils pour travail à chaud;
- Les aciers rapides [1].

• **Aciers inoxydables.** L'exigence principale commune à toutes les familles d'aciers inoxydables est une bonne résistance à la corrosion. Ces derniers sont des aciers spéciaux dont l'élément d'alliage de base est le chrome, à des teneurs supérieures à 10 % et contenant souvent peu ou très peu de carbone (pour éviter la précipitation de carbures de chrome), mais par contre, des éléments d'alliage agissent sur l'état structural et sur la résistance à la corrosion (nickel, molybdène, cuivre, titane, niobium...). Les fortes additions d'éléments d'alliage alphas (Cr, Mo...) ou gammagène (Ni, Mn) modifient profondément l'état structural d'emploi de ces aciers, et on distingue quatre catégories [1] :

➤ Les aciers inoxydables martensitiques, contenant de 12 à 18 % de chrome et des teneurs en carbone variables de 0,1 à 1 % environ. Ils sont utilisés après trempe martensitique et revenu et sont susceptibles, de ce fait, d'acquérir des performances mécaniques élevées mais, du fait de leur composition et leur état structural ne résistent pas à l'agression dans tous les milieux. D'autres aciers inoxydables sont dits aussi martensitiques. Ils sont durcis au cours d'un vieillissement après trempe martensitique par précipitation de composés intermétalliques formés à partir d'éléments d'addition spécifiques tel que le nickel, le cuivre, le molybdène, le titane et l'aluminium ;

➤ Les aciers inoxydables ferritiques, contenant 12 à 20 % de chrome et les aciers superferritiques contenant plus 20% de chrome et une faible quantité de carbone sont généralement fixés par du titane ou du niobium. Leur composition leur permet de rester ferritiques à toute température et de présenter donc des propriétés mécaniques intéressantes ;

➤ Les aciers inoxydables austénitiques. Ces aciers contiennent des teneurs en chrome égales ou supérieures à 17 % et des proportions de nickel (et /ou de manganèse) suffisantes (en général au moins 8% de Ni) pour assurer la stabilité de l'état austénitique à toutes températures. Ces aciers contiennent, le plus souvent, des éléments d'addition améliorant leur tenue aux corrosions tels que molybdène (solutions chlorurées), cuivre, titane et niobium [1]. Les aciers austénitiques de base affichent relativement de faibles caractéristiques mécaniques de résistance qui peuvent être très sensiblement améliorées :

1. Par écrouissage (autorisé par leur grande ductilité) ;
2. Par addition d'azote (durcissement par effet de solution solide) sans altération de la résistance à la corrosion ;

3. Par précipitation, au cours d'un revenu, de composés intermétalliques à base de titane et d'aluminium ou de composés phosphorés.

➤ Les aciers inoxydables austénito-ferritiques dont la composition en chrome, nickel, molybdène et silicium, notamment, est équilibrée pour conserver à l'état d'emploi une structure mixte constituée d'austénite (30 à 50 %) et de ferrite (70 à 50 %). Cet état confère à ces aciers des performances mécaniques élevées et une résistance particulière à certaines corrosions (intergranulaires et sous contrainte). Avec les aciers inoxydables, on peut citer aussi les aciers dits réfractaires, qui sont des aciers résistant à la corrosion par les gaz chauds. Ce sont donc des aciers inoxydables dont les caractéristiques mécaniques à hautes températures (limite d'élasticité, résistance et surtout résistance au fluage) ont été améliorées généralement par addition d'éléments d'alliage carburigène [1].

I.3.3. Aciers austénitiques au manganèse

Les aciers austénitiques au manganèse, aussi dénommés acier Hadfield «du nom de l'inventeur anglais Mr : Robert Hadfield», sont des aciers à haute résistance, très ductiles, très résistants à l'usure et très résilients. Produits au four électrique, ils répondent à la composition chimique suivante : 1 – 1.4% C; 10 – 14% Mn, 0.3 – 1% Si. Le manganèse stabilise l'austénite (figure I.5, figure I.6), augmente la résistance à la rupture et l'allongement. Si ces aciers ont une teneur en silicium élevée (supérieure à 1%), ils présentent une forte limite élastique et une bonne tenue au fluage. Les teneurs en phosphore de ces aciers doivent être maintenues au-dessous de 0.06 % pour éviter un effet nocif sur les propriétés mécaniques à hautes températures ainsi que le criquage. Les caractéristiques mécaniques de ces aciers varient de 70 Kg / mm² à 100 Kg / mm² pour la résistance à la rupture et de 40 à 70 % l'allongement. Ces caractéristiques dépendent de la grosseur du grain. Les aciers Hadfield sont des aciers qui subissent une transformation martensitique par déformation entraînant une augmentation de la dureté et par conséquent une amélioration de la résistance à l'usure [5]. Ces aciers ont une grande dureté superficielle, obtenue par écrouissage par choc, qui a pour effet de transformer localement l'austénite en martensite. Ils ont une très bonne tenue au frottement. Leur haute aptitude à s'écrouir les empêche d'être usinables et ils ne peuvent être mis en forme que par moulage et rectification [6].

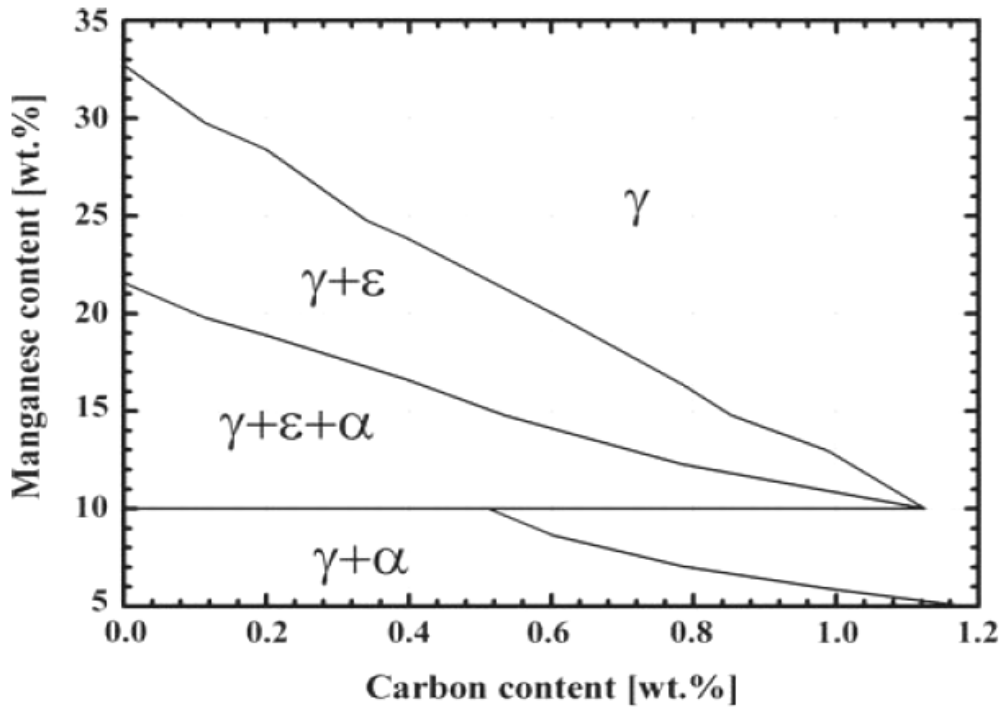


Figure I.5. Diagramme Fe-C-Mn [7]

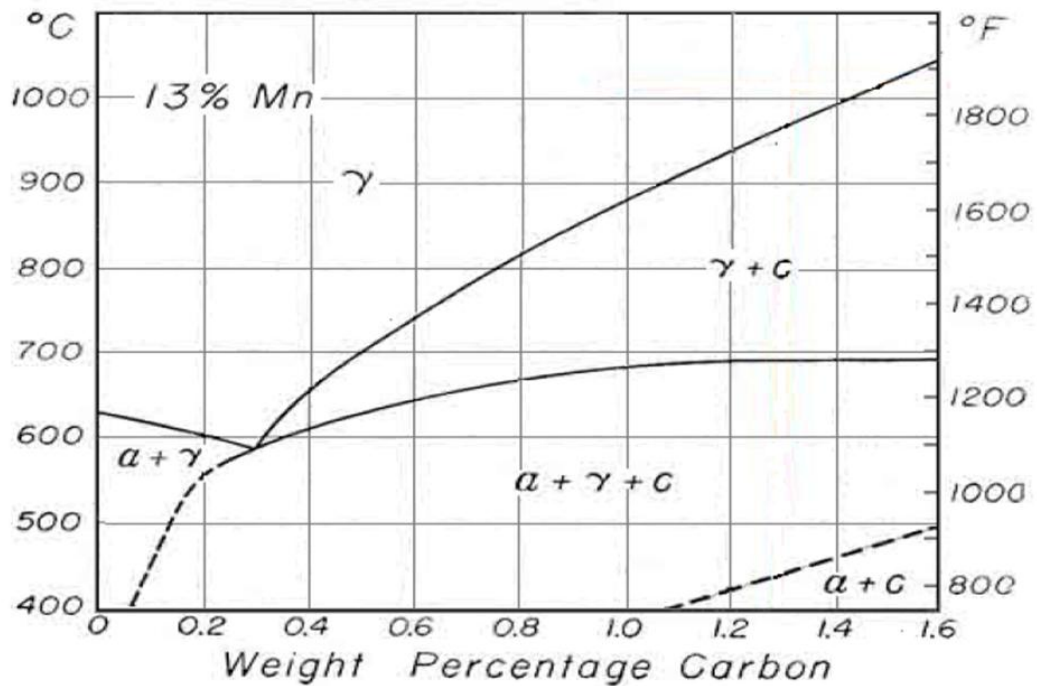


Figure I.6. Diagramme Fe-C-Mn à 13% Mn [8]

L'acier austénitique au manganèse n'est d'ailleurs purement austénitique que quand la trempe s'effectue à 1000- 1100°C ; en effet, il s'agit d'une phase austénitique métastable. Si cette phase austénitique exceptionnellement ductile est chauffée progressivement, un maintien à 350-

400°C rend l'alliage fragile. Une fois la température d'environ 500°C est atteinte, la transformation $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Cm}$ commence : des carbures précipitent alors aux joints des grains d'austénite, l'acier devient progressivement magnétique et la dureté s'élève à 400-500HB. La précipitation des carbures peut même se produire pendant le refroidissement dans le moule. La micrographie de la figure I.7.A [9] représente la structure à l'état brute de coulée d'un acier austénitique au manganèse de composition chimique suivante : 1.17% de carbone ; 12.8% de manganèse et 0.5% de silicium [9].

La structure est entièrement austénitique (figure I.7.B) après une austénitisation et trempe vers 1000-1100°C [9].

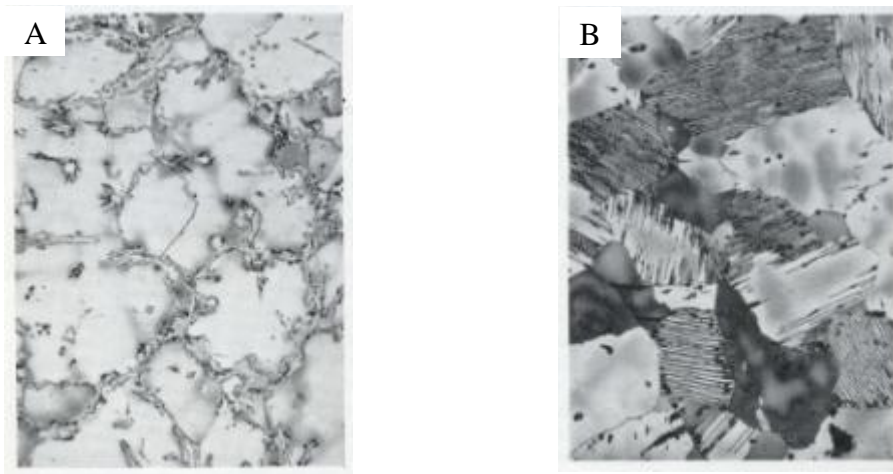


Figure I.7. Structure métallographique d'un acier austénitique au manganèse

A : Brute de coulée, précipitation des carbure aux joints de grain ;

B : Structure entièrement austénitiques après trempe à 1050°C [9].

L'excellente résistance à l'usure de aciers Hadfield, jointe aux autres propriétés mécaniques, les rend particulièrement aptes aux sollicitations les plus sévères et utilisés dans plusieurs secteurs industriels : construction, mines, forages, chemin de fer, industrie du ciment, pelles mécaniques, broyeurs, pièces d'usure et ponts roulants [10]. Toute action mécanique (par exemple perçage) sur cet acier provoque un écrouissage superficiel avec un accroissement de la dureté. Une des applications essentielles de cet acier est aussi la réalisation des cœurs de voie pour chemin de fer (figure I.8) [10].

Le tableau I.3 indique les différents types des aciers austénitiques au manganèse avec les températures de la trempe suivant l'épaisseur des pièces et les duretés [11].

Tableau I.3. Dureté et traitement thermique des aciers austénitiques au manganèse fortement alliés résistants à l'usure [11].

Désignation	Traitement thermique recommandé	Epaisseur, mm	Dureté	
			HB, Trempé	HRC, Ecroûi
Nuance	Trempe, °C			
Z100 MD 6 1 – M	1040 – 1100 E*	≤ 100	200 – 300	55 – 58
Z 120 M 12 – M	1050 – 1100 E	≤ 200	180 – 250	45 – 50
Z120 MC 12 – M	1050 – 1100 E	≤ 100	180 – 250	45 – 50
Z 110 MD 12 1– M	1050 – 1100 E	≤ 200	180 – 250	45 – 50
Z100 MN 13 4 – M	1050 – 1100 E	> 100	180 – 250	45 – 50
Z 120 MC 17 2 – M	1050 – 1100 E	≤ 100	180 – 250	45 – 50

*E : Trempe à l'eau.

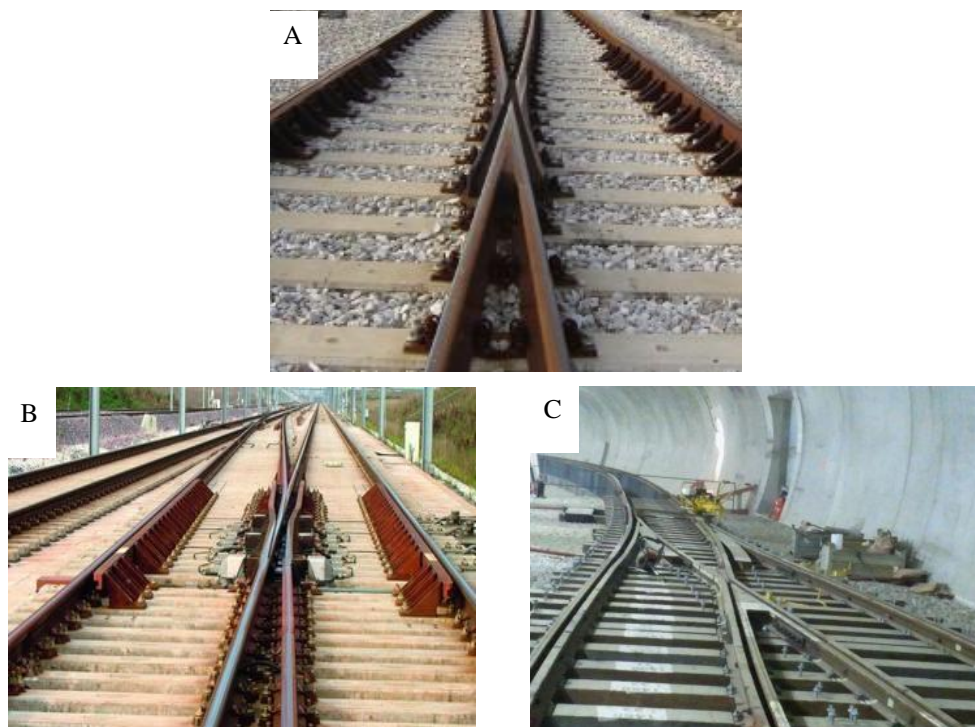


Figure I.8. Exemples de cœurs de voie. A : Cœurs conventionnels à pointe fixe pour trains, B : Berceaux à pointe mobile pour les réseaux à grande vitesse (TGV, Eurostar) et C : Cœurs de croisement pour les réseaux de métro combinant pneu et roue en acier [12]

Le schéma ci-dessous (figure I.9) montre les caractéristiques mécaniques des différents aciers austénitiques au manganèse [13].

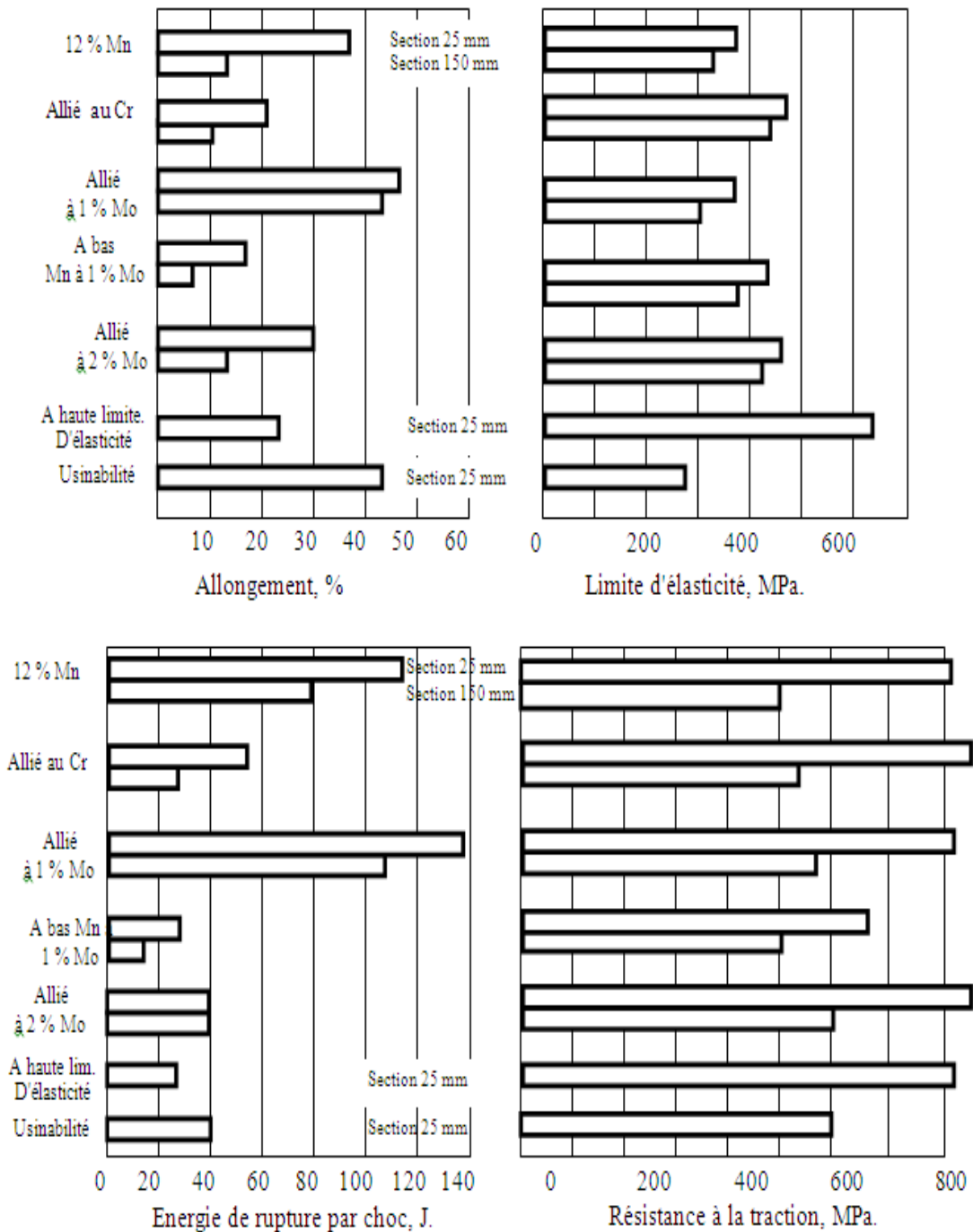


Figure I.9. Valeurs typiques de caractéristiques mécaniques (à cœur) de différents aciers austénitiques au manganèse [13]

Dans une récente étude, C. Chen et al. ont montré l'évolution du module d'élasticité en fonction de la température de trois états d'acier austénitique au manganèse à savoir l'un

trempe, l'autre déformé et le dernier nanocristallisé (figure I.10). Ces travaux ont trouvé que l'acier austénitique au manganèse trempé manifeste les meilleurs résultats du module d'élasticité dans l'intervalle de température -100°C et $+50^{\circ}\text{C}$, par contre au-delà de ce domaine de température, c'est l'acier austénitique au manganèse déformé qui révèle les meilleures valeurs du module d'élasticité [14]. Cet effet a été attribué à un taux remarquable de précipitation de carbures ayant influencé positivement le module d'élasticité. Ce résultat n'a pas été atteint lors du processus de nano cristallisation dont les effets ont été saisis sur la dispersion des carbures et non sur leur taux de précipitation comme l'a été aussi montré par T. Tayeh et al [15].

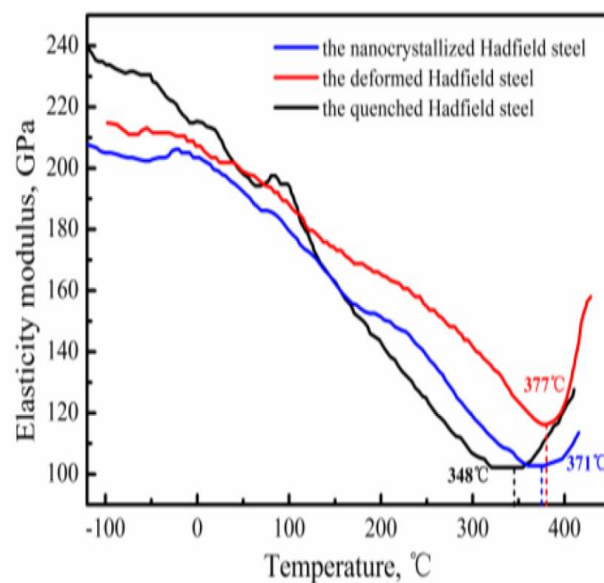


Figure I.10. Valeurs du module d'élasticité par rapport à la température d'utilisation de différents aciers austénitiques au manganèse trempés, déformés et nanocristallisés [14]

Dans le même contexte, Mehdi Mazar Atabaki et al. ont effectué une comparaison entre le comportement à l'usure d'un acier austénitique au manganèse et celui d'une fonte à haute teneur en chrome (figure I.11). Il a été déduit de cette étude que l'acier austénitique au manganèse présente toujours les meilleurs résultats d'usure pour différentes charges [16].

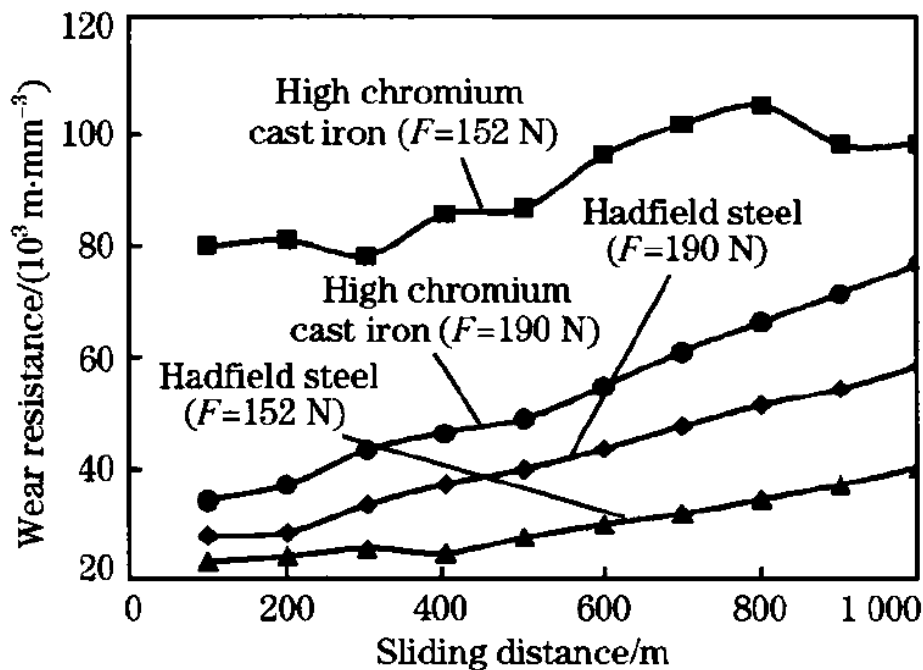


Figure I.11. Résistance à l'usure de l'acier austénitique au manganèse comparé à la fonte à haute teneur en chrome [16]

Une autre étude a été réalisée par E.G. Moghaddam et al. dans cet article, les auteurs ont comparé le comportement à l'usure de l'acier austénitique au manganèse et des fontes alliées au manganèse et au vanadium (figure I.12 et tableau I.4) [17]. Par cette étude, ces auteurs montrent qu'après l'addition du vanadium à des fontes à différent taux de carbone (tableau I.4) a provoqué des changements considérables des propriétés mécaniques (test d'usure par abrasion). Ils ont révélé que les fontes alliées au manganèse et au vanadium ont présenté les meilleures résistances à l'usure, environ 5 fois supérieures par rapport à l'acier Hadfield (figure I.12) [17].

Tableau I.4. Compositions chimique des alliages étudiés [17]

Matériaux	Fe	C	Mn	Si	S	P	Al	Cr	V
HV-AMS-1	Base	2.6	12.90	0.69	0.054	0.025	0.10	0.34	9.90
HV-AMS-2	Base	2.8	12.95	0.61	0.067	0.019	0.14	0.31	9.91
HV-AMS-3	Base	3.0	13.10	0.59	0.047	0.038	0.11	0.27	10.04
HV-AMS-4	Base	3.3	12.90	0.67	0.063	0.040	0.93	0.29	10.15
Hadfield steel	Base	1.21	12.80	0.66	0.08	0.039	0.09	0.09	-

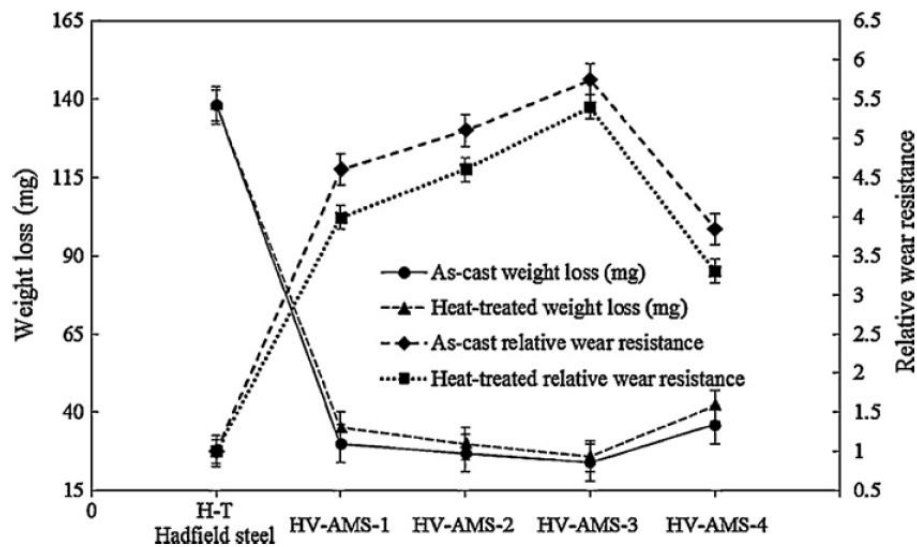


Figure I.12. Perte en masse de l'acier austénitique au manganèse comparé à différentes fontes à haute teneur en manganèse et au vanadium [17]

I.4. Action des éléments d'alliage

Tous les aciers industriels contiennent, outre le carbone, d'autres éléments qui sont, soit résiduels non éliminés au cours de l'élaboration du métal, soit des éléments résultant des additions faites volontairement. Ces éléments agissent sur les points de transformation de l'acier et sur la vitesse à laquelle se transforme l'austénite au cours du refroidissement. Ils exercent un effet de stabilisation plus ou moins marqué des phases cubiques à face centrée et centrées. Ils agissent donc sur la structure des aciers et modifient largement leurs propriétés, ce qui élargit considérablement le champ d'application de ces matériaux.

Les aciers fabriqués industriellement contiennent généralement du carbone à plus ou moins forte teneur, à côté d'autres éléments d'alliage, si bien que l'on devrait en toute rigueur s'intéresser principalement à des diagrammes complexes [18].

L'introduction d'élément d'addition a les effets suivants sur le diagramme Fe – C :

- La température et la composition correspondant à l'eutectoïde peuvent être modifiées (figure I.13) [20];
- Conformément à la règle des phases, le nombre de phases susceptibles d'être en équilibre n'est plus limité à deux (figure I.14) [19].

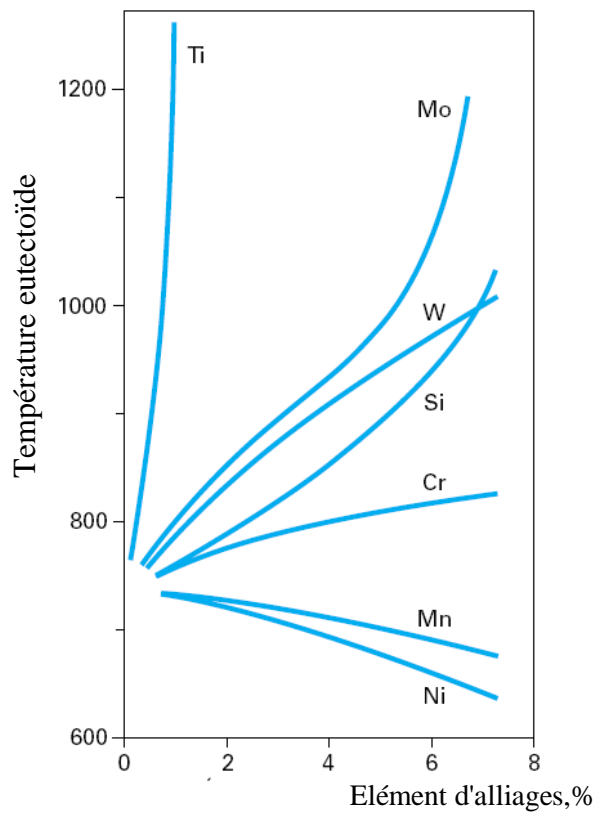


Figure I.13. Déplacement de la température eutectoïde par divers éléments d'alliage % [20]

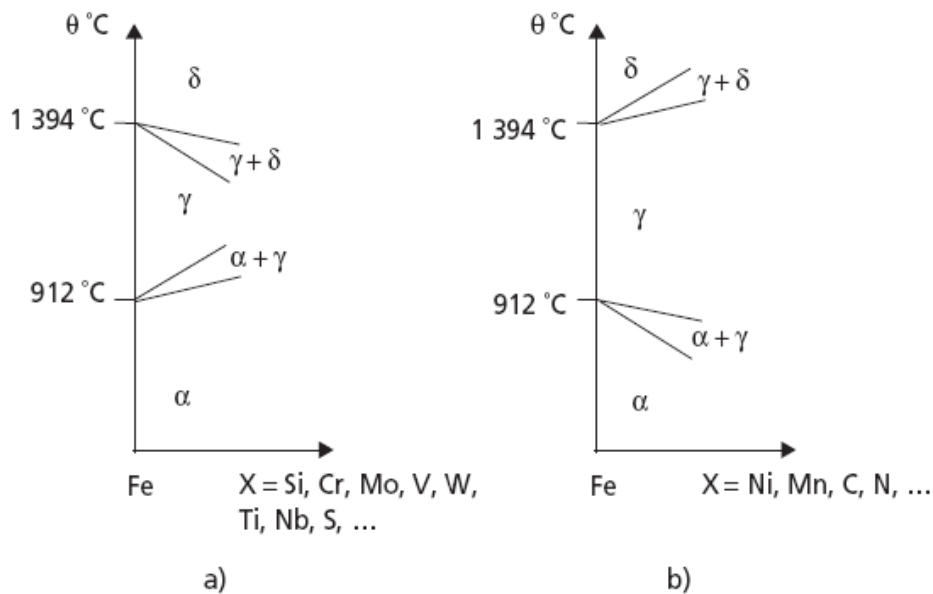


Figure I.14. Evolution des domaines d'existence des variétés allotropiques du fer par addition
 a) d'éléments d'alliage alphagène ;
 b) d'éléments d'alliage gammagène [2]

I.4.1. Effet du manganèse

Le manganèse est un élément gammagène et de température de fusion de 1260°C. L'action de cet élément est différente selon qu'il s'agit d'acier perlitique ou d'acier austénitique. Pour l'acier perlitique, le décalage entre A_{C3} et A_{r3} (figure I.4) est d'une dizaine de degrés avec 1 % de manganèse. Avec un pourcentage de 4.4 % de manganèse, cet écart peut atteindre 200°C. Pour les aciers à moyen carbone et haut carbone perlitique, le manganèse a une action double : il augmente la dureté de la ferrite et affine la perlite. En conséquence, la dureté et la résistance à la rupture sont les mêmes avec des additions de manganèse et un carbone inférieur, d'où une ductilité plus grande à résistance égale. L'eutectoïde contient moins de carbone pour les aciers au manganèse. Ce dernier retarde la transformation de l'austénite au refroidissement [21]. L'effet du manganèse sur les traitements thermiques des aciers est primordial. Il réduit la vitesse de refroidissement nécessaire et permet en conséquence la formation de perlite fine au lieu de la martensite demandée, pour une température donnée de transformation isotherme. Ceci peut se résumer par : le manganèse abaisse les points M_s et M_f (début et fin de formation de la martensite). Cet effet est sensible à partir de 1 % de manganèse. La solubilité du manganèse dans le fer γ est totale, par contre elle est d'environ de 10 % à 245°C dans la ferrite [22]. Le pouvoir carburigène du manganèse est inférieur à celui du chrome. Dans les aciers à forte teneur en carbone, il favorise l'austénite résiduelle après trempe par suite de son action sur le point M_s [22]. Les effets spécifiques du manganèse sont tels que ce métal d'addition est indispensable pour les aciers. Sans manganèse, le métal ne peut pas travailler à chaud. Le manganèse, en tant que désoxydant, a un effet bénéfique sur les caractéristiques de travail du métal à chaud [21].

Markus Daamena et al, ont étudié la dispersion du manganèse dans la structure métallographique d'un acier austénitique à forte teneur en manganèse (Fe-17Mn-0.6C-1.5Al). La figure I.15 présente une carte métallographique de concentration du manganèse dans les structures métallographiques à l'état brut de coulée, après laminage et après recuit. Une nette différence de la concentration en manganèse a été observée entre l'état brut de coulé, l'état laminé et l'état recuit. Dans l'acier brut de coulée la cartographie du manganèse dans la matrice manifeste une forme dendritique caractérisant une micro ségrégation prononcée. Elle devient lamellaire après laminage témoignant d'une considérable ségrégation du manganèse. Après recuit d'homogénéisation, une concentration complètement homogène du manganèse est observée sur la figure I.15.e [23].

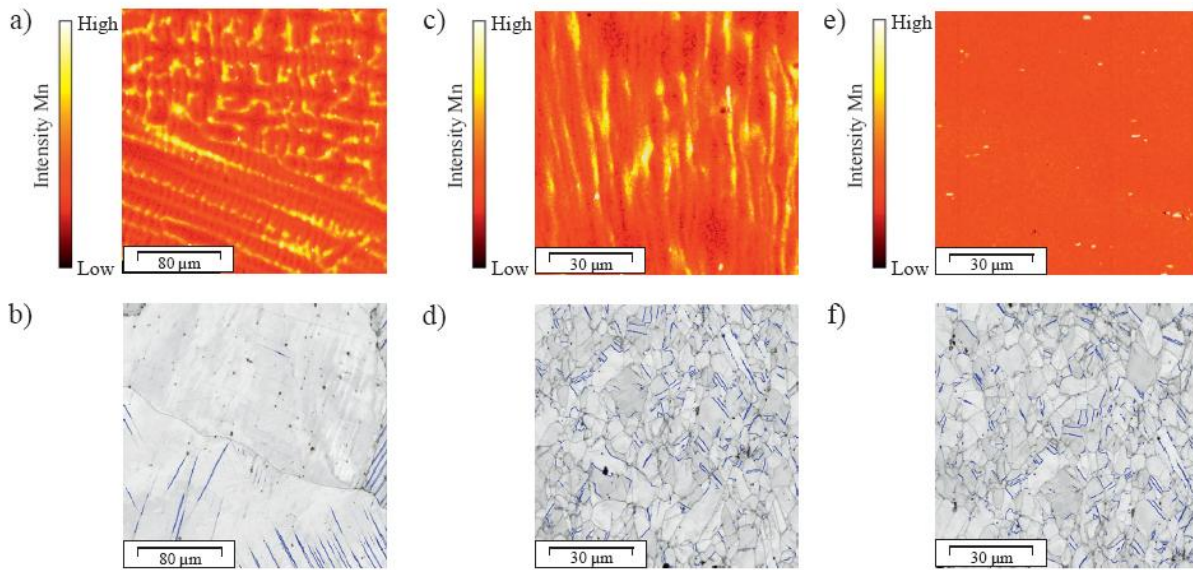


Figure I.15. Distribution du manganèse dans trois types d'acier austénitique au manganèse :
a-b : brute de coulée, c-d : laminée et e-f : après homogénéisation (recuit) [23]

L'influence du manganèse dans des aciers contenant à 12% Mn et à 16% Mn à l'échelle macro d'une pièce réel et sur la structure métallographique et la microdureté de la partie écrouie d'un acier austénitique au manganèse a été étudiée par Rodrigo Lencina et al [24] (figure I.16). Ces derniers, moyennant un profil de microdureté sur les deux compositions étudiées (figure I.17), ont montré une nette différence entre les valeurs de microdureté mesurées au niveau de la surface et au cœur des échantillons analysés. Au niveau de la surface la microdureté varie entre 600-700 HV par contre elle est égale à 300 HV au cœur [24].

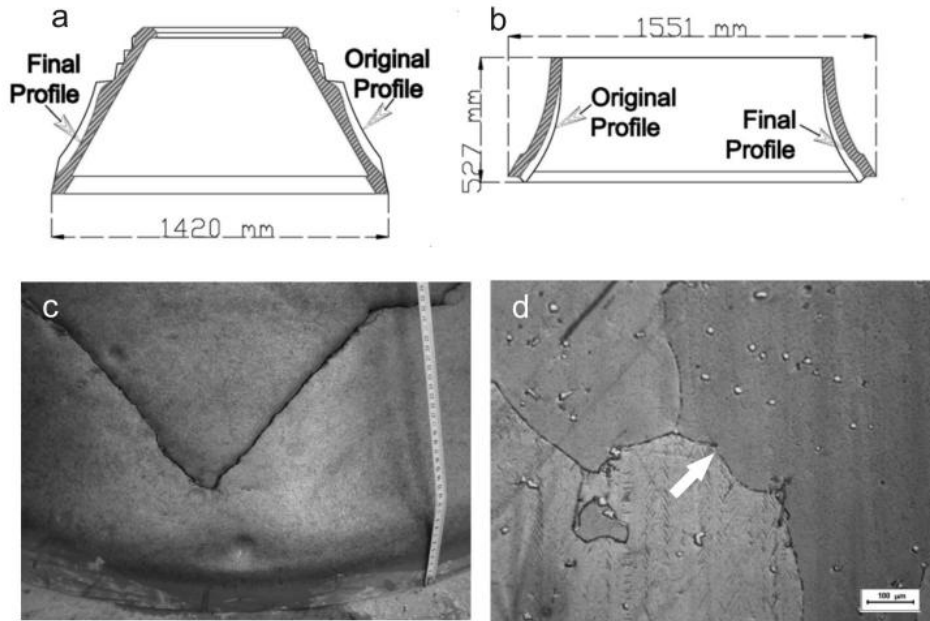


Figure I.16. Influence du manganèse dans des aciers contenant 16% Mn à l'échelle macro a: pièce fixe, avant et après teste; b : pièce mobile avant et après teste; (c) la partie basse de la pièce fixe présente des fractures; (d) microstructure de l'acier Hdf 16% Mn, la flèche présente un carbure précipité au joint du grain [24]

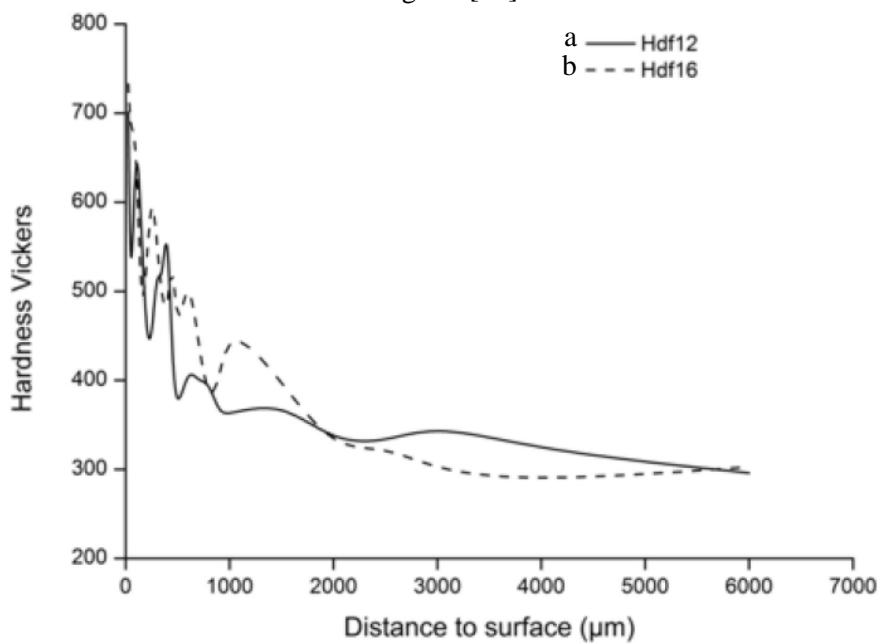


Figure I.17. Evolution de la microdureté en fonction de l'épaisseur de deux types d'acier au manganèse : a: 12% Mn; b: 16% Mn [24]

I.4.2. Effet du nickel

Le nickel est le premier de tous les éléments d'alliage employés à l'échelle industrielle, de température de fusion de 1450°C, il abaisse les points critiques A_1 et A_3 en fonction de son pourcentage. Pour de faibles teneurs en nickel, les aciers sont perlitiques. Pour des teneurs plus

élevées en nickel, l'intervalle critique est abaissé vers 350°C et les aciers ont une même structure que des aciers au chrome convenablement trempés et sont martensitiques. Enfin, au-dessus d'un pourcentage de 10-12%, les aciers sont austénitiques, avec des points critiques abaissés au-dessous de la température ordinaire. Ces différentes structures sont résumées sur le diagramme de Guillet (figure I.18) [21].

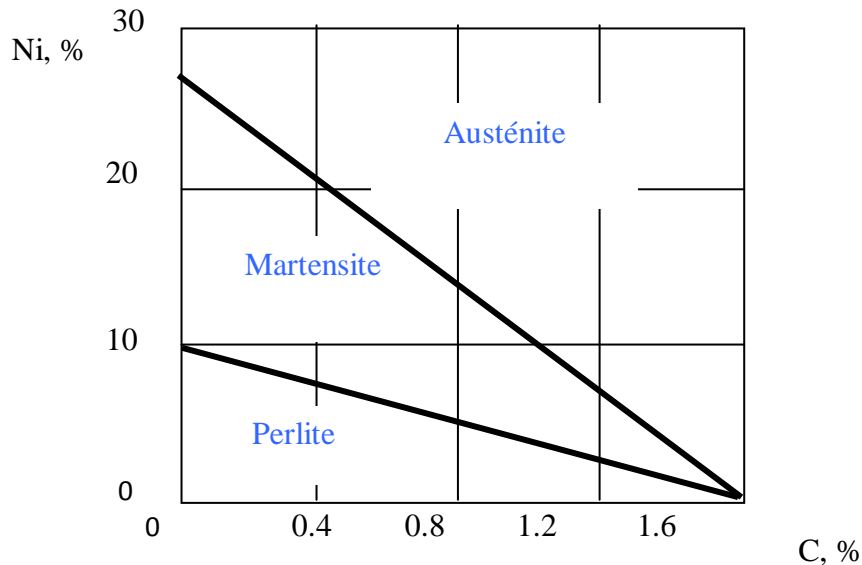


Figure I.18. Diagramme de Guillet [21].

Le nickel est soluble dans le fer en toute proportion à l'état solide ou liquide. Dans les aciers, il est en solution dans la ferrite dont il augmente la résistance mécanique sans augmenter la fragilité. Il tend à affiner la perlite, ce qui concourt à augmenter sa résistance [20]. Le nickel présente les avantages suivants pour les aciers alliés :

- Température de trempe plus basse pour les aciers et vitesse critique de trempe plus faible ;
- Rendant le traitement thermique plus facile et réduisant les risques de déformation et de tapures (plus grande pénétration de trempe et résistance à la corrosion améliorée) [20].

Adriano Scheid et al. ont étudié l'influence du nickel à 5.95% et 9.35% et de la trempe sur un acier à 0.04% carbone. Ils ont remarqué que le nickel a affiné les grains de cet acier d'une façon remarquable. Le meilleur affinement de grain a été obtenu dans le cas de l'acier à 9% Ni par rapport à l'acier allié à 5% Ni avant et après trempe (figure I.19) [25].

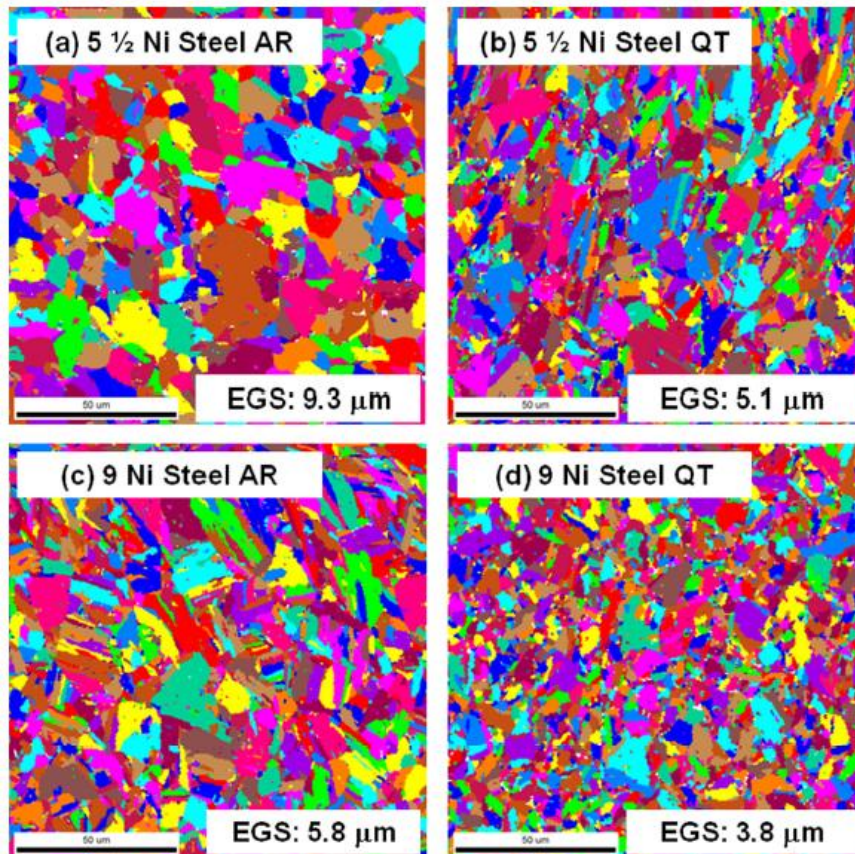


Figure I.19. Microstructure da l'acier (0.04% C) allié au nickel avant et après traitement thermique : (a) et (b) 5.5% Ni et (c) et (d) 9% NI. [25].

I.4.3. Effet du chrome

De température de fusion de 1920°C, Pour expliquer les divers aspects de l'action du chrome, il convient d'examiner son action sur les constituants de la structure métallographique. Pour les aciers à moyen carbone ou élevé, la durée nécessaire pour la transformation isotherme de l'austénite est nettement augmentée par le chrome, tant pour l'intervalle perlitique que pour l'intervalle bainitique. Avec 2 à 3% de chrome, la perlite obtenue est fine et la résistance à la rupture augmente proportionnellement avec la teneur en chrome [8]. Pour les aciers à moyen carbone, au-delà de 2 à 3 %, il y a suppression de formation de perlite, à un tel point qu'on a une formation de bainite pour des refroidissements lents. Cette lenteur de refroidissement permet d'éviter la formation de martensite.

L'effet du chrome est de diminuer le pourcentage de carbone nécessaire pour obtenir de l'austénite dans les aciers à bas carbone. Il réduit l'intervalle de température nécessaire pour l'obtention de l'austénite. En général, les effets du chrome qui motivent son emploi dans les

aciers sont l'amélioration des propriétés mécaniques, de la résistance à l'oxydation, à la corrosion et à l'usure. De plus le recours au chrome est nécessaire pour l'élaboration d'aciers pour nitruration [21].

I.4.4. Action combinée du nickel et du chrome

Dans les aciers au carbone, le chrome élève les points de transformation A_{C1} et A_{C3} . Dans les aciers au nickel, l'effet du chrome est différent. Si le point A_{C1} est encore légèrement élevé, le point A_{C3} semble plutôt un peu abaissé, du moins pour les aciers à teneur en carbone inférieure à 0.30 %. Pratiquement, l'effet est très faible [21].

Au contraire, le chrome abaisse très fortement la température de transformation au refroidissement. Le chrome ajouté à un acier au nickel diminue beaucoup plus la vitesse de refroidissement nécessaire pour obtenir la structure martensitique; il abaisse la vitesse critique de trempe. Cet effet a des conséquences importantes :

- Avec les aciers au carbone, la dureté obtenue en surface après trempe varie suivant les dimensions de la pièce; avec les aciers au nickel-chrome, les duretés obtenues sont plus voisines ;
- Si l'on détermine la dureté à l'intérieur d'une pièce massive trempée, on constate que pour un acier au carbone, la dureté décroît très rapidement en allant du bord au centre et qu'à quelque millimètre de la périphérie, elle n'est que très peu supérieure à celle du même acier recuit. Au contraire, pour les aciers au nickel-chrome, la trempe pénètre beaucoup plus profondément.

Les avantages des aciers au nickel-chrome sont :

- Résistance mécanique, résistance à l'usure et résilience (pour une même dureté) élevées ;
- Pénétration de trempe profonde ;
- Traitement thermique simplifié, moindre risque de tapure et de déformation [21].

I.4.5. Effet du molybdène

De température de fusion de 2600°C, ce métal, soluble dans le fer alpha, produit une expansion du réseau cristallin du fer. Il est soluble aussi dans la phase carburée où il forme un complexe fer-molybdène-carbone. La vitesse de diffusion du molybdène, comparée à la vitesse de diffusion du carbone, est très lente. Aux températures supérieures à 1100°C, le molybdène augmente la vitesse de diffusion du carbone dans l'austénite et retarde sensiblement cette

vitesse aux températures inférieures. Il a été mis en évidence qu'un pourcentage d'environ 2 % de molybdène augmente la température de recristallisation de l'austénite d'environ 180°C [21]. Les effets du molybdène se manifestent par son action sur la ferrite en solution solide, sur la composition, la formation et la distribution des carbures [21].

La modification de la structure perlitique des aciers à moyen carbone et à carbone élevé est due à la formation des carbures du molybdène, qui retardent la formation des structures perlitiques. Une teneur de 0,15 % de molybdène suffit à espacer les lamelles de perlite. A 0,75 % de molybdène, la structure est considérablement modifiée, car déjà à 0.30 %, une structure bainitique peut apparaître, due au ralentissement de la formation de la perlite par le molybdène. Le molybdène est utilisé en outre pour l'élaboration des aciers rapides. Il augmente la dureté aux températures élevées où il peut remplacer le tungstène [21]

I.4.6. Effet du niobium

De température fusion de 1950°C, c'est un élément alphasène très puissant et générateur de carbures (carburi-gène). Une faible teneur en niobium favorise la formation des carbures et des nitrures ou des carbonitrures. Il est utilisé dans les aciers spéciaux pour affiner les grains de la matrice (figure I.20) et les carbures primaires qui se forment dans les aciers au carbone. I augmente la résistance à chaud et au fluage, améliore la corrosion intergranulaire, augmente la résistance à la traction, la limite élastique et la dureté [26].

L'influence du niobium à 0.11% et 0.45% sur la taille des grains d'un acier inoxydable austénitique a fait l'objet d'une étude menée par A. Kisko et al. Cette recherche a montré que le niobium a agi sur la taille de l'austénite. Un effet affinant est observé (figure I.20). Ce phénomène d'affinement des grains par l'addition du niobium s'est traduit par une amélioration des caractéristiques mécaniques de cet acier telle que la micro dureté (figure I.21) [27].

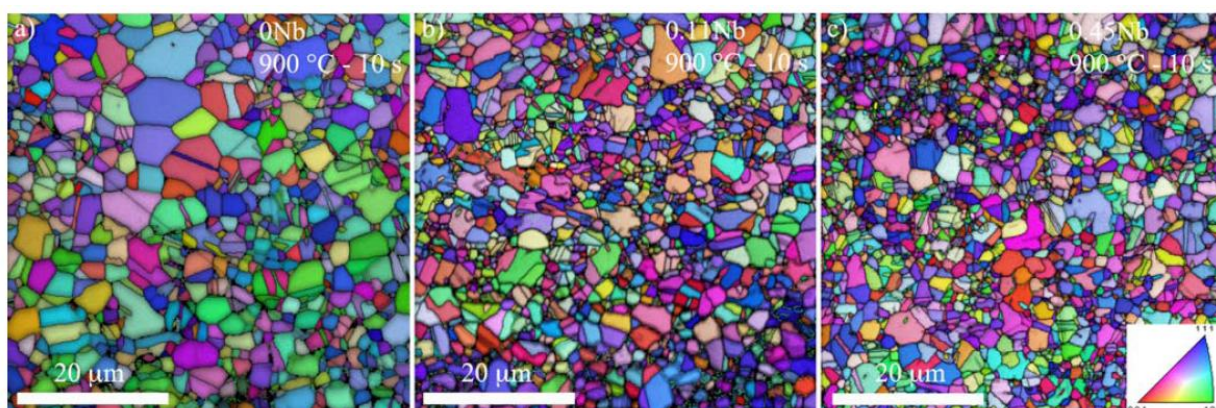


Figure I.20. Influence du niobium sur la taille des grains d'un acier inoxydable austénitique après un laminage à froid [27]

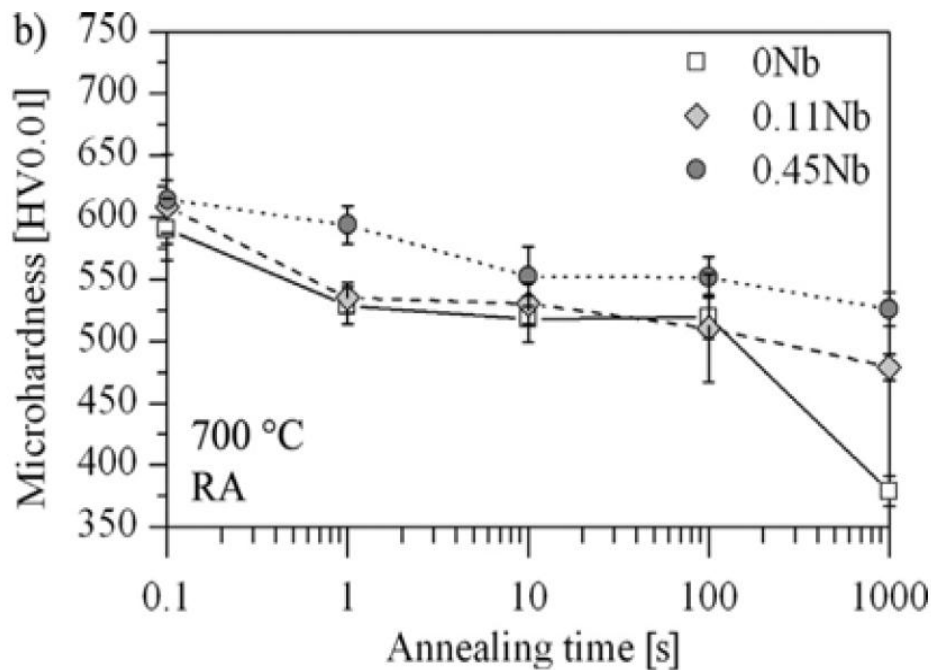


Figure I.21. Influence du niobium et du temps de recuit sur la microdureté d'un acier inoxydable austénitique [27]

I.5. Principe de répartition des éléments d'addition

Les aciers alliés sont généralement chauffés de manière à ce qu'ils se trouvent en majeure partie à l'état austénitique. Les éléments d'addition peuvent se trouver dans trois états :

- 1) Dissous dans l'austénite ;
- 2) Combinés à l'état de carbures ;
- 3) Combinés à l'état d'inclusions non-métalliques.

Le Ni, Mn et Co sont solubles en toutes proportions dans l'austénite ; à l'exception de Ti et Nb, on peut dissoudre plusieurs pourcents des éléments usuels dans l'austénite. Les aciers alliés peuvent être traités à teneur moyenne en carbone de manière à ce qu'ils se trouvent presque complètement à l'état austénitique [4].

I.5.1. Tendances générales de répartition des éléments d'additions

On peut énoncer les tendances à la combinaison des éléments, mais leurs répartitions dans un cas donné dépendent de la composition de l'acier. Le tableau I.5 montre les comportements approximatifs des éléments d'addition [4].

Tableau I.5. Comportement approximatif de quelques éléments [4]

Eléments	En solution solide dans la ferrite	Dans des carbures	Dans des inclusions non-métalliques	Dans des composés intermétalliques
Ni	Ni	-	-	Ni ₃ Al
Si	Si	-	SiO ₂ , M _x O _y	-
Al	Al	-	Al ₂ O ₃	Al _x N _y
Mn	Mn	Mn ₃ C	MnS, MnO	-
Cr	Cr	Cr ₂₃ C ₆	Cr _x O _y	-
W	W	WC	-	-
Mo	Mo	MoC	-	-
V	V	VC	V _x O _y	V _x N _y
Ti	Ti	TiC	Ti _x O _y	Ti _x N _y C _z , Ti _x N _y
P	P	-	-	-
S	S	-	(Mn, Fe)S, ZrS	

En absence de carbone, des quantités très importantes d'éléments métalliques usuels (sauf le plomb et le cuivre à des teneurs supérieures à 0.8 %) se trouvent en solution dans la ferrite. Le pouvoir carburigène des éléments ne se manifeste qu'en présence de quantités suffisantes de carbone. Le pouvoir carburigène prend beaucoup d'importance à température élevée, étant donné la forte quantité de carbone soluble dans l'austénite. Le carbure de fer est instable à toute température. Parmi les éléments carburigènes, le manganèse est sans doute le moins actif. En présence de faibles quantités d'éléments carburigènes, les éléments d'addition peuvent remplacer partiellement le fer dans la cémentite [4].

Le rôle principal des éléments dissous dans l'austénite (éléments gammagène) est de diminuer la vitesse de transformation de l'austénite au-dessous de la température critique. Il est nécessaire de diminuer la vitesse de transformation dans le cas d'obtention des structures martensitiques, ou de bainite inférieure. Les éléments d'alliages, par leur pouvoir trempant, peuvent avoir un effet sur la possibilité d'étendre la trempe vers le domaine des pièces de fortes sections avec une amélioration des structures et une fragilité moindre [21]. Cette amélioration a lieu dans l'ordre suivant : nickel, silicium, manganèse, chrome, molybdène. Ces éléments sont présents principalement dans la phase des carbures des aciers et ne sont dissous qu'à de très hautes températures et à des vitesses bien plus lentes que le carbure de fer [21].

Si les carbures contiennent des éléments d'addition à teneur supérieure à la concentration globale dans l'acier, l'austénite est appauvrie en ces éléments. C'est le cas des aciers au chrome, molybdène, vanadium, niobium et titane et, dans une moindre mesure, de certains aciers au manganèse. Les carbures riches en titane restent non dissous et abaissent la teneur en carbone de manière telle que la trempabilité devient presque égale à celle du matériau sans carbone. Les carbures non dissous sont des inclusions dures, inertes et jouent un rôle passif au cours des traitements thermiques ; ils peuvent cependant servir de lieux préférentiels pour la germination de la perlite et retarder la croissance du grain. Une température élevée permet aux éléments de diffuser facilement. Lors de la première chute de température, les carbures les plus stables se forment car l'affinité chimique domine [28].

Le manganèse, chrome, molybdène, tungstène, tantale, vanadium, niobium et titane sont des éléments carburigènes. Ils tendent à se localiser dans les carbures, pourvu que la teneur en carbone soit suffisante. A l'exception du manganèse, un peu plus carburigène que le fer, une faible quantité des éléments cités peut s'introduire dans le réseau des cristaux de cémentite Fe_3C . Ceci ne limite pas la quantité d'éléments carburigènes présents dans les carbures. Au contraire, si la teneur en éléments carburigènes est suffisamment élevée, il se forme de nouveaux carbures complexes [29].

I.5.2. Répartition des éléments d'addition dans les aciers austénitisés

Les aciers alliés sont généralement chauffés de manière à ce qu'ils se trouvent en majeure partie à l'état austénitique. Les éléments d'addition peuvent se trouver dans trois états :

- Dissous dans l'austénite;
- Combinés à l'état de carbures ;
- Combinés à l'état d'inclusions non-métalliques.

Le nickel, le manganèse et le cobalt sont solubles en toutes proportions dans l'austénite, à l'exception de titane et du niobium. Les aciers alliés peuvent être traités à teneur moyenne en carbone de manière à ce qu'ils se trouvent presque complètement à l'état austénitique [28].

I.6. Microstructure des aciers alliés

Les composants microstructuraux composant les aciers alliés dépendent de la composition chimique, principalement de la nature des éléments d'alliages, et aussi du type de traitement thermique adopté. Principalement la microstructure est composée d'une ou de deux ou plus de

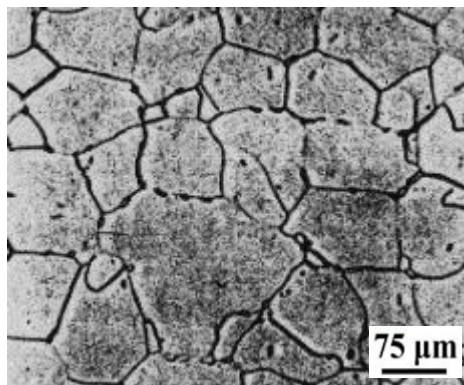
phases principales : une phase constituant la matrice et la deuxième phase les carbures. La matrice à elle seule peut englober plusieurs produits de transformation du fer, par contre la phase carbure peut englober divers type de carbures dépendant de la nature et de la teneur en éléments d'alliage et du traitement thermique.

I.6.1. Matrice

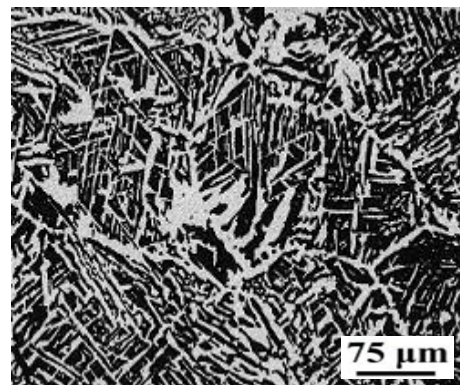
La matrice peut être constituée de plusieurs constituants microstructuraux tels que :

➤ **Ferrite**

C'est une solution solide d'insertion de quelques atomes de carbone dans le fer, de maille cubique centrée (CC), pouvant contenir entre 0.005 et 0.008 % de carbone à la température ambiante et environ 0.03 % de carbone à 720°C. La solubilité maximale en carbone est de 0,05 %. Communément appelée fer alpha, c'est un constituant très ductile, résilient, peu résistant et magnétique à la température ambiante jusqu'à 770°C (point de curie) [30]. La ferrite peut être granulaire ou aciculaire (figure 22). La dureté de la ferrite peut être améliorée en fonction des éléments d'addition (figure 23).



Ferrite granulaire



Ferrite aciculaire

Figure I.22. Aspect de la ferrite après attaque au Nital [30]

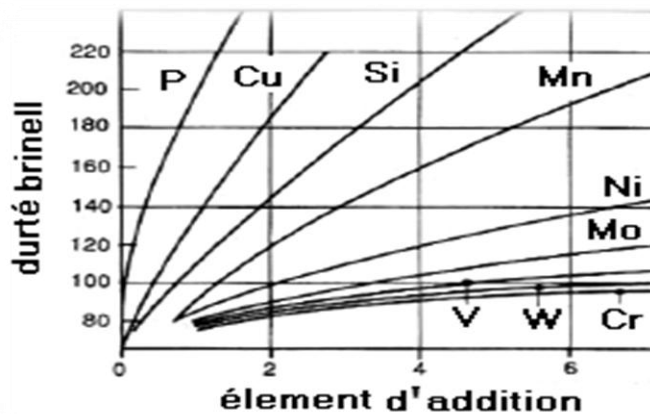


Figure I.23. Influence de quelques éléments sur la dureté de la ferrite [30]

➤ Perlite

C'est un agrégat composé de ferrite et de cémentite qui peut avoir des aspects lamellaires ou globulaire (après un recuit d'adoucissement) et se présente sous l'aspect de lamelle alternée de ferrite et de cémentite (figure I.24). La transformation perlitique a un caractère de diffusion en première étape. Elle est caractérisée par l'apparition des germes de cémentite sur les joints des grains de l'austénite. La deuxième étape montre le développement des germes de la cémentite suite à l'appauvrissement des places voisines en carbone de l'austénite et se transformant ainsi en ferrite. La solubilité du carbone dans la ferrite est très faible, ce qui conduit à la précipitation du carbone se trouvant dans la ferrite dans le domaine de l'austénite voisin [30].

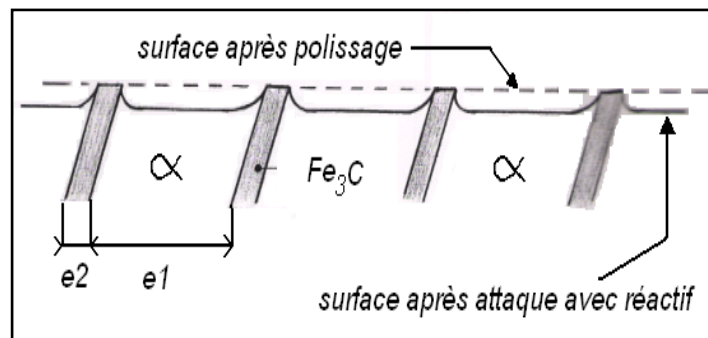


Figure I.24. Structure de la perlite [30]

➤ Austénite

C'est une solution solide de carbone dans le fer gamma de structure cristallographique cubique à face centrée (CFC), l'austénite permet une grande solubilité de carbone (jusqu'à 21 % massique 1147°C), ce constituant n'existe pas à la température ambiante, il est stable entre 911°C et 1392°C, l'austénite ne peut exister à la température ambiante que par un maintien hors équilibre à la faveur d'éléments d'alliage, appelés éléments gammagènes ou stabilisateurs du fer gamma (figure I.25), ces éléments sont le nickel et le manganèse.

L'austénite est très ductile entre 200 et 260 HB. Dans les phases des aciers alliés de l'austénite résiduelle peut être existé, sa présence en quantité plus ou moins grande dépend de la teneur en carbone, et du cycle thermique réalisé [30].

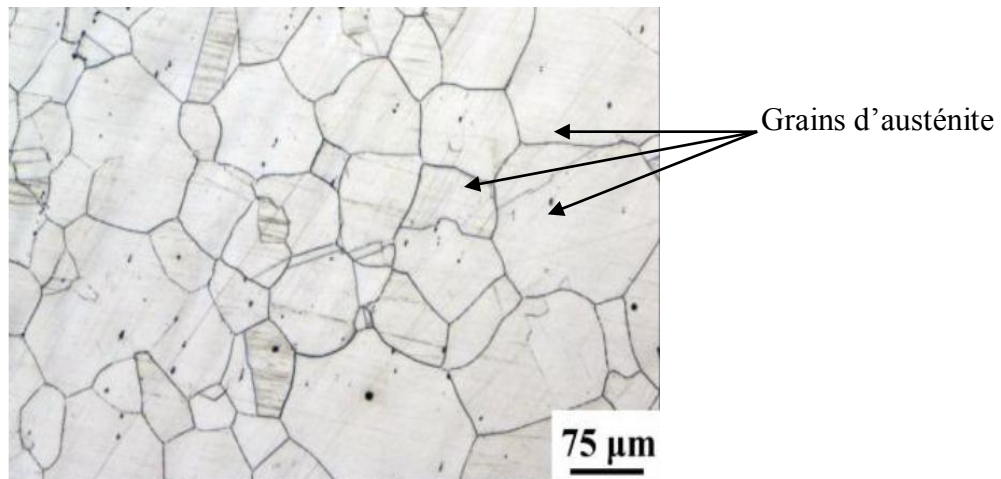


Figure I.25. Micrographie d'un acier austénitique [31]

Les conditions de formation et de transformation de l'austénite sont les suivantes :

- L'influence des éléments d'addition sur la formation de l'austénite montre qu'ils existent deux catégories d'éléments:

1) Ceux qui réduisent rapidement le domaine austénitique comme le silicium, le chrome, le molybdène etc.

2) Ceux qui l'étendent ou exercent peu d'influence, comme le manganèse, le nickel et cobalt.

Des teneurs croissantes en chrome, tungstène, molybdène, silicium, vanadium, titane réduisent les teneurs en carbone admissibles et finissent par fermer le domaine austénitique ; au contraire des teneurs croissantes de nickel, manganèse ou cobalt élargissent le domaine de l'austénite.

- Le traitement thermique de l'acier commence lorsqu'il est porté à la température d'austénitisation. En ajustant les conditions de refroidissement, en particulier la vitesse, il est possible de contrôler la transformation de l'austénite par la vitesse de refroidissement [18].

➤ Bainite

C'est un constituant de trempe intermédiaire, sa structure a un aspect voisin de celui de la martensite, c'est un agrégat de ferrite et de carbures, c'est un constituant qui présente les mêmes phases que la perlite (ferrite et cémentite), mais de structure vraiment fine, souvent en aiguilles ce qui lui confère de bonnes propriétés mécaniques, elle est dure et plutôt facile à usiner, ce constituant qui présente une morphologie aciculaire est obtenu après des vitesses de

refroidissement élevées, on distingue couramment deux arrangements typiques de bainite selon les températures de transformation : la bainite supérieure pour les températures les plus élevées, limitée par le domaine de la perlite, et la bainite inférieure pour des températures plus basses, limitée par le domaine de la martensite.

Les bainites supérieures qui peuvent être considérées comme étant des plaquettes de ferrite contenant des carbures orientés parallèlement à l'axe de la plaquette, ayant environ 0.2 micromètres d'épaisseur sur 10.

Les bainites inférieures qui s'assimilent à des plaquettes de ferrite contenant une fine précipitation de carbures dispersés dans la ferrite, ces carbures ne sont identifiables qu'en microscopie électronique, elle présente une microstructure et des caractéristiques cristallographiques très proches de celles de la bainite supérieure, la principale différence étant que les particules de carbures qui précipitent dans les plaques de ferrite [18].

➤ **Martensite**

La martensite est obtenue par cisaillement complexe du réseau de l'austénite. Elle a un aspect aciculaire, preuve de transformations successives presque instantanées dans certains plans cristallographiques des cristaux d'austénite. La transformation martensitique ne fait pas intervenir le phénomène de diffusion mais des mécanismes de cisaillement (figure I.26) [32]. Elle est très dure (450 - 650 HB) et obtenue par refroidissement rapide.



Figure I.26. Structure mixte, martensite + austénite résiduelle [33]

➤ **Troostite**

C'est un agrégat lamellaire semblable à la perlite, mais de dimension microscopique et de dureté plus élevée (supérieure à 400 HB). Souvent, elle est rencontrée avec la martensite. C'est

une perlite extrêmement fine obtenue par des vitesses de refroidissement supérieure à celle de la perlite. C'est un agrégat de ferrite et cémentite appelé trostite. Les nodules de trostite qui se développent à partir des joints de grains sont constitués par des lamelles ferrite-cémentite non séparables en microscopie optique. Cette microstructure est obtenue par trempe douce au cours de la décomposition de l'austénite.

I.6.2. Carbures

Dans la microstructure des aciers et en fonction de leur composition, de la nature et de la teneur en éléments d'alliages, divers types de carbures peuvent exister sous la forme simple et complexe (M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ etc.).

L'influence de la répartition des carbures est identique pour la cémentite des aciers au carbone et les carbures spéciaux des aciers alliés. Plus les particules de carbures sont grosses, plus leur influence est faible sur la résistance de l'acier le tableau I.6 présente quelques caractéristiques des carbure spéciaux [34]. Les carbures intergranulaires fragilisent fortement les aciers. Les carbures alliés (type cémentite alliée ou carbure spéciaux) ont essentiellement la même influence sur les caractéristiques de traction à la température ambiante et sur la résilience que la cémentite, mais ils peuvent exercer une influence particulière sur les propriétés comme la résistance à l'abrasion [21].

Tableau I.6. Caractéristiques de quelques carbures [34]

Carbures	Température de fusion (°C)	$\Delta H_{298\text{ K}}$	$\Delta G_{298\text{ K}}$	Hv(MPa.10 ³)
TiC	3140	- 183.6	- 180.0	29
ZrC	3550	- 184.6	- 181.3	27
HfC	-	- 226.9	-	-
VC	2830	- 83.7	- 83.7	24
NbC	3480	- 140.6	- 139.2	-
TaC	3880	- 161.2	- 159.5	18
Cr ₇ C ₃	1665	- 26.4	- 26.0	16
Cr ₂₃ C ₆	1580	- 17.9	- 18.4	10
MoC	-	- 10.0	-	-
Mo ₂ C	2410	- 22.8	- 23.5	14.79
WC	2755	- 35.2	- 35.2	20.85
W ₂ C	2800	- 23.0	- 24.5	14.5
Mn ₃ C	1520	- 5.0	-	-
Mn ₂₃ C ₆	1010	- 0.15	-	-
Fe ₃ C	1650	+ 8.3	+ 6.6	8.4

I.6.3. Modes de dispersion des carbures dans la matrice

Lorsqu'un constituant nouveau se forme dans une matrice métallographique, la grosseur des particules précipitées (carbures) est en générale très variées; elle est liée aux vitesses de diffusion et d'affinité des éléments chimique entrant dans cette matrice. Le carbure de fer peut apparaître sous forme de plaquettes ou lamelles, de réseau intergranulaire ou de particules quasi-sphériques. L'influence d'une répartition des particules dures (carbures) dans une matrice plastique ou ductile est mieux connue dans certains alliages que dans les aciers. Plus la dispersion est fine, plus l'agrégat est dur. L'aspect des dispersions dépend des conditions de refroidissement et de réchauffage de l'acier [23]. La figure I.27 présente une micrographie d'un acier à 0.06% de carbone illustrant la répartition des carbures Fe_3C de différentes tailles [35]

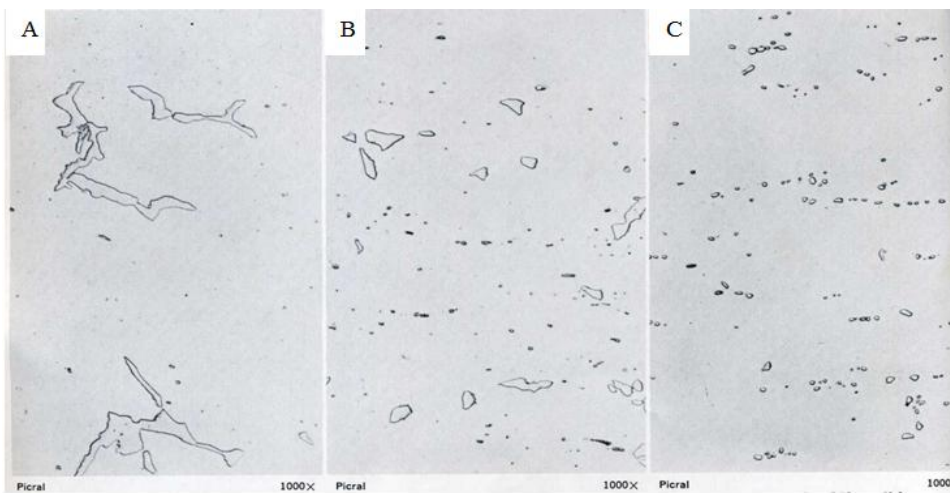


Figure I.27. Différents tailles de carbure d'un acier à 0.06% C
A: massif; B: moyen; C: fin [35]

Xinjie Di et al. ont travaillé sur l'évolution structurale (figure I.28), les propriétés mécaniques à différentes températures de préchauffage d'un acier austénitique au manganèse (figure I.29), la formation et la dispersion du carbure de vanadium VC dans la matrice (figure I.30) [36]. La précipitation du carbure de vanadium a été principalement limitée par la diffusion de vanadium dans la matrice austénitique. Le taux de croissance calculé des carbures VC précipités à une température de préchauffage T_p entre $750^{\circ}C$ et $1050^{\circ}C$ est de $8,01 \times 10^{-12} m^3 \cdot K \cdot s^{-1}$, ce qui était supérieur à la valeur théorique de $1,72 \times 10^{-13} m^3 \cdot K \cdot s^{-1}$ calculées pour une diffusion en volume contrôlé [36].

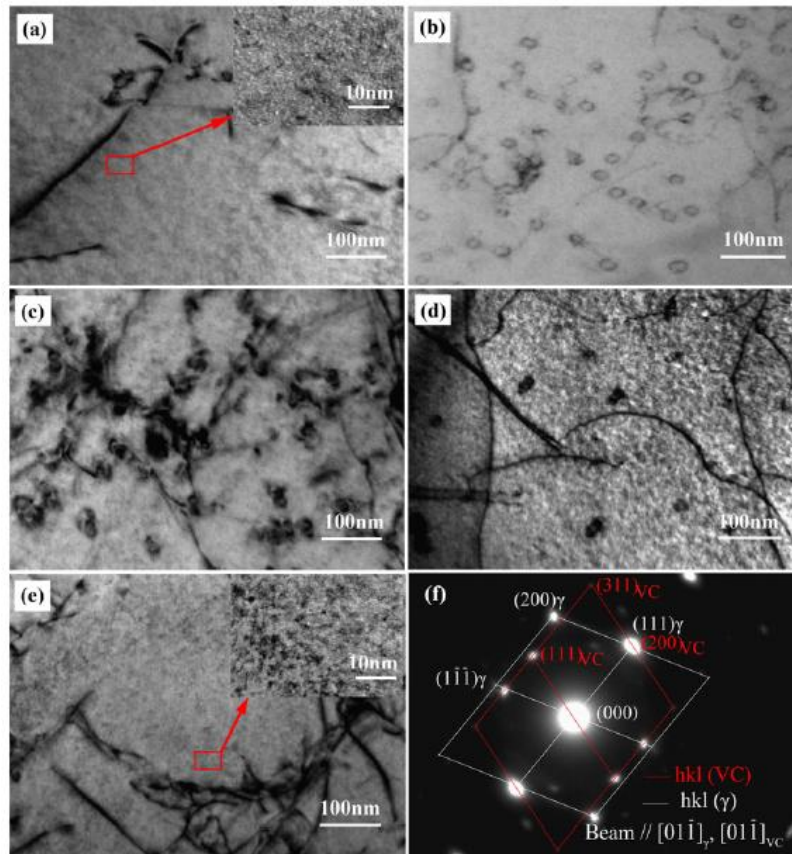


Figure I.28. Micrographie par (TEM) des échantillons à différentes T_p ; a : 650 °C, b : 750 °C, c : 850 °C, d : 1050 °C, e : 1250 °C et f : zone sélectionnée bombardée par des électrons de diffraction montrant le carbure VC et la matrice austénitique. [36]

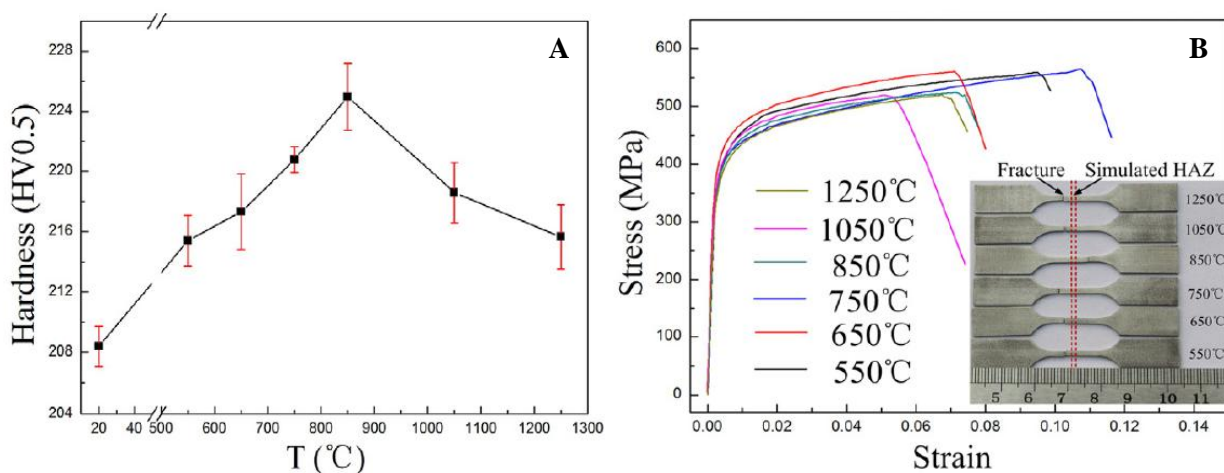


Figure I.29. Résultats de la dureté (A) et de la résistance à la traction (B) de l'acier austénitique à moyen manganèse allié au vanadium à différentes températures de préchauffage [36]

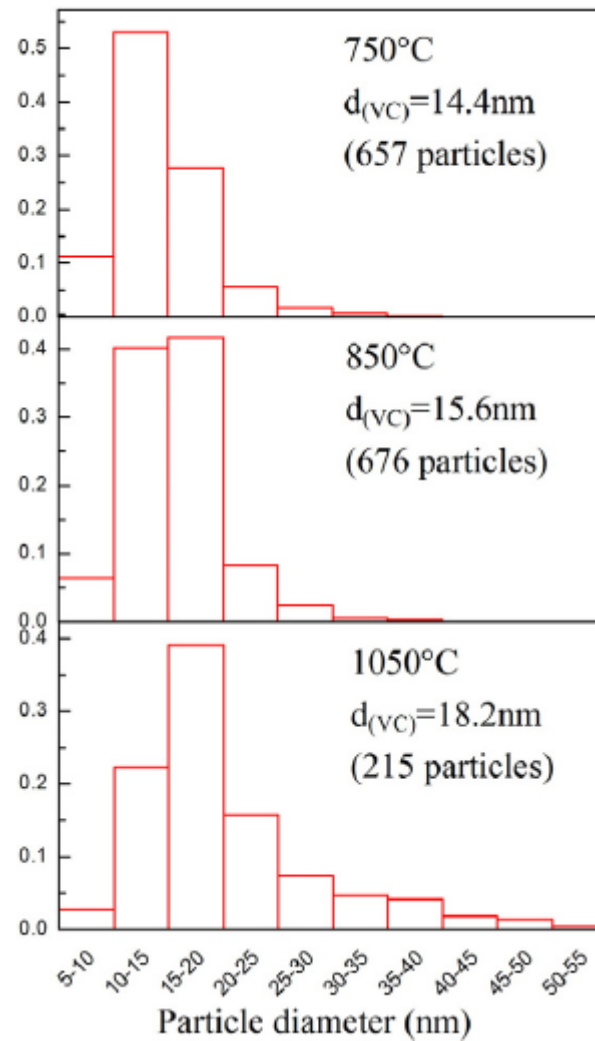


Figure I.30. Différents tailles et quantité de carbure de vanadium d'un acier austénitique à moyen manganèse alliée au vanadium à différentes températures de préchauffage [36]

I.7. Traitement thermique

I.7.1. Généralités

La structure micrographique des aciers est liée aux procédés d'élaboration et doit répondre aux conditions dans lesquelles les procédés de mise en forme sont utilisés (moulage, laminage, etc.). Elle peut être profondément modifiée par le traitement thermique. Ces modifications structurales, issues du traitement thermique, permettent de conférer au matériau des propriétés particulières adaptées à sa meilleure utilisation sous forme de pièce finie, ou à sa mise en œuvre dans les meilleures conditions sous forme de semi-produit.

Pour toutes ces raisons, le choix d'un traitement thermique suscite souvent plusieurs contradictions. Les solutions sont souvent multiples et le choix du traitement thermique pour une gamme de fabrication est d'une importance capitale.

Certaines propriétés sont relativement simples à relier à la structure micrographique, mais à la complexité d'un grand nombre d'entre elles s'ajoutent des possibilités d'évolution en fonction de paramètres physiques comme la température ou le temps qui étant à la base même des traitements thermiques, jouent un rôle prépondérant sur l'évolution des structures micrographiques. C'est par l'évolution du comportement, à l'échelle micrographique ou cristalline, en fonction de la température, que peut expliquer le rôle du traitement thermique sur certaines propriétés, ce qui impose des conditions d'emploi particulières de certains alliages.

Les traitements thermiques consistent à un ensemble d'opérations de chauffage, de maintien à une température donnée et de refroidissement appliqués à des alliages métalliques à l'état solide (figure. I.31). Si l'on considère l'ensemble des aciers de toute nature, on remarque que les différents traitements thermiques qui leur sont éventuellement appliqués reposent sur des bases métallurgiques communes. Ces traitements sont utiles pour stabiliser les dimensions des moulages et pour homogénéiser les structures; Ils sont nécessaires pour accroître les propriétés d'utilisation des pièces soumises dans leur ensemble à des fortes sollicitations mécaniques ou à des emplois superficiels particuliers.

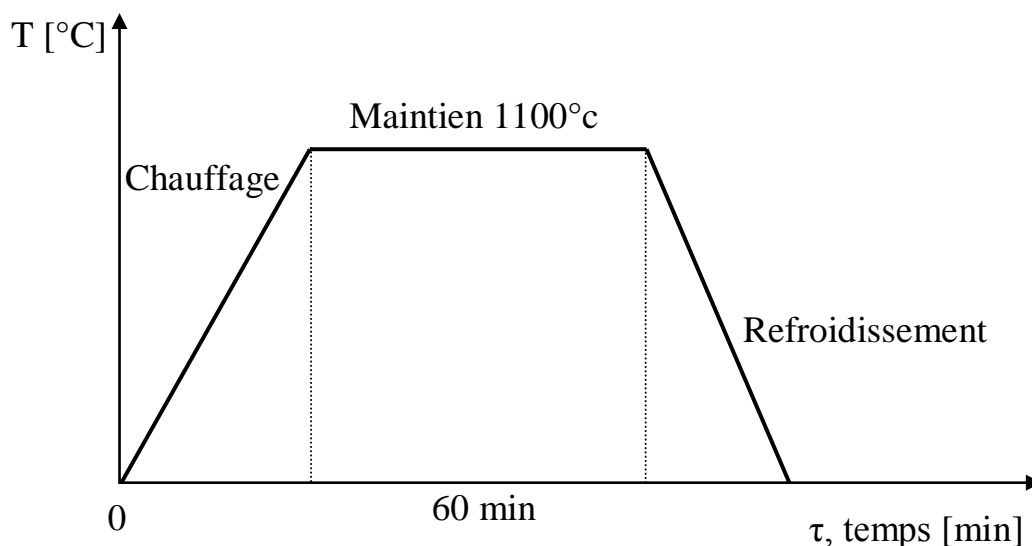


Figure I.31. Différents cycles d'un traitement thermique [20]

Les traitements thermiques agissent sur la matrice en modifiant la nature de ses constituants et parfois même en transformant profondément la structure. De même, les aciers alliés à structure austénitique nécessitent le plus souvent un traitement thermique spécifique pour obtenir une matrice déterminée. Les divers résultats pratiques que l'on peut viser par des traitements thermiques de la matrice des aciers sont les suivants :

- Réduction des contraintes internes,
- Accroissement de l'usinabilité,
- Obtention d'une bonne ténacité,
- Augmentation des caractéristiques mécaniques,
- Augmentation de la résistance à l'usure.

Pour éliminer les contraintes internes qui peuvent provenir de dessin des pièces, de l'inégalité excessive des sections, de l'absence de congés de raccordement, des conditions de coulée, d'une composition chimique inadéquate et du traitement thermique mal effectué, un revenu de détente est nécessaire car ces contraintes sont susceptibles de provoquer des ruptures en service [20].

I.7.2. Différents types de traitements thermiques

a. Trempe

Après chauffage et maintien, les pièces sont soumises à un refroidissement selon un mode approprié, dont la vitesse est réglée par le milieu de trempe utilisée. Le refroidissement peut se faire à l'air calme, air soufflé, dans l'huile, en bains de sels, etc., et suivant les alliages et les caractéristiques recherchées [20]. Pour obtenir une trempe efficace, il est nécessaire de chauffer le métal à une température assez élevée jusqu'au domaine austénitique, plus fréquemment entre 925 et 950 C° et jusqu'à 1100 C° pour les aciers au manganèse [20].

b. Revenu

C'est une opération qui suit le traitement thermique (généralement la trempe). Les paramètres principaux du revenu sont la température de chauffage et la durée de maintien à cette température. La vitesse de refroidissement après revenu a une influence faible sur l'état des contraintes résiduelles. Néanmoins plus le refroidissement est lent, plus les contraintes résiduelles sont faibles [18]. Le revenu a pour rôle essentiel de faire évoluer une structure hors équilibre, obtenue par trempe, vers un état proche de l'équilibre. Il s'effectue à température modérée inférieure à la température de trempe. Il existe plusieurs types de revenus :

- Revenu à basse température : Ce dernier s'effectue avec un chauffage entre 200°C et 300°C ;
- Revenu à température intermédiaire : Il se réalise entre 300 et 500°C ;
- Revenu à haute température : Il se fait entre 500 et 700°C.

Le plus souvent, il ne permet pas d'atteindre l'état d'équilibre obtenu par recuit. La nature des phases obtenues et leur composition sont en général voisines de celles obtenues par recuit, mais la structure micrographique est considérablement plus fine.

La trempe et le revenu des aciers n'ont pas seulement pour but de régler la dureté mais visent plutôt à établir le meilleur compromis entre l'usinabilité, la résistance à l'usure et les caractéristiques mécaniques (résistance, résilience, plasticité etc.) [18].

c. Recuit

Le but visé par le recuit consiste à mettre le métal dans un état d'adoucissement ne présentant aucune trace laissée par les diverses manipulations subies antérieurement par le métal. Le recuit est un traitement thermique qui est composé d'opérations de chauffage, du séjour et un refroidissement ultérieur lent. Ce traitement comprend un chauffage au-dessus de l'intervalle de transformation. Le refroidissement qui suit le maintien à cette température doit être réalisé afin d'obtenir les constituants et la dureté désirée selon la vitesse de refroidissement. Ce traitement se réalise suivant les étapes suivantes :

- Refroidissement rapide à l'air ;
- Refroidissement lent, dans le four.

Trois types de recuit peuvent être envisagés :

- Recuit complet à haute température, supérieure à 900°C ;
- Recuit à température moyenne, supérieure à la température de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$;
- Recuit à basse température, au-dessous de l'intervalle de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ [18].

I.7.3 Traitement thermique des aciers fortement alliés austénitiques

Les traitements thermiques constituent une phase importante du cycle de fabrication des aciers moulés. En effet les pièces moulées en acier, contrairement à un certain nombre de produits corroyés, sont la plupart du temps livrés traités thermiquement, prêt à l'usage avant usinage.

Le rôle essentiel des traitements thermiques est de modifier la structure brute de coulée obtenue dans le moule afin d'obtenir les caractéristiques recherchées. En effet, la structure brute de coulée est loin de conduire aux caractéristiques optimales car elle peut être généralement grossière et hétérogène :

- soit parce qu'elle résulte d'une transformation allotropique à partir d'une structure austénitique formée à haute température : c'est le cas des aciers non alliés ou alliés jusqu'à 16 % de chrome environ ;
- soit parce qu'elle est directement issue de la solidification, en totalité ou en partie, et/ou que des précipités indésirables se sont formés lors du refroidissement dans le moule : c'est le cas des aciers austénitiques au manganèse et des aciers inoxydables austénitiques et austénito-ferritiques [37].

Les pièces en acier moulés ne présentant pas de transformation allotropique $\alpha \rightarrow \gamma$, comme pour les aciers austénitiques au manganèse, inoxydables austénitiques et austénito-ferritiques. Ces derniers sont soumis à un traitement de mise en solution à haute température (1050 à 1200°C) suivi d'un refroidissement rapide (hypertrempe) destiné à mettre en solution les carbures ou phases intermétalliques précipités lors du refroidissement dans le moule afin d'obtenir les caractéristiques optimales recherchées.

Dans le cas des aciers austénitiques à 12 % Mn, le traitement est effectué entre 1050 et 1100°C avec un refroidissement à l'eau (figure I.32). La mise en solution complète des carbures (Fe, Mn)₃C présents à l'état brut de coulée conduit à une structure totalement austénitique garantissant l'association d'une ductilité élevée à cœur et d'une grande dureté (45 à 50 HRC) de la couche superficielle écrouie des pièces devant résister à l'usure sous l'effet de chocs [38].

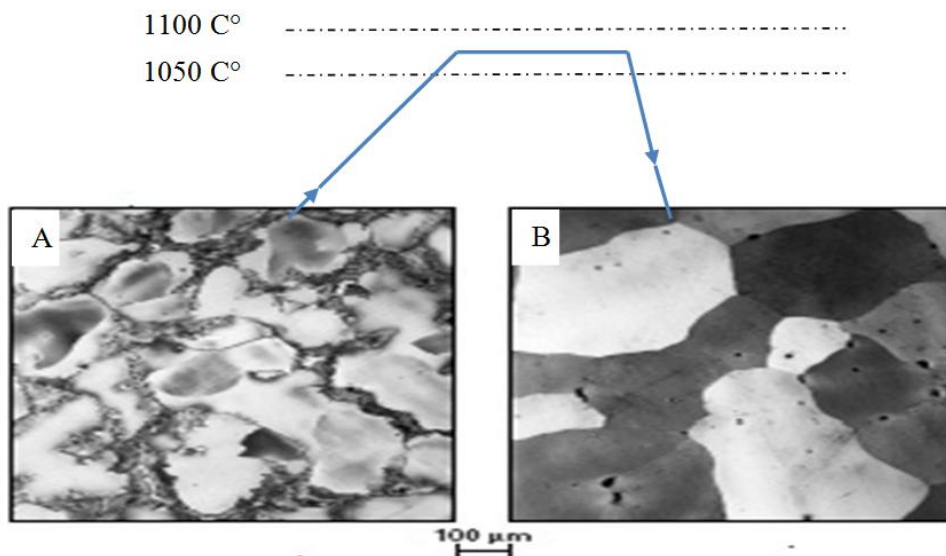


Figure I.32. Micrographie d'un acier austénitique au manganèse :
A : avant hypertrempe
B : après hypertrempe [37]

Xiaoyun Yuan et al. ont travaillé sur l'influence du recuit à différentes température sur la taille des grains et les propriétés mécanique d'un acier austénitique à haute teneur en manganèse (25Mn-2Cr-2Al-0.3C-0.01N) [39]. Il ressort de cette étude que la température de recuit a un effet considérable sur la taille des grains (figure I.33 a et b et I.34) et les propriétés mécanique de l'acier austénitique à haute teneur en manganèse (figure I.35). La variation de la température de recuit entre 700 et 1000 °C a induit une augmentation de la taille des grains de 2,2 µm à 28,7 µm. Le recuit à 700° a donné les meilleurs résultats de résistance à la traction (725,0 Mpa) et l'allongement est passée de 33,2% à 54,2%. Par contre, les recuits à 800, à 900 et à 1000°C ont manifesté un grossissement de grain plus important que dans le cas du recuit à 700°C. Ce phénomène est ainsi lié à la température. Lorsque la température de recuit est haute ; les grains deviennent grossiers et les caractéristiques sont faibles (figure I.34 et I.35) [39].

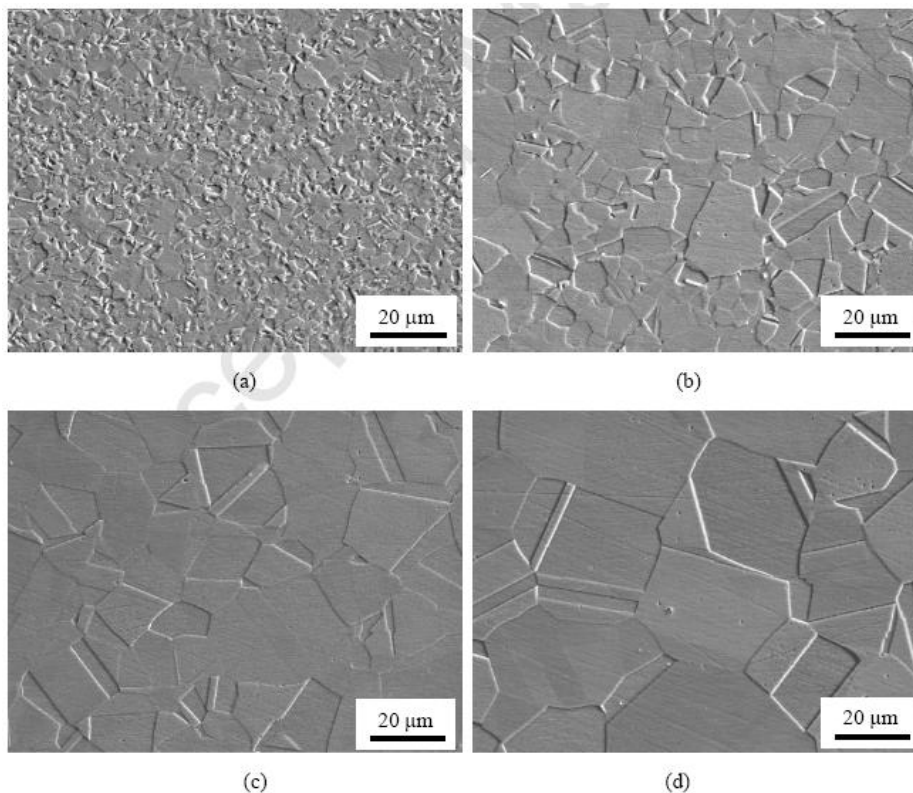


Figure I.33. Micrographie d'un acier austénitique au manganèse présent la variation de la taille des grains avec des différentes températures de recuit :
a : 700°C b : 800°C c : 900°C d : 1000°C [39]

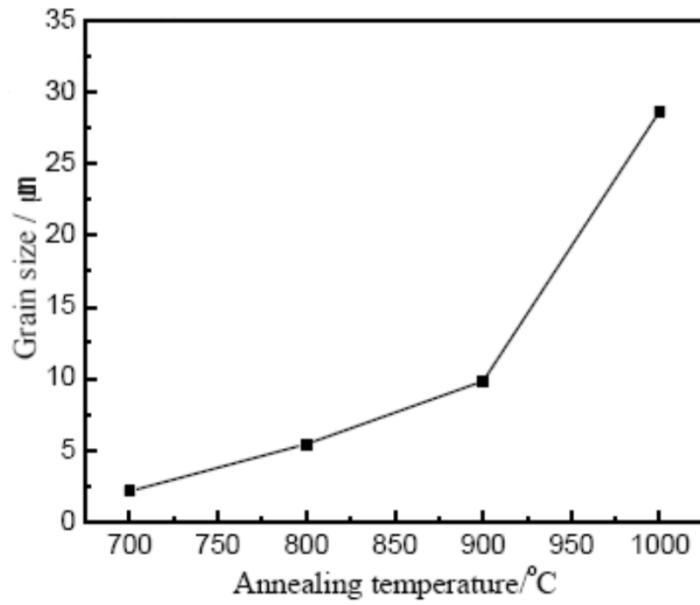


Figure I.34. Valeurs de la taille des grains d'un acier austénitique au manganèse par rapport aux différentes températures de recuit [39]

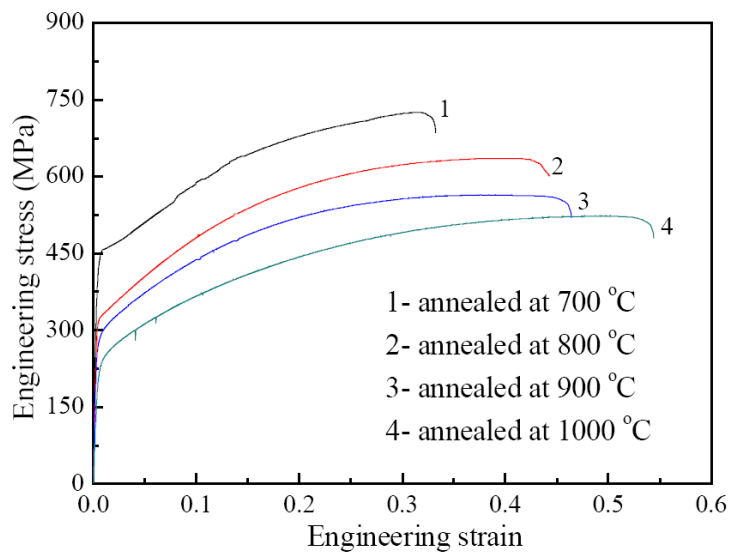


Figure I.35. Résultats d'essai de traction d'un acier austénitique au manganèse à différentes températures de recuit [39]

I.8. Usure des aciers

L'usure est un ensemble complexe de phénomènes difficiles à interpréter, amenant une émission de débris avec perte de masse, de cote, de forme et s'accompagnant de transformations physiques et chimiques des surfaces.

L'usure est généralement combattue à cause de ses effets négatifs, mais elle présente aussi des aspects favorables. L'affûtage d'un outil, la finition d'une surface par rectification, l'écriture de la craie sur le tableau ou du crayon sur le papier sont des exemples d'usures abrasives utiles.

La plupart du temps, l'usure globale d'un mécanisme est due à plusieurs processus qui agissent simultanément, plus rarement à un processus bien défini et identifiable. L'effet de ces actions simultanées est souvent plus important que la somme des effets que l'on produirait en faisant agir séparément les divers processus. Un mécanisme passe normalement par trois phases d'usure successives (figure I.36) [40]:

- L'ultime finition des surfaces lors du rodage : les actions sur les grosses aspérités diminuent avec le temps, les pics sont arasés progressivement tandis que les vallées restent intactes. Le taux d'usure et le facteur de frottement baissent, les portées s'améliorent, les films d'huile s'amincissent. Une nouvelle topographie remplace la rugosité originale de la pièce. Si l'usure se ralentit lors de la mise en fonctionnement, une amélioration est remarquée de l'état de surface et réciproquement ;
- La vie utile correspond au régime d'usure doux : la couche superficielle très dure qui semble se former est éliminée peu à peu sous forme de petites écailles. L'usure douce diminue la rugosité, tandis que l'usure sévère l'accroît ;
- Enfin, la vieillesse se caractérise par une usure sévère qui aboutit à la mise hors d'usage.

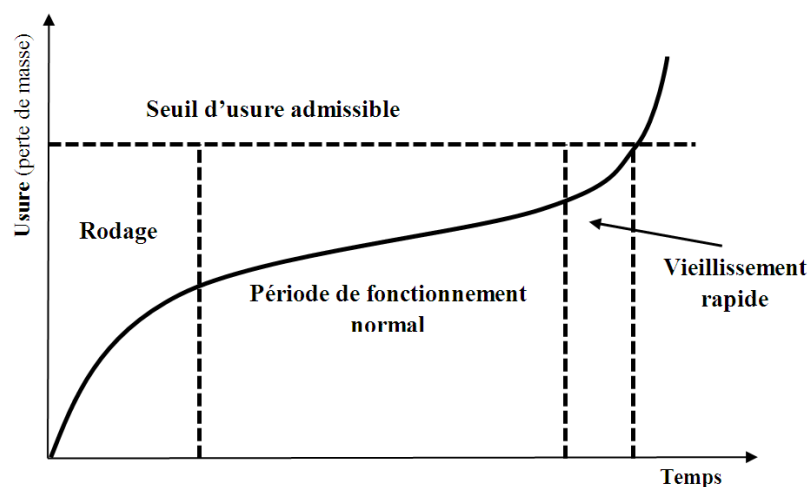


Figure I.36. Evolution de l'usure d'un matériau [41]

Toutes pièces de construction mécanique qui créent ou transmettent un mouvement subissent un frottement. Quand il s'agit de la manutention de solide, de liquide et même de gaz, les frottements entraînent des abrasions, des érosions, des attritions et des phénomènes complexes qui se traduisent par une usure de la matrice métallique et des constituants qu'elle enrobe. Or, l'usure a un double impact sur le fonctionnement des machines ; elle diminue la précision donc la qualité des opérations et elle augmente le prix de revient global par la nécessité de remplacer les pièces ayant dépassés le taux critique d'usure. C'est pour cette raison qu'en tout temps, une grande importance est donnée aux moyen permettant de diminuer l'usure et qui fait l'objet de notre étude.

On a longtemps supposé qu'il existe une relation directe entre l'usure et la dureté, parce qu'on admettait que l'usure est le résultat d'une pénétration superficielle d'un alliage dans un autres. Mais le processus est compliqué et présente de nombreux aspects, même si l'on ne tient pas compte des lubrifiants, des oxydations par frottement et d'autres particularités dont certains peuvent passer aux premiers plans. Ces facteurs, surtout la dureté dépendent essentiellement des constituants microstructuraux.

D'une manière générale, une structure est d'autant plus résistante à l'usure que ses constituants sont plus solidement enchâssés dans la matrice et qu'ils sont à grains plus uniformes et plus fins [42]. Dans la perlite, la répartition régulière des plaquettes de la cémentite dans la ferrite donne une cohésion difficile à rompre. Mais une résistance beaucoup plus élevé est obtenue avec des matrices martensitiques. Il en résulte que le type de matrice ainsi que sa finesse jouent un rôle important et par conséquent les traitements thermiques sont nécessaires.

Dans la plupart des cas, les modes de dégradation par usures se rapportent à des phénomènes de surface. Lorsque deux surfaces glissent l'une sur l'autre, de la matière est enlevée de l'une et de l'autre surface. Sous une faible charge, cette perte de matière interviendra du fait de la perte de grains isolés ou de parties de grains isolés. Ce processus est généralement appelé attrition. Sous une charge plus élevée, la perte de matière intervient parce que des amas de grains sont détachés. Ce processus est connu sous le nom d'abrasion. Ces deux processus aboutissant à une perte de matière en surface contribuent à l'usure. Dans la pratique, la perte de matière est souvent conditionnée par l'environnement local.

La nature de l'usure est très complexe et sa vitesse est fonction de nombreux facteurs (vitesse des surfaces, température etc.). Il convient d'analyser avec prudence les phénomènes et les L'usure dépend des vitesses relatives des surfaces et des particules, de la forme et de la résistance des grains. Elle croît avec la taille de ces derniers, se stabilisant pour une dimension

critique voisine de 0,1 mm et varie selon que les contraintes sont faibles ou fortes, les charges agissent directement ou indirectement en brisant ou en déformant les grains abrasifs. L'usure croît dès que la dureté de l'abrasif atteint 0,7 fois celle de la surface usée et se stabilise quand elle atteint 1,7 fois.

Ali Nasajpour et al, ont étudié l'influence du molybdène sur la résistance à l'usure d'un acier austénitique au manganèse. A travers cette étude, ils ont montré que l'acier austénitique au manganèse allié à 2.2% de molybdène présente de meilleures résistances à l'usure jusqu'à 1100m de distance (figure I.37) [43].

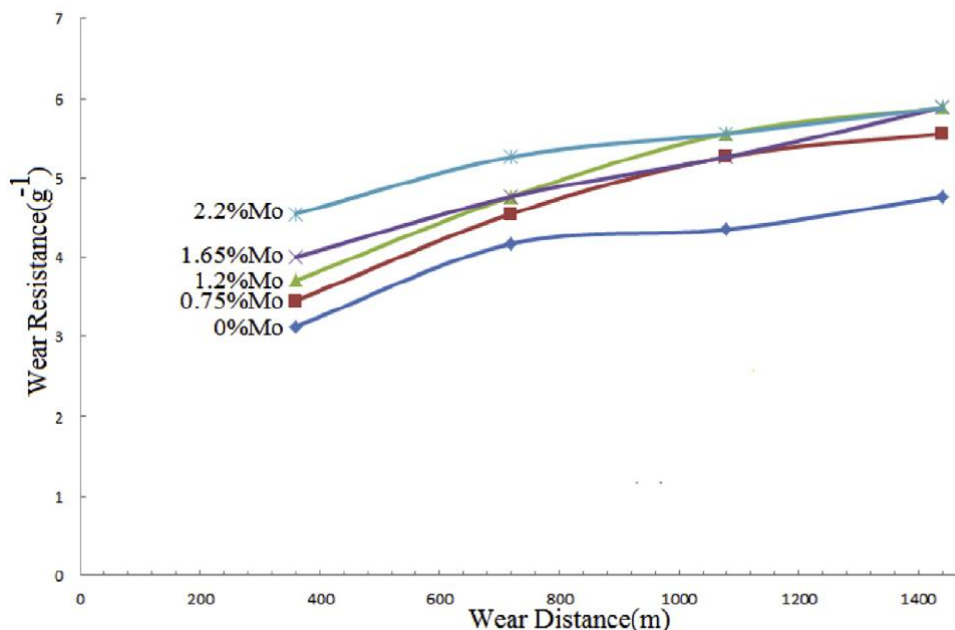


Figure I.37. Evolution de la résistance à l'usure en fonction de la distance parcourue d'un acier au Mn allié au Mo [43]

I.8.1. Types de l'usure

➤ Usure par frottement

L'une des causes de l'endommagement en cours de service des pièces mécaniques provient du frottement de surfaces, en mouvement (figure I.38). L'usure des surfaces par frottement se traduit, le plus souvent en cours de fonctionnement, par une élévation de température, des modifications géométriques, des transformations physico-chimiques ou encore par des enlèvements de matière. Elle est due au cisaillement par frottement des micro-soudures ou jonctions qui se forment entre deux aspérités en contact direct métal-métal, elle est

accompagnée d'un échauffement au moins local des surfaces métalliques, qui à l'observation visuelle, se traduit par l'aspect des empreintes d'usure [42]. On peut résumer les étapes qui conduisent à la formation d'un fragment d'usure par frottement, comme suivant :

- Déformation plastique de l'aspérité et pénétration des films de surface ;
- Formation du joint d'adhérence entre les matériaux de base débarrassés de leur oxyde ;
- Bris de l'aspérité dans le matériau de base et formation d'un fragment d'usure.

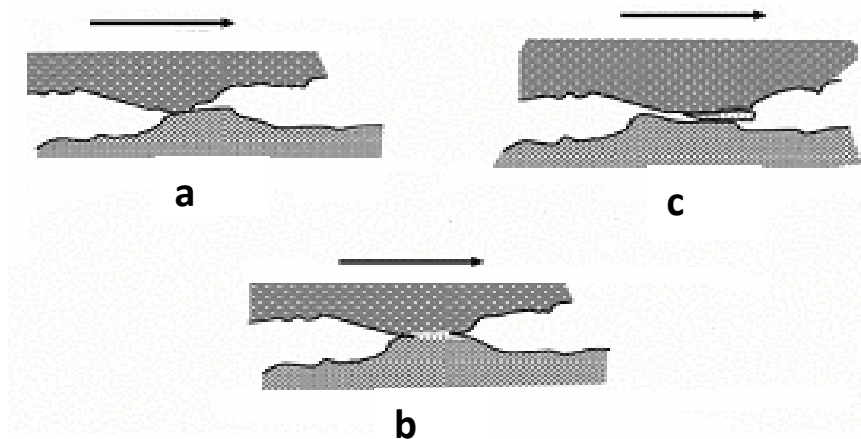


Figure I.38. Formation d'un fragment d'usure par frottement et adhérence [42].

a : usure a deux corps, b : usure trois corps, c : formation d'un fragment.

➤ Usure par abrasion

Cette forme de dégradation est généralement combattue, mais aussi utilisée pour l'usinage. Des taux d'usure importants sont recherchés et obtenus avec des outils abrasifs en rectification, affûtage, etc. L'abrasion coûte très cher, on lui attribue à peu près le tiers des pertes totales économiques dues à l'usure. Elle concerne de nombreux mécanismes fonctionnant dans des conditions sévères : machines agricoles, matériels de travaux publics, matériels miniers etc. L'usure est assez constante au cours du temps, le volume des débris croît linéairement avec la charge appliquée et la distance parcourue. La vitesse n'intervient que si l'échauffement modifie les caractéristiques du matériau (figure I.39) [40].



Figure I.39. Forme d'usure par abrasion sur un tourillon [39]

L'usure peut résulter des protubérances d'une des pièces ou des particules qui circulent dans l'interface. On peut distinguer deux modes d'usure par abrasion :

- L'abrasion à deux corps, dans laquelle la pièce la plus dure « lime », « râpe » la plus tendre ;
- L'abrasion à trois corps, dans laquelle des éléments plus durs que les pièces en présence s'incrustent dans la pièce la moins dure [40].

La perte de matière dépend à la fois du matériau usé et de l'abrasif. L'aspect des sillons fournit de précieuses indications :

- S'ils sont brillants et très peu profonds, les aspérités de la pièce antagoniste ont raclé les couches d'oxydes ;
- S'ils sont isolés et brusquement interrompus, des particules dures introduites entre les surfaces se sont plus ou moins incrustées ;
- S'ils sont ininterrompus et rayent la pièce dure, des particules abrasives sont enchâssées dans la pièce tendre [40].

L'abrasion combine déformation et coupe. Elle creuse d'abord des sillons puis, si les capacités de déformation sont dépassées, elle enlève des micros copeaux. Les bourrelets latéraux des sillons peuvent se détacher ultérieurement. Lors d'un usinage par abrasion, on fait tout pour que le métal soit enlevé sous forme de petits copeaux, tels que ceux que l'on retrouve dans le fluide de refroidissement d'une rectifieuse.

Pour rayer une surface il suffit d'une autre plus dure de 20 à 25 %. L'abrasion par coupe, fonction de la forme des aspérités, est négligeable si le rapport des duretés est compris entre 0,8 et 1,3. Les débris émis par les surfaces acquièrent une dureté bien supérieure à celle des

matériaux en présence, provoquant une abrasion à trois corps. Ceci est dû à l'écrouissage et à l'oxydation. L'abrasion modifie profondément les couches superficielles qui deviennent comparables à celles obtenues par laminage. Les surfaces durcissent et résistent mieux à l'abrasion elle-même. Les caractéristiques de l'ambiance modulent l'abrasion mais influent en général assez peu si la vitesse d'usure est grande [40].

Lors des chocs, il y a ébranlement du matériau de la surface et bris du système cristallin, les dégâts sont fonction de l'énergie cinétique, donc de la masse et du carré de la vitesse de la particule. L'enlèvement de matériau croît très vite avec la vitesse.

Le comportement est très différent selon la nature du matériau :

- Si ce dernier est ductile, on trouve des rides annulaires très écrouies, cassantes et la vitesse d'usure passe par un maximum pour des angles d'incidence de 20 à 30° [39] ;
- S'il est très dur et fragile, on ne trouve que des craquelures et l'usure augmente continûment avec l'angle d'incidence [40].

L'usure abrasive est définie comme étant l'usure par déplacement de matière, produite par des particules dures ou des protubérances dures. Donc l'usure abrasive est le résultat du frottement de glissement par labourage ou par déformation plastique. L'usure peut se faire à deux corps, directement à partir des solides en contact ou bien à trois corps comme l'indique le schéma (figure I.40). Il faut noter que l'usure abrasive existe toujours quel que soit le système mécanique. En effet, les débris d'usure générés par les autres modes (adhésions ou fatigue) sont généralement plus durs que les surfaces en contact et par suite participent à l'abrasion, ainsi que les grains abrasifs constitués de poussières ou de sable de fonderie.

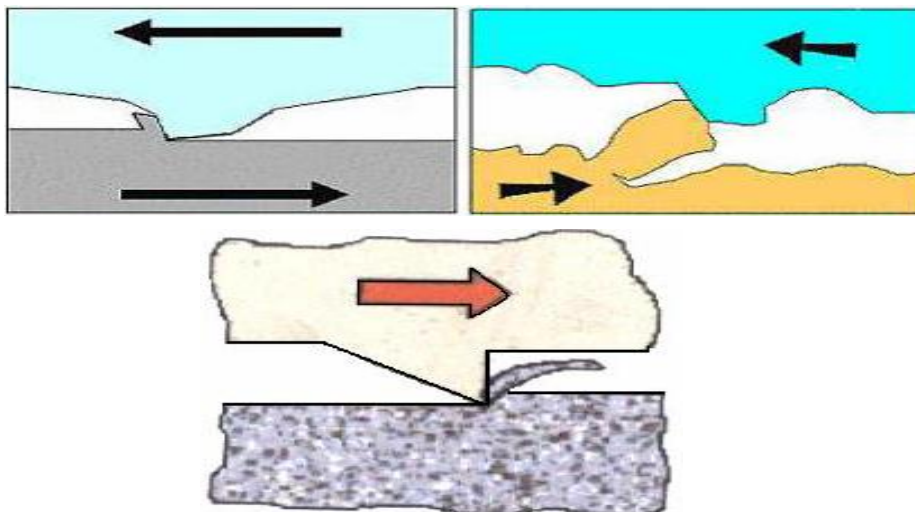


Figure I.40. Schéma de principe de l'usure abrasive à deux corps [41]

La figure 1.41 montre comment l'usure abrasive se fait par les aspérités ou protubérances dures d'une des surfaces sur l'autre plus tendre, appelée "abrasion à deux corps". Les sillons sont formés parallèlement à la direction de déplacement des aspérités abrasives. En général, un matériau mou et malléable conduit à une usure uniforme tandis que pour un matériau plus dur, l'usure est plus localisée dans la région inter lamellaire ou les couches d'oxydes forment des points faibles et entraînent le décollement des lamelles.

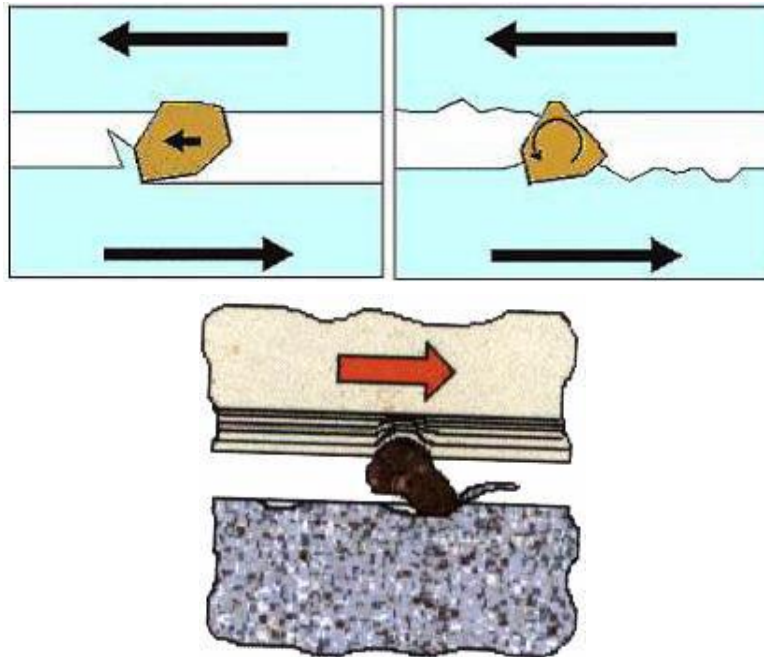


Figure I.41. Schéma de principe de l'usure abrasive à trois corps [41]

L'usure abrasive dite à trois corps est provoquée par des particules dures, soit véhiculée entre les deux surfaces en contact, soit enchâssées dans l'une d'elles, généralement la plus tendre. L'accumulation de débris d'usure entre les corps finit par constituer une couche intermédiaire dite troisième corps (figure I.41). Le cisaillement de la couche intermédiaire est la principale source de frottement. Le rodage, le broyage, le polissage à la pâte ou à la poudre sont des genres d'usure abrasive à trois corps.

L'essai d'usure conventionnel à trois corps par frottement et impact utilisé par plusieurs auteurs Wei Wang et al, Shi-guang Peng et al, et Cunyu Wang et al [44,45,46] est présenté par la figure I.42.

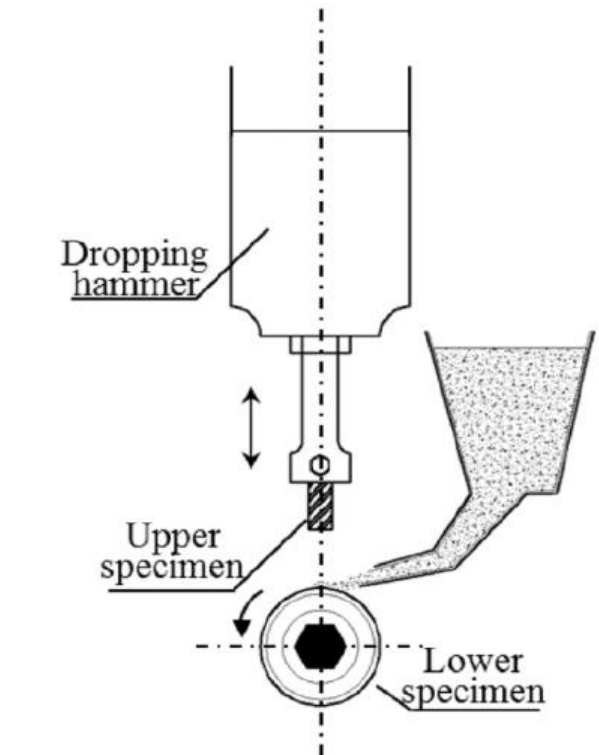


Figure I.42. Dispositif d'essai d'usure à trois corps [44,45,46]

I.9. Durcissement par écrouissage des aciers austénitiques au manganèse

La capacité d'écrouissage remarquable des aciers austénitiques au manganèse a fait l'objet de nombreuses études [47-57] cherchant à mettre en évidence les mécanismes permettant d'obtenir de telles propriétés. Un grand nombre d'observations ont été effectuées, mettant en évidence, en fonction des compositions chimiques et des conditions d'essai, toutes sortes de mécanismes de plasticité : déplacement de dislocation avec formation de cellules ou de parois de haute densité de dislocations, maillage, transformation martensitique [12].

Les travaux de Rémy et Pineau [47 - 48], puis de S. Allain et al. [49 - 50] ont eu pour objet de corrélérer l'apparition ou la prédominance d'un mécanisme par rapport à un autre en fonction de l'énergie de faute d'empilement (EFE) du matériau. Cette dernière étant sensible à la fois à la composition chimique de l'alliage et à la température (elle augmente avec la température). Leurs observations sur des aciers de composition chimique contenant environ 20% de Mn et 0.6% de C ont permis d'établir une carte d'isovaleurs de l'énergie de faute d'empilement en fonction de la composition chimique à 300K (figure I.43).

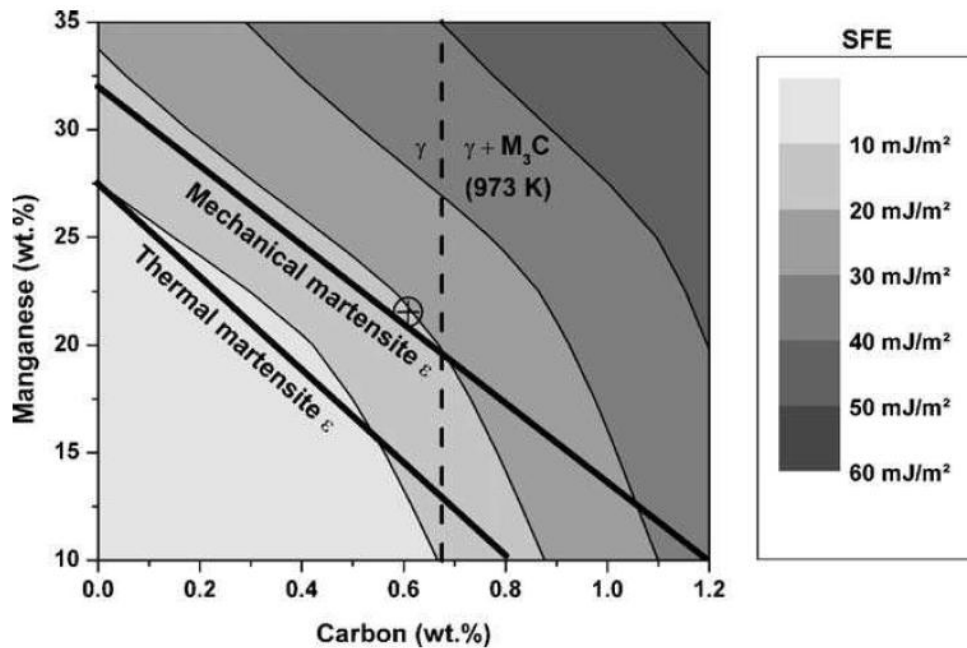


Figure I.43. Isovaleurs de l'énergie de faute d'empilement du système Fe-Mn-C [49]

Ces auteurs [47-50] indiquent que tant que l'énergie de faute d'empilement est suffisamment basse, le mécanisme prédominant est la transformation martensitique γ (cfc - austénite) $\rightarrow \epsilon$ (hc - martensite) $\rightarrow \alpha$ (cc - martensite). Des compositions chimiques légèrement différentes traitées par Rémy et Pineau (Fe-20Mn-4Cr-0.5C) et Allain et al. (Fe-22Mn-0.6%C) ont montré que les valeurs limites entre les différents domaines varient également. Dans une étude réalisée récemment par de Barbier et al. [51], l'évolution de la microstructure d'un acier à 22% Mn et 0.6% C après l'essai de traction à 20°C, un développement du maillage sur toute la zone déformée a été constaté.

Par ailleurs, Dumay et al. [52] ont déterminé par un modèle thermomécanique l'effet des éléments d'addition sur l'énergie de fautes d'empilement sur les aciers Fe-Mn-C et en particulier l'acier (Fe-22Mn-0.6C). Ils ont montré que l'aluminium et le cuivre augmentent l'énergie de faute d'empilement, contrairement au chrome et au silicium qui la diminuent.

Ces résultats ont été complétés par un certain nombre de travaux visant à quantifier le taux d'écroutissage associé à chacun des mécanismes de déformation plastique. De nombreux essais ont notamment été réalisés sur des aciers austénitiques au manganèse alliés à l'aluminium afin de diminuer, voire de supprimer le phénomène de maillage par élévation de l'énergie de faute d'empilement [42-53]. Il a été observé que pour une composition chimique nominale standard de l'acier Hadfield, l'ajout d'aluminium augmente la limite élastique mais diminue la contrainte et la déformation à la rupture. Le phénomène de « peau d'orange » diminue quand la quantité d'aluminium rajouté augmente [42]. Ceci est dû au changement du mécanisme de

déformation. C'est à qu'on passe d'un mécanisme de déformation par maclage pour un acier Hadfield standard à un mécanisme de glissement de dislocations en ajoutant de l'aluminium [55]. Selon Canadinc et al. [53], l'aluminium augmente le coefficient d'écroutissage de l'acier Hadfield. Ueji et al. [56] indiquent que pour un acier austénitique de composition chimique Fe-31Mn-3Al-3Si, un affinement de la taille de grain limite le phénomène de maclage (et donc l'allongement à rupture) sans diminuer le taux d'écroutissage.

Ronlong Xiong et al, et Y.H. Wen et al ont étudié l'effet de choc continu sur la surface de travail ou la partie écroutie et les caractéristiques mécaniques de plusieurs types d'acier au manganèse 18Mn 6Si 0.35C, 17Mn 6Si 0.35C.etc [57-58]. Les caractéristiques mécaniques tel que la microdureté et la résistance à la traction présentent que l'acier à 17%Mn et à 3% Si donne les meilleurs résultats de traction et un allongement proche à celui de l'acier Hadfield figure I.44; par contre, les résultats de la microdureté sont presque les même à la surface de travail de le échantillon (figure I.45) [58].

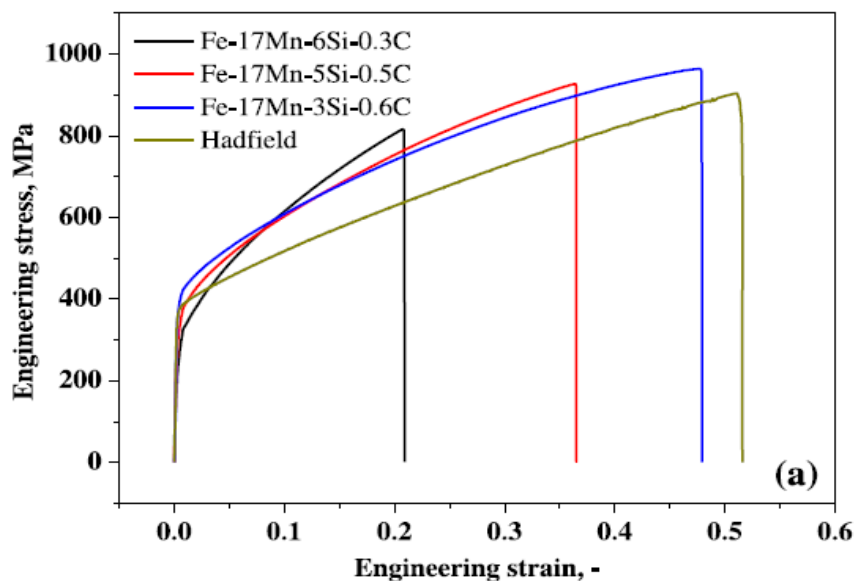


Figure I.44. Involution de la résistance à la traction de différents types d'acier au manganèse [57]

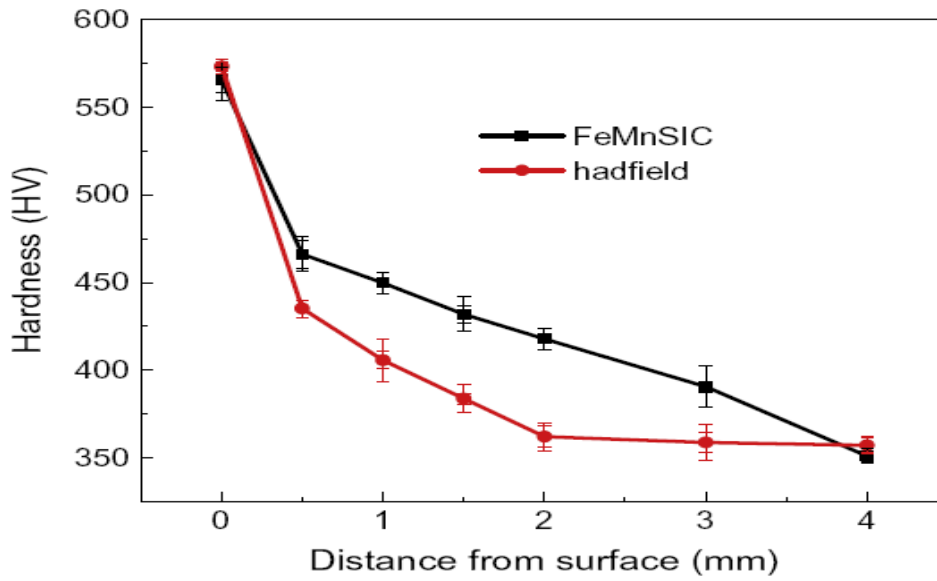


Figure I.45. Evolution de la microdureté par rapport à l'épaisseur d'un acier austénitique à 13% manganèse et d'un acier allié à 18Mn - 6Si - 0.35C après 100 min de frappe continue avec une force de 100 J [58]

Chapitre II

Techniques expérimentales

II. TECHNIQUES EXPERIMENTALES

Dans ce chapitre nous avons traité les différentes technique et équipements utilise pour l'élaboration, observation et la caractérisation des échantillons expérimentés en acier au manganèse.

II.1. Coulée des échantillons

Les échantillons destinés aux différents essais (analyse micrographique, dureté, microdureté et usures) sont élaborés selon les étapes suivantes :

- Confection des moules en sables en résine furanique (auto-durcissant à froid) pour la coulée des éprouvettes cylindriques (figure II.1) ;
- Broyage des ferroalliages dans un broyeur à cylindre ;
- Fusion de l'acier dans un four électrique à arc de capacité de 6 tonnes dont la composition chimique est présentée par le tableau II.1;
- Inoculation par plusieurs éléments d'alliage ;
- Tronçonnage des éprouvettes en plusieurs parties pour différents essais : traitement thermique, dureté, microdureté, métallographie et usures.

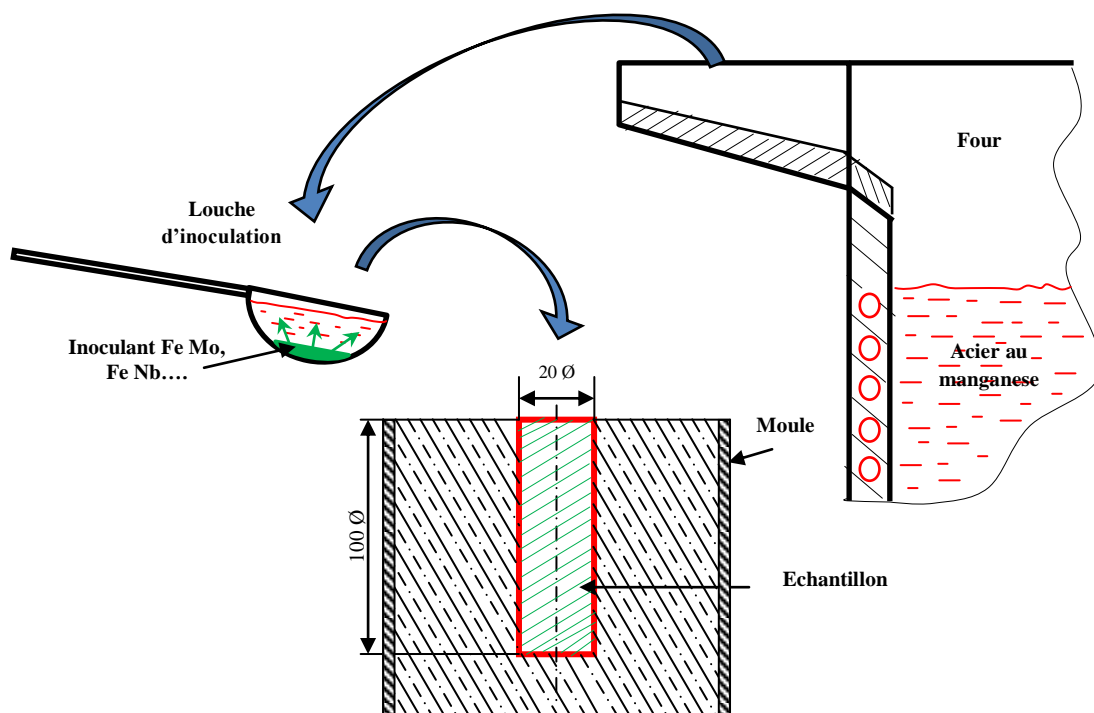


Figure. II.1. Méthode de coulée des éprouvettes

II.2. Analyse chimique

L'acier au manganèse en étude est élaboré dans un four électrique à arc au niveau de la fonderie de Tiaret (ALFET). L'analyse chimique de cet acier est réalisée par un spectromètre d'émission atomique (SEA) au niveau la fonderie de Tiaret (tableau. II.1).

Tableau II.1. Composition chimique de l'acier étudié.

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	V
1.20	0.58	12.06	0.058	0.032	0.17	1.23	0.038

Pour la réalisation de notre recherche, nous avons planifié nos expériences selon le tableau II.2. Les éléments utilisés sont ajoutés soit sous forme de ferro-alliages (ferro-molybdène, ferro-niobium) ou d'élément pur (nickel).

Tableau II.2. Planification expérimentale

Echantillons	Eléments, %
B	Acier de base
4	0.25 Mo
5	0.30 Mo
9	0.25 Ni
10	0.30 Ni
14	0.25 Nb
15	0.30 Nb
16	0.10 Mo + 0.10 Nb
17	0.30 Mo + 0.30 Nb
18	0.10 Ni + 0.10 Nb
19	0.30 Ni + 0.30 Nb
20	0.10 Ni + 0.10 Mo
21	0.30 Ni + 0.30 Mo

II.3. Traitement thermique

Les traitements thermiques sont des opérations de chauffage, de maintiens suivis de refroidissement qui ont pour but de donner à une pièce métallique les propriétés les plus appropriées pour son emploi ou sa mise en forme. Ils permettent d'améliorer dans une large mesure les caractéristiques mécaniques d'un acier de composition déterminée. D'une façon

générale, un traitement thermique ne modifie pas la composition chimique de l'alliage, mais apporte les modifications suivantes :

- Constitution (état de carbone et forme allotropique du fer) ;
- Structure (grosueur du grain et répartition des constituants) ;
- Etat mécanique.

Dans cette étude, le cycle de traitement thermique appliqué est le même traitement utilisé dans la fonderie productrice de ce matériau (figure II.5).

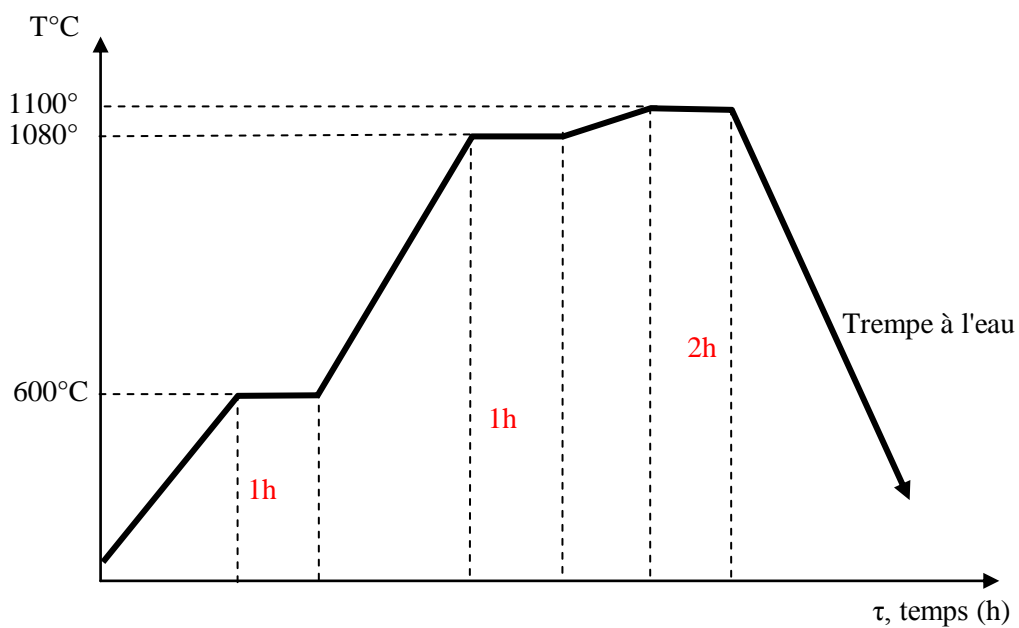


Figure II.2. Cycle de traitement thermique appliqué

II.4. Etude métallographique

II.4.1. Préparation des échantillons

La préparation des échantillons pour l'observation micrographique nécessite un polissage mécanique. Celui-ci consiste en une série de polissage au papier abrasif de granulométrie de plus en plus fine pour terminer avec un tissu recouvert de pâte diamantée. Tous les échantillons expérimentés sont attaqués au nital 4 %, viella et attaque électrolytique par l'acide oxalique pour une bonne observation métallographique.

II.4.2. Microscopie optique

Les observations métallographiques ont été effectuées sur un microscope métallographique du type « NIKON Eclipse LV150L » (figure. II.2) équipé d'une caméra. Cette technique permet la visualisation sur écran PC des micrographies à différents grossissements allant jusqu'à 1200 fois.

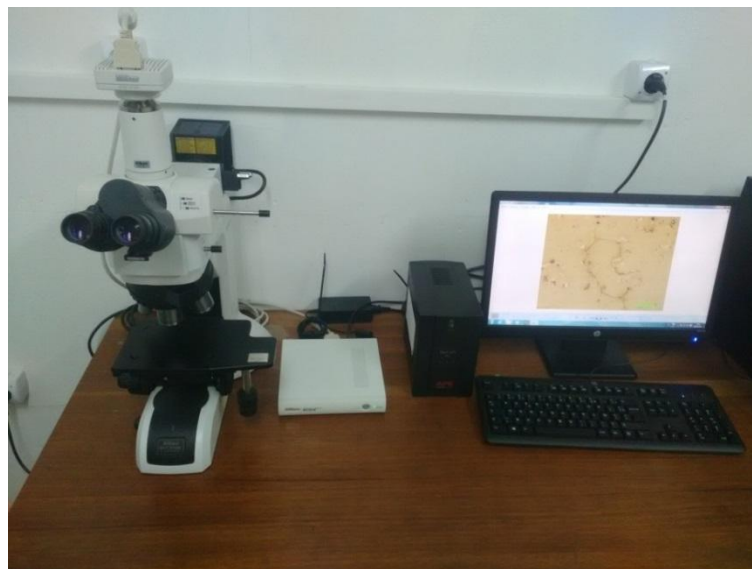


Figure II.3. Microscopes optiques du type « NIKON Eclipse LV150L »

II.5. Microscopie électronique à balayage MEB

Les observations et l'analyse par EDS ont été réalisées sur un MEB de type EVO MA 25 (figure II.3).



Figure II.4. Microscope électronique à balayage type EVO MA 25(X 1 000 000)

II.6. Diffraction des Rayons X

Les diffractogrammes X obtenus sur les différents échantillons étudiés ont été enregistrés sur un diffractomètre Brucker D8 advance de géométrie ($\theta - 2\theta$) dit de Bragg-Brentano dans une gamme angulaire de $0 - 100^\circ$ en 2θ avec un pas de 0.02° (figure II.4). Le rayonnement utilisé est celui du cuivre dont la longueur d'onde $\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 1.54056 \text{ \AA}$. L'ajustement des diffractogrammes a été effectué moyennant la méthode de Rietveld sur la base du programme MAUD (Material Analysis Using Diffraction).



Figure II.5. Diffractomètre de type Bruker D8 Advance

II.7. Microdureté

L'essai de microdureté est réalisé sur un Microduromètre de type Zwick Roell ZHV₁₀ (figure II.6). Il consiste à déterminer la microdureté des phases microstructurales (matrice et carbures) en vue d'estimer la dureté des phases formées dans l'acier après les différentes additions et les traitements thermiques appliqués.

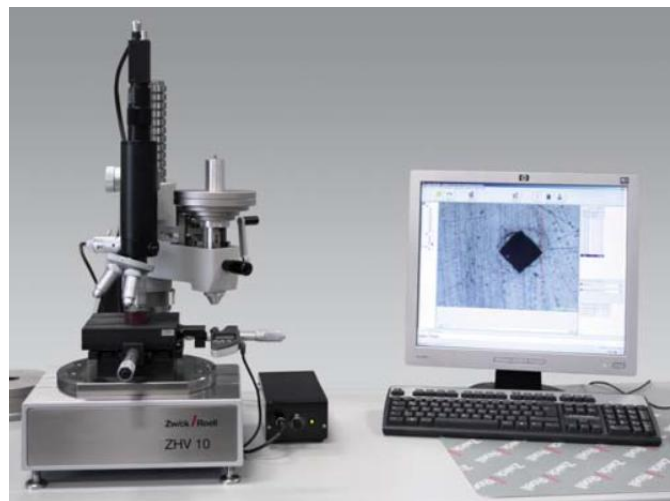


Figure. II.6. Microduromètre de type Zwick Roell ZHV10

II.8. Essai de dureté

La dureté d'un matériau est une propriété mécanique représentant la résistance à la pénétration d'un indenteur dont la forme dépend du procédé d'indentation choisi.

Les essais de dureté peuvent être réalisés à l'aide de plusieurs appareils de mesure. L'appareil utilisé est présenté par la figure II.7. Les différentes mesures ont été réalisées sur toute la section des éprouvettes.



Figure II.7. Duromètre utilisé pour les essais de dureté

II.9. Usure

II.9.1. Usure par frottement

La figure II.8 illustre le dispositif d'usure utilisé pour la mesure de la perte de poids par frottement. L'essai effectué sur cet appareil est un essai normalisé utilisé par l'ensemble du monde industriel. Il s'agit de mesurer la quantité de matière perdue après passage de 40 m de l'échantillon sur un disque en quartz de granulométrie 120 mm, avec une vitesse de rotation de 120 tours / minute sous une charge P de 0.5 Kg.

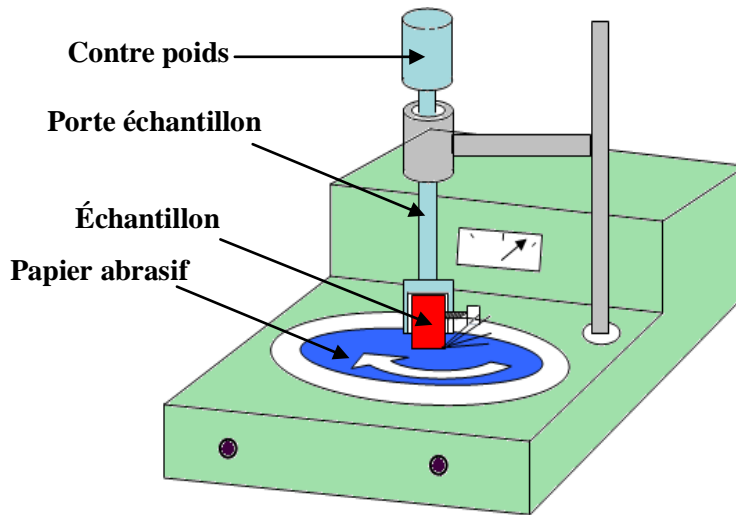


Figure II.8. Dispositif d'usure par frottement réalisé au laboratoire de fonderie

II.9.2. Usure par impact

Le dispositif destiné à mesurer l'usure par impact a été réalisée au niveau du laboratoire de fonderie. Les essais effectués sont réalisés par jet de grenailles amenées à une pression de 5 bars (figures II.9).

Il s'agit de mesurer la perte de matière après chaque 5 minutes et de déterminer la variation de celle-ci.

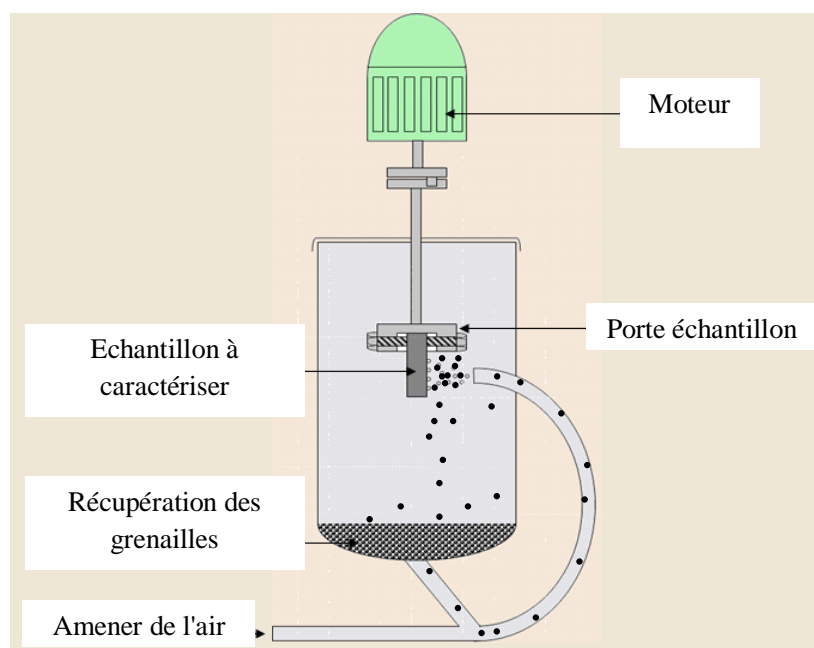


Figure II.9. Dispositif d'usure par impact réalisé au laboratoire de fonderie

II.10. Essais d'écrouissage

L'écrouissage est un phénomène de changement structural qui a lieu sans avoir recourt au traitement thermique au cours duquel l'austénite se transforme en martensite sous l'effet de chocs répétés. Le dispositif ayant servi pour cet essai est présenté par la figure II.10. Ce dispositif a été réalisé au niveau du laboratoire de l'URASM.

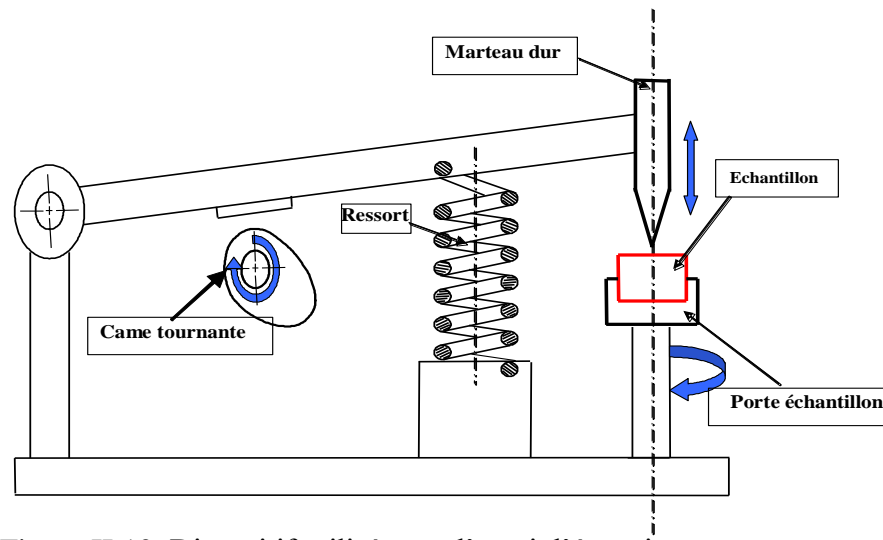


Figure II.10. Dispositif utilisé pour l'essai d'écrouissage

Chapitre III

Résultats et discussions

III. RESULTATS ET DISCUSSIONS

III.1. Métallographie

L'acier austénitique au manganèse, ou l'acier Hadfield, est bien connu pour sa capacité de travail dans des conditions de durcissement élevé en cours de service et possède une grande résistance à l'usure grâce à la présence des carbures de manganèse précipités répartis dans une matrice austénitique à l'état brut de coulée (figure III.1.a). Ces précipités sont formés au second stade de cristallisation de l'acier. Ils se présentent, comme le montre la micrographie de la figure III.1.a, sous forme plus ou moins arrondis et bien réparties. La proportion, la répartition et la morphologie de ces précipités influent fortement sur les propriétés d'exploitation de cet acier.

Après traitement thermique d'hypertrempe, l'acier au manganèse présente une structure constituée de deux types de phase, l'une austénite et l'autre martensite (figure III.1.b.c). La présence de ces deux composants témoigne du changement microstructural opéré au cours de ce traitement thermique de trempe étagée. On note que la martensite manifeste une allure dendritique (figure III.1.b).

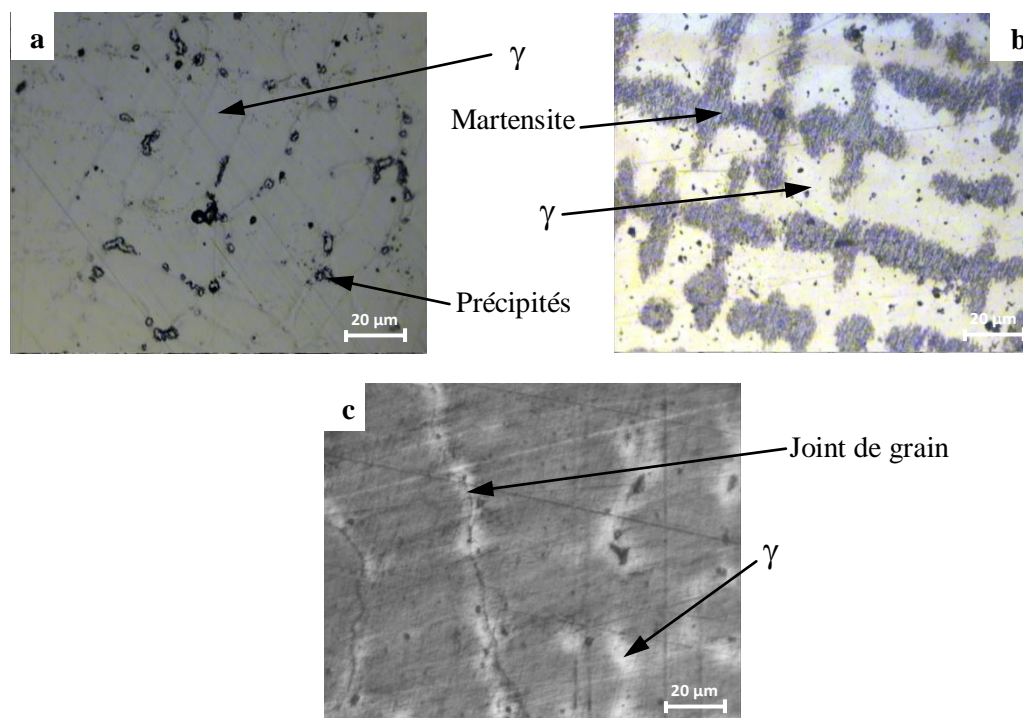


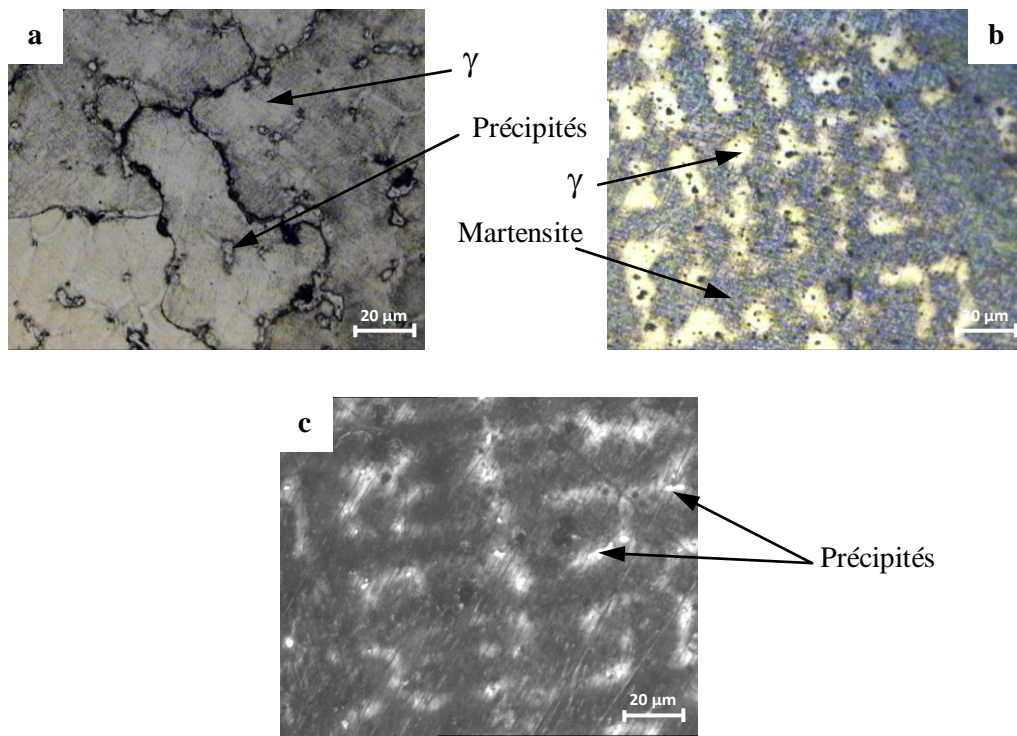
Figure III.1 Micrographies de l'acier de base
a : brute de coulée, b : à l'état traité thermiquement, (réactif d'attaque : Nital 4%),
c : à l'état traité thermiquement (réactif d'attaque : Viella).

L'addition du molybdène dans l'acier étudié a pour but d'étudier l'influence de cet élément sur le changement structural et les caractéristiques mécaniques. En comparant les différentes structures obtenues à l'état brut de coulée avec celle de l'acier de base, on constate que le molybdène a agi sur la forme des grains austénitiques, la répartition, la quantité et la forme des carbures précipités (figure III.2.a).

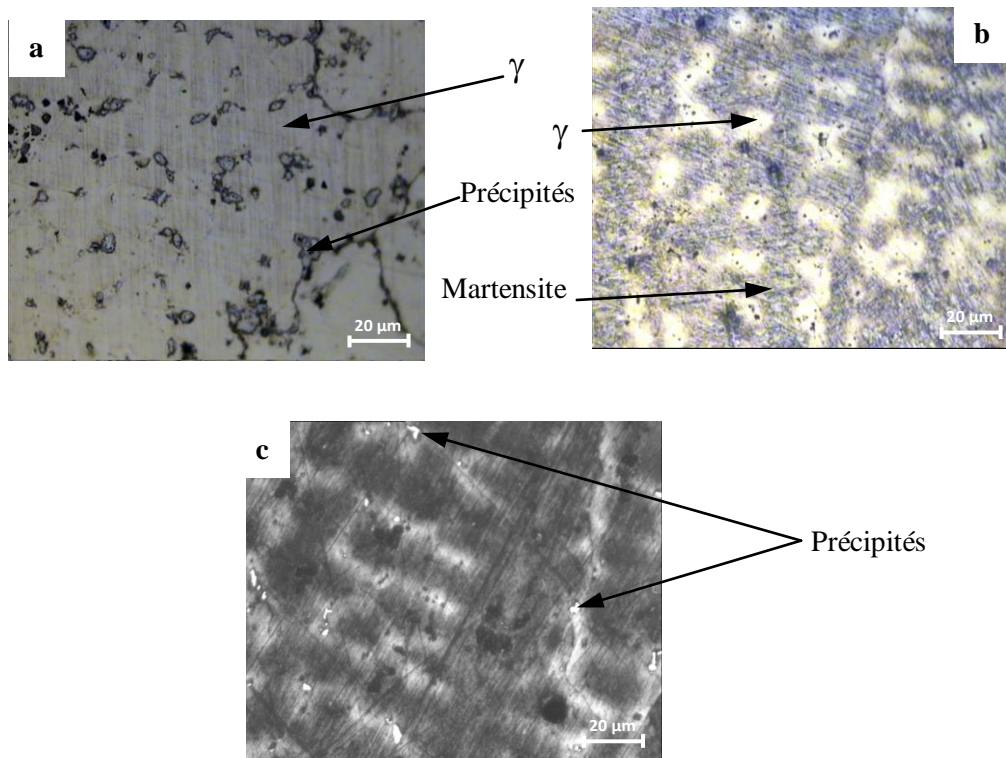
L'introduction de 0.25 % Mo dans l'acier a affiné les grains d'austénite et a agi sur la forme, la grosseur et la quantité des précipités carburiques dans la structure métallographique de l'acier à l'état brut de coulée (figure III.2.a). Comparativement à l'acier de base, qui présente des grains d'austénite plus gros et des précipités sous une forme irrégulière (figure III.1.a), l'action carburigène du molybdène associée à l'effet trempant de ce dernier peuvent être à l'origine de ces changements. Ce n'est qu'à 0.30 % Mo que ces précipités deviennent plus ou moins arrondis, fins et bien répartis (figure III.2.a).

Après traitement thermique, l'addition du molybdène a nettement modifié la proportion et la morphologie de l'austénite (figure III.2.b.c). On observe une augmentation de la proportion de martensite au dépend de l'austénite par rapport à l'acier de base où la martensite occupe une grande part de la matrice (figure III.2.b.c). Ceci est remarqué pour les deux proportions de molybdène (0.25% et 0.30 %) et confirme ainsi l'effet trempant du molybdène. L'austénite, dans ce cas, prend une forme dendritique et répartie uniformément.

L'attaque chimique par viella a révélé des particules blanchâtres dans l'austénite qui pourraient être des précipités carburiques de molybdène et éventuellement de manganèse comme le montre la figure III.2.c que ce soit à 0,25 et 0,30%.



0.25% Mo



0.30 % Mo

Figure III.2. Micrographie de l'acier allié au Mo
 a : brute de coulé, b : à l'état traité thermiquement, (réactif d'attaque : Nital 4%),
 c : à l'état traité thermiquement (réactif d'attaque : Viella).

L'introduction du nickel, élément non carburigène, a favorisé un grossissement du grain austénitique par rapport à l'acier de base et cela est dû à l'effet gammagène de ce dernier. Par contre, le taux de précipités est réduit et prend une forme pratiquement sphérique comparativement à l'acier de base et allié au molybdène. Ces derniers sont mieux répartis et plus fins que ce soit à 0.25 % et 0.30 % Ni (figure III.3.a) ; ceci est dû au fait que le nickel qui est un élément qui ne favorise pas la précipitation de carbures.

Après traitement thermique, l'acier allié au nickel présente deux types de composants structuraux (figure III.3.b). La martensite occupe une grande partie de la matrice pour les deux taux expérimentés (0.25 et 0.30 % Ni), contrairement à l'acier de base. On remarque que l'addition du nickel a élevé le taux d'austénite comparativement à l'acier allié au molybdène (figure III.3.b). A 0.30 % Ni (figure III.3.b) l'austénite est répartie pratiquement à l'intérieur de la martensite. Après attaque chimique par viella, les micrographies de la figure III.3.c montre la présence de précipités qui n'ont pas pu être dissouts malgré le traitement thermique d'hypertrempe appliqué.

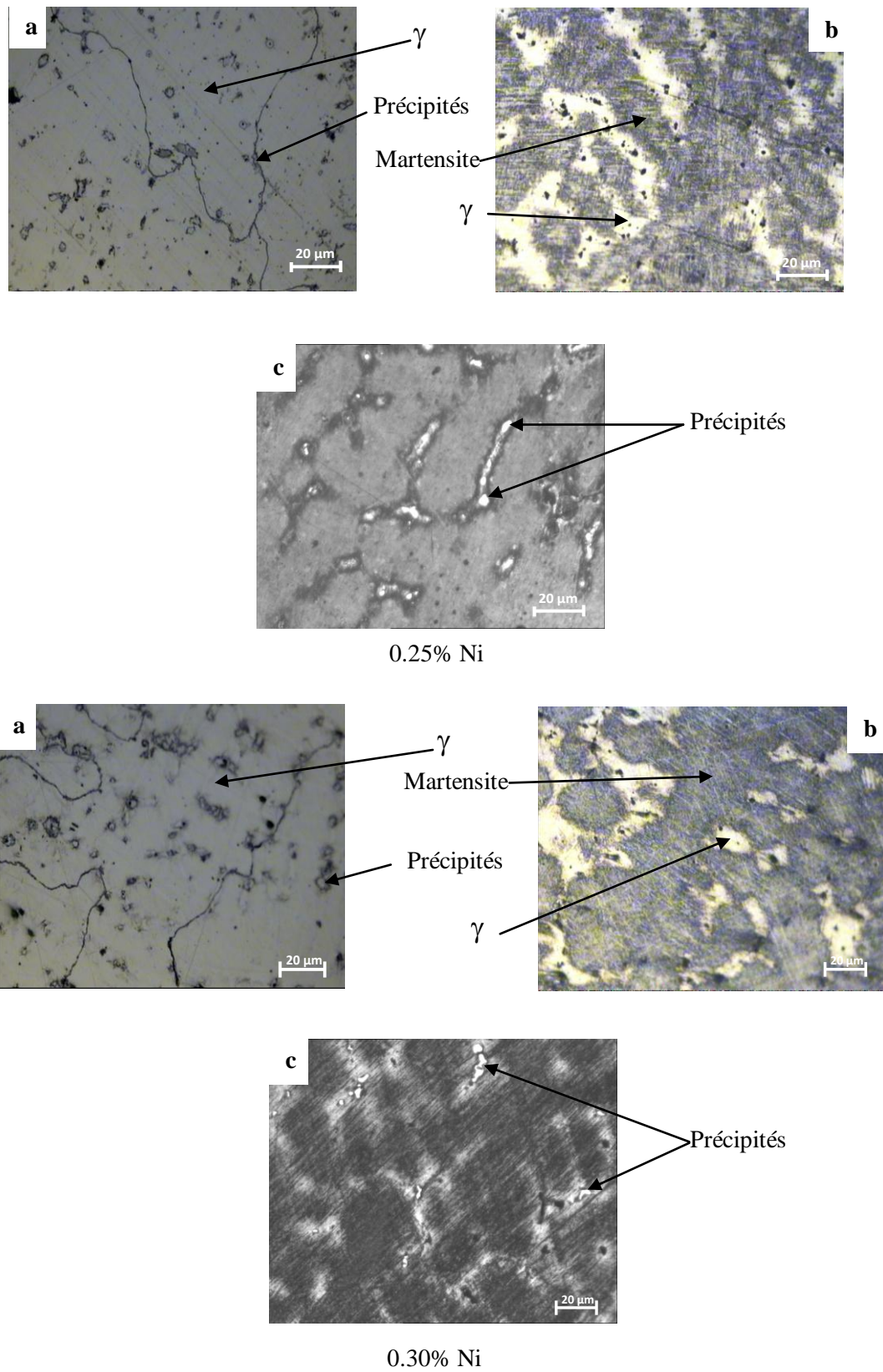


Figure III.3. Micrographie de l'acier allié au Ni
 a : brute de coulé, b : à l'état traité thermiquement, (réactif d'attaque : Nital 4%),
 c : à l'état traité thermiquement (réactif d'attaque : Viella).

Le niobium à 0.25% a affiné le grain d'austénite comparativement à l'acier de base, mais l'acier au nickel et l'acier à 0,30 %Mo à l'état brut de coulée présentent un grain d'austénitique fin proche que dans le cas de cet acier (figure III.4.a). Par contre l'acier à 0.30%Nb, le grain d'austénite a tendance à grossir. Les précipités prennent une forme presque sphérique, répartis uniformément dans la matrice (figures III.4.a) et sont plus fins par rapport à l'acier allié au Mo. Leur quantité est augmentée à par rapport à l'acier de base lorsque l'acier est allié à 0.3% (figures III.4.a). A 0.30 %, ces derniers se présentent aux joints des grains d'austénite et prennent une forme irrégulière (figure III.4.a).

Le traitement thermique d'hypertrempe appliqué a conduit à une diminution des précipités et la martensite dans ce cas occupe un espace plus important par rapport à l'acier de base. Mais cette quantité a diminué à 0.30%Nb (figures III.4.b). Le niobium a abaissé le taux de martensite par rapport à l'austénite et la quantité des précipités non dissous est inférieure à celle des aciers alliés au molybdène et au nickel (figures III.4.c).

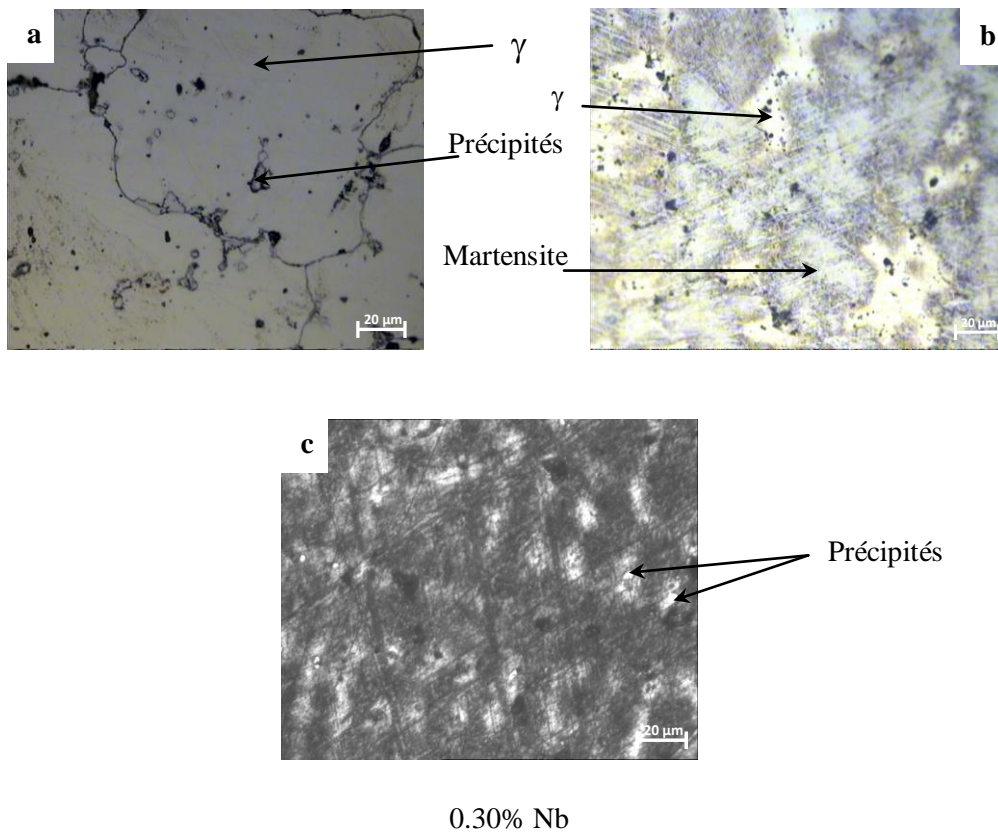
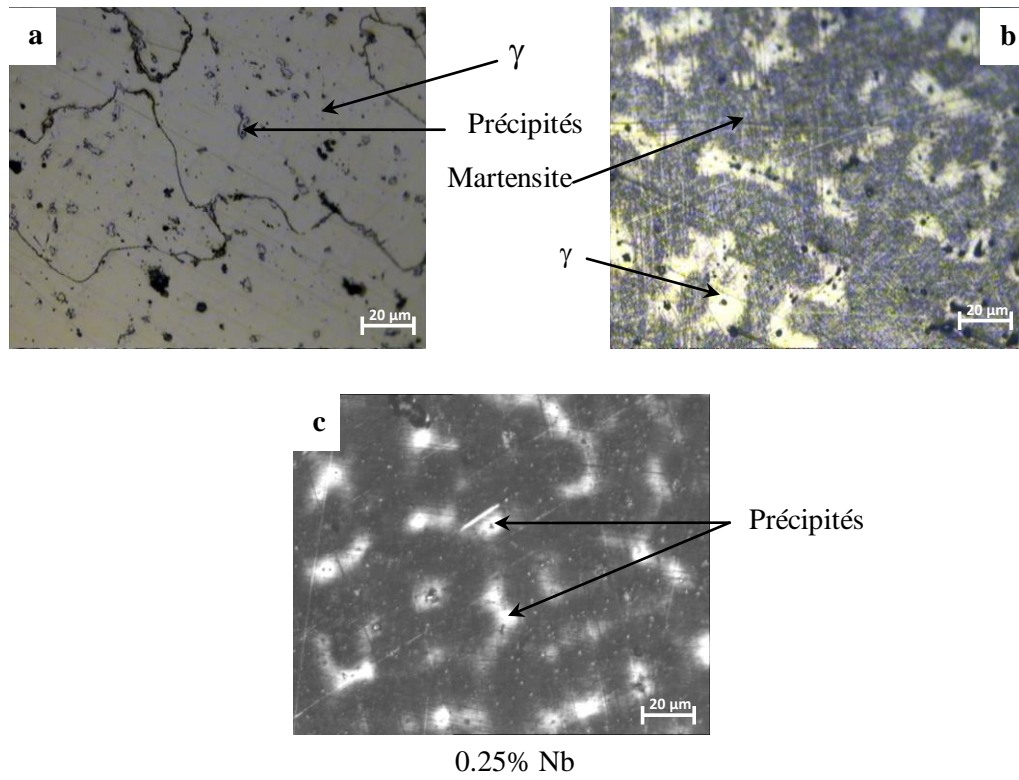


Figure III 4. Micrographie de l'acier allié au Nb.
 a : brute de coulé, b : à l'état traité thermiquement, (réactif d'attaque : Nital 4%),
 c : à l'état traité thermiquement (réactif d'attaque : Viella).

L'addition combinée du molybdène et du niobium à 0.10 % chacun, à l'état brut de coulée, a favorisé un grossissement du grain austénitique par rapport à celui de l'acier allié au niobium, au nickel et au molybdène que ce soit à 0.25 et à 0.30% chacun. Mais ce grossissement de grain demeure nettement inférieur à celui de l'acier de base. Les précipités observés sur les microstructures sont de morphologie hétérogène à prédominance sphérique. Les précipités de forme irrégulière sont observés au niveau des grains et aux joints de grains. Comparativement à l'acier de base et à l'acier allié au molybdène, au nickel et au niobium, ces derniers sont légèrement plus gros (figure III.5.a).

Sur l'acier allié à 0.3%(Mo+Nb), nous observons que les grains d'austénite sont très fins par rapport à ceux de l'acier de base et des autres nuances d'aciers déjà expérimentés (figures III.1.a, III.2.a, III.3.a et III.4.a). Mais, les précipitations sont localisées aux joints de grain d'austénite.

Après traitement thermique, une dissolution des précipités paraît complète (figures III.5.b) lorsque l'échantillon est attaqué au Nital. Comme, nous remarquons aussi qu'après addition de ces deux éléments, la formation de dendrites d'austénite n'a pas été opérée. La proportion de la martensite dans de l'acier allié à 0.1 % (Mo + Nb) est supérieure à celle de l'acier à 0.30 % (Mo + Nb) (figure III.5.b). Des précipités très fins non dissous ont été observés sur la microstructure de l'acier allié à 0.1%(Mo + Nb) et d'autres plus gros sur la microstructure de l'acier allié à 0.3%(Mo + Nb) (figure III.5.c). Lorsque l'acier est attaqué au Viella, ces derniers pourraient être formés à une température supérieure à celle de la trempe étagée (1100°C), ce qui explique leur non dissolution.

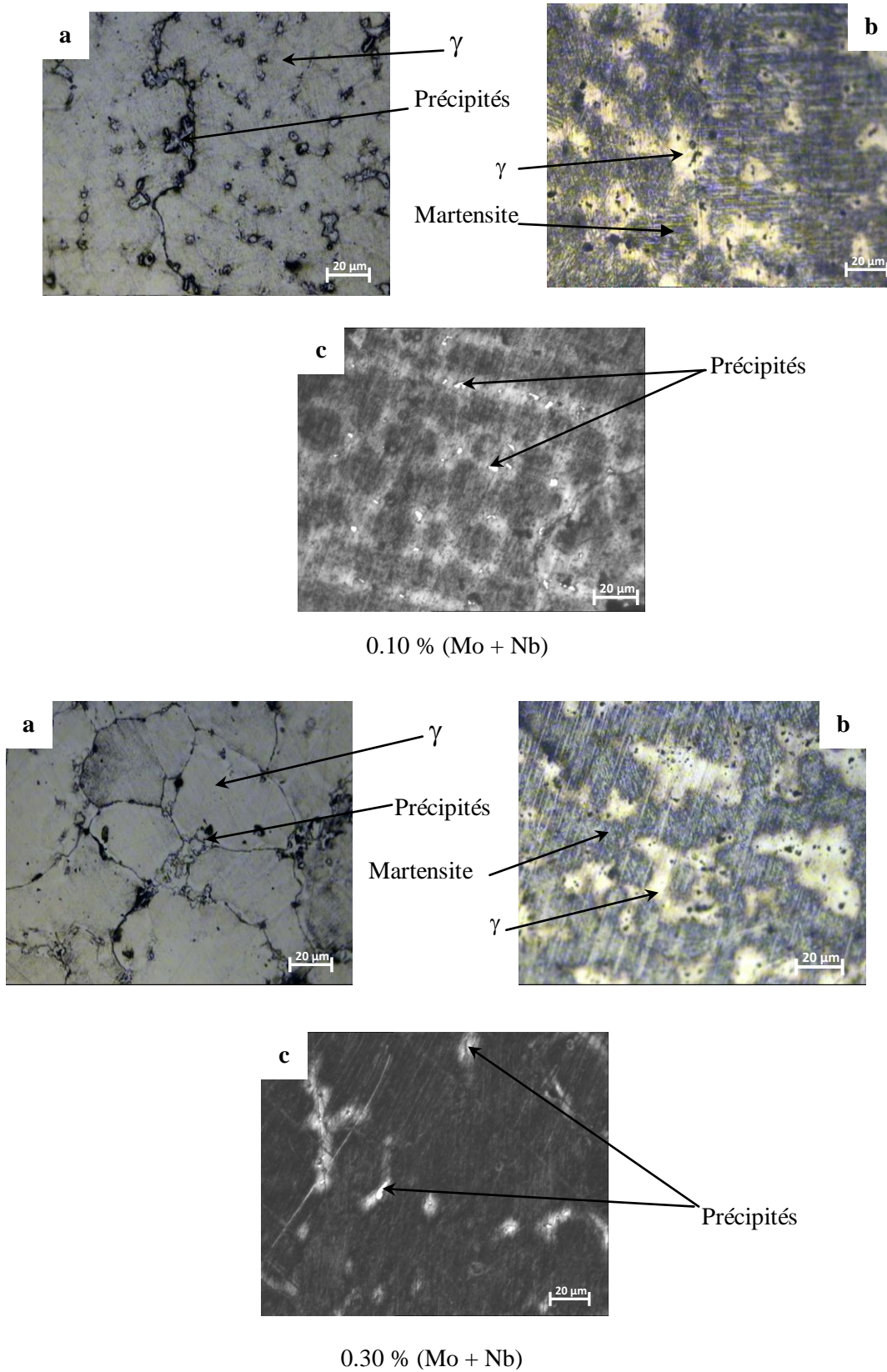


Figure III.5. Micrographie de l'acier allié au Mo + Nb
 a : brute de coulé, b : à l'état traité thermiquement, (réactif d'attaque : Nital 4%),
 c : à l'état traité thermiquement (réactif d'attaque : Viella).

La figure III.6 illustre les micrographies d'acier austénitique au manganèse allié au nickel et au niobium à 0.10 % et 0.3%. Ces micrographies montrent que l'introduction de 0.10 % et 0.3% (Ni + Nb), à l'état brut de coulée, a favorisé un grossissement des grains d'austénite par rapport aux aciers étudiés précédemment. Quant aux précipités présents dans cet acier, nous remarquons qu'ils se présentent sous une morphologie plus au moins arrondie et de grosseur plus fine (figure III.6.a) par rapport à l'acier de base. L'augmentation de la proportion de (Ni + Nb) à 0,3% (figure III.6.a) a permis un accroissement des précipités du point de vue nombre et volume répartis d'une manière homogène dans la matrice.

Après traitement thermique d'hypertrempe, une diminution du taux de martensite à 0.10 % (Ni + Nb) est observée (figure III.6.b) par rapport à l'acier de base. Par contre, à 0.30 % (Ni + Nb), la martensite occupe presque la totalité de la matrice et l'austénite a tendance à perdre sa forme dendritique. Ce n'est que lorsque l'acier est attaqué au Viella que l'apparition de précipités est remarquée comparativement à l'attaque chimique au Nital (figure III.c).

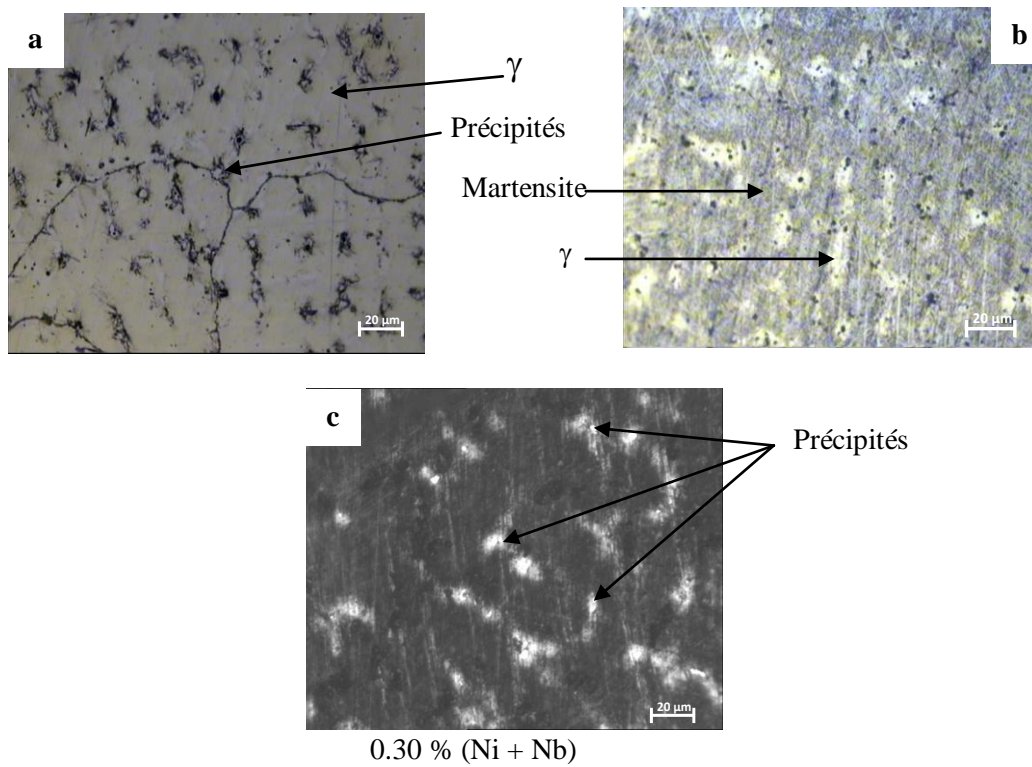
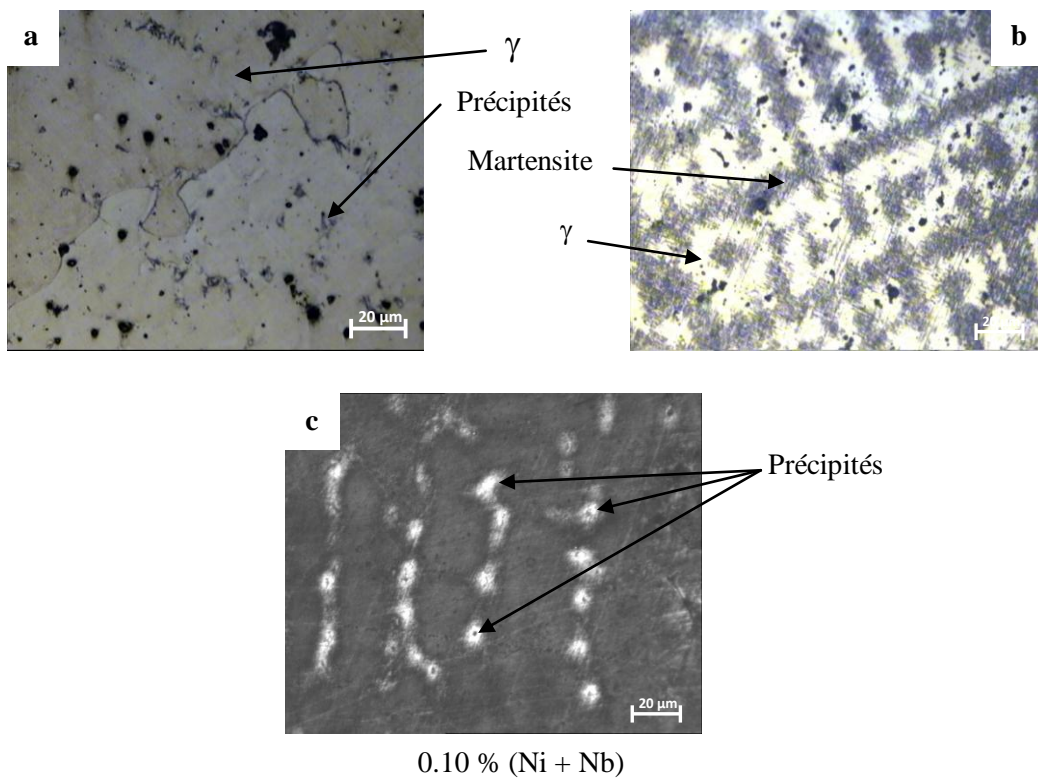


Figure III.6 Micrographie de l'acier allié au Ni + Nb
 a : brute de coulé, b : à l'état traité thermiquement, (réactif d'attaque : Nital 4%),
 c : à l'état traité thermiquement (réactif d'attaque : Viella).

A l'état brut de coulée, l'acier allié à 0.10 % (Ni + Mo) présente dans sa microstructure des grains d'austénite plus fin par rapport aux autres cas étudiés. La même observation peut être faite pour les précipités et ces derniers sont de forme globulaire et uniformément répartis (figure III.7.a). A 0.30 % (Mo + Nb), Les précipités sont de tailles plus grosses que ceux formés à 0.10 % et se trouvent répartis aux joints des grains d'austénite. Par contre, un grossissement du grain d'austénite est observé (figure III.7.a).

A l'état traité, la microstructure de cet acier à 0.1% (Ni + Mo) est comparable à celle des autres cas d'aciers précédemment étudiés. Mais à 0.30 % (Ni + Mo), la microstructure de cet acier est composée d'austénite et de martensite où cette dernière occupe presque la totalité de la matrice (figure III.7.b). Comme déjà remarquer dans les cas précédent, l'attaque chimique au Viella a bien mis en évidence les précipités non dissous répartis uniformément aux joints de grain pour les deux aciers considérés, de quantité et de taux plus important par rapport aux autres aciers déjà expérimentés.

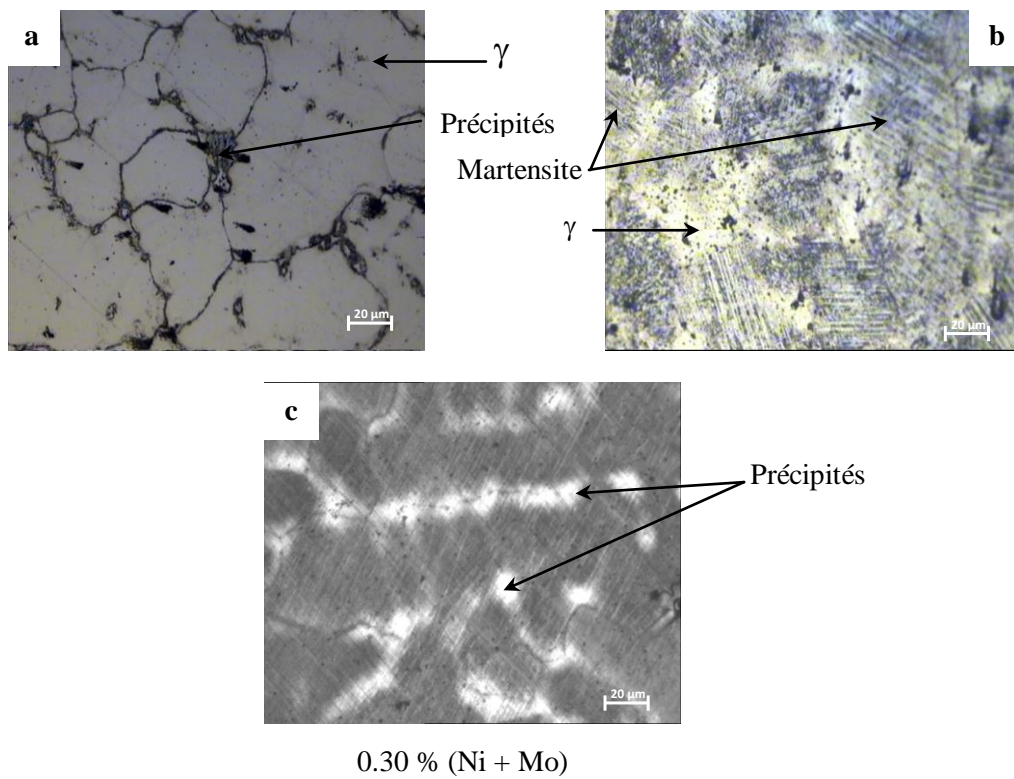
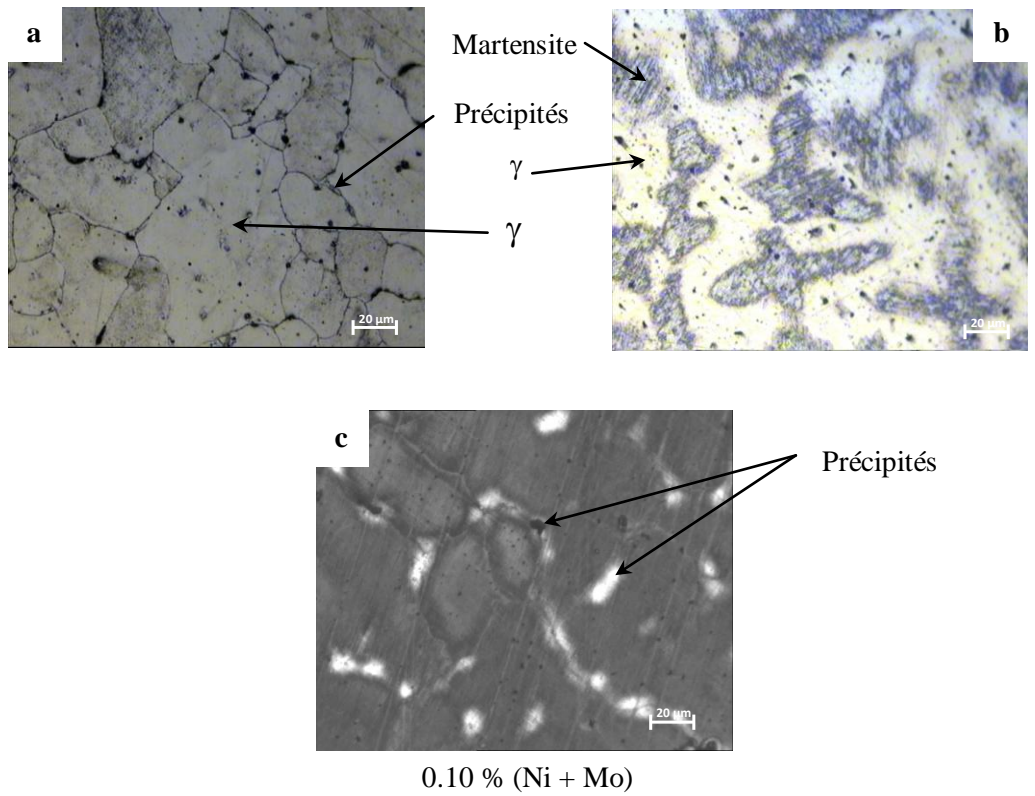


Figure III.7. Micrographie de l'acier allié au Ni + Mo
 a : brute de coulé, b : à l'état traité thermiquement, (réactif d'attaque : Nital 4%),
 c : à l'état traité thermiquement (réactif d'attaque : Viella).

III.2. Microscopie électronique à balayage

Les micrographies MEB prises sur les différents échantillons de l'acier austénitique au manganèse sont présentées sur les figures III.8 – III.17. Ces micrographies ont permis de révéler certains aspects non perceptibles par la microscopie optique. L'observation montre que la morphologie de l'austénite et des précipités diffèrent d'un échantillon à un autre en fonction des éléments d'additionnés.

L'observation au microscope électronique à balayage de l'acier de base à l'état brut de coulée (figure III.8.a) montre que la microstructure est constituée d'une matrice totalement austénitique avec la présence de précipités qui longent les joints de grains (figure III.8.b). L'observation après traitement thermique présente toujours deux zones l'une claire présentant l'austénite appauvrie et l'autre sombre présentant l'austénite enrichie [12 et 59] (figure III.8.c).

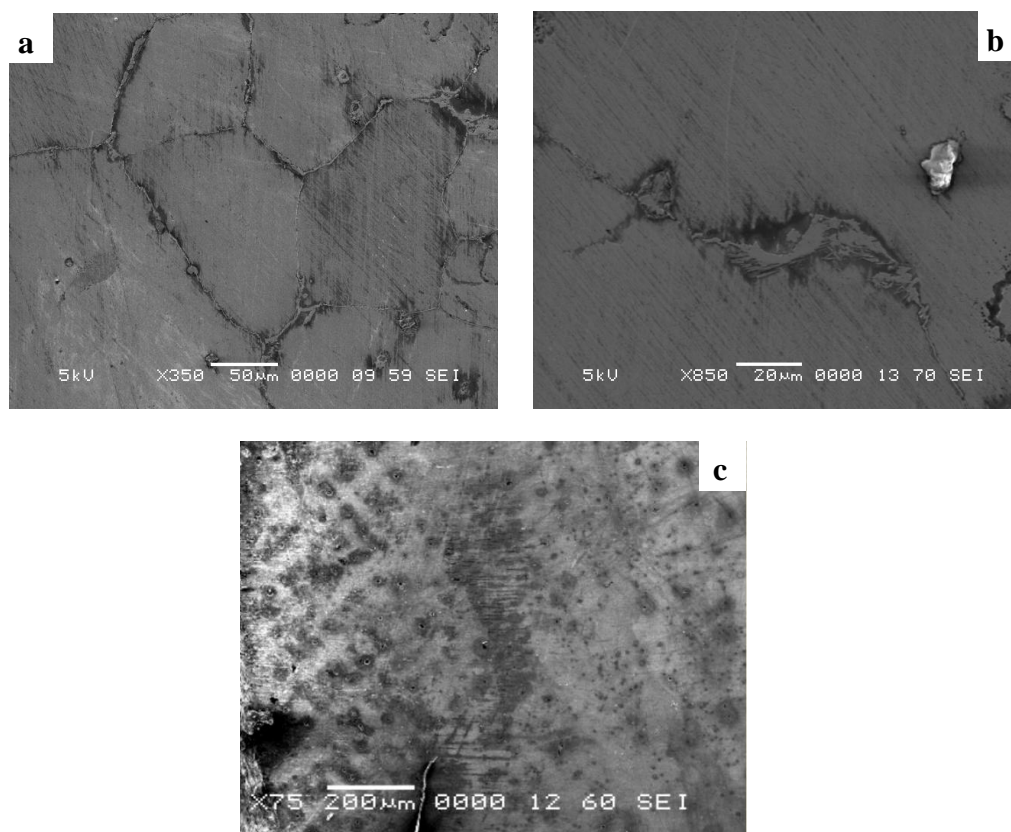


Figure III.8. Micrographie MEB de l'acier au manganèse de base

a, b : Etat brut de coulée (Nittal 4%), c : après traitement thermique (Nittal 4%)

La micrographie MEB de l'acier austénitique au manganèse allié à 0.3% Mo à l'état traité est présentée par la figure III.9. Cette micrographie montre une microstructure constituée d'une matrice composée d'austénite enrichie et d'austénite appauvrie en proportion plus faible, contrairement à l'acier de base l'austénite appauvrie est prédominante. Les plages claires d'austénite appauvrie sont nettement délimitées par l'austénite enrichie et peuvent être des zones pauvres en manganèse et en carbone où sont disposés des précipités non dissous malgré le traitement thermique d'hypertrempe appliqué. Certains de ces derniers sont arrachés par le traitement de polissage.

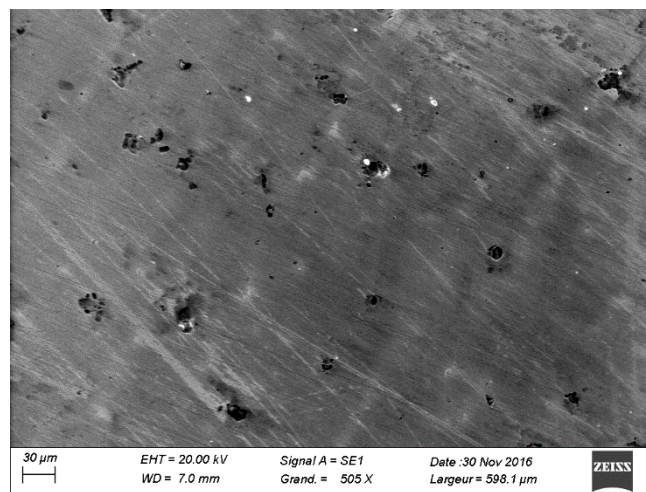


Figure III.9. Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.3% Mo à l'état traité

La micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.1% Ni est montrée par la figure III.10. Sur cette micrographie, on note toujours la présence des deux types d'austénites l'une claire et l'autre sombre. Cette différence de couleur est due à une différence de concentration de manganèse dans la matrice faisant distinguer une plage par rapport à l'autre. Des précipités de forme relativement arrondie et distribués dans toute la matrice particulièrement dans l'austénite appauvrie, sont perceptibles sur la matrice.

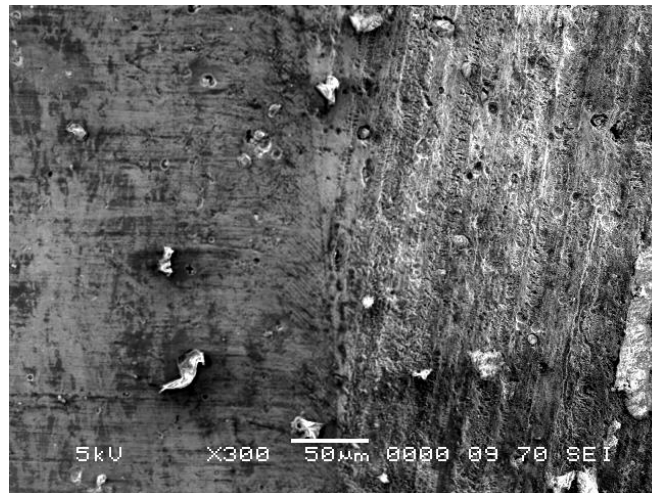


Figure III.10. Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.1 % Ni à l'état traité

Sur la micrographie (figure III.11) de l'acier allié à 0.3% Ni après traitement thermique, on observe une matrice austénitique avec deux types d'austénite et une quantité de précipités inférieure par rapport à l'acier allié à 0.1% Ni. Ceci peut être expliqué par l'effet gammagène du nickel qui aurait élevé la dissolution du carbone dans l'austénite et de ce fait la précipitation a légèrement diminué (figure III.11).

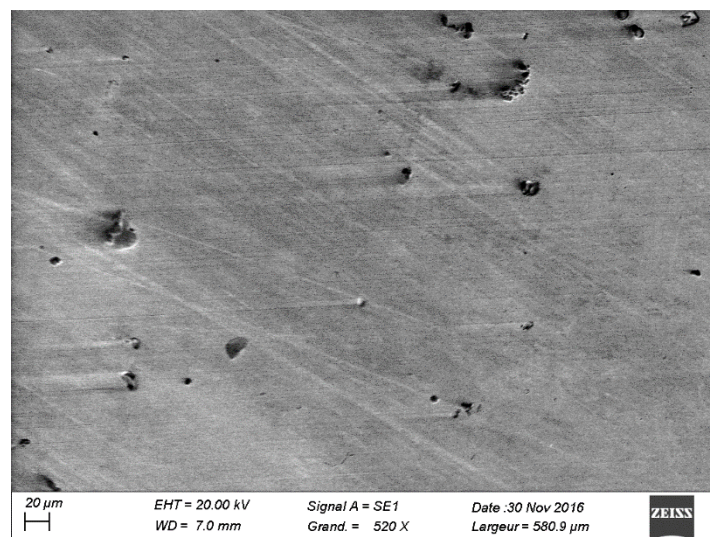


Figure III.11. Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.3 % Ni à l'état traité

La micrographie MEB prise sur l'acier au manganèse allié à 0.3% Nb à l'état traité est présentée par la figure III.12. Sur cette micrographie, on peut noter la présence d'une matrice constituée de grains d'austénite avec des précipités de carbure de manganèse non dissous, de forme irrégulière et allongés, localisés essentiellement aux joints de grains d'austénite.

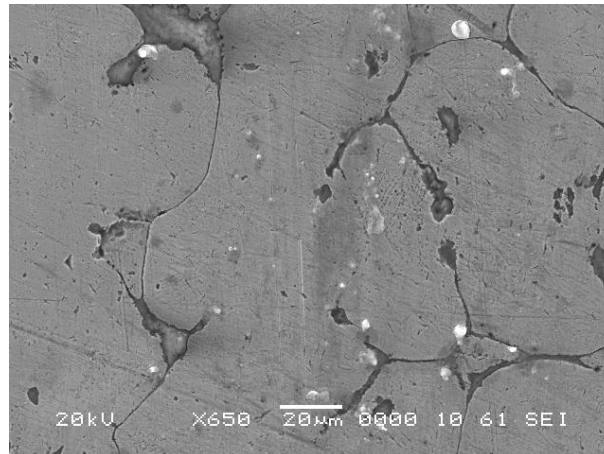


Figure III.12. Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.3% Nb à l'état traité

L'observation MEB de l'acier à 0.10 % (Mo + Nb) (figure III.14) montre une matrice totalement austénitique témoignant de la présence de quelques précipités aux joints de grains et d'autre précipitations très fines localisée particulièrement à l'intérieur du grain austénitique.



Figure III.13. Microstructure MEB de l'acier au manganèse allié à 0.10 % (Mo + Nb) à l'état traité

La microscopie MEB réalisée sur l'acier allié au molybdène et au niobium à 0.30% chacun (figure III.14) montre une matrice totalement austénitique avec de différents types de précipités distribués dans les grains d'austénites de grosseur plus grande que ceux observés dans le cas de l'acier à 0.1% (Mo + Nb). Ceci peut être expliqué par le fait que l'élévation du taux de ces deux éléments de 0.1 à 0.3 % chacun a contribué à la formation de précipités.

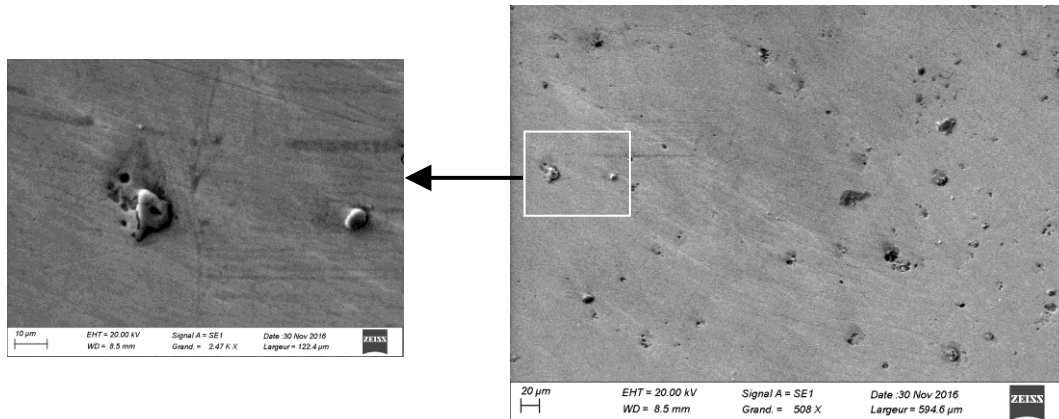


Figure III.14. Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.30 % (Mo + Nb) à l'état traité

La micrographie MEB de l'acier à 0.10 % (Ni + Nb) observée sur la figure III.15 présente une matrice austénitique avec des empreintes de précipités arrachés mécaniquement par le polissage et d'autres précipité très fine bien répartie dans le grain de l'austénite.

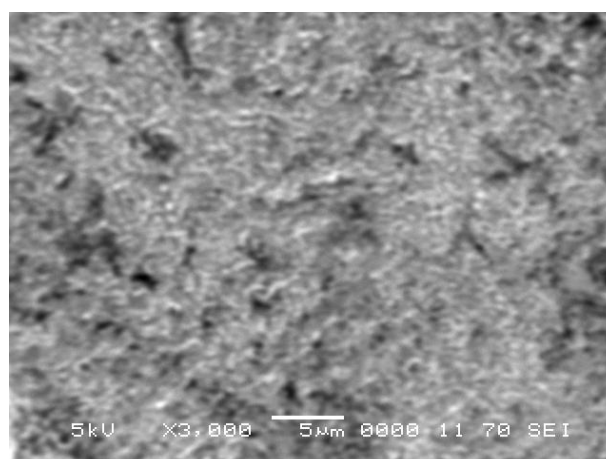


Figure III.15. Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.10 % (Ni + Nb) à l'état traité

La microstructure de l'acier au manganèse allié à 0.30% (Ni + Nb) est présentée par la figure III.16. Cette micrographie montre que la microstructure de l'acier en étude est composée d'une matrice de deux types d'austénite l'une enrichie et l'autre appauvrie et de quelques précipités de différentes tailles répartis dans la matrice. Nous remarquons que l'austénite appauvrie prend une forme dendritique plus prononcée que les autres aciers expérimentés.

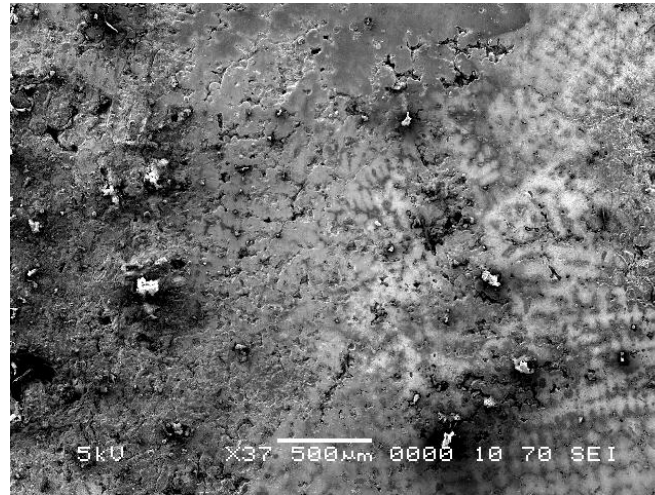


Figure III.16. Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.30 % (Ni + Nb) à l'état traité

La microstructure de l'acier au manganèse allié à 0.30% (Ni + Mo) est montrée par la figure (figure III.17). Sur cette micrographie, similairement aux observations précédentes, on remarque la présence d'une matrice austénitique. Des cavités de forme pratiquement sphérique et de différentes tailles occupent la matrice. Ces dernières pourraient être des occupés par des précipités arrachés lors de l'opération de polissage.

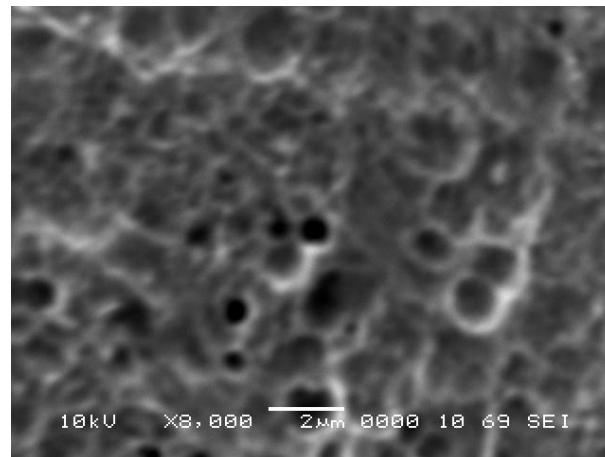


Figure III.17. Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.10 % (Ni + Mo) à l'état traité

La structure de l'acier au manganèse allié à 0.10 % (Ni + Mo) observée au MEB (figure III.18) témoigne toujours de la présence de deux types d'austénites, l'une enrichie et l'autre appauvrie. On observe aussi, et particulièrement dans ce cas, une quantité très importante de précipités non dissous malgré le traitement thermique d'hypertrempe appliqué. Comme on peut remarquer aussi que ces précipités sont dispersés uniformément dans toute la matrice avec des grosseurs variables.

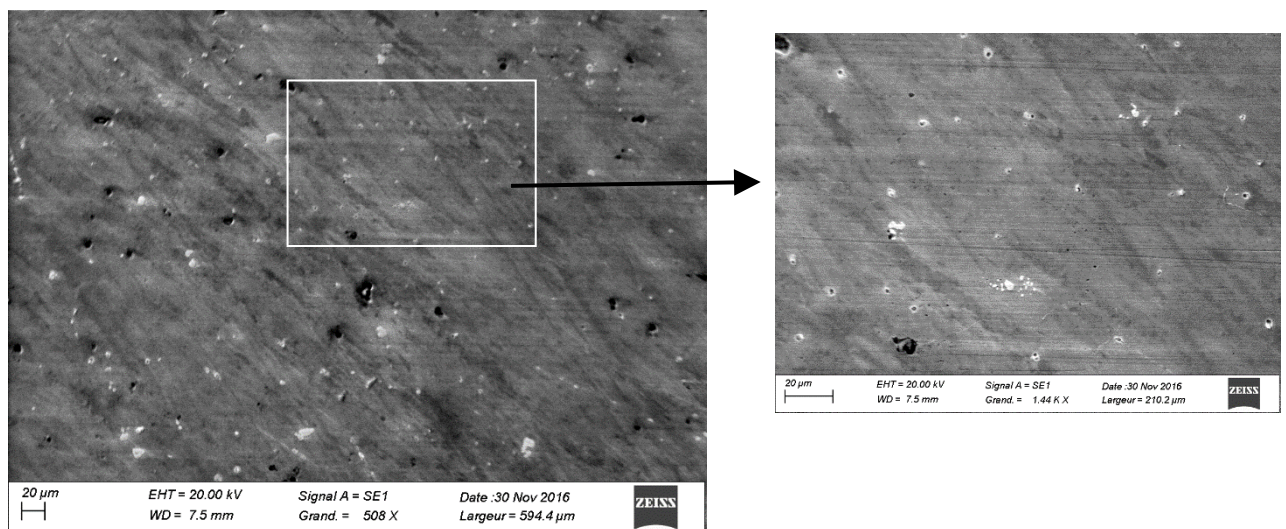


Figure III.18. Micrographie MEB de l'acier au manganèse allié à 0.30 % (Ni + Mo) à l'état traité

L'analyse des micrographies optiques et MEB réalisée sur les différents échantillons étudiés a permis de suivre l'évolution structurale d'un acier au manganèse en fonction de la variation du type et de la teneur en éléments d'alliage ajoutés et du traitement thermique appliqué. A

l'issue de cette étude, nous avons saisi l'effet de ces deux paramètres sur le caractère de cristallisation des différents aciers étudiés. Nous avons observé qu'après l'addition du molybdène, du nickel et du niobium seul et en combinaison, toutes les matrices sont composées d'austénite mais avec différentes tailles de grains. Comme nous avons aussi observé la présence de précipités formés à partir des éléments ajoutés avec différente forme à l'état brut de coulée. Nous notons que l'austénite apparaît sous deux types, l'une enrichie et l'autre appauvrie à des proportions variables après traitement thermique : pour certaines observations, la matrice est à prédominance d'austénite enrichie (figure III.3.b, figure III.5.b, figure III.17), pour d'autre, elle est à prédominance d'austénite appauvrie (figure III.1.b, figure III.7.b) et pour certains cas, elle est à proportion presque égale (figure III.10). Des précipités (carbure) non dissous, révélés sur les micrographies optiques attaquées au Viella (figure III.7.c, figure III.6.c) et sur les micrographies MEB sont observés sur les différentes micrographies expérimentées.

L'addition d'éléments d'alliage à caractère carburigène a favorisé la formation de précipités de forme et de grosseur variables, répartis dans la matrice et aux joints de grains qui pourraient être des carbures formés à partir des différents éléments carburigènes additionnés (figure III.2.a, III.4.a, et III.5.a). Par contre, le nickel, connu pour son caractère typiquement non carburigène et gammagène, a manifesté un effet sur la formation de la microstructure par la diminution de la précipitation (figure III.3).

III.3. Microanalyse X par EDS

La microanalyse X par EDS a pour but de détecter et d'identifier la composition chimique des composants structuraux et les éléments d'alliage ajoutés des échantillons expérimentés (acier austénitique au manganèse). Après introduction de l'échantillon dans la chambre sous vide du microscope électronique à balayage, un spectre avec une haute tension (0 à 20 keV) passe par toute la surface à analyser. Sur le spectre obtenu, on cherche à identifier en premier lieu les pics les plus intenses. On indexe alors les raies satellites moins intenses de ces éléments repérés. En second lieu, on identifie les traces. Les raies caractéristiques vont toujours par séries (K, L, et M) dont les intensités relatives sont tabulées pour chaque série. Cette microanalyse a donné les résultats suivants :

✓ Les deux spectres de l'acier de base non alliée représentés par la figure III.19 a et b, représentent, montrent l'absence d'éléments d'alliage (Mo, Ni, Nb). Seulement les éléments de base qui composent l'acier austénitique au manganèse tels que le C, Si, Mn, Cr, Al, P, et S sont détectés.

Sur les spectres dans cette partie, les principaux éléments de l'acier en étude sont identifiés vers des énergies correspondantes :

- Fer - 0.7 et 6.5 keV à 84.42% en raie K ;
- Carbone 01- 02 - 0.3 keV en raie K ;
- Manganèse - 5.9 keV en raie L ;
- Silicium - 1.8 keV en raie K ;
- Chrome - 5.4 keV en raie K.
- Molybdène - 2.2 keV en raie L ;
- Nickel - 0.9 et 7.5 keV en raie L ;
- Niobium - énergie de 2.2 keV en raie L ;
- Oxygène - de 0.7 keV en raie L ;
- Aluminium -1.5 keV en raie K ;
- Soufre - 2.6 keV en raie L ;
- Oxygène - de 0.7 keV en raie L ;

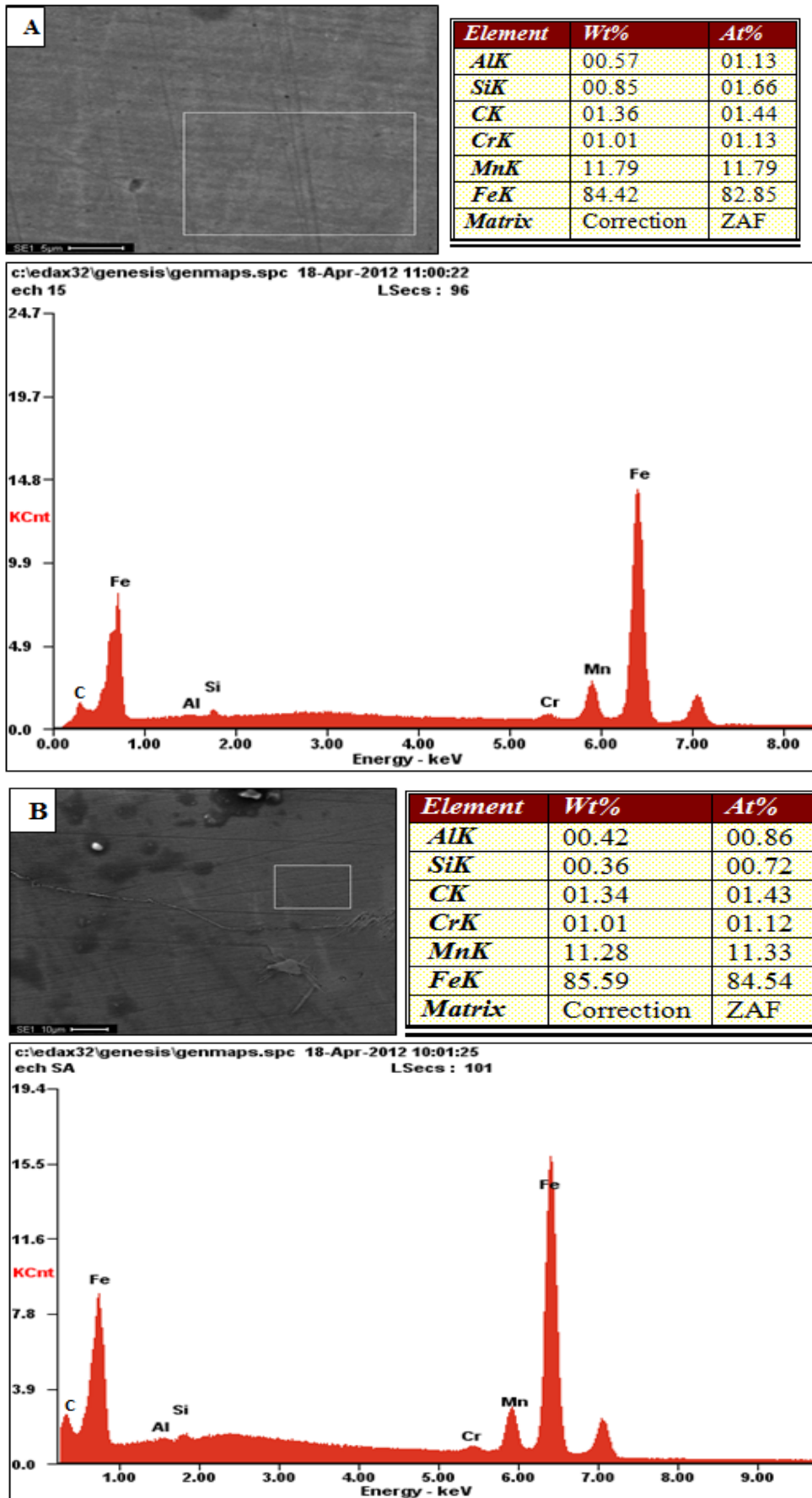
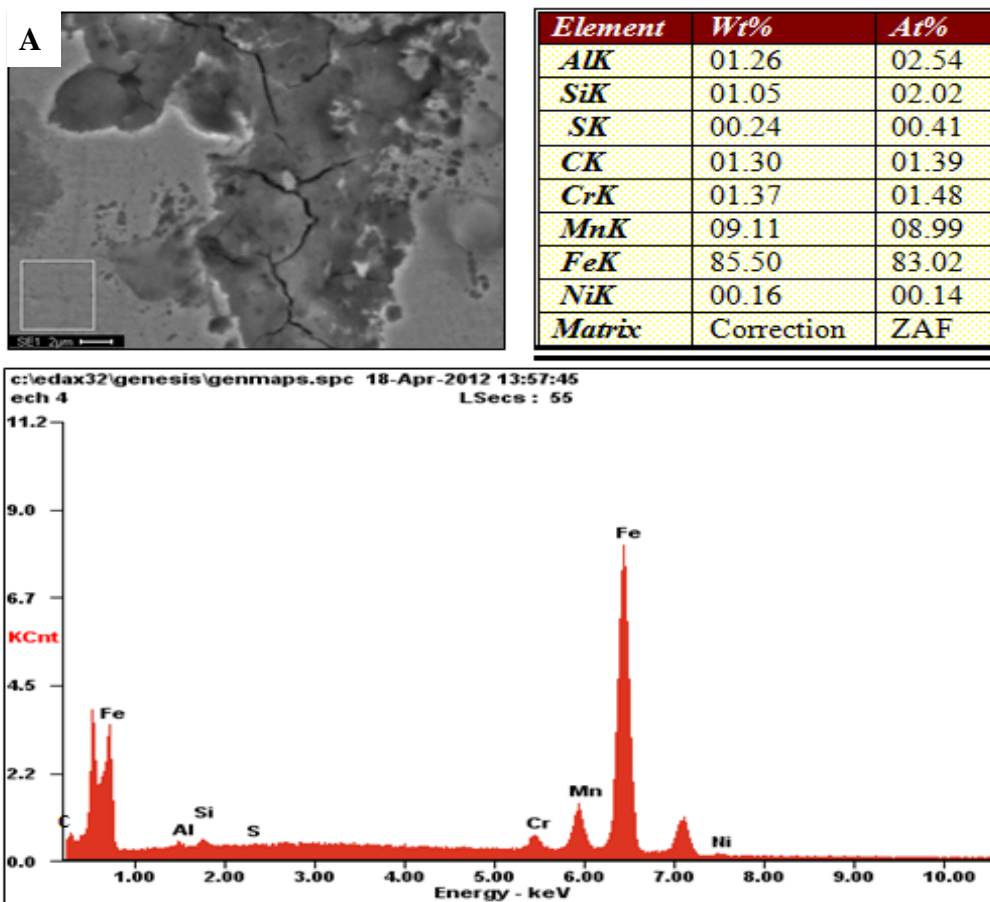


Figure III.19. Microanalyse X par EDS de l'acier de base

✓ Les figures III.20 (A et B) représentent les résultats de la microanalyse X par EDS de l'acier en étude allié à 0.3% de nickel. Cette analyse a mis en évidence la présence du nickel et de manganèse dans la matrice. Les deux composants, à savoir l'austénite et la martensite, sont formés suite à la répartition hétérogène du manganèse dans ces deux composants et au traitement thermique. La proportion de manganèse donnée par cette analyse est de 4% Mn entre l'austénite et la martensite (figure III.20 et A et B).



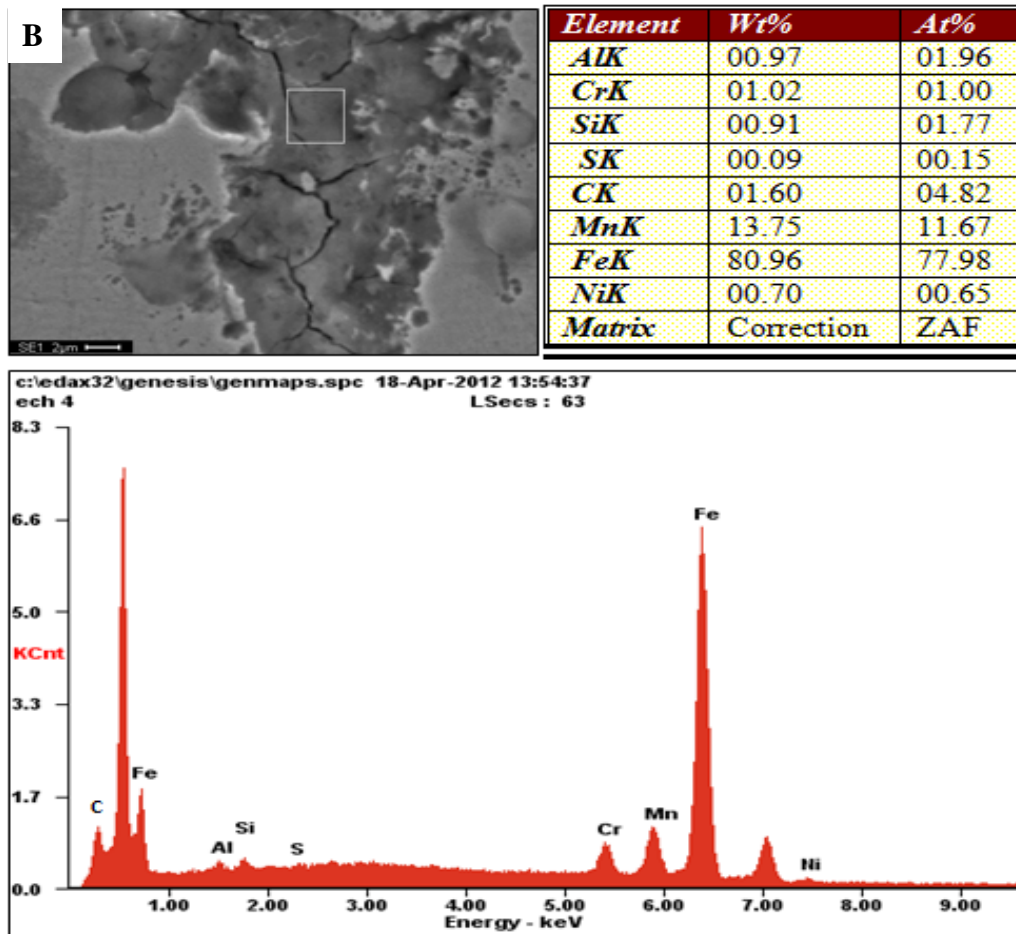
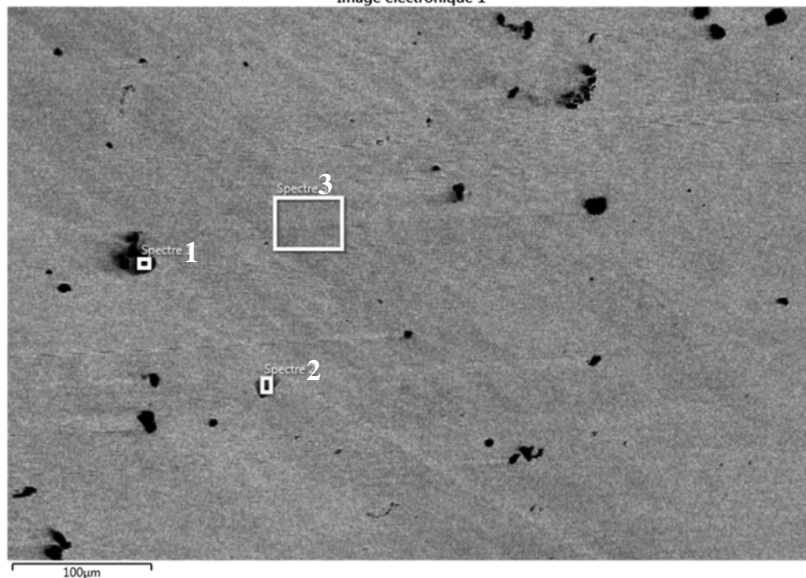


Figure III.20. Microanalyse X par EDS de l'acier allié à 0.3% Ni

✓ La figure III.21 montre les résultats de la microanalyse X par EDS sur le même échantillon allié à 0.3%Ni réalisé sur un appareil plus récent. Cette microanalyse identifie les différents éléments constitutifs de l'acier expérimenté avec différentes énergies et rais.

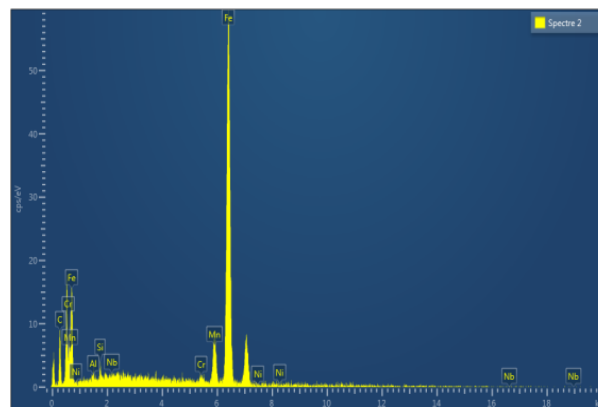
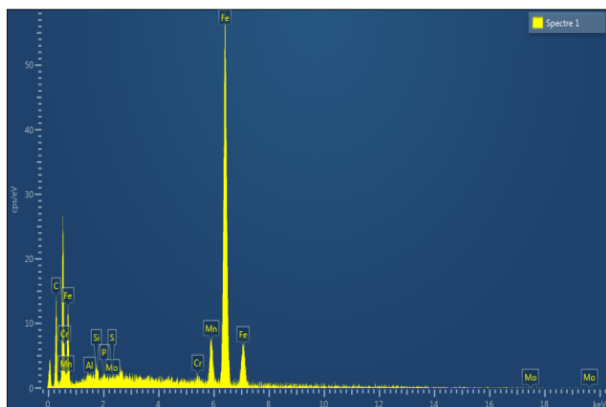
La microanalyse réalisée sur cet échantillon nous renseigne sur la présence de précipités qui pourraient être des carbures contenant les éléments carburigènes présents à savoir le manganèse et le chrome (spectre 1 et 2). Comme, nous pouvons remarquer l'absence totale de nickel dans ces précipités, alors que ce dernier est présent dans la matrice (spectre 3).

Image électronique 1



Descriptif du spectre	Spectre 1	Spectre 2	Spectre 3
C	26.80	18.24	10.37
Al	0.13	0.38	0.20
Si	0.65	0.70	0.37
P	0.21		0.00
S	0.18		0.18
Cr	0.53	0.58	1.18
Mn	7.26	8.03	11.37
Fe	64.24	72.00	75.94
Ni		0.00	0.39
Nb		0.07	0.00
Mo	0.00		
Total	100.00	100.00	100.00

Statistiques	C	Al	Si	P	S	Cr	Mn	Fe	Ni	Nb	Mo
Maxi	26.80	0.38	0.70	0.21	0.18	1.18	11.37	75.94	0.39	0.07	0.00
Mini	10.37	0.13	0.37	0.00	0.18	0.53	7.26	64.24	0.00	0.00	0.00
Moyenne	18.47	0.24	0.57			0.77	8.89	70.73			
Écart type	8.22	0.13	0.17			0.36	2.18	5.95			



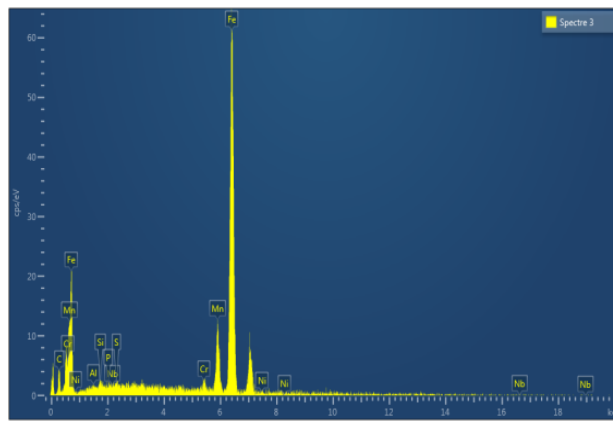
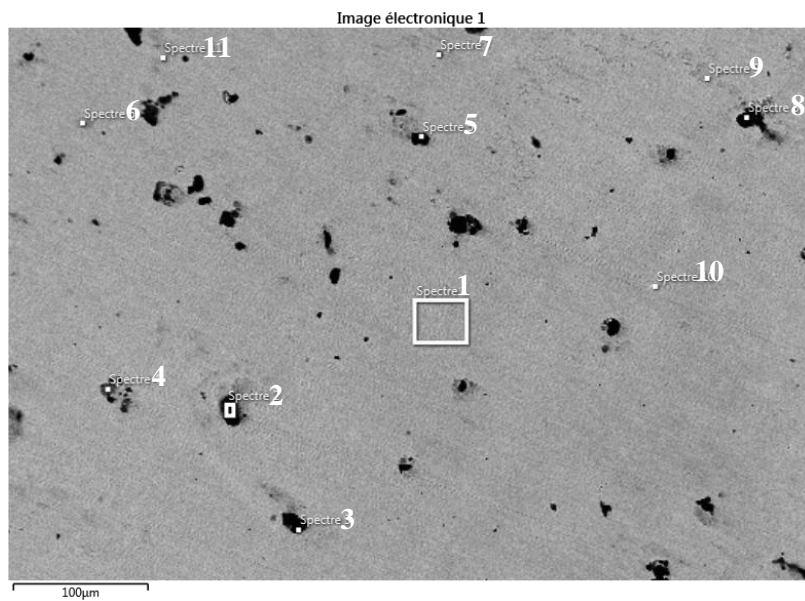


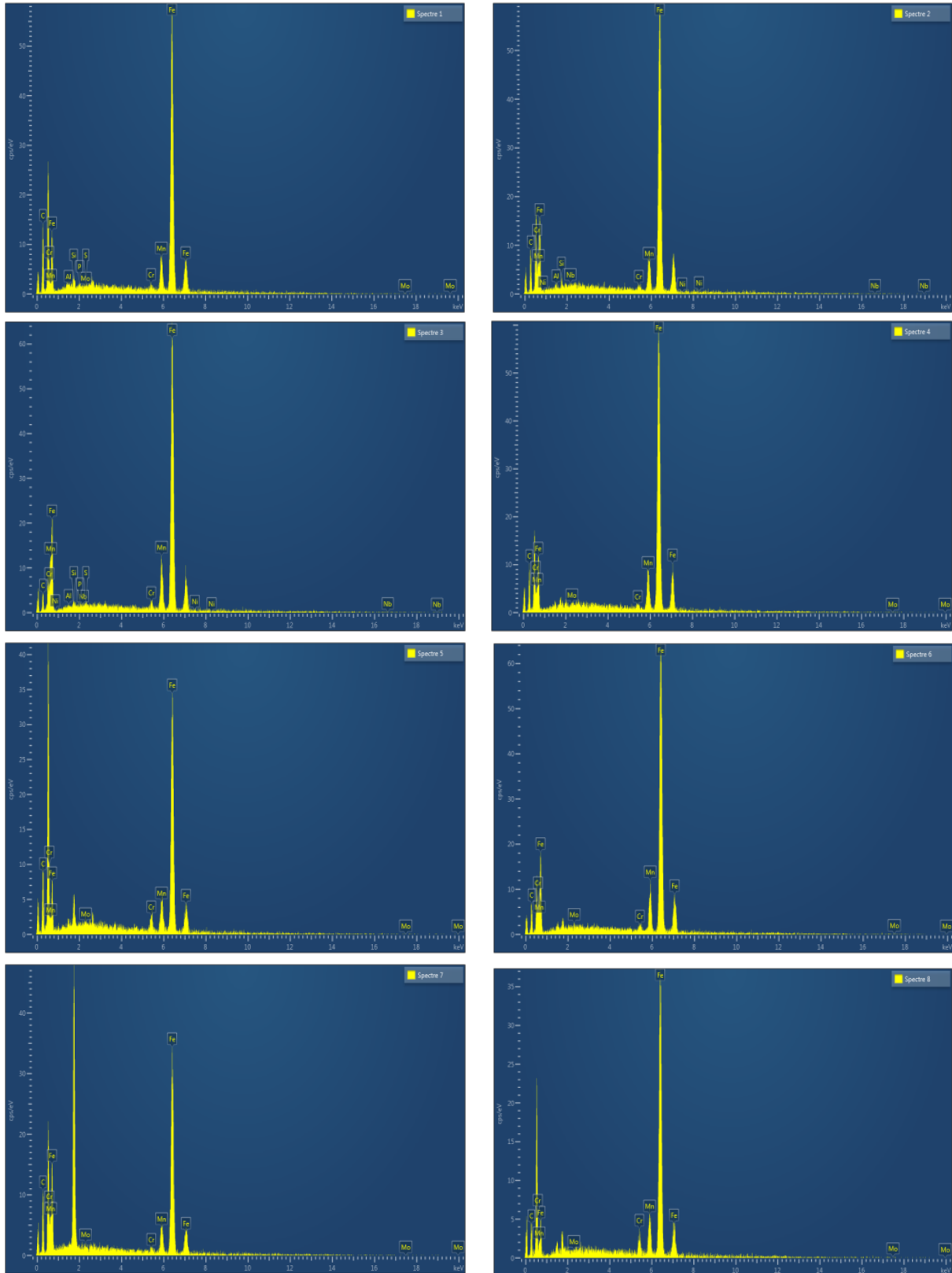
Figure III.21. Microanalyse X par EDS de l'acier à 0.3% Ni

✓ Comparativement à l'acier de base, les spectres de la microanalyse X par EDS de l'acier allié à 0.3 Mo sont montrés par la figure III.22. La détection du molybdène est observée dans les différents précipités analysés d'après la microanalyse réalisée (spectre 2, 4, 5, 6 et 7). Ceci confirme la formation de carbures complexes de type M_3C . Dans certains autres précipités analysés (spectres 3 et 8), nous remarquons l'absence de molybdène. Quant à la matrice, elle contient pratiquement tous les éléments (spectres 1 et 10).



Descriptif de spectre	Spectre 1	Spectre 2	Spectre 3	Spectre 4	Spectre 5	Spectre 6	Spectre 7	Spectre 8	Spectre 9	Spectre 10	Spectre 11
C	34.70	53.57	67.84	51.67	63.97	44.22	66.94	47.56	38.30	20.84	27.79
Cr	0.58	1.19	0.43	0.50	1.35	0.64	0.45	1.95	0.72	1.53	1.06
Mn	6.72	3.41	2.91	5.32	3.64	6.54	3.58	5.67	6.23	12.34	8.46
Fe	57.76	41.15	28.73	42.30	30.78	48.34	28.88	44.77	54.63	65.28	62.54
Mo	0.24	0.68	0.08	0.21	0.26	0.27	0.14	0.05	0.12	0.00	0.15
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

Statistiques	C	Cr	Mn	Fe	Mo
Maxi	67.84	1.95	12.34	65.28	0.68
Mini	20.84	0.43	2.91	28.73	0.00
Moyenne	47.04	0.95	5.89	45.92	0.20
Écart type	15.73	0.51	2.74	13.13	0.18



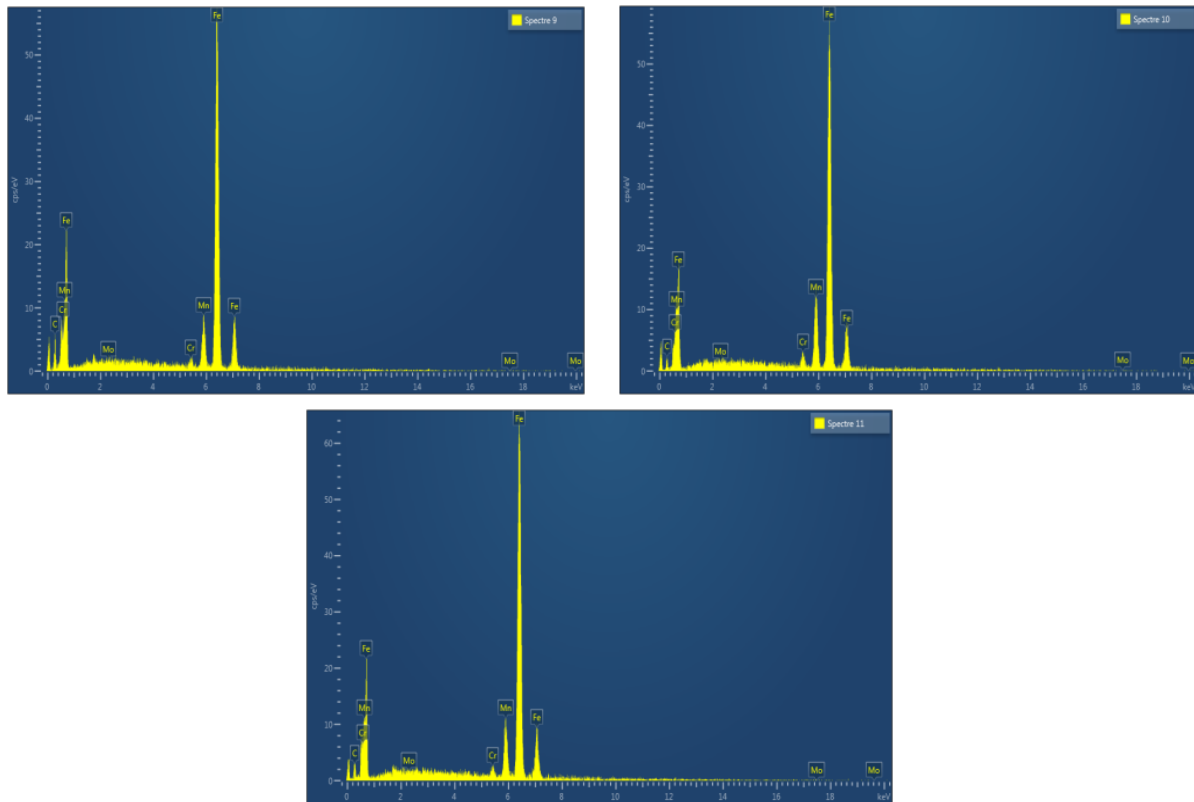
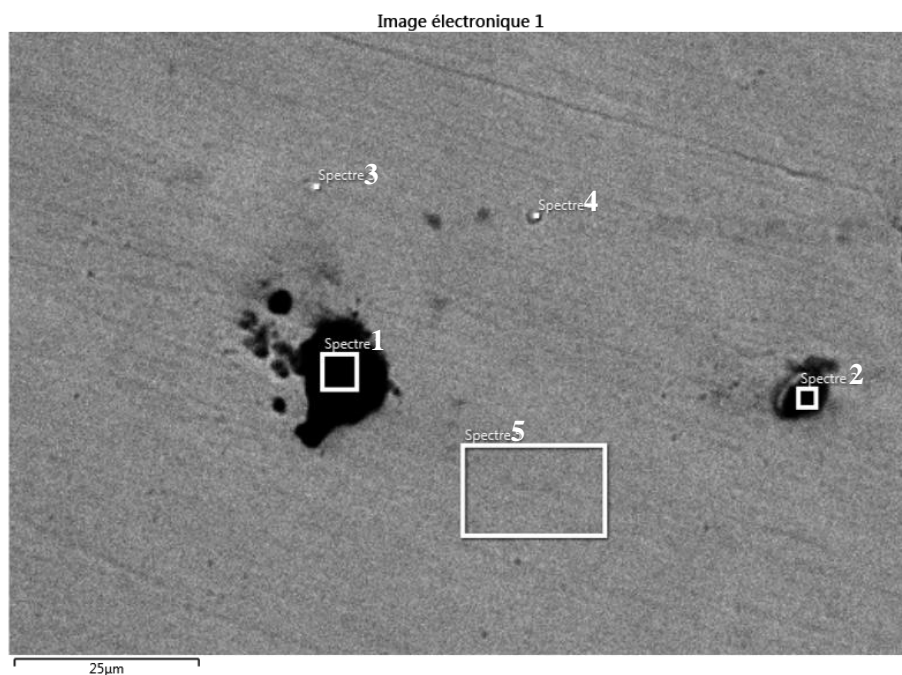


Figure III.22. Microanalyse X par EDS de l'acier allié à 0.3 %Mo

✓ La microanalyse de l'acier allié à 0.3% (Mo + Nb) (figure III.23) montre, en plus des éléments normaux, la présence des éléments ajoutés (Mo + Nb). Ces deux éléments sont présents dans les précipités analysés d'après les spectres 2, 3 et 4 (figure III.23). L'analyse du précipité (spectre 3) montre une concentration importante de niobium. Par contre, le précipité (spectre 4) est riche en molybdène.



Descriptif du spectre	Spectre 1	Spectre 2	Spectre 3	Spectre 4	Spectre 5
C	34.38	13.50	15.83	11.38	8.90
O ₂	25.76	2.30	0.84	3.23	1.69
Mn	6.42	9.64	9.49	15.20	10.11
Fe	32.90	73.45	48.08	64.56	78.69
Nb	0.00	0.40	23.89	0.21	0.13
Mo	0.53	0.71	1.86	5.41	0.48
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

Statistiques	C	O	Mn	Fe	Nb	Mo
Maxi	34.38	25.76	15.20	78.69	23.89	5.41
Mini	8.90	0.84	6.42	32.90	0.00	0.48
Moyenne	16.80	6.77	10.17	59.54	4.93	1.80
Écart type	10.16	10.66	3.17	18.88	10.60	2.10

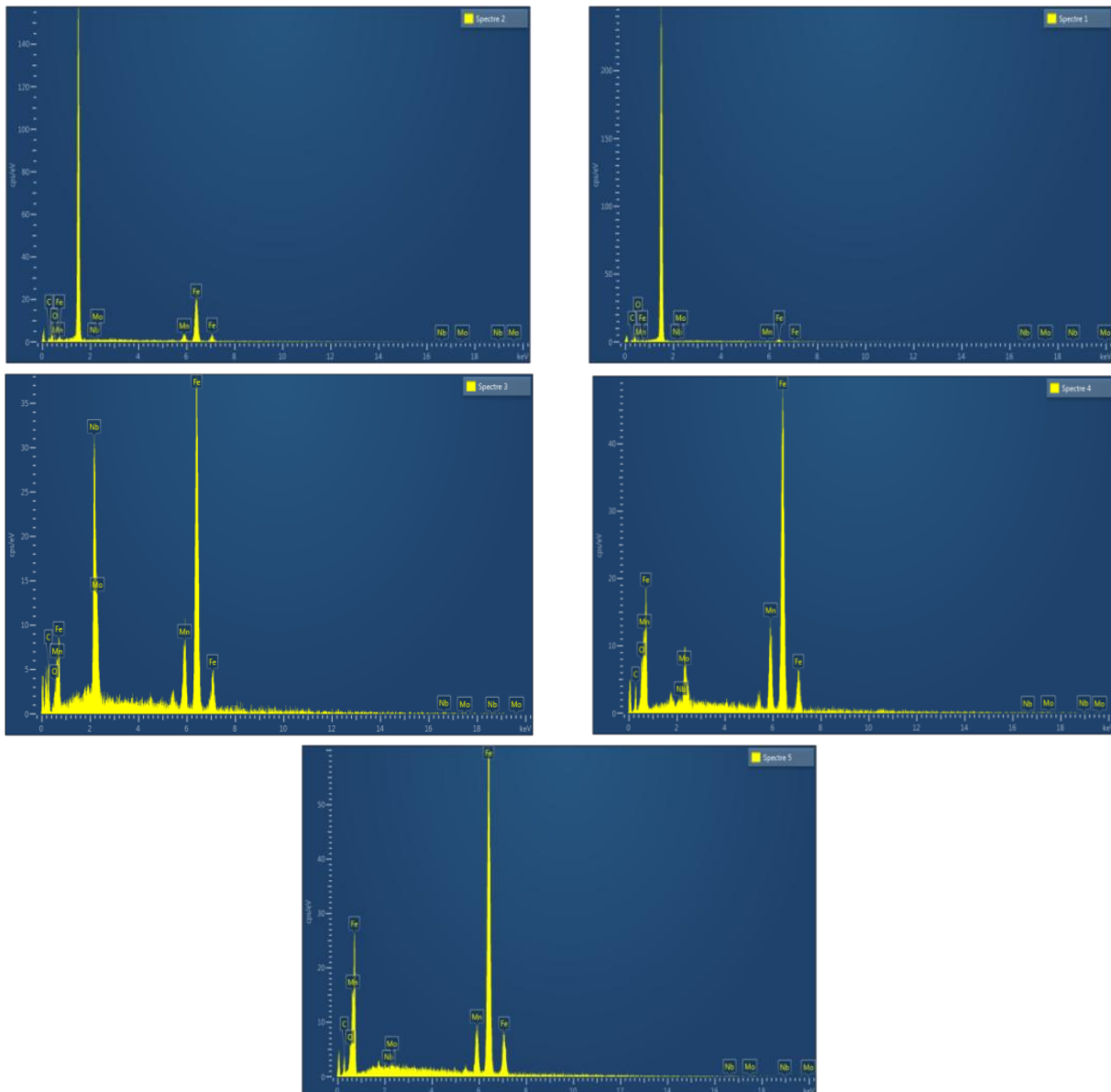
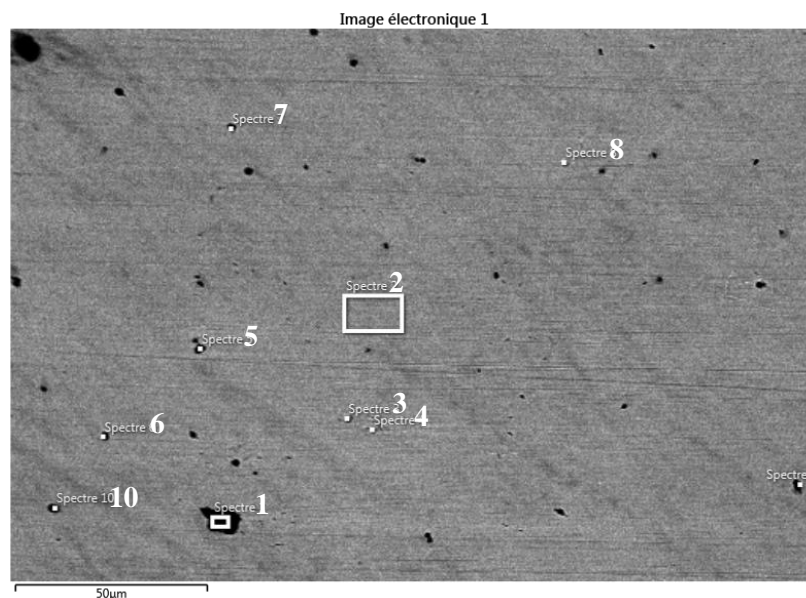


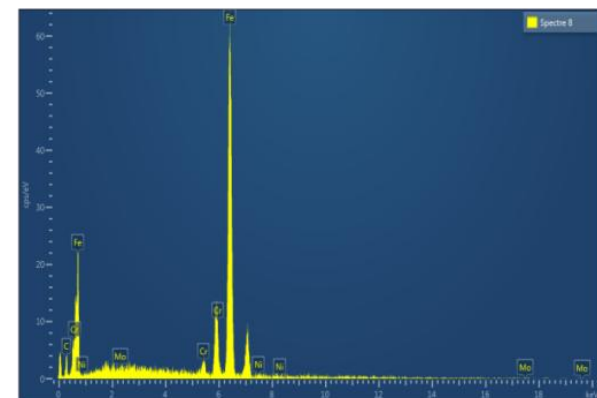
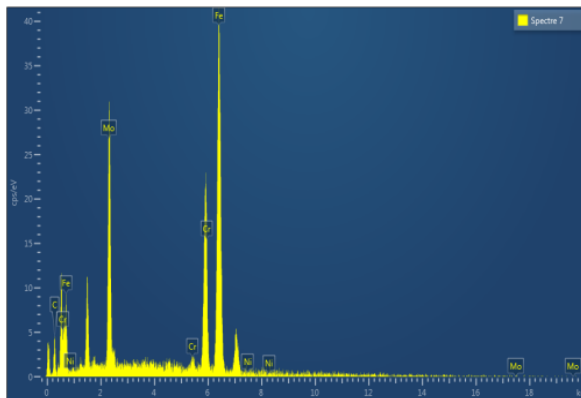
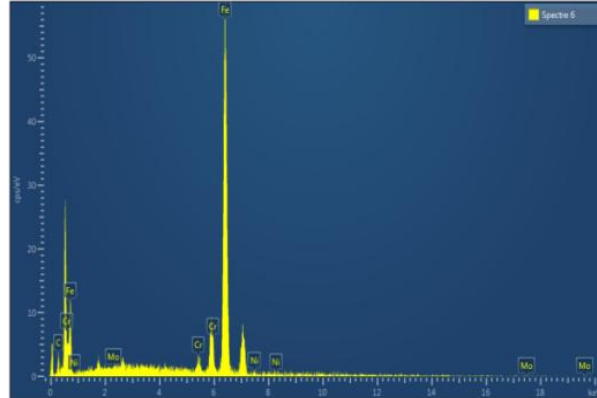
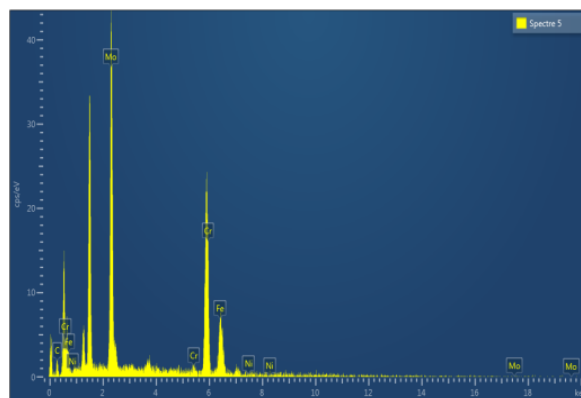
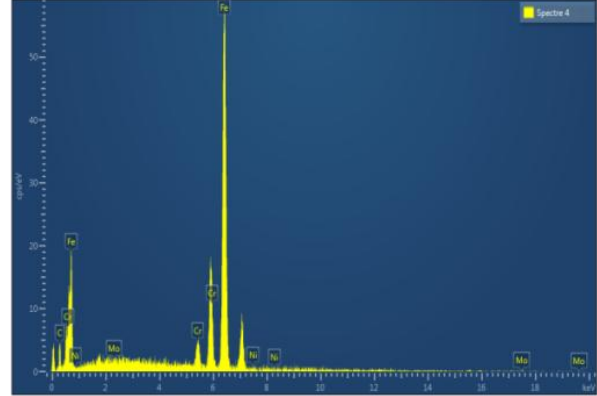
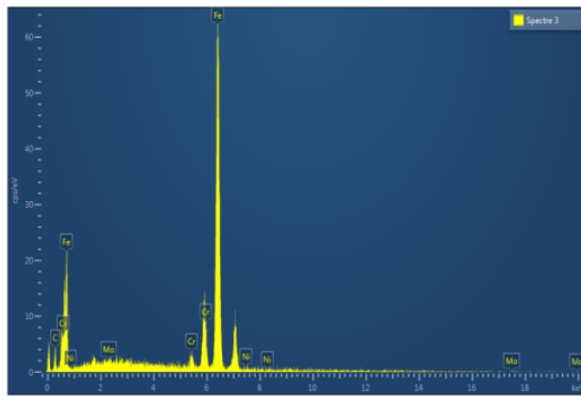
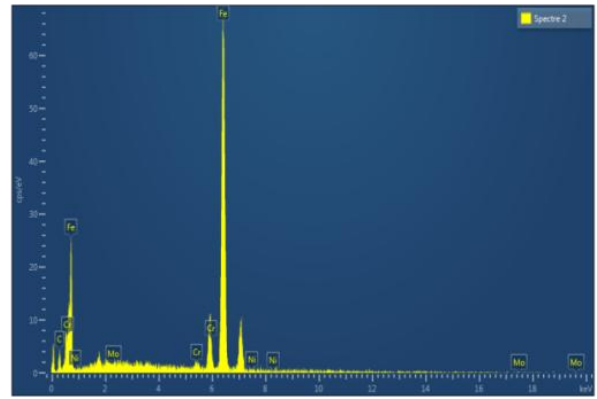
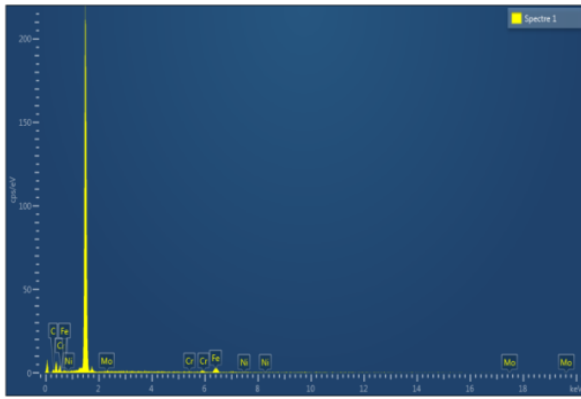
Figure III.23. Microanalyse X par EDS de l'acier allié à 0.3 % (Mo + Nb)

✓ D'après la figure III.24, la microanalyse X par EDS de l'acier allié à 0.3 % (Mo + Ni) montre une gamme de dix différents spectres, ces spectres sont localisé sur la matrice et sur les précipités, on observe que les spectres n° 2, 3, 4, 6 et 8 localise sur la matrice, montre une composition chimique de l'austénitique avec des traces de molybdène et de nickel. par contre le spectre n° 1 présente un précipité qui contient une teneur de 1.06% Mo et 1.42 Cr sans aucune trace de nickel , le même diagnostique pour les autre précipité mais avec un taux de molybdène plus élevé par exemple 23.97% Mo dans le spectre n°5 , 10.1% Mo dans le spectre n°7, les autre spectre n° 9 et 10 on observe des carbures presque non allié avec des trace de Mo, selon les composition chimique de quelque zones analysé on voir pas les éléments d'alliage ajoutés, ceci est probablement dû au phénomène de ségrégation des éléments d'alliage.



Descriptif de spectre	Spectre 1	Spectre 2	Spectre 3	Spectre 4	Spectre 5	Spectre 6	Spectre 7	Spectre 8	Spectre 9	Spectre 10
C	76.92	31.39	33.71	39.44	62.40	32.82	47.56	35.55	46.76	45.28
Cr	1.42	0.84	1.71	2.88	1.66	1.59	1.16	1.76	0.79	1.93
Fe	20.60	67.29	64.15	57.18	11.97	64.75	41.18	62.12	52.06	52.74
Ni	0.00	0.26	0.28	0.40	0.00	0.66	0.00	0.41	0.35	0.02
Mo	1.06	0.23	0.16	0.10	23.97	0.18	10.10	0.14	0.04	0.03
Total	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

Statistiques	C	Cr	Fe	Ni	Mo
Maxi	76.92	2.88	67.29	0.66	23.97
Mini	31.39	0.79	11.97	0.00	0.03
Moyenne	45.18	1.57	49.40	0.24	3.60
Écart type	14.58	0.60	19.18	0.23	7.80



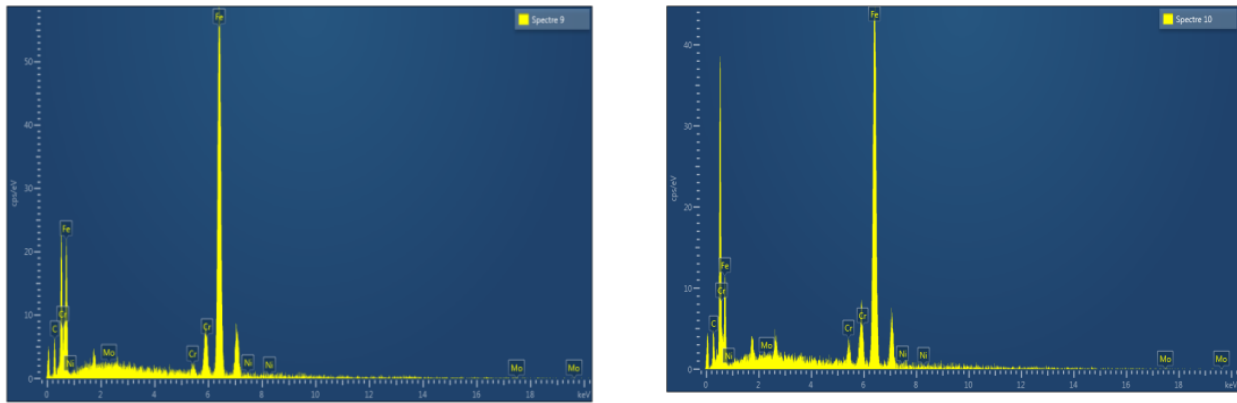


Figure III.24. Microanalyse X par EDS de l'acier allié à 0.3 % (Ni + Mo)

Les microanalyses X par EDS effectuées sur les échantillons d'aciers austénitiques au manganèse (sans addition et allié au molybdène, au nickel et au niobium, seul et combinés) ont révélé une répartition non uniforme des différents éléments ajoutés lors des examens effectués sur la structure métallographique. Ceci peut être expliqué par une ségrégation des éléments chimiques, appelée parfois ségrégation majeure. Une différence de gradient de température, de densité et les zones solidifiées en dernier peuvent être à l'origine de cette ségrégation qui a tendance à augmenter au niveau de ces zones enrichies en ces éléments. Ce qui pourrait provoquer une hétérogénéité structurale dont la cause est une distribution hétérogène des éléments d'alliage dans le métal au cours de l'élaboration, de la coulée et lors du refroidissement. Ce phénomène de ségrégation est toujours rencontré dans les aciers. Dans le cas de notre étude, il est dû à la présence des éléments carburigène tel que le molybdène et le niobium et aux éléments non carburigène tel que le nickel. Les éléments carburigène sont généralement trouvés dans les carbures précipités (figure III.23 spectre n° 5 et 7), par contre l'élément non carburigène (nickel) est localisé dans la matrice (figure III.24 spectre n° 6, 8 et 9). Finalement, les résultats des microanalyses X par EDS des structures métallographiques des aciers étudiés témoignent des changements microstructuraux cités et confirment le caractère des éléments ajoutés.

III.4. Diffraction par les rayons X

L'analyse de diffraction par les rayons X obtenus sur la majorité échantillons a permis d'identifier les différentes phases existantes dans l'acier austénitique au manganèse de base et après addition des éléments d'alliage (Mo, Ni et Nb). Après traitement thermique (état d'emploi de cet alliage), l'austénite et la martensite sont les deux principales phases composant la matrice de l'acier. La détection des précipités M_3C par l'analyse DRX peut être aussi envisageable. La présence de l'austénite et de la martensite se traduit par un dédoublement des pics.

D'après plusieurs travaux [15, 16, 20 et 37], de nombreux exemples montrent que l'utilisation de la diffraction X peut être utilisée pour déterminer les différents types des composants structuraux.

Dans le cas de l'acier de base et après traitement thermique de trempe étagé, on observe des pics d'austénite avec un taux de 75.22 %, de martensite avec un de 24.21 % et un faible taux des précipités (0.55 %) de type M_3C , $(Mn Cr)_7 C_3$ d'après les résultats obtenus par le logiciel MAUD [61].

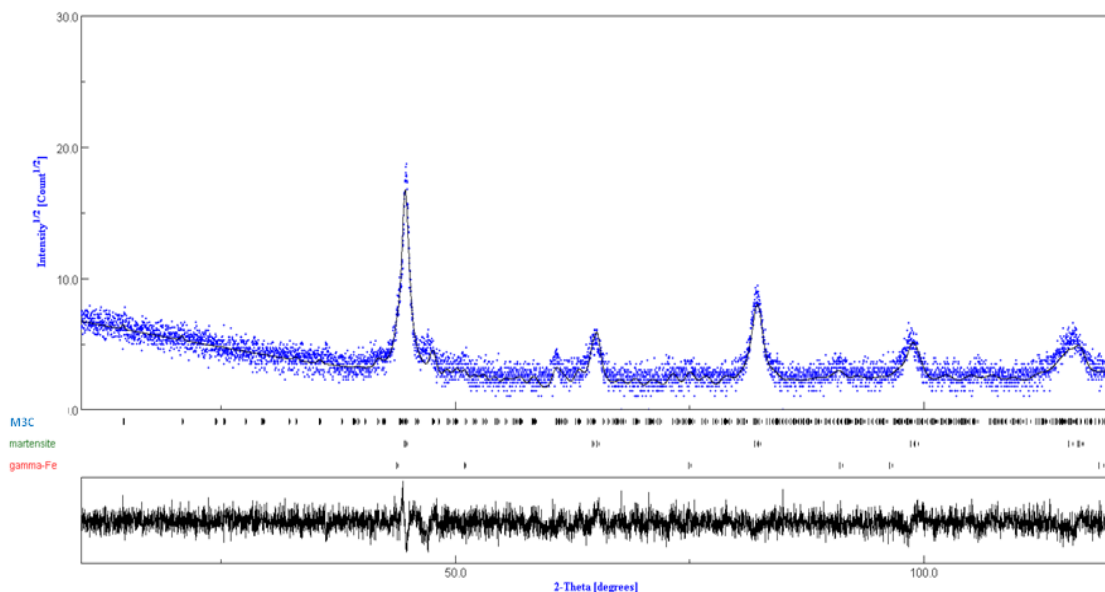


Figure III.25. Spectre de diffraction des rayons X de l'acier de base

L'analyse quantitative spectrale des phases présentes dans l'acier allié à 0.3% molybdène est représenté par la figure III.26. Nous observons, d'après cette figure, différents pics d'austenite, de fer α (martensite) et de carbures précipités de type M_3C comme dans le cas de l'acier de base. Nous remarquons que les taux de martensité (66.56%) et de carbures précipités (4.42%) sont plus importants par rapport à l'acier de base. L'augmentation du taux

de martensite et de précipités s'explique par la l'influence de l'élément d'alliage carburégène (Mo) et améliorant la trempabilité.

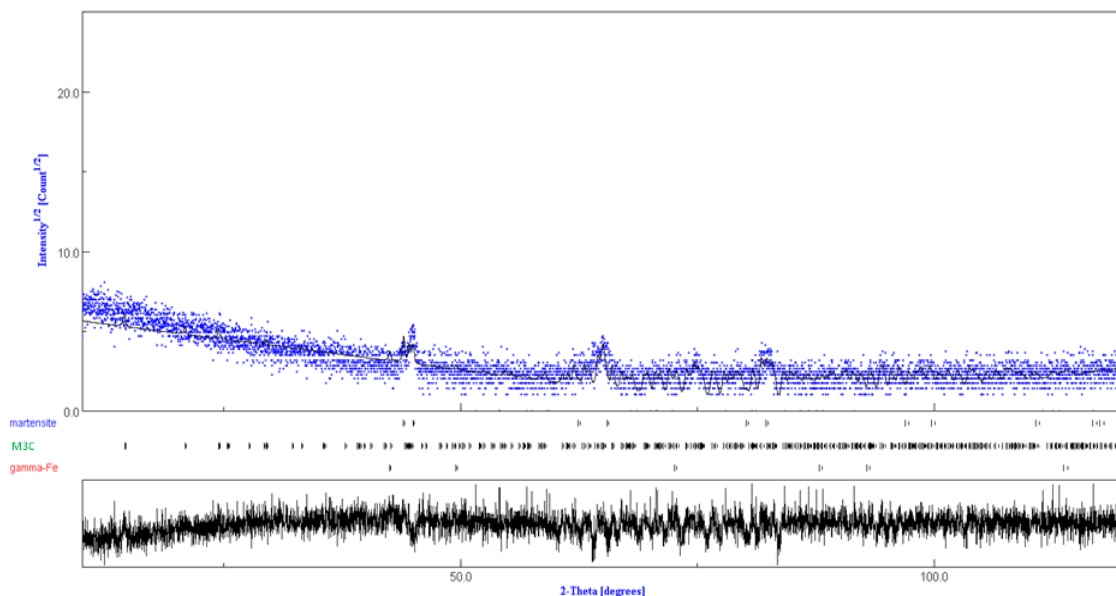


Figure III.26. Spectre de diffraction des rayons X de l'acier à 0.3% Mo

L'analyse spectrale des phases en présence de l'acier allié à 0.3% nickel est illustrée par la figure III.27. Le spectre montre différents pics d'austénite, de martensite et de carbures précipités, comme pour le cas de l'acier de base. Une augmentation du taux d'austénite (76.30%) est observé, ceci s'explique par l'ajout du nickel (élément fortement gammagène) et une diminution du taux de martensite (15.83%). on note aussi la présence de carbures de type M_3C avec un taux de (7.85%).

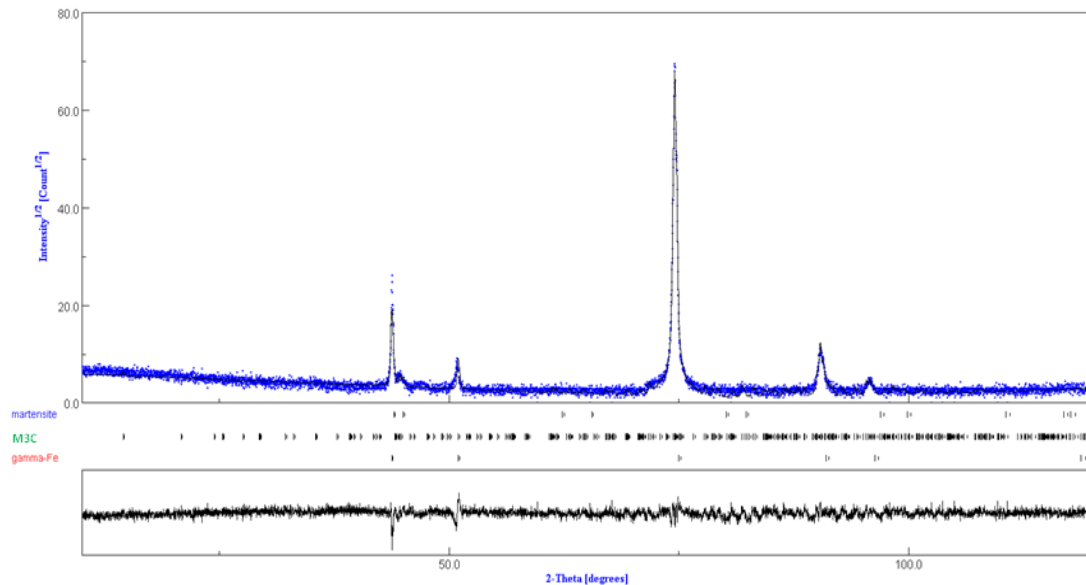


Figure III.27. Spectre de diffraction des rayons X de l'acier à 0.3% Ni

L'analyse quantitative des phases de l'acier allié à 0.3% Nb est montrée par la figure III.28. Sur cette figure, on observe différents pics d'austénite, de martensite et de précipités non dissouts après traitement thermique comme pour les cas précédents. Le niobium a influencé la formation de la microstructure d'une manière comparative au molybdène, mais son action est beaucoup plus significative sur la quantité de martensite (74.30%), de carbures précipités (9.42%) et d'austénite (16.27%).

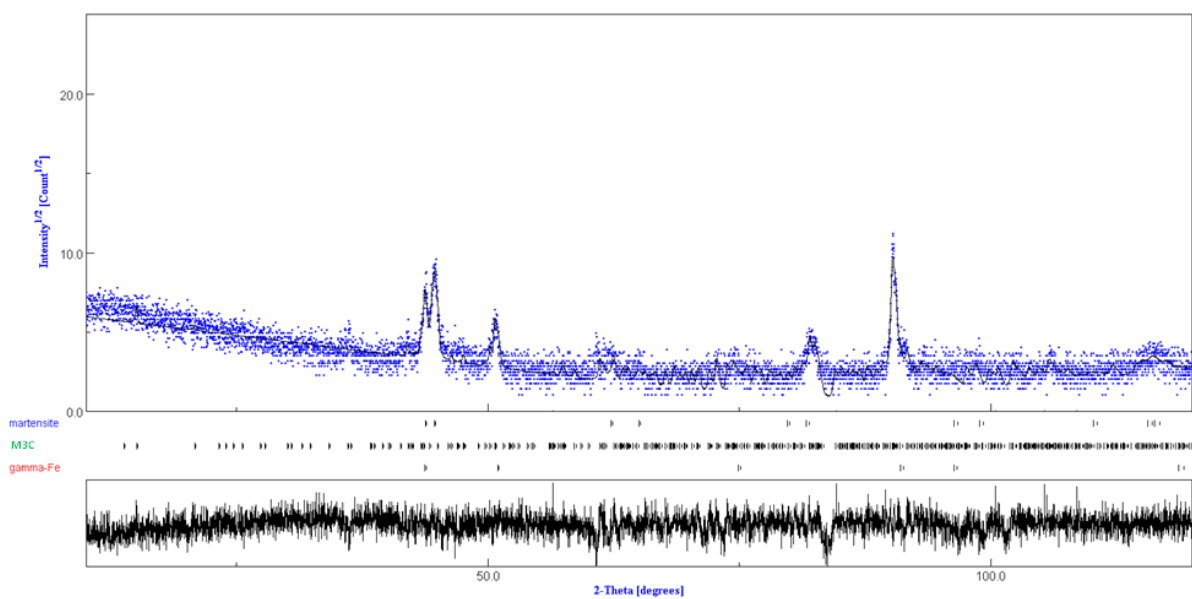


Figure III.28. Spectre de diffraction des rayons X de l'acier à 0.3% Nb

La figure III.29 montre l'analyse spectrale quantitative des phases présentes dans l'échantillon de l'acier au manganèse allié à 0,3% (Mo+Nb) après traitement thermique de trampe etagé. Nous observons sur cette figure que différents pics de martensite, d'austenite et de carbure type M_3C comme pour les cas précédents avec un taux de 84.26%, 12.00% et 3,72% respectivement. Une diminution du taux de M_3C (3.72%) est remarquée dans cet acier par rapport au cas précédent sauf pour l'acier de base. L'augmentation du taux de la martensite et la diminution de taux d'austenite par rapport aux cas précédents peut être expliquée par l'effet alphagène de ces deux éléments (Nb+Mo).

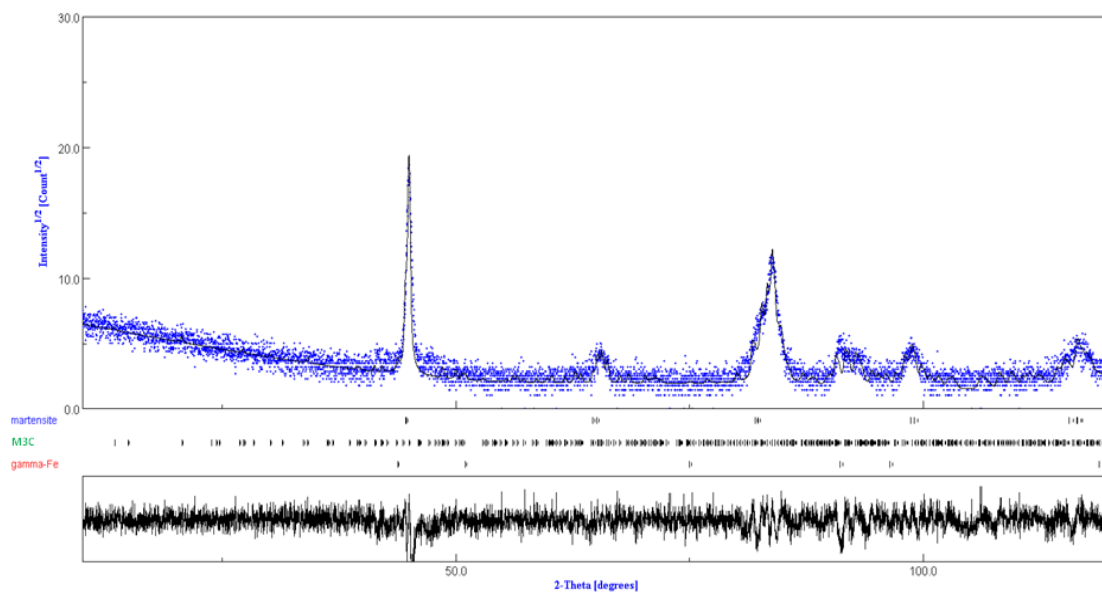


Figure III.29. Spectre de diffraction des rayons X de l'acier à 0.3% (Mo+Nb)

L'analyse spectrale quantitative des phases de l'acier allié à 0.3% (Ni+Nb) est présentée par la figure III.30. Sur cette figure, sont montrés différents pics de martensite, d'austenite et de carbures précipités de type M_3C comme pour tous les échantillons déjà expérimentés. Dans cet acier, on constate des taux de martensite (48.20%) et d'austenite (42.03%) relativement proche. Ceci peut être expliqué par l'effet contraire de ces deux éléments (l'un gammagène et l'autre alphagène). Dans cet acier, la précipitation carburique (9.76%) est la plus importante par rapport à l'acier de base et aux autres cas précédents.

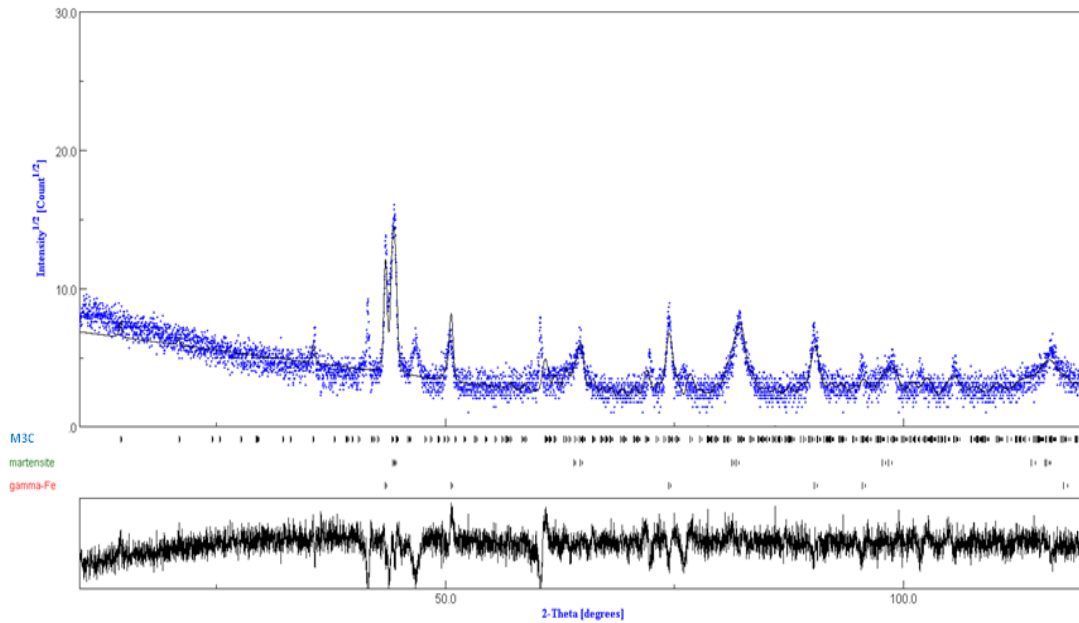


Figure III.30. Spectre de diffraction des rayons X de l'acier à 0.3% (Ni+Nb)

La figure III.31 illustre l'analyse spectrale quantitative des phases présentes dans la l'acier allié à 0.3% (Ni+Mo). Sur cette figure, comme pour les cas précédents, on constate des pics de matrensite, d'austenite et de M₃C. On remarque une diminution de taux d'austénite (7.9%) et de carbures précipités de type M₃C (1.48%), et une nette augmentation du taux de martensite (90%). Cette analyse a montré que l'addition de ces deux éléments a ainsi fortement influencé la formation microstructurale par rapport à tous les aciers étudiés.

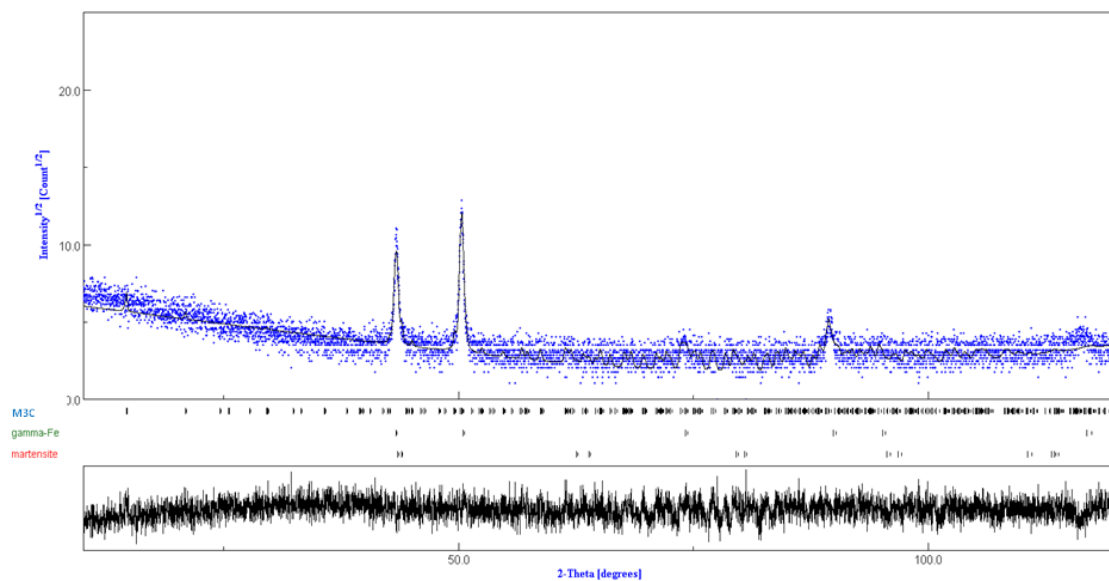


Figure III.31. Spectre de diffraction des rayons X de l'acier à 0.3% (Ni+Mo)

D'après l'analyse de la diffraction X, les spectres des aciers étudiés montrent uniquement les pics les plus intenses du fer gamma et de martensite. Pour tous les aciers alliés, l'analyse montre aussi la présence de précipités de type M_3C non dissous malgré une trempe à 1100°C. Le taux de ces composants a varié en fonction des différentes additions entreprises, car ces constituants microstructuraux dépendent de la composition chimique de base, des éléments ajoutés volontairement et du cycle de traitement thermique appliqué.

Pendant la trempe étagée, la majorité d'austénite est transformée en martensite dans le cas de Mo, Nb, Mo+Nb, Nb+Ni et Mo+Ni, contrairement à l'acier de base et à l'acier allié au Ni (élément gammagène). Comme, on note aussi une nette augmentation des précipités non dissous dans tous les aciers alliés par rapport à l'acier de base. Les plus grands taux sont observés dans les aciers alliés au niobium seul et combiné au nickel.

La méthode de caractérisation utilisée a mis en évidence de manière claire la présence des mêmes composants structuraux en faible ou en grande quantité. Ces composants structuraux sont influencés par la quantité et le type d'élément chimique additionné. Ces résultats présentent confirment et sont en parfaite concordance avec les structures micrographiques optiques, MEB et les résultats de la microdureté.

III.5. Dureté

La dureté a fait l'objet des caractéristiques mécaniques utilisées dans cette étude. Cette technique a permis de déterminer l'évolution du durcissement provoqué par l'ajout des éléments à l'état brut de coulée et après traitement thermique des divers échantillons expérimentés.

Les résultats obtenus montrent réellement que chaque élément ajouté a nettement amélioré la dureté par rapport à celle de l'acier de base quel soit carburigène (molybdène et niobium) ou non carburigène (cas du nickel).

Lors de l'introduction d'un seul élément d'addition (Mo, Nb ou Ni) dans l'acier en étude à l'état brut de coulée, la dureté a augmenté de 217 HB (cas de l'acier de base) à 235 HB pour l'acier allié à 0.3% Mo à l'état brut de coulée. Le nickel, le molybdène et le niobium ont eu un effet presque similaire sur la variation de la dureté (figure III.32).

A l'état traité, le molybdène a présenté les meilleurs résultats de dureté avec un maximum de 310 HB à 0.3%. Le niobium et le nickel ont élevé la dureté de l'acier d'une manière presque identique (figure III.32). La dureté de l'acier à l'état trempé est passée de 234 HB pour l'acier de base à 307 HB pour l'acier allié à 0.3% Mo. Cette augmentation s'explique par le fait que ces trois éléments (Mo, Nb et Ni) ont agi sur la trempabilité et ont diminué la quantité de l'austénite appauvrie de l'acier expérimenté.

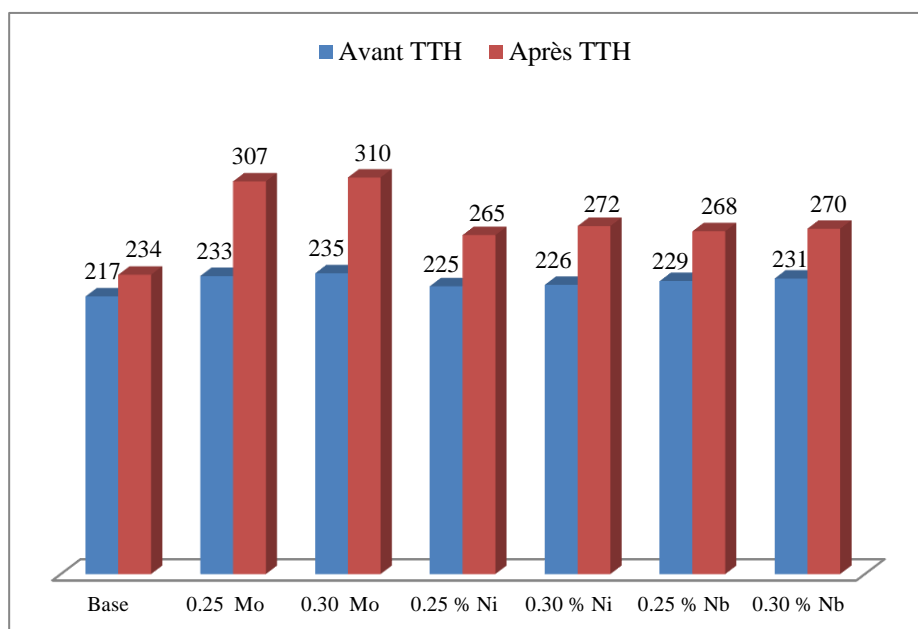


Figure III.32. Dureté de l'acier allié à un seul élément avant et après traitement thermique

A l'état brut de coulée, la dureté de l'acier passe de 217 HB (acier de base) à 238 HB pour l'acier à 0.1% (Mo+Nb) et à 241 HB pour l'acier à 0.3% (Mo+Nb). L'association du nickel à l'un de ces deux éléments à 0.1% n'a pas un effet significatif que le molybdène et le niobium. Il faut 0.3% (Ni+Mo) pour voir la dureté passer au même niveau que pour 0.1% (Mo+Nb) (figure III.33). On peut remarquer que l'augmentation de la dureté dans ce cas n'est pas assez importante comme on devrait s'y attendre. L'addition du molybdène et du niobium en combinaison à 0.3% chacun assure un maximum de dureté à l'acier.

A l'état traité et à 0.1%, le (Mo+Nb) et (Ni+Nb) ont pratiquement augmenté la dureté de l'acier d'un même ordre de grandeur. Mais, à 0.1% (Ni+Mo), la dureté reste la plus faible. A 0.30 %, le molybdène et le niobium combinés reste toujours les deux éléments les plus influents sur la dureté comme à l'état brut de coulée (figure III.33). A cette même teneur, le (Mo+Ni) et (Ni+Nb) ont donné la même dureté.

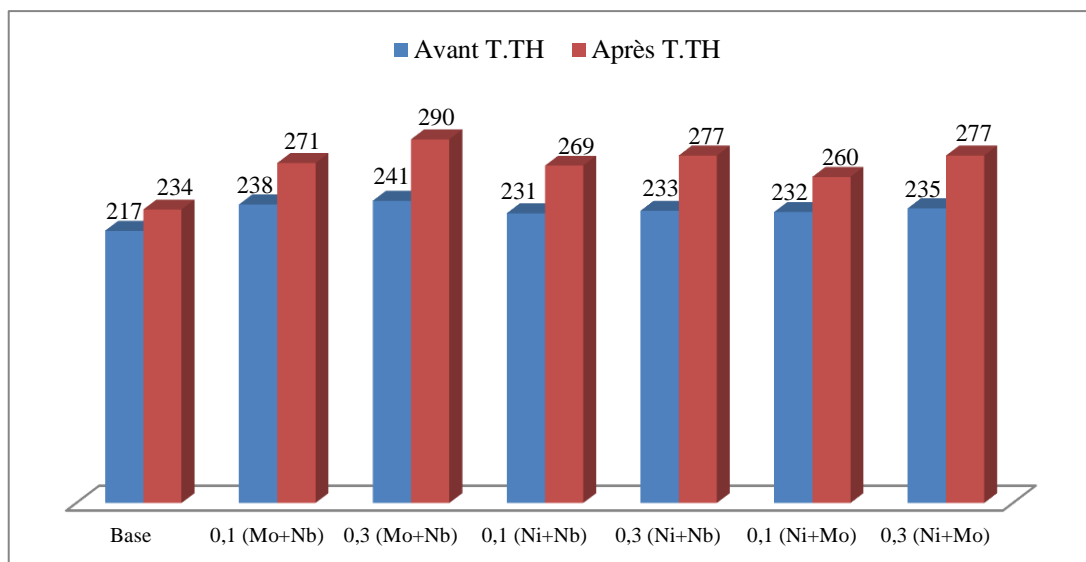


Figure III.33. Dureté de l'acier allié à deux éléments avant et après traitement thermique

Les résultats de la dureté ont montré que les plus grandes duretés enregistrées à l'état brut de coulée sont données par la combinaison du molybdène et du niobium à 0.3%. Par contre, à l'état traité, l'acier allié à seulement à un seul élément (0.3% Mo) a enregistré la plus haute dureté. Cette progression est évaluée entre 11 % et à 32 % pour ces deux cas par rapport à l'acier de base.

Les résultats de dureté à l'état brut de coulée et à l'état traité sont récapitulés et présentés par la figure III.34.

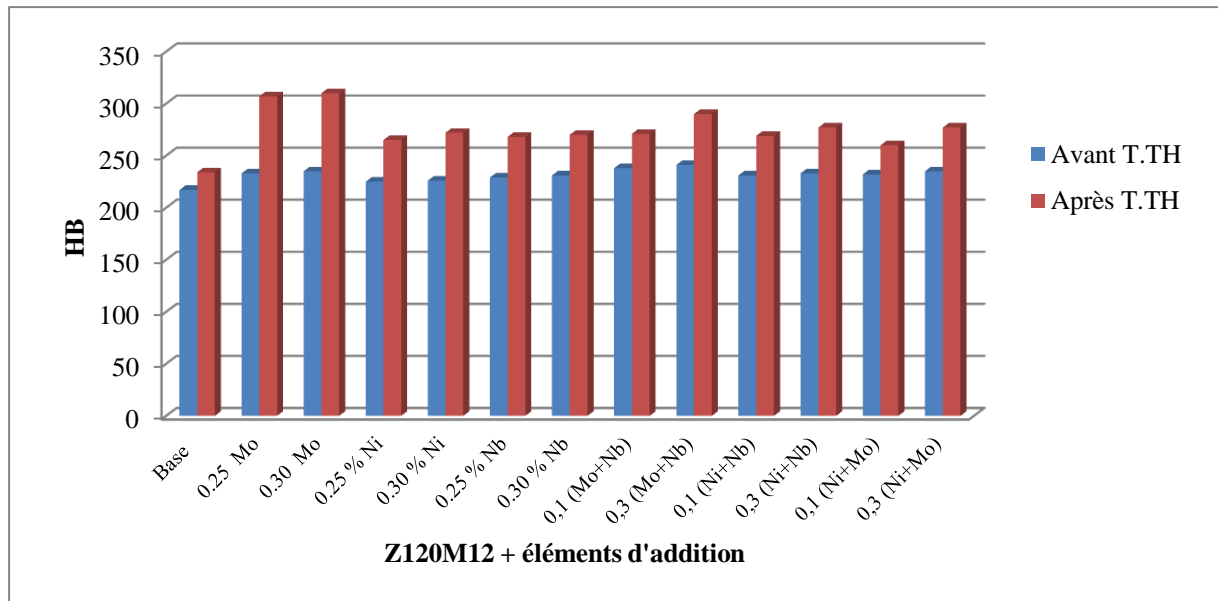


Figure III.34. Dureté des aciers expérimentés à l'état brut de coulée et après traitement thermique

III.6. Microdureté

Cette technique nous a permis de déterminer la variation de la microdureté en fonction de la teneur des éléments d'alliage ajoutés, d'où, on peut approximativement déterminer la nature des constituants microstructuraux existants dans les différents aciers testés. Les résultats obtenus montrent que les éléments additionnés ont favorisé une variation de la microdureté de la matrice et des précipités à l'état brut de coulée et après traitement thermique.

La microdureté de la matrice (austénite) de l'acier à l'état brut de coulée est de 248 Hv₅₀ (figure III.35), qui correspond à celle de la constituante structurale de l'austénite [30]. Ceci s'explique par la présence de 12 % de manganèse dans l'acier en étude. Quant à la microdureté des précipités, elle est de 1149 Hv₃₀ (figure III.36) [34]. Cette dernière correspond à celle de carbure de manganèse de type M₃C [60].

L'addition du molybdène fait augmenter la microdureté de la matrice de l'acier à l'état brut de coulée de 248 Hv₅₀ (acier de base) à 300 Hv₅₀ (0.3% Mo) (figure III.35). Cette évolution s'explique probablement par la dissolution d'une partie du molybdène dans la matrice et l'autre est distribuée dans le carbure de manganèse, ce qui explique l'augmentation progressive du taux de précipités dans l'acier traité par rapport à l'acier de base (figure III.2) et l'augmentation de la microdureté des précipités de 1141 Hv₃₀ à 1541 Hv₃₀ (figure III.35).

Dans le cas de l'addition du nickel, la microdureté de l'austénite (matrice) est améliorée mais à un degré moins que celle de l'acier allié au molybdène, mais plus que celle de l'acier de base. Cette légère augmentation s'explique par l'effet du nickel, élément trempant, mais aussi stabilisateur de l'austénite. La microdureté a atteint dans ce cas la valeur 273 Hv₅₀ (figure III.35). Ce dernier a provoqué un affinement et une forme arrondie des précipités par rapport à l'acier de base (figure III.3). Ainsi, le nickel par son effet gammagène laisse le manganèse plus actif. Ce qui explique l'augmentation de la microdureté des précipités de 240 Hv₃₀ par rapport à ceux formés dans l'acier de base (figure III.36).

Comme les précédents éléments, le niobium a élevé la microdureté de l'austénite par rapport à celle de l'acier de base. Ce dernier se dissout dans l'austénite en premier lieu et contribue à l'élévation de sa microdureté de 248 Hv₅₀ (acier de base) à 281 Hv₅₀ (acier allié à 0.25% et 0.3% Nb) (figure III.35). Lorsque l'austénite se sature en niobium, l'autre quantité de cet élément stabilise, affine et favorise une forme arrondie des précipités par rapport à ceux présents dans l'acier de base (figure III.4). Ceci a permis d'élever la microdureté pour atteindre 1506 Hv₃₀ (figure III.36).

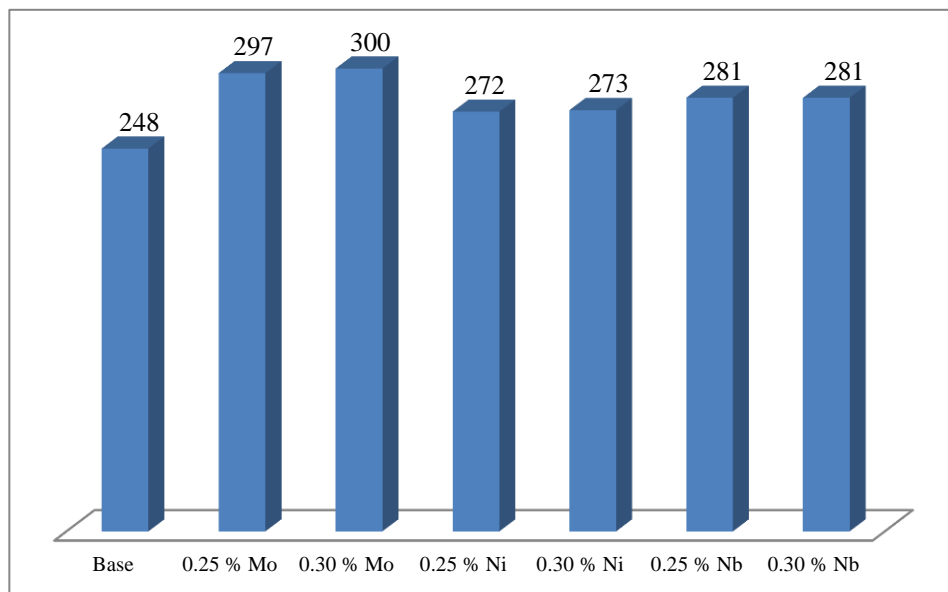


Figure III.35. Microdureté de l'austénite de l'acier allié à un seul élément à l'état brut de coulée

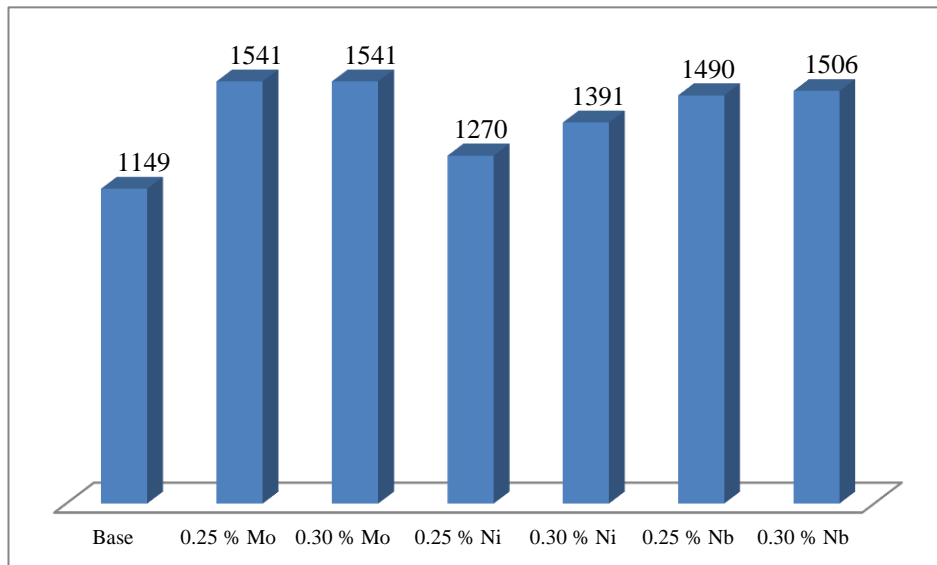


Figure III.36. Microdureté des précipités de l'acier allié à un seul élément avant traitement thermique

A l'état traité, on remarque une dissolution complète des précipités à l'échelle des observations optiques et une apparition de deux composants structuraux dans la structure métallographique de l'acier, l'une, austénite non transformé et l'autre, la martensite (figure III.1, III.2, III.3 et III.4). La martensite présente une microdureté plus importante (517Hv) que celle de l'austénite non transformé (234Hv).

La microdureté de la martensite des aciers traités, soit au molybdène ou au niobium, est pratiquement identique (figures III.37). Par contre, le nickel reste l'élément le moins influant sur la microdureté de ce constituant microstructural (figures III.37), mais il l'a tout de même légèrement augmentée par rapport à l'acier de base. Quant à l'austénite, le molybdène s'est avéré l'élément le plus influant sur sa microdureté (figure III.37) par rapport aux deux autres éléments (niobium et nickel). Cette progression de la microdureté de l'austénite est provoquée vraisemblablement par la dissolution d'une petite quantité des éléments ajoutés. On remarque aussi une diminution quantitative de l'austénite dans ces aciers, alors que la martensite occupe une grande partie de la matrice (figure III.2, III.3 et III.4).

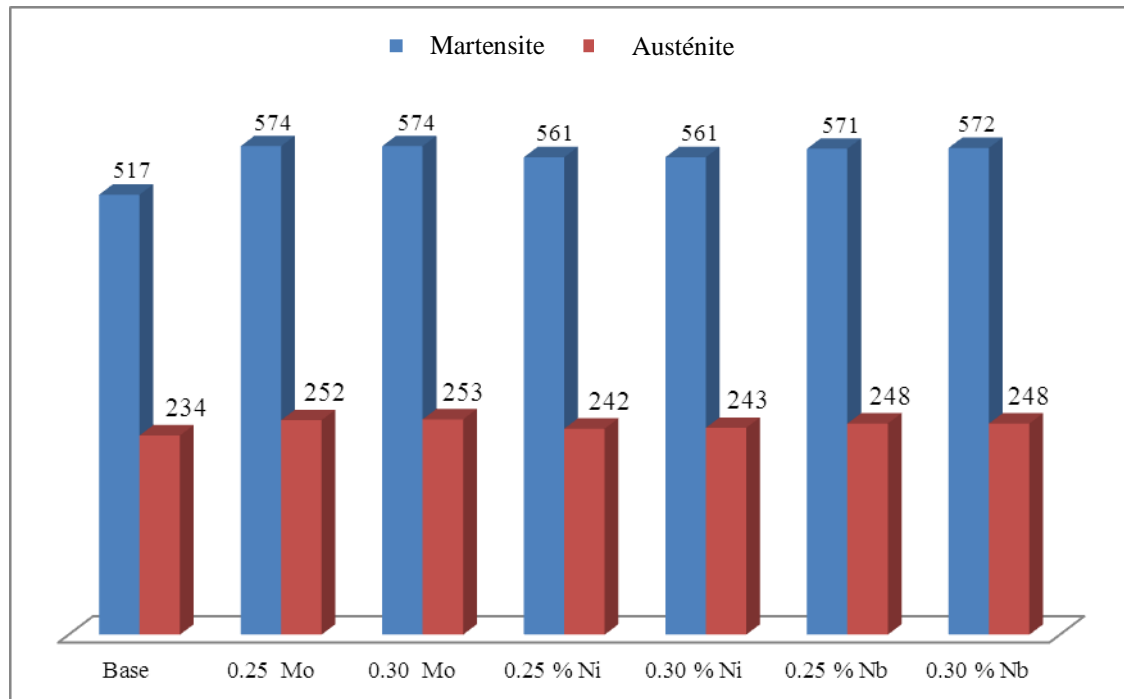


Figure III.37. Microdureté de la matrice de l'acier allié à un seul élément après traitement thermique

L'introduction de deux éléments molybdène-niobium, nickel-niobium et du nickel-molybdène à 0.1 % chacun dans l'acier à l'état brut de coulée a élevé la microdureté de la matrice (austénite) par rapport à celle de l'acier de base (figure III.38). Elle est pratiquement semblable à celle de l'acier contenant 0.3 % Mo et légèrement meilleure que celle des aciers à 0.3 % Nb et à 0.3 % Ni (figure III.35).

L'introduction de 0.1 % (Mo+Nb) a fortement élevé la microdureté des précipités de l'acier à l'état brut de coulée par rapport à l'addition de la même quantité de (Ni+Nb) ou (Ni+Mo) (figure III.39). On peut conclure que le nickel, étant un élément non carburigène et fortement gammagène, participe, au côté du manganèse, à la stabilité de l'austénite et de ce fait, la microdureté dans ces deux cas est moins importante que dans le cas de l'ajout de deux éléments fortement carburigènes. Ce qui explique ainsi l'augmentation de la microdureté des précipités dans l'acier allié à 0.1% (Mo+Nb). Lorsqu'on porte à 0.3 % la combinaison de ces éléments dans l'acier, on remarque que la microdureté des précipités n'a pas eu de changement significatif (figure III.39) pour les trois cas.

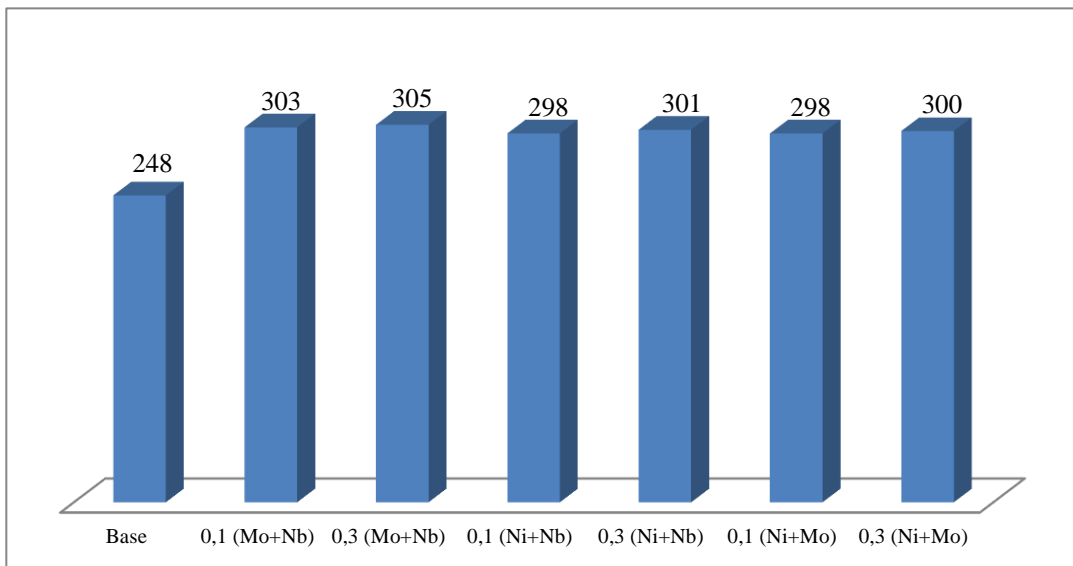


Figure III.38. Microdureté de l'austénite de l'acier allié à deux éléments à l'état brut de coulée

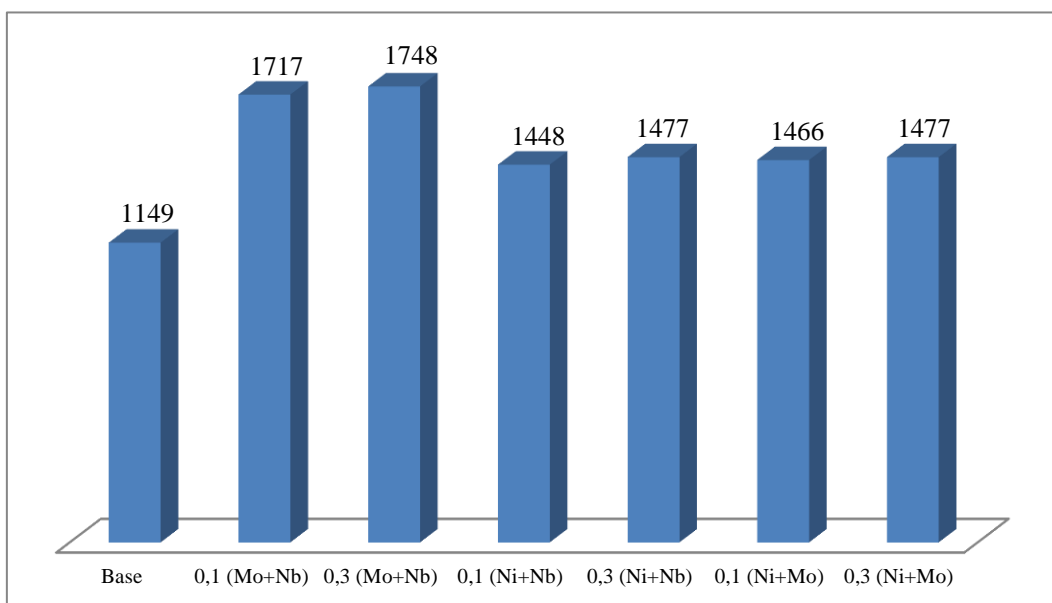


Figure III.39. Microdureté des précipités de l'acier allié à deux éléments à l'état brut de coulée

A part les deux principaux composants structuraux (austénite et martensite), aucune précipitation n'a été aperçue, après traitement thermique, par le Nital à 4% (figures III.1 - III.7).

La microdureté de la martensite a augmenté par rapport à celle de l'acier de base. Cette augmentation est estimée à 17 %. La martensite occupe une grande partie de la matrice dans

le cas des aciers alliés à 0.1 % (Mo+Nb), à 0.3 % [(Mo+Nb) et à 0.3 % (Ni+Nb)] (figure III.5 - III.7). On constate aussi que la microdureté de la martensite est approximativement identique à celle de tous les aciers étudiés (figure III.40). Quant à la microdureté de l'austénite non transformé, elle reste inchangée pour toutes les additions et légèrement élevée par rapport à celle de l'acier de base. Ceci peut s'expliquer éventuellement par la dissolution préférentielle des éléments ajoutés dans la martensite (figure III.40).

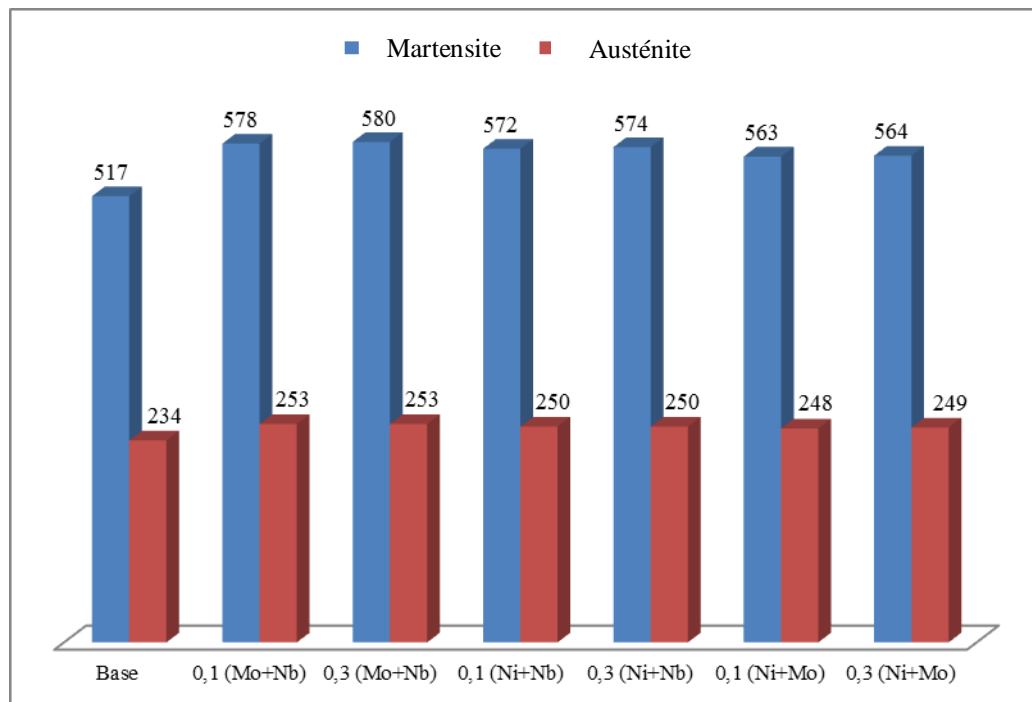


Figure III.40. Microdureté de la matrice de l'acier allié à deux éléments après traitement thermique

D'après les résultats de la microdureté des différents constituants microstructuraux des aciers testés à l'état brut de coulée, nous pouvons conclure que l'introduction de deux éléments a amélioré la microdureté de la matrice et des carbures précipités de 22 % et de 52 % respectivement par rapport à l'acier de base.

A l'état traité, la dissolution des carbures précipités dans tous les aciers expérimentés n'a pas permis à une augmentation attendue de la microdureté, que ce soit de la martensite et de l'austénite non transformé. Ces augmentations sont estimées à 11 % pour la martensite (cas de 0.3 Mo) et de 8% pour l'austénite dans tous les cas de l'addition d'un seul élément. Dans le cas de l'addition de deux éléments, les meilleurs résultats de microdureté de la martensite et de l'austénite sont observés sur l'acier à 0.3% (Mo+Nb) (figure III.41).

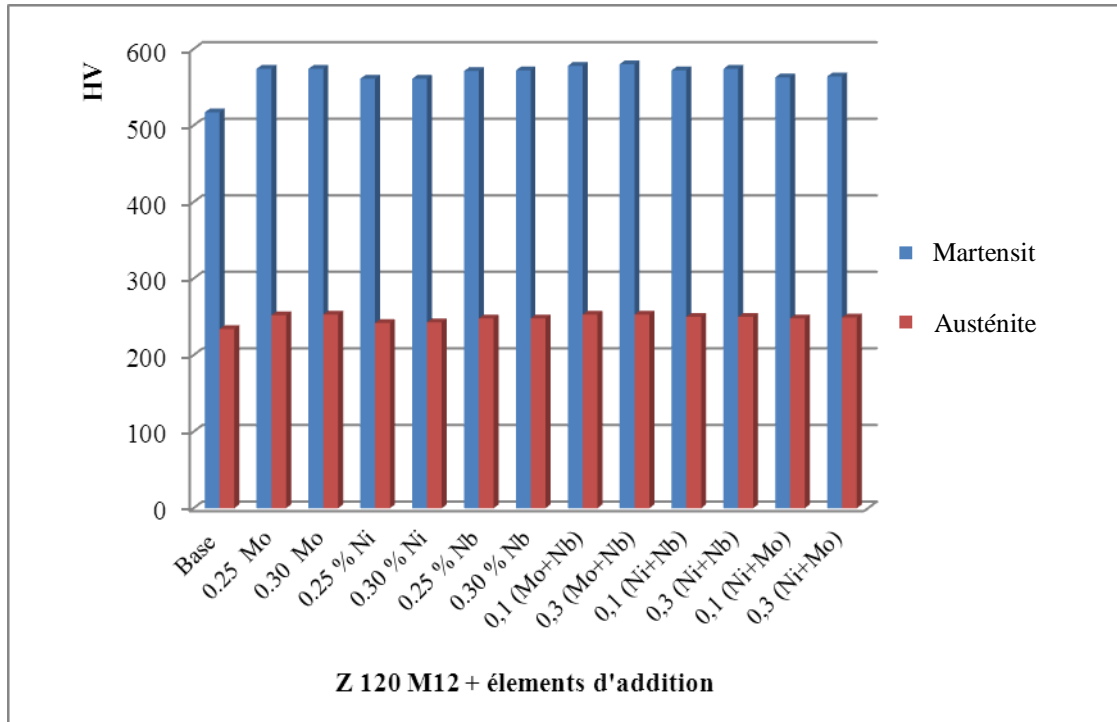


Figure III.41. Microdureté de la matrice des différents aciers alliés après traitement thermique

III.7. Essais d'usure

L'utilisation de deux types d'usures (frottement et impact) est nécessaire pour expérimenter l'acier étudié dans les mêmes conditions industrielles de l'acier de base. Lors de la caractérisation des aciers considérés, nous avons constaté une amélioration de la résistance à l'usure à l'état brut de coulée et après traitement thermique d'hypertrempe. Ces améliorations sont expliquées par une faible perte en matière (%) mesurée pour chaque cas après chaque minute et au bout de cinq minutes.

III.7.1. Usure par frottement

A l'état brut de coulée, dans le cas de l'acier de base, la perte de masse par frottement est évaluée à 0.79 % (figure III.42). Cette dernière est estimée, après traitement thermique, à 0.55% (figure III.42). Cette nette amélioration de la résistance à l'usure par frottement est due éventuellement à la dissolution partielle des précipités et du manganèse provoquant le durcissement de l'austénite.

L'introduction du molybdène, du nickel et du niobium ajoutés individuellement dans l'acier en étude à l'état brut de coulée, améliore la résistance à l'usure par frottement (figure III.42). Cette amélioration est due à une augmentation de la quantité de carbures précipités, de fortes microduretés dans le cas de molybdène et niobium, mais dans le cas de nickel, c'est sa dissolution dans la matrice austénitique qui en est à l'origine (figures III.2, III.3 et III.4). Les meilleurs résultats d'usure par frottement à l'état brut de coulée sont obtenus avec l'acier allié à 0.3% Nb où la perte de masse est évaluée à 0.08%.

A l'état traité, le molybdène à 0.3% apparait l'élément le plus influant sur cette caractéristique par rapport au niobium et au nickel. Ceci peut être expliqué par l'effet trempant de ce dernier. Quant au niobium, son action s'avère légèrement plus importante que le nickel (figure III.43). On peut remarquer que ces éléments ont fortement élevé la résistance à l'usure par frottement. L'élévation de cette propriété est due essentiellement à l'augmentation de la microdureté des différentes austénites enrichie et appauvrie (figure III.41) qui est due à la dissolution de ces éléments et des précipités dans ces dernières.

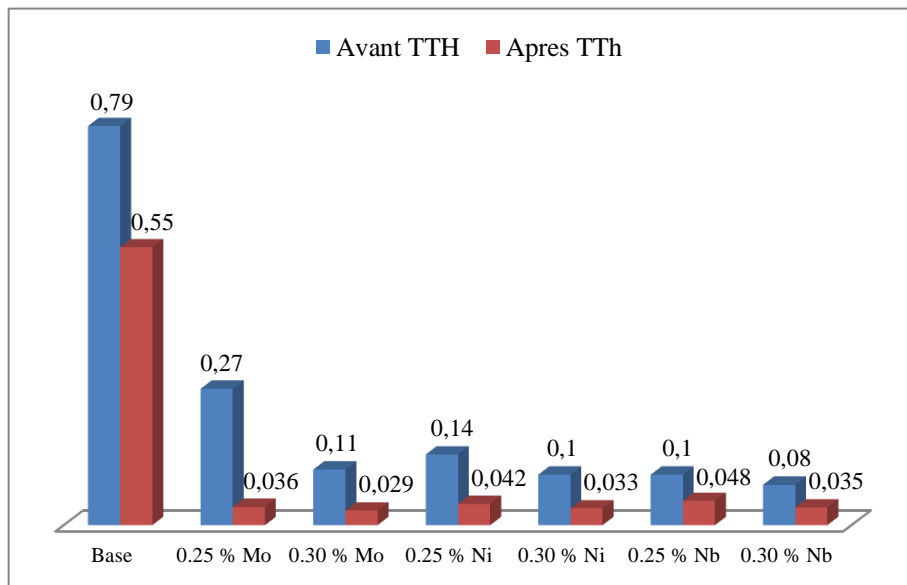


Figure III.42. Usure par frottement des aciers expérimentés avant et après traitement thermique

L'influence de l'addition de deux éléments à l'état brut de coulée a fortement influencé la résistance à l'usure par frottement (figures III.43). On observe à travers ces résultats que les paires (Mo+Nb) à 0.3% et le (Ni+Nb) par les deux proportions et le (Ni+Mo) à 0.3% sont les plus influentes par rapport aux paires (Mo+Nb) et (Ni+Mo) à 0.1%. Par contre, à l'état traité, l'effet du (Mo+Nb) et du (Ni+Mo) est semblable mais plus important que celui du Ni+Nb (figure III.43).

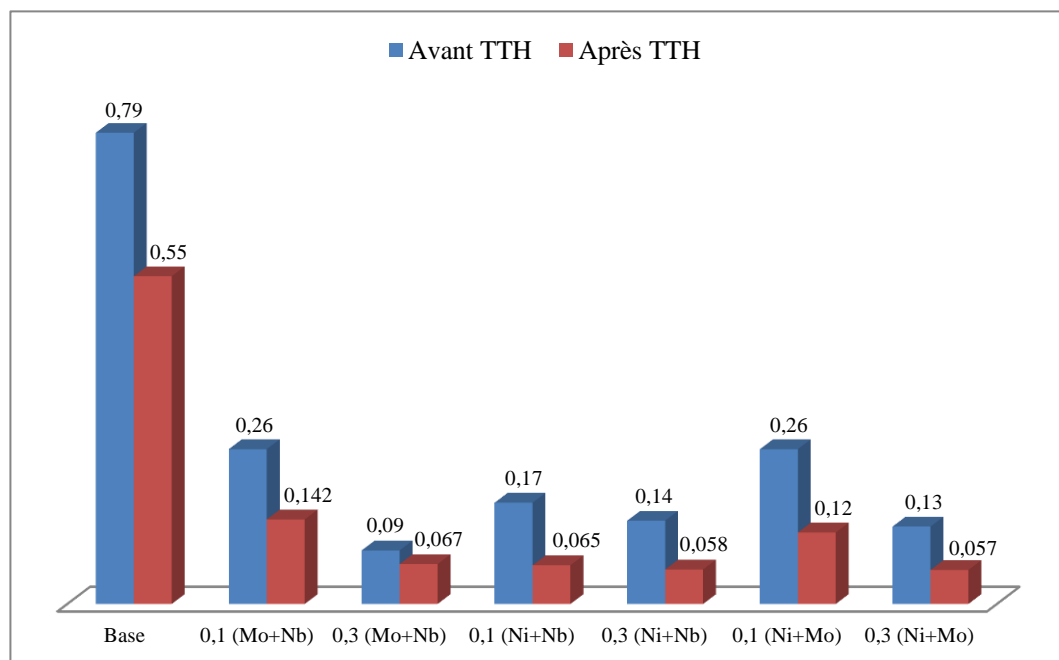


Figure III.43. Usure par frottement de l'acier allié à deux éléments avant et après traitement thermique

D'après les résultats des essais d'usure par frottement de l'acier austénitique au manganèse allié par les différents éléments ajoutés volontairement, on observe à l'état brut de coulée, que le niobium à 0.3 % caractérise la meilleure résistance à l'usure par frottement avec une amélioration de l'ordre de 13 fois par rapport à l'acier de base. A l'état traité, l'échantillon à 0.3% Mo est considéré comme le plus résistant à l'usure par frottement avec un accroissement de plus de 18 fois par rapport à celle de l'acier de base (figure III.44).

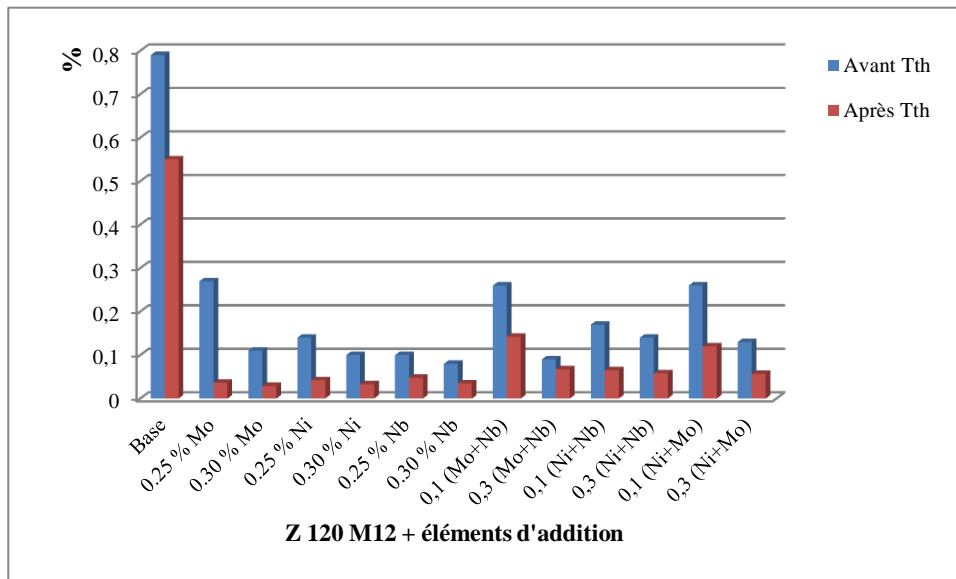


Figure III.44. Usure par frottement des différents aciers alliés avant et après traitement thermique

III.7.2. Usure par impact

L'utilisation de l'essai d'usure par impact sous l'effet des grenailles est nécessaire pour déterminer la résistance à l'usure de l'acier en étude destiné à la production des pièces de concassage, par exemple marteau de clinker et mâchoires de concasseurs pour pièce de cimenterie (battoirs). Ces pièces subissent des chocs importants lors de leur exploitation. C'est pourquoi cet essai s'avère très intéressant pour simuler les mêmes conditions de travail. L'acier austénitique à 12 % Mn (Hadfield) est un acier qui subit un fort écrouissage lors de sa mise en service, il est donc nécessaire d'étudier cet acier et de déterminer sa résistance à l'usure par impact sous l'action des éléments chimiques considérés à l'état brut de coulée et après traitement thermique.

Les résultats d'usure par impact avant et après traitement thermique par rapport à l'acier de base sont très intéressants par rapport à l'essai d'usure par frottement. La perte de matière

après l'essai d'usure par impact comparée à celle mesurée après l'essai d'usure par frottement est estimée à une moyenne de quatre fois plus faible (figures III.44 et III.46). Ceci nous permet éventuellement de conclure qu'il s'est opéré un changement au niveau de la structure micrographique de l'acier étudié sous l'action de cet essai (par impact) et que l'acier s'est fortement durci.

L'addition du molybdène, du niobium et du nickel seul a amélioré cette propriété à l'état brut de coulée comme à l'état traité (figures III.45). Cette amélioration est due vraisemblablement à l'élévation du taux de carbures précipités à l'état brut de coulée dans le cas de l'addition deux éléments carburigènes (molybdène et niobium) et au durcissement de la matrice par dissolution du nickel. Les meilleurs résultats sont fournis après l'addition du molybdène et à un degré moindre par le niobium à 0.3% chacun. Les éléments ajoutés ont tout de même amélioré la résistance à l'usure par impact quelle que soit leur teneur.

Après traitement thermique de trempe étagé, on constate que les meilleurs résultats d'usure par impact après l'addition d'un seul élément sont observés sur l'échantillon allié au nickel et au niobium contrairement au cas de l'usure par frottement (figures III.42). Ceci s'explique par l'effet gammagène du nickel.

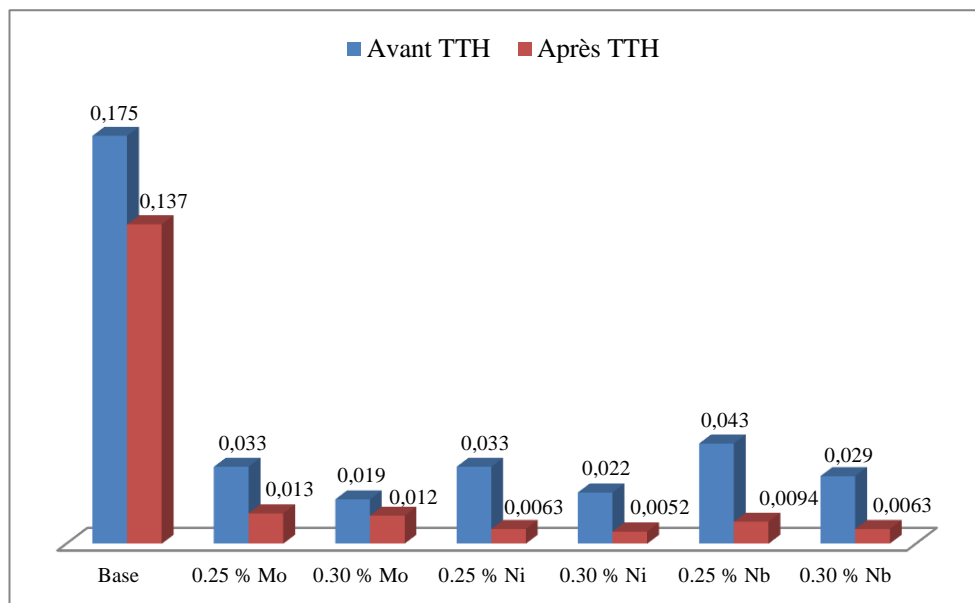


Figure III.45. Usure par impact des aciers étudiés avant et après traitement thermique

L'introduction de deux éléments d'addition à l'état brut de coulée a élevé la résistance à l'usure par impact par rapport à l'acier de base. La combinaison (Mo+Nb) est celle qui a le plus augmenté cette caractéristique comparativement aux combinaisons (Mo+Ni) et (Nb+Ni)

(figures III.46). Ces éléments (Mo et Nb), étant fortement carburigènes, ont contribué à la formation de carbures précipités en grande quantité dans la structure micrographique (figures III.2 et III.4) avec des microduretés importantes (figures III.39) favorisant ainsi une nette progression de la résistance des aciers considérés. Quant au nickel, élément fortement stabilisateur de l'austénite comparativement au manganèse, diminue sans doute la dissolution de ce dernier dans la matrice et lui permet de former d'avantage de carbures précipités. Après traitement thermique, le changement structural des aciers en étude a amélioré cette caractéristique par une nette augmentation de la résistance à l'usure par impact. On note que les meilleurs résultats d'usure par impact après l'addition de deux éléments sont observés pour le cas des aciers alliés à 0.1 et 0.3 (Ni+Nb) (figures III.46).

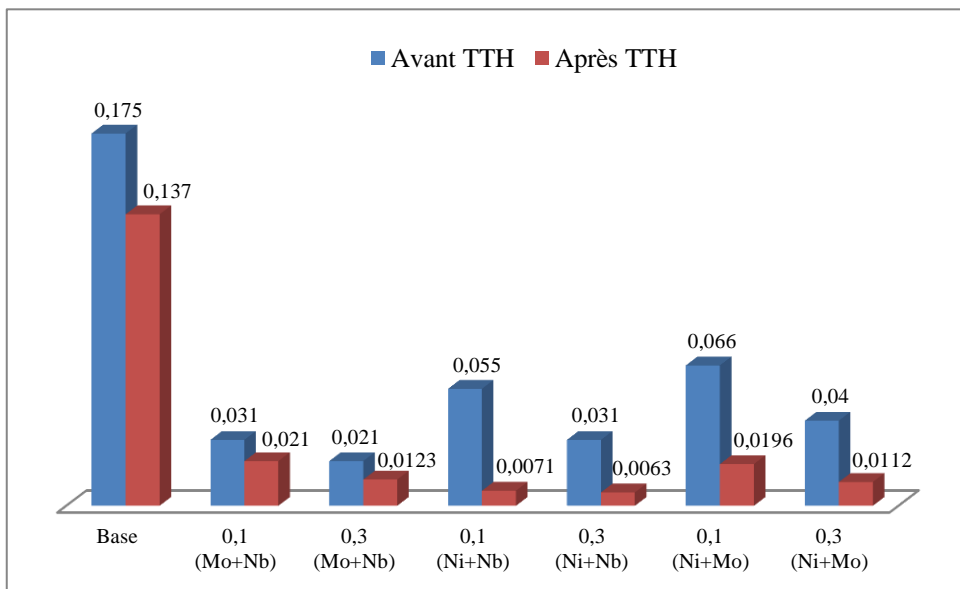


Figure III.46. Usure par impact des aciers expérimentés avant et après traitement thermique

On peut conclure de cet essai d'usure par impact à l'état brut de coulée, que l'introduction de 0.3 % Mo a manifesté une meilleure résistance à l'usure par impact (amélioration estimée à plus de 09 fois par rapport à l'acier de base). A l'état traité, l'échantillon allié à 0.3 % Ni est le plus résistant à l'usure par impact (amélioration de plus de 26 fois par rapport à l'acier de base) (figures III.47).

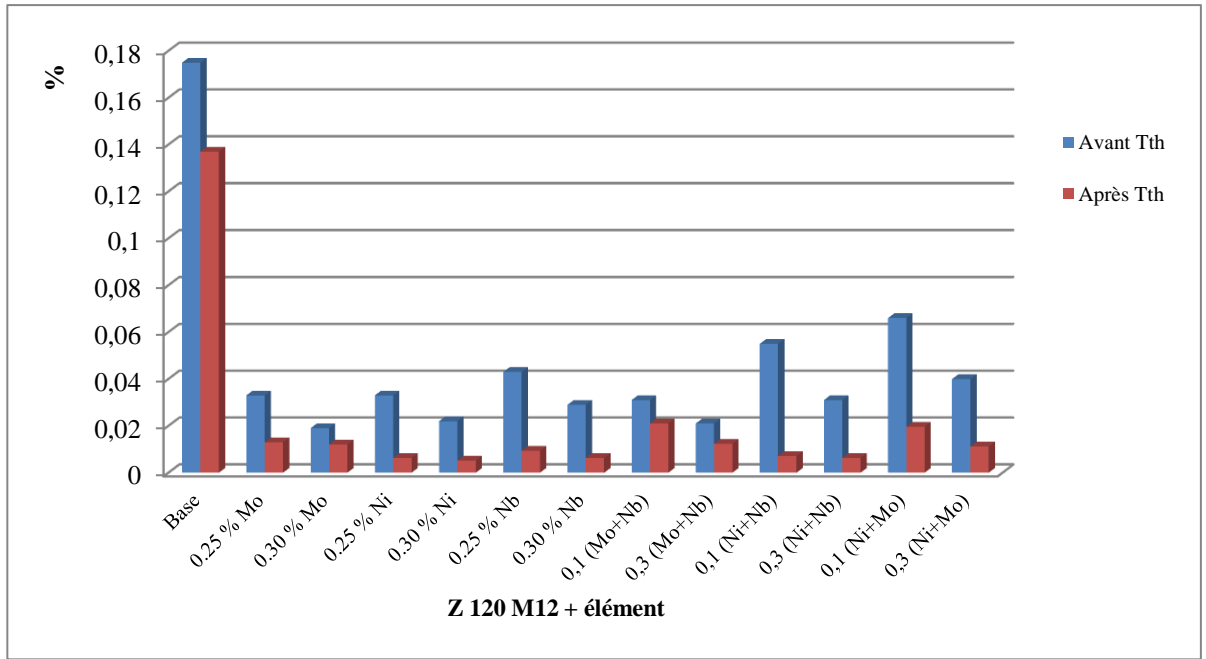


Figure III.47. Usure par impact des aciers expérimentés avant et après traitement thermique

III.8. Écrouissage

L'essai d'écrouissage sous l'effet d'un marteau (figure II.11) est utilisé pour déterminer la résistance au choc et l'influence des éléments chimiques sur le changement structural et les caractéristiques tribologiques de la couche de contact (couche superficielle) de l'acier étudié. Le choix de cet essai est justifié par le domaine d'utilisation du matériau étudié à savoir un phénomène d'écrouissage intense en cours de service.

Lors de leur exploitation, les pièces en acier au manganèse subissent des chocs importants générant des transformations structurales sur leurs couches superficielles où l'austénite se transforme en martensite. Ces transformations induisent une élévation de la dureté du matériau améliorant leur comportement à l'usure.

La figure III.1 présente des micrographies optiques et MEB de la partie écrouie de l'acier de base. La microdureté de la couche sollicitée par le phénomène d'écrouissage est de 490 $H_{V0.2}$, par contre au cœur de la pièce, elle est égale à 234 $H_{V0.2}$ (figure III.48 B). Cet écart de dureté s'explique par le changement microstructural qui s'est produit lors de cet essai.

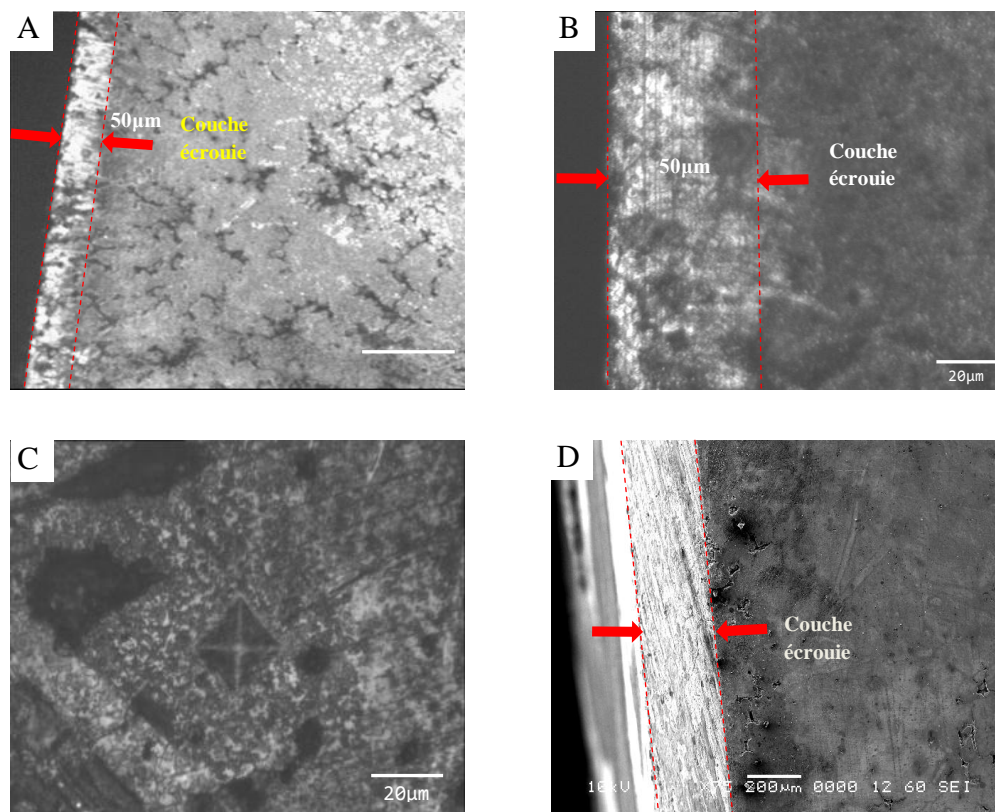


Figure III.48. Micrographies de la partie écrouie de l'acier de base.

A, B et C : attaque électrolytique. D : MEB

L'influence du molybdène sur le phénomène d'érouissage est représentée par les micrographies des zones érouies montrées par la figure III.49. L'examen de ces micrographies montre une différence d'épaisseurs entre les zones érouies des échantillons en étude. Les résultats de mesure de dureté des parties érouies sont présentés par le tableau III.1. Ces résultats montrent que l'essai d'érouissage a induit une nette amélioration de la dureté avec un écart de 131 à 243 H_V entre les zones érouies de l'acier de base et l'acier allié au Mo. Ceci témoigne de la transformation structurale ayant eu lieu et aussi de l'influence de la variation de cet élément sur la couche érouie se manifestant par une nette différence d'épaisseur : 180 μm pour l'acier à 0.3 %Mo et 80 μm pour l'acier à 0.25% Mo (figure III.49).

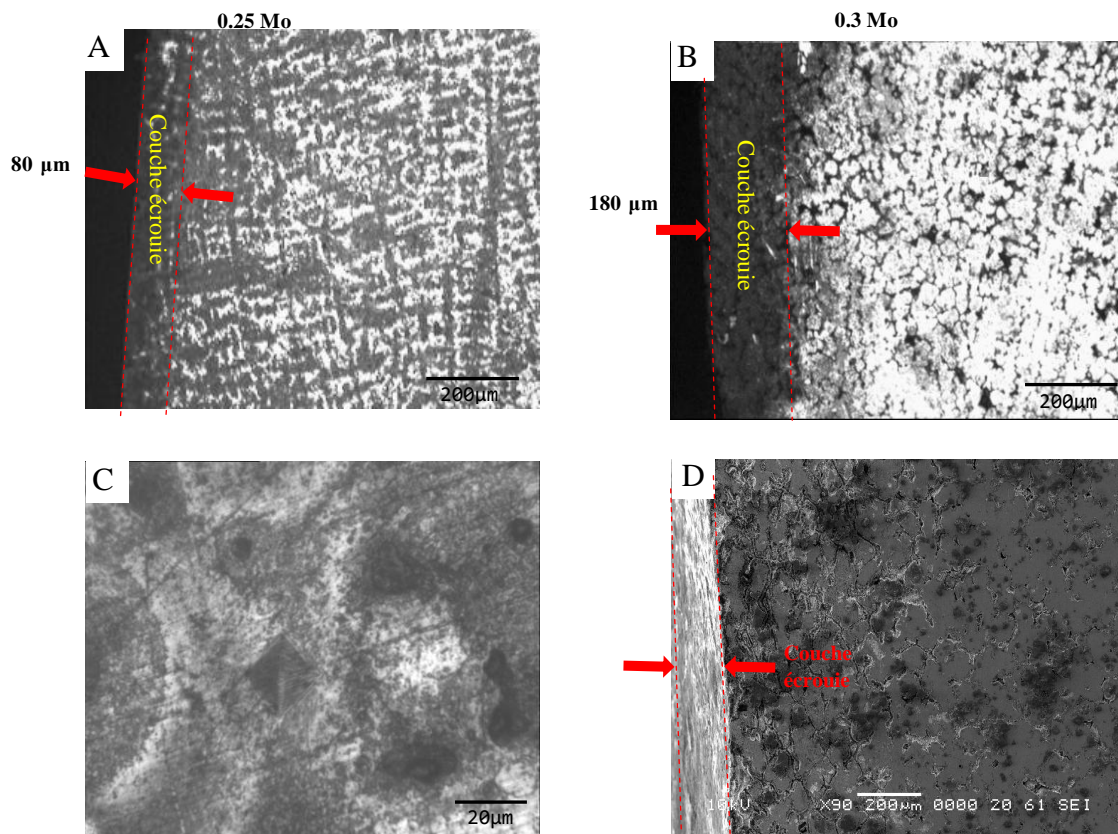


Figure III.49. Micrographies de la partie érouie de l'acier allié au Mo.
A, B et C : Optique (attaque électrolytique). D : MEB

Tableau III.1: Microdureté de la partie écrouie de l'acier allié au Mo

Acier de base	Acier à 0.25 Mo	Acier à 0.3 Mo
490 HV	621 HV	733HV

La figure III.50 représente la micrographie optique de l'acier au manganèse allié à 0.25 et 0.3% Ni. Ces micrographies montrent les différentes épaisseurs des couches écrouies. Après écrouissage des échantillons d'aciers alliés au nickel on remarque l'apparition de deux couches microstructurales nettement mises en évidence sur les micrographies (figure III.50). Les valeurs de dureté mesurées sur ces couches sont présentées sur le tableau 2. Ces couches sont caractérisées par des duretés très élevées (Tableau 2). La couche écrouie (extérieure) est plus dur comparativement à celle de la structure du cœur dont la dureté varie entre 280 et 300 H_v (figure III.5 et III.6).

Tableau III.2. Microdureté de la partie écrouie de l'acier allié au Ni

Acier de base	Acier à 0.25 Ni	Acier à 0.3 Ni
490 HV	646 HV	726HV

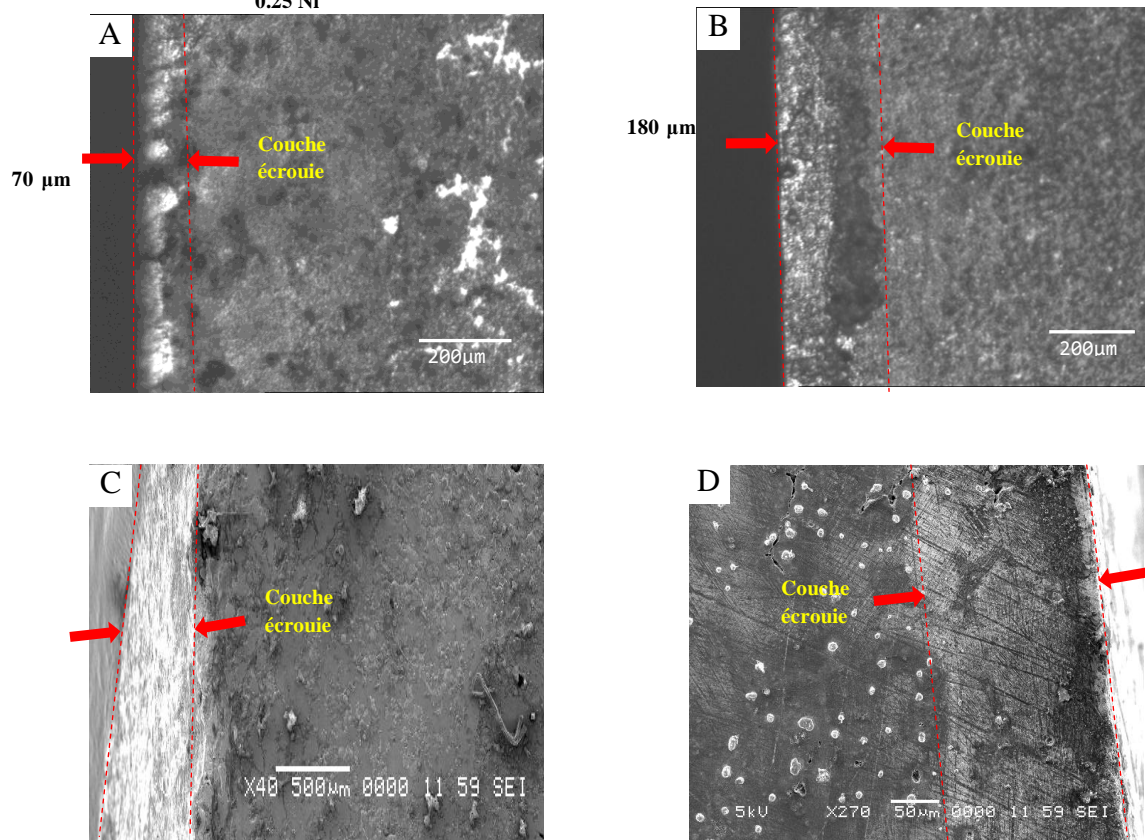


Figure III.50. Micrographies de la partie écrouie de l'acier allié au Ni.
A et B: attaque électrolytique. C et D : MEB

De son côté, l'acier allié au niobium a eu un effet révélateur sur le phénomène d'écrouissage (figure III.51). Cet élément a permis une nette amélioration de la microdureté de l'acier expérimenté où une nette augmentation de 774HV (0.25% Nb) à 817HV (0.3% Nb) est observée (tableau III.3). Comparativement aux cas précédemment présentés, le niobium a faiblement influencé le phénomène d'écrouissage par rapport aux deux autres éléments.

Tableau III.3. Microdureté de la partie écrouie de l'acier allié au Nb

Acier de base	Acier à 0.25 Nb	Acier à 0.3 Nb
490 HV	774HV	817HV

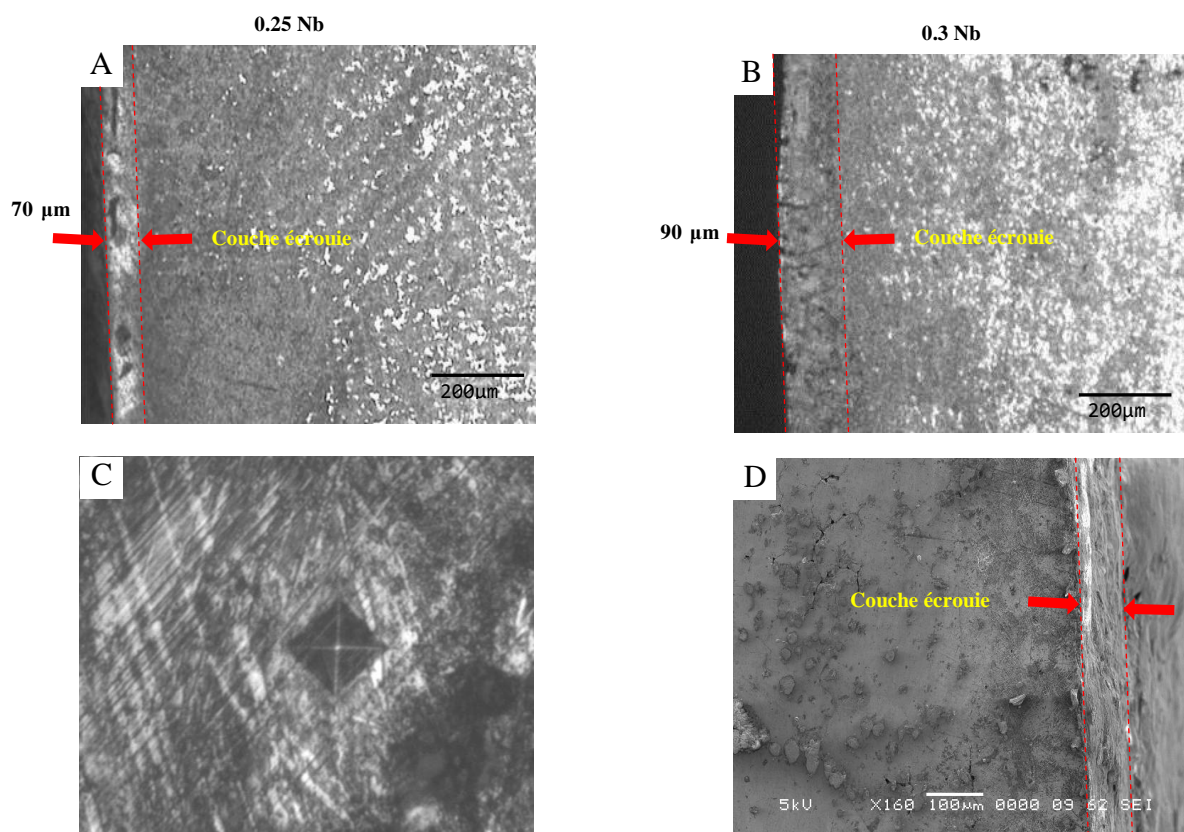


Figure III.51. Micrographies de la partie écrouie de l'acier allié au Nb.
 A, B et C : attaque électrolytique. D : MEB

La figure III.52 représente les micrographies de la couche écrouie de l'acier allié au molybdène et au niobium. Les valeurs de microdureté des parties écrouies sont montrées sur le tableau III.4. L'addition du molybdène et du niobium a nettement amélioré la microdureté des zones écrouies par rapport à celles obtenues sur l'acier de base. La variation de la teneur

en molybdène et niobium de 0.1% à 0.3% a permis un accroissement de l'épaisseur de la zone écrouie de 75µm à 100µm.

Tableau III.4 : Microdureté de la partie écrouie de l'acier allié au Mo+Nb

Acier de base	Acier à 0.1 (Mo+ Nb)	Acier à 0.3 (Mo+Nb)
490 HV	712HV	798HV

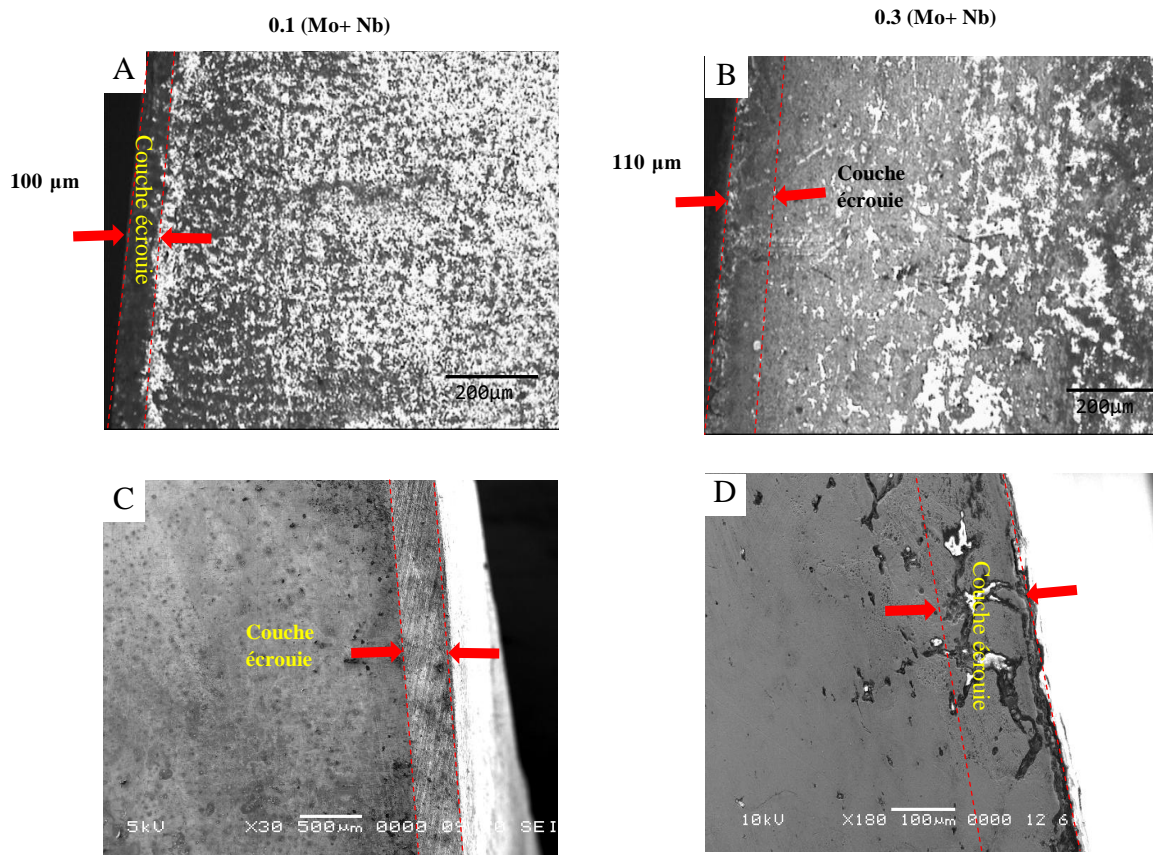


Figure III.52. Micrographies de la partie écrouie de l'acier allié au (Mo+ Nb).
A et B : Attaque électrolytique. C et D : MEB

Les micrographies optiques et MEB de la partie écrouie de l'acier allié au (Ni+ Nb) sont montrées sur la figure III.53. Les valeurs de microdureté de la couche écrouie de l'acier en étude sont indiquées sur le tableau III.5. On observe que la microdureté passe de 490 HV (acier de base), à 671 HV pour l'acier à 0.1% (Ni+Nb) et à 787 HV pour l'acier à 0.3% (Ni+Nb). L'addition du nickel et du niobium à 0.3% chacun a élevé l'épaisseur de la couche écrouie par rapport à l'addition de ces deux éléments à 0.1% chacun (figure III.53).

Tableau III.5 : Microdureté de la partie écrouie de l'acier allié au Ni+Nb

Acier de base	Acier à 0.1 (Ni+ Nb)	Acier à 0.3 (Ni+Nb)
490 HV	671HV	787HV

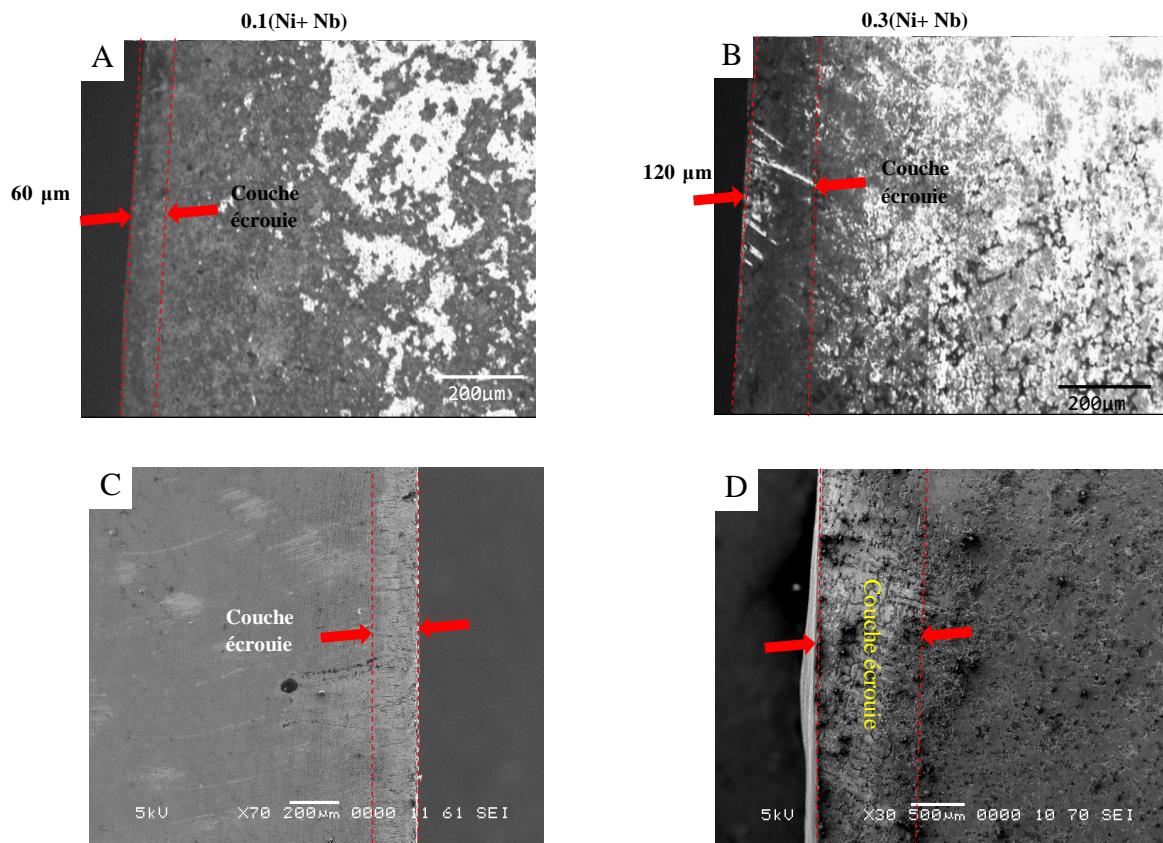


Figure III.53. Micrographies de la partie écrouie de l'acier allié au (Ni+ Nb).
 A et B: Attaque électrolytique. C et D : MEB

Les micrographies de l'acier allié au molybdène et au nickel montrant de la couche écrouie sont présentées par la figure III.54. Ces deux éléments ont amélioré la microdureté de cet

acier (tableau III.6), comme ils ont varié l'épaisseur de la couche écrouie de 55µm et à 200µm respectivement pour l'acier allié à 0.1% et 0.3 % (Ni+Mo).

Tableau III.6. Microdureté de la partie écrouie de l'acier allié au Ni+Mo

Acier de base	Acier à 0.1 (Ni+ Mo)	Acier à 0.3 (Ni+Mo)
490 HV	758HV	787HV

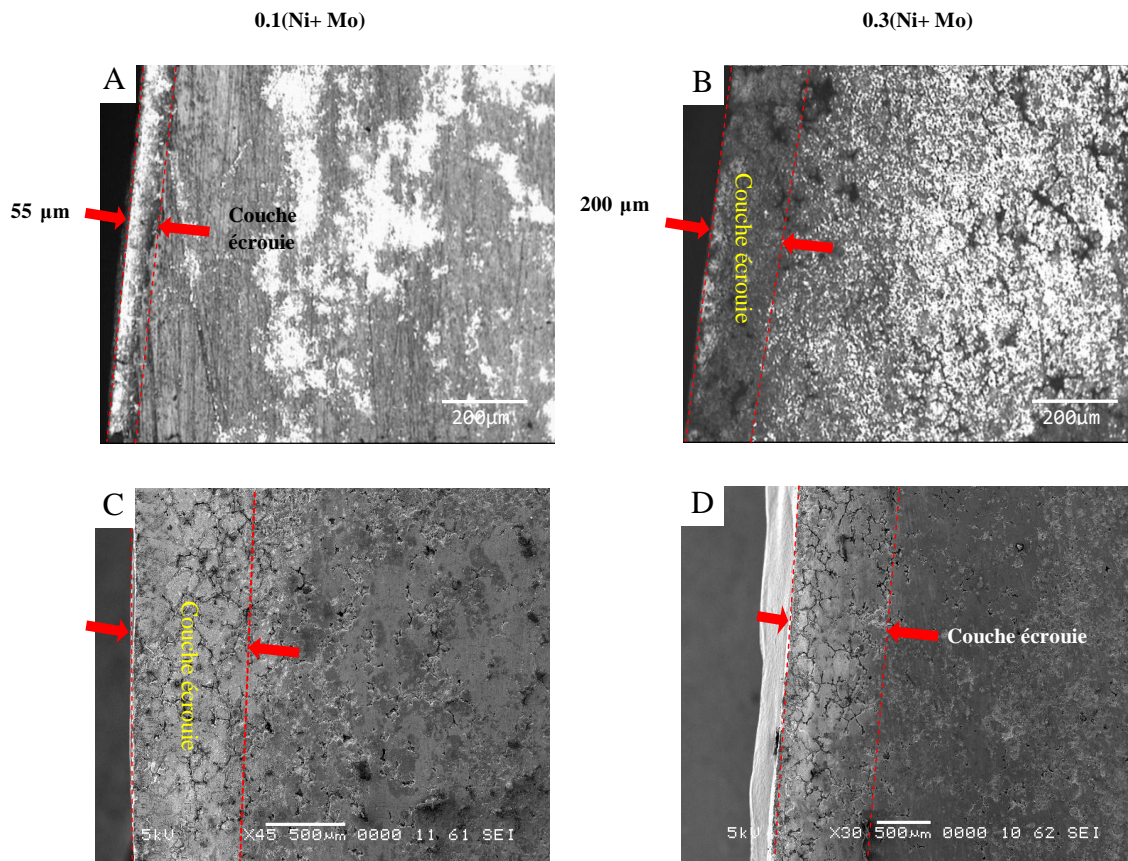


Figure III.54. Micrographies de la partie écrouie de l'acier allié au (Ni+ Mo).
 A et B: Attaque électrolytique. C et D: MEB

On peut conclure que l'essai d'écrouissage effectué par choc continu sur les différents échantillons étudiés a provoqué un changement microstructural à la périphérie de tous les aciers testés et une formation d'une couche écrouie de différentes épaisseurs avec des duretés variables en fonction du type et de la teneur en éléments additionnés.

Nous avons observé qu'après l'addition du molybdène, du nickel et du niobium seul et en combinaison que toutes les valeurs de la microdureté sont supérieures à celle de l'acier de base (figure III.55) et la plus grande microdureté est obtenue sur l'acier allié à 0.3% Nb.

Nous pouvons conclure aussi que les plus grandes épaisseurs écrouies sont obtenues sur les aciers alliés à 0.3% nickel et 0.3% molybdène chacun et sur l'acier allié à 0.3% (Mo+Nb) (figure III.56).

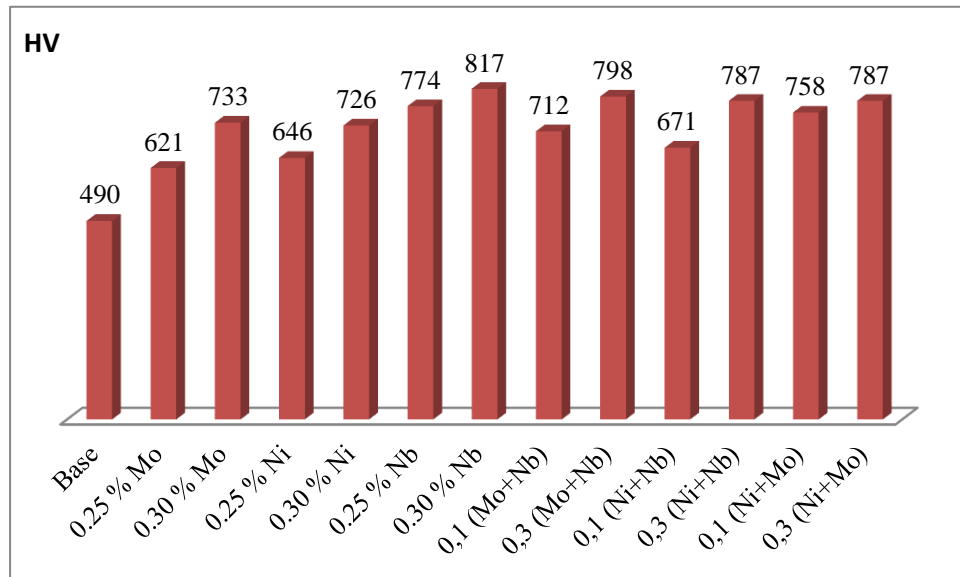


Figure III.55. Microdureté de la partie écrouie des aciers expérimentés

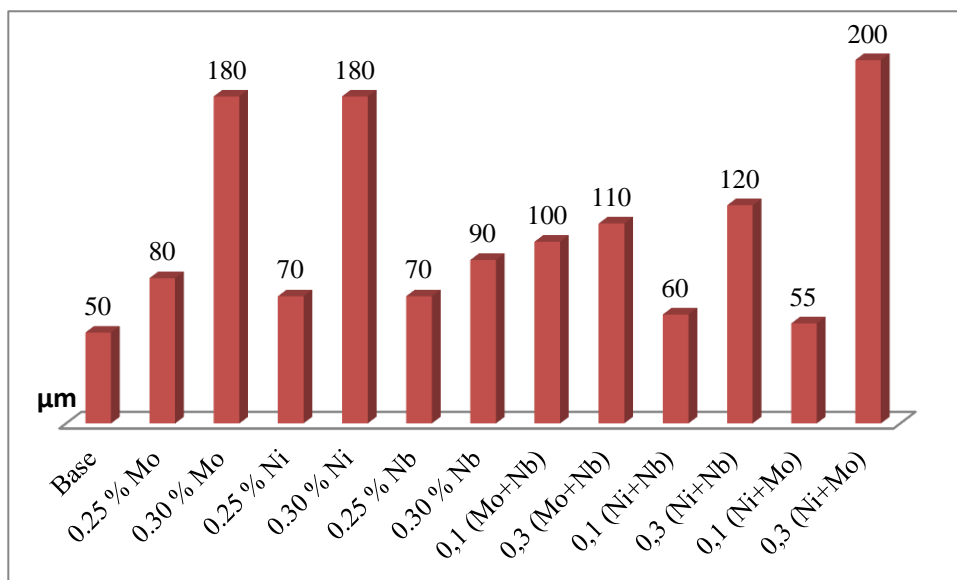


Figure III.56. Épaisseur de la partie écrouie des aciers expérimentés

Conclusion

Conclusion générale

CONCLUSION GENERALE

L'acier au manganèse communément appelé acier Hadfield est un matériau destiné pour des applications exigeant une résistance élevée aux chocs et à l'abrasion. L'amélioration des propriétés d'emploi de ce matériau a été traitée par plusieurs auteurs moyennant des approches différentes.

La présente thèse traite l'effet de la variation de la composition chimique sur la formation de la structure et le comportement à l'usure d'un acier austénitique à 12% manganèse. Pour réaliser cet objectif, nous avons allié cet acier avec des éléments alphas et carburigènes (Mo et Nb) et d'autre gammagène mais non carburigène (Ni) à des teneurs ne dépassant pas 0.3 %. L'analyse chimique de l'acier de base a montré que cet acier est un acier fortement allié au manganèse (120Mn13). La solidification de cet acier se fait selon le système Fe-Mn-C.

Les éléments d'additions, ajoutés seuls et combinés, ont manifestés une influence sur le caractère de cristallisation du matériau étudié, autrement dit la formation de la structure micrographique. Cette influence s'est traduite par une nette variation des principales propriétés d'emploi à savoir la résistance à l'usure par frottement et par impact ainsi que l'érouissage et la dureté.

- 1- Les observations métallographiques effectuées sur ce matériau ont montré qu'à l'état brut de coulée, la microstructure est constituée d'une matrice totalement austénitique contenant des précipités d'eutectiques de type M_3C . Après traitement thermique (une trempe étagée à 1100°C), un effet des éléments d'alliages ajoutés est observé sur le changement microstructural. La microstructure est composée d'austénite non transformée, de la martensite et de précipités non dissous. D'une manière générale, une large diversification des structures observées est constatée à l'état brut de coulée et après traitement d'hypertrempe. Ces changements peuvent être résumés comme suit :
 - Présence, dans les différentes microstructures optiques, des précipités carburiques de finesse variable et en proportion remarquable. Une diminution de la taille des grains d'austénite par rapport à l'acier de base est remarquée dans toutes les compositions étudiées à l'état brut de coulée ;
 - Présence de deux types de composants structuraux dans une matrice constituée d'austénite et la martensite à l'état traité thermiquement. Contrairement à l'acier de base, il a été noté que l'addition des éléments a favorisé la formation d'une matrice à dominance martensitique dans la majorité des cas considérés. De plus, une variation de la proportion, de la taille et de la

morphologie des précipités non dissous suite à l'action du traitement thermique appliqué après attaque au viella est remarquée sur les microstructures observées.

L'examen des micrographies optiques et MEB réalisées sur les échantillons étudiés, a permis d'observer l'effet des éléments d'alliages ajoutés (molybdène, nickel et niobium seul et en combinaison) sur la microstructure. Toutes les microstructures observées sont constituées d'austénite et de martensite à différentes tailles de grains. A l'état brut de coulée les précipités apparaissent sous différentes morphologies.

2- Les microanalyses X par EDS ont révélé une répartition non uniforme des différents éléments. Ceci peut être expliqué par une ségrégation des éléments chimiques, appelée parfois ségrégation majeure qui peut être due à l'origine d'une différence de gradient de température, de densité et des zones solidifiées en dernier. Cette ségrégation a tendance à augmenter au niveau des zones enrichies en ces éléments. Les éléments carburigènes sont généralement repérés dans les carbures précipités, par contre l'élément non carburigène (nickel) se trouve localisé dans la matrice.

3- L'analyse par diffraction des rayons X des échantillons d'aciers étudiés a donné des spectres qui révèlent uniquement la présence de la phase fer gamma et de la martensite qui correspondent aux pics les plus intenses. Pour tous les aciers alliés, l'analyse montre aussi la présence de précipités de type M_3C non dissous malgré une hyper trempe à 1100°C. Le taux de ces composants est variable en fonction des différentes additions réalisées, car ces constituants microstructuraux dépendent de la composition chimique de base, des éléments ajoutés volontairement et du cycle de traitement thermique appliqué.

4- La mesure de la microdureté des différents constituants microstructuraux des aciers testés à l'état brut de coulée a montré que la combinaison de deux éléments d'alliage a contribué à l'amélioration de la microdureté de l'austénite et des carbures précipités de 22 % et de 52 % respectivement par rapport à l'acier de base. A l'état traité, la dissolution des carbures précipités dans tous les aciers expérimentés n'a pas provoqué une augmentation attendue de la microdureté, que ce soit celle de la martensite et celle de l'austénite non transformée. Ces augmentations sont estimées à 11 % pour la martensite (cas de 0.3 Mo) et de 8% pour l'austénite dans tous les cas de l'addition d'un seul élément. Dans le cas de l'addition de deux éléments, les meilleurs résultats de microdureté de la martensite et de l'austénite sont observés sur l'acier allié à 0.3% (Mo+Nb).

5- Les plus hautes valeurs de dureté, à l'état brut de coulée, sont données par l'acier contenant 0.3%(Mo+Nb). Par contre, à l'état traité, l'acier allié à un seul élément (0.3% Mo) est le seul

à enregistrer la plus haute dureté. Cette progression est évaluée entre 11 % et à 32 % pour ces deux cas par apport à l'acier de base.

- 6- Les essais d'usure par frottement ont montré qu'à l'état brut de coulée, seul l'acier allié à 0.3% Nb manifeste la meilleure résistance qui est estimée à 13 fois plus que celle donnée par l'acier de base. A l'état traité, l'acier allié à 0.3% Mo est considéré comme le plus résistant avec un accroissement de plus de 18 fois par rapport à celle de l'acier de base. Par contre, les résultats des essais d'usure par impact ont montré qu'à l'état brut de coulée, l'introduction de 0.3 % Mo a favorisé une meilleure résistance (amélioration estimée à plus de 09 fois par rapport à l'acier de base). A l'état traité, l'échantillon allié à 0.3 % Ni présente une meilleure résistance à l'usure par impact (amélioration de plus de 26 fois par rapport à l'acier de base).
- 7- L'essai d'érouissage effectué par choc continu sur les différents échantillons étudiés a fait ressortir qu'après l'addition du molybdène, du nickel et du niobium seul et en combinaison toutes les valeurs de la microdureté sont supérieures à celle de l'acier de base et la plus grande microdureté enregistrée est obtenus sur l'acier allié à 0.3% Nb.

Nous pouvons conclure aussi que les plus grandes épaisseurs érouies sont obtenues sur les aciers alliés à 0.3% nickel et 0.3% molybdène chacun et sur l'acier allié à 0.3% (Mo+Nb).

Cette étude a permis de caractériser et à définir le type, la proportion et la morphologie de ses différents constituants microstructuraux, son comportement à l'érouissage et à l'usure. Toutes les différentes additions réalisées dans l'acier au manganèse expérimenté ont fourni des résultats appréciables qui ont justifié l'importance d'allier cet acier aux différents éléments carburigènes et non carburigènes utilisés lors des différentes expérimentations. Ces dernières feront l'objet de recommandations aux différentes fonderies algériennes productrice de ce matériau et pouvant répondre à leur attente.

Bibliographie

Référence bibliographique

V. BIBLIOGRAPHIE

1. J.BARRALIS, GERARD MAEDER, Précis de Métallurgie, « Elaboration, Structure-Propriétés, Normalisation », AFNOR, NATHAN. 2005, Pages 80–140.
2. Michel Dupeux « SCIENCE DES MATÉRIAUX » Nouveau tirage corrigé 2005 © Dunod, Paris, 2004, ISBN 2 10 005458 9, Pages 200–213.
3. M. HANSEN. «Constitution of the Binary Alloys», Mc Graw-Hill (New York 1958), p207-280.
4. BAIN (E.C.) et PAXTON (H.W). «Les éléments d'addition dans l'acier». Traduit par LEYMONIE (C.), 1968, Dunod p301-365.
5. Résumé EPG. Yves Martin. Module n° 2.15 «Aciers fortement alliés et aciers inoxydables». Swiss Welding institute. Mise à jour 2006. p 2.
6. JEAN-NOËL, JESUS LOPEZ. CISM «Conceptions et Innovations en Sécurité Magnétique». La lettre de casimir - janvier 2005 - n° 69.
7. A. SAEED-AKBARI, J. IMLAU, U. PRAHL, and W. BLECK « Derivation and Variation in Composition-Dependent Stacking Fault Energy Maps Based on Subregular Solution Model in High-Manganese Steels » The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International 2009 DOI: 10.1007/s11661-009-0050-8.
8. C.S Mahlami, X.Pan. «An Overview on high manganese steel casting» Copyright 2014 World Foundry Organization .
9. Alberte PORTEVIN et Georges CHAUDRON . « métallurgie structurale », 2eme édition 1968 page 428
10. M. Wiest, E. Kassa, W. Daves, J.C.O. Nielsen and H.Ossberger : «Assessment of methods for calculating contact pressure in wheel-rail/switch contact». Wear : 265, 1439-1445, 2008.
11. D.J. HALL, M.K. HOSSAIN, J.J. JONES. «Factors affecting carbonization behavior of cast austenitic steels». Materials Performance, janvier (1985), p. 25.
12. Ridha HARZALLAH, «Etude du comportement mécanique et tribologique des aciers austénitiques au manganèse : application aux cœurs de voies ferroviaires» THÈSE Doctorat Paris Tech, Submitted on 24 Nov 2010, HAL Id: pastel-00539563.
13. R.NEYRET. «Aciers spéciaux» n° 13 (1964), p. 24.
14. C. Chen, X.Y. Feng, B. Lv, Z.N. Yang, F.C. Zhang, A «Study on Aging Carbide Precipitation Behavior of Hadfield Steel by Dynamic Elastic Modulus», Materials Science & Engineering A (2016), <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.084>.

15. T. Tayeh, J. Douin, S. Jouannigot, M. Zakhour, M. Nakhl, J.F. Silvain, J.L. Bobet, *Mater. Sci. Eng. A* 591(2014) 1-8
16. Mehdi Mazar Atabaki, Sajjad Jafari Iv, Hassan Abdollah-pour, «Abrasive Wear Behavior of High Chromium Cast Iron and Hadfield Steel-A Comparison» *JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL*. 2012, 19(4): 43-50.
17. E.G. Moghaddam, N. Varahram, P. Davami, «On the comparison of microstructural characteristics and mechanical properties of high-vanadium austenitic manganese steels with the Hadfield steel» *Materials Science and Engineering A* 532 (2012) 260– 266.
18. A. CONSTANT, G. HENRY, J.C. CHARBONIER., «Principe de base des traitements thermiques thermomécaniques et thermochimiques des aciers». *PYC Edition* (1992), p.10-11- 12-13, 362-363.
19. D.P. KOISTINEN et R.E. MARBURGER, «*Acta Met.*», 7 (1959), p. 59.
20. GUY MURRY, «Centre français d'exploitation. Technique de l'ingénieur». Edition (2002), p.M1 115.
21. A. ROOS. «Précis de métallographie appliquée». Dixième édition. Dunod paris (1963), p. 319-320-321-322, 327-328.
22. BAIN (E.C.) et PAXTON (H.W). «Les éléments d'addition dans l'acier». Traduit par LEYMONIE (C.), 1968, Dunod.
23. Markus Daamen, Wiebke Nessen, Philipp T. Pinard, Silvia Richter, Alexander Schwedt, Gerhard Hirt «Deformation behavior of high-manganese TWIP steels produced by twin-roll strip casting» *Procedia Engineering* 81 (2014) 1535 – 1540].
24. Rodrigo Lencina, Claudia Caletti, Katya Brunelli, Rodolfo Micone, «Assessing wear performance of two high-carbon Hadfield steels through field tests in the mining industry», *Procedia Materials Science* 9 (2015) 358 – 366.
25. Adriano Scheid, Lorenzo Marzari Félix, Douglas Martinazzi, Tiago Renck «The microstructure effect on the fracture toughness of ferritic Ni-alloyed steels» *Materials Science & Engineering A* 661 (2016) 96–104.
26. Jean-Claude Margerie : *Elaboration des fontes (hormis les fontes malléables)*, *Technique de L'ingénieur*, rubrique (M 760) France 2002.
27. A. Kisko, A.S. Hamada, J. Talonen, D. Porter, L.P. Karjalainen «Effects of reversion and recrystallization on microstructure and mechanical properties of Nb-alloyed low-Ni high-Mn austenitic stainless steels» *Materials Science & Engineering A* 657 (2016) 359–370.

28. E.C. WRIGHT et P.F. MUMMA, «Properties of Low-Carbon Medium-Chromium Steels of the Air-Hardening Type», Publication Technique n° 495, A.I.M.E Iron and Steel Div. n° 94 (1933).
29. BLONDEAU (R). «Les aciers faiblement alliés, Soudables. Influence des éléments d'addition». Soudage et techniques. Edition janvier - Février (1960), p. 21-31.
30. D.P. KOISTINEN et R.E. MARBURGER, «Acta Met», 7 (1959), p. 59, 60, 62, 63.
31. C. Chen, F.C. Zhang, F. Wang, H. Liu, B.D. Yu, «Effect of N+Cr alloying on the microstructures and tensile properties of Hadfield steel», Materials Science & Engineering A, <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.106>.
32. Z. Fucheng, L. Tingquan, A «study of friction-induced martensitic transformation for austenitic manganese steel», Wear 212 (1997) 195–198.
33. C.E Gouin, «Manganese steel that don't require heat treatment». Climax molybdenum company of Michigan, 1976.
34. BAIN (E.C.) et PAXTON (H.W). Les éléments d'addition dans l'acier. Traduit par LEYMONIE (C.), 1968, Dunod.
35. ATLAS OF MICROSTRUCTURES OF INDUSTRIAL ALLOYS «8 edition 1972 metals handbook» American society for metals.
36. Xinjie Di, Miao Li, Zhenwen Yang, Baosen Wang, Xiaojiang Guo, «Microstructural evolution, coarsening behavior of vanadium carbide and mechanical properties in the simulated heat-affected zone of modified medium manganese steel», materials and design 96 (2016) 232-240
37. WEVER (F), ROSE (A), PETER (W), STRASSFURG (W) et RADEMACHER (L.). « Atlas of isothermal transformation diagrams of B.S. En Steels». (10 ref.), 1949, Spécial report.
38. N.Tsujimoto, «Casting practice of abrasion resistant austenitic manganese steel». AFS international Cast Metals Journal, 1979.
39. Xiaoyun Yuan Liqing Chen Yang Zhao Hongshuang Di Fuxian Zhu « Influence of annealing temperature on mechanical properties and microstructures of a high manganese austenitic steel », Journal of Materials Processing Technology <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.11.027>.
40. Usure mécanique, «GNU Free Documentation, Edition Wikipédia», l'encyclopédie libre. septembre 2004.
41. A. ZEGHLOUL, M. TOUATI. Gestion de production et maintenance « Dégradation du matériel : actions correctives et préventives » mise à jours 2006. p 62.

42. Taotsung shun, C.M. Wan, J.G. Byrne : A «study of work hardening in austenitic Fe-Mn-C and Fe-Mn-Al-C alloys». *Acta Metallurgica et Materialia* : 40 (12), 3407 - 3412, 1992.
43. Ali Nasajpour, Amir Hossein Kokabi, Parviz Davami, Siamak Nikzad, «Effect of molybdenum on mechanical and abrasive wear properties of coating of as weld hadfield steel with flux-cored gas tungsten arc welding», *Journal of Alloys and Compounds* 659 (2016) 262-269.
44. [44] Wei Wang, Renbo Song, Shiguang Peng, Zhongzheng Pei, «Multiphase steel with improved impact-abrasive wear resistance in comparison with conventional Hadfield steel», *Materials and Design* 105 (2016) 96–105.
45. Shi-guang Peng, Ren-bo Song, Ting Sun, Fu-qiang Yang, Peng Deng , Chun-jing Wu, «Surface failure behavior of 70Mn martensite steel under abrasive impact wear», *Wear* 362-363 (2016) 129–134.
46. Cunyu Wang , Xiaodong Li , Ying Chang , Shuo Han , Han Dong , « Comparison of three-body impact abrasive wear behaviors for quenching–partitioning–tempering and quenching–tempering 20Si2Ni3 steels», *Wear* 362-363 (2016) 121–128.
47. L.Remy, «Temperature variation of the intrinsic stacking faults energy of a high manganese austenitic steel». *Acta metallurgica* : 25, 173-179, 1977.
48. L. Remy and A.Pinneau «Twinning and strain induced fcc-hcp transformation in the Fe-Mn-Cr-C system. *Material science and engineering*: 28, 99-107, 1977.
49. S. Allain, J.-P. Chateau, O. Bouaziz : «A physical model of the twinning-induced plasticity effect in a high manganese austenitic steel». *Materials Science and Engineering A* : 387–389, 143–147, 2004.
50. S. Allain, J.-P. Chateau, D. Dahmoun, O. Bouaziz : «Modeling of mechanical twinning in a high manganese content austenitic steel». *Materials Science and Engineering A* : 387–389, 272–276, 2004.
51. D. Barbier, N. Geya, S. Allain, N. Bozzolo, M. Humbert : Analysis of the tensile behaviour of a TWIP steel based on the texture and microstructure evolutions. *Materials Science and Engineering A* : 500, 196–206, 2009
52. A. Dumay, J.-P. Chateau, S. Allain, S. Migot, O. Bouaziz : «Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe–Mn–C steel». *Materials Science and Engineering A* : 483–484, 184–187, 2008.
53. [83] D.Canadinc, H. Sehitoglu, H.J. Maier , «The role of dense dislocation walls on the deformation response of aluminum alloyed hadfield steel polycrystals». *Materials Science and Engineering A* : 454-455 (25), 662-666, 2007.
54. [39] Per Gullers, Lars Andersson, Roger Lundén, «High-frequency vertical wheel-rail contact forces-Field measurements and influence of track irregularities». *Wear* : 265, 1472-1478, 2008.

55. Majid Abbasi, Shahram Kheirandish, Yousef Kharrazi, Jalal Hejazi, «On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminium alloyed and standard Hadfield steels». *Wear* : 268, 202–207, 2010.
56. R.Ueji, N. Tsuchida, D. Terada, N. Tsuji, Y. Tanaka, A. Takemura, K. Kunishige, «Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with finegrained structure». *Scripta Materialia*; p59 (9), 963-1066, 2008.
57. Relong Xiong, Huabei Peng, Shanling Wang, Haitao Si, Yuhua Wen, « Effect of stacking fault on work hardening behaviors in Fe-Mn-Si-C highmanganese steel by varying silicon and carbon contents » *Materials and Design* 85 (2015) 707–714.
58. Y.H. Wen, H.B. Peng, H.T. Si, R.L. Xiong, D. Raabe ,« A novel high manganese austenitic steel with higher work hardening capacity and much lower impact deformation than Hadfield manganese steel » *Materials and Design* 55 (2014) 798–804.
59. Yuzi Zhang , Yanguo Li , Bo Han , Fucheng Zhang & Lihe Qian «Microstructural characteristics of Hadfield steel solidified under high pressure» *High Pressure Research: An International Journal*, (2011) 31:4, 634-639, <http://dx.doi.org/10.1080/08957959.2011.631920>.
60. M.T. LEGER. Traitements thermiques des aciers. Cours de formation ACTIFOR CT 37. Document interne CTIF (1989), p. 14.]
61. MAUD stands for Material Analysis Using Diffraction, Luca Lutterotti, 1997-2003, actual version: Web Start and standalone application version 1.999 (3 December 2003)

Annexes

Productions scientifiques

VII. ANNEXES : PRODUCTIONS SCIENTIFIQUES

1. PUBLICATIONS

- **Hichem MAOUCHE, Ali HADJI, Khadidja BOUHAMLA**, "Effect of Inoculation by Molybdenum and Nickel on Hardening Phenomenon and Wear Behavior of High Manganese Steel", Metallurgical and Mining Industry, Scopus ® ISSN: 20788312, 20760507, No.3 — 2016. <http://www.metaljournal.com.ua/about-us/>
- **MAOUCHE Hichem ,HADJI Ali, BOUHAMLA Khadîdja**, Influence of Niobium on the Hardening Phenomenon and Wear in the manganese steel (12% Mn) Destined for the Railway, " Materials science, Engineering and chemistry " 01/2014; 12(ISBN/ 978-2-7598-1274-5):VOL 12-2014, MATEC Web of Conferences 12, 04005 (2014) DOI: [10.1051/matecconf/20141204005](http://dx.doi.org/10.1051/matecconf/20141204005) published by EDP Sciences and Scopus.
- **MAOUCHE Hichem ,HADJI Ali, BOUHAMLA Khadîdja**, Effects of Niobium and Molybdenum on Microstructures after Hardening and Wear Resistance of Austenitic Manganese Steel, Chemistry and Materials Research, Vol.5 2013. <http://iiste.org/Journals/index.php/CMR>

2. COMMUNICATIONS INTERNATIONALES :

- **MAOUCHE H, HADJI A, BOUHAMLA. K** «Effect of Inoculation by Niobium and Nickel on the Hardening Phenomenon and Wear of High Manganese Steel (12% Mn)», «FEMS Junior Euromat 2016". Ecole Polytechnique de Lausanne du 10th-14th Juliet 2016, à Lausanne, Suisse. <http://junior-euromat.org/>
- **MAOUCHE Hichem, HADJI Ali, BOUHAMLA Khedidja**, «Effect of Inoculation by Molybdenum and Nickel on the Hardening Phenomenon and Wear Behavior of Manganese Steel», Journée d'Etude sur la Fonderie et l'Environnement «JEFE'2016 » Annaba, 10,11, et 12 mai 2016. www.univ-annaba.dz/component/k2/item/371-les-journees-jefe'16.html
- **MAOUCHE H, HADJI A, BOUHAMLA K** «Influence of Niobium on the Hardening Phenomenon and Wear in the manganese steel (12% Mn) Destined for the Railway», conférences The 2nd International Symposium on Fatigue Design & Material Defects, 11-13 June 2014 PARIS FRANCE http://sf2m.edpsciences.org/index.php?option=com_content&view=article&id=228&Itemid=39
- **MAOUCHE H, HADJI A, BOUHAMLA K** «Influence du nickel sur le phénomène d'écrouissage et la résistance a l'usure de l'acier austénitique au manganèse», Congrès Algérien de Mécanique « CAM2013 » Mascara, 25 – 28/11/2013. http://www.cam-dz.org/CAM2013_Mascara.html
- **MAOUCHE H, HADJI A, BOUHAMLA K** ,«effects of molybdenum and nickel on microstructures after hardening and wear resistance of austenitic manganese steel», EUROMAT 2013, (September 8th- 13th/2013) Séville, Espagne , <http://euromat2013.fems.eu/tweet.html>
- **MAOUCHE H, HADJI A, BOUHAMLA K**, «influence du molybdène et du niobium sur le comportement tribologique d'un acier a 12 % de manganèse», Huitièmes Journées de Mécanique JM'08 2012, Ecole Militaire Polytechnique, 10-11 Avril 2012, Alger. www.emp.edu.dz/Manif_Scientifique/JM08/JM08.htm.

- **MAOUCHE H, HADJI A, BOUHAML A K**, «Mise au point et production d'un acier au manganèse allié au niobium destiné au chemin de fer», 7ième Conférence Internationale « Conception et Production Intégrées CPI'2011 » Oujda, Maroc, 19, 20 et 21 Octobre 2011. <http://wwwensa.univ-oujda.ac.ma/pft2M/index.php/manifestations-scientifiques/cpi-2011>
- **H. MAOUCHE, A. HADJI, K. BOUHAML A, A. GHARBI**, «Comportement A L'usure De L'acier Austénitique Au Molybdène Et Nickel», 1er Congrès International Sur la Mécanique Avancée CIMA-2010, Annaba. <http://www.univ-annaba.org/cima2010/index.htm>
- **MAOUCHE H, BOUHAML A K, GUERBI A, H. MERADI**, «comportement à l'usure de l'acier austénitique au manganèse allié au nickel», 1ère conférence internationale sur les mines et la métallurgie CI2M'1/2010, Annaba, 10-12/05/2010. <http://www.univ-annaba.org/ci2m12010/index.htm>
- **MAOUCHE H, HADJI A, BOUHAML A K, H. MERADI**, «comportement tribologique de l'acier au manganèse allié au niobium et nickel», Conférence Internationale sur le Soudage, le C.N.D, et l'Industrie des Métaux et Alliages (IC-WNDT-MI'10) Du 29-30/10/2010 à Oran. <https://www.csc.dz>
- **MAOUCHE H, HADJI A, BOUHAML A K, H. MERADI**, «Influence du molybdène sur le comportement à l'usure de l'acier Hadfield», 2ème conférence sur les matériaux et l'environnement, 2^{ème} CIME Annaba 06 et 07 Décembre 2010. <http://www.univ-annaba.org/2cim2010/index.htm>