

République Algérienne Démocratique et Populaire

Ministère de l'Enseignement
Supérieur et de la Recherche
Scientifique

Ecole nationale Polytechnique



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

وزارة التعليم
P0002/05A
و البحث العلمي
المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات

Département métallurgie

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

***INFLUENCE DE LA VITESSE DE
REFROIDISSEMENT SUR
LE COMPORTEMENT STRUCTURAL ET
MECANIQUE DE L'ACIER INOXYDABLE
DUPLEX (2205)***

Proposé et dirigé par :
M. BOUABDALLAH

Codirigé par :
K. BETTAHAR

Réalisé par :
KERDALI NABIL

Année universitaire 2004/2005

DEDICACES

Je dédie ce travail :

A mon père et ma mère.

**A mes frères et sœurs en particulier
Abdelhafid et Nourredine.**

A Azzedine, Soheib et Issam.

A tous mes amis.

Remerc'ement



Je remercie **DIEU** pour m'avoir aidé à achever ce travail

Je tiens à remercier vivement mon co-promoteur Mr K. BETTAHAR, responsable du laboratoire de métallographie au CSC pour sa disponibilité, son aide précieuse et sa compréhension, sa patience, ces conseils et pour tout ce qu'il a fait pour moi.

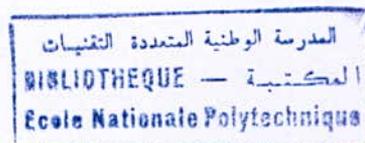
Aussi, je remercie mon promoteur Mr BOUABDALLAH pour m'avoir dirigé et encouragé durant toute la période de mon travail.

Je remercie également Mr B.BELKESSA et Mr BADJI et toute l'équipe du laboratoire mécanique et métallurgique pour leur disponibilité et leurs conseils.

Je tiens à remercier tous mes enseignants du département métallurgie qui m'ont dirigée durant mes trois années de spécialité en particulier le chef de département Mr Med. L. DJEGHLAL.

Enfin sans oublier tous ceux qui m'ont aidé dans la réalisation de ce PFE.

SOMMAIRE



INTRODUCTION GENERALE.....	3
----------------------------	---

Chapitre 1 : PARITE BIBLIOGRAPHIQUE

I. Aciers inoxydables.....	4
I.1 Introduction.....	4
I.2 Structure des aciers inoxydables.....	5
I.3 Système fer-chrome.....	5
I.4 Système Fer- Cr-Ni.....	7
I.5 Différents classes d'aciers inoxydables.....	7
I.5.1 Les aciers inoxydables martensitiques.....	7
a. Propriétés mécaniques.....	9
b. Propriétés physiques.....	9
I.5.2 Aciers inoxydables ferritiques.....	10
a. Propriétés mécaniques.....	10
b. Propriétés physiques.....	11
I.5.3 Aciers inoxydables austénitiques.....	11
a. Propriétés mécaniques.....	11
b. Propriétés physiques.....	12
I.5.4 Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex).....	12
I.5.4.1 Structure.....	13
I.5.4.2 Influence des éléments d'alliages.....	14
a. Propriétés mécaniques.....	16
b. Propriétés physiques.....	16
I.5.4.3 Principaux aciers inoxydables dérivés de la nuance X2CrNiMoN22-5-3 / 1.4462	17
II. Traitement thermique des aciers inoxydables austéno-ferritiques.....	18
II.1 Transformation à température supérieure à 1050°C.....	19
II.2 Transformation à température comprise entre 1050°C et 600 °C.....	20
II.2.1 Précipitation des carbures et des nitrures.....	20
II.2.2 Formation de composés intermétalliques.....	20
II.3 Transformation intervenant entre 600°C et 300°C.....	20
-Fragilisation à 475°C.....	20
II.4 Influence de la teneur en ferrite sur la déformation à haute température.....	21
II.5 Variation de la teneur en ferrite en fonction de la température d'hypertrempe.....	22
II.6 Variation de la phase sigma en fonction de la vitesse de refroidissement.....	24
II.7 Influence du traitement thermique sur les caractéristiques mécaniques de l'acier duplex 2205.....	25

Chapitre 2 : TECHNIQUES EXPERIMENTALES

1. Identification du métal de base.....	27
1.1 Prélèvement des échantillons.....	27
1.2 Traitements thermiques.....	28
1.3 Préparation métallographique.....	28
Polissage.....	28

Attaque chimique	28
2 METHODES DE CARACTERISATION.....	30
2.1 Microscopie optique.....	30
2.2 Analyse d'image.....	30
2.3 Microscope électronique à balayage.....	30
2.4 Essai de dureté Vickers (HV).....	31

CHAPITRE 3 : INTERPRETATION DES RESULTATS

1. Matériau à l'état de réception.....	33
2. Traitements thermiques	34
2.1 Traitement à 1050°C	34
2.2 Traitement à 1150 °C	37
2.3 Traitement à 1250 ° C	40
3. Analyse d'image (mesure des taux de phase)	42
3.1 Evolution du taux de phase.....	44
3.1.1 Taux de ferrite	44
3.1.2 taux de sigma	45
4. Essai de dureté.....	46
conclusion générale.....	49
Références bibliographiques.....	50

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Partie Bibliographique

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
BIBLIOTHEQUE — المكتبة
Ecole Nationale Polytechnique

Introduction Générale

Introduction générale :

Les aciers inoxydables constituent une vaste famille d'alliages métalliques. Ces aciers ont pénétré de nombreux domaines industriels (bâtiment, industries chimiques, agroalimentaires, industrie de transports et maritime, tubes...)

Leurs extraordinaires développements résultent à la disponibilité à grande échelle des métaux entrant dans leur composition, c'est-à-dire le chrome, le nickel, le molybdène Etc. Leurs propriétés mécaniques élevées permettent un allègement des structures et par leur tenue à la corrosion, ils présentent un rapport qualité/ coût très attrayant pour de nombreux marchés spécifiques reconnus pour l'agressivité des milieux réactionnels (chimie, pétrochimie, eau de mer, pâte à papier...). La variété des domaines d'application a également conduit à une optimisation de la composition chimique en fonction des propriétés en service requise, ceci conduit à la création de toute une famille d'aciers austéno-ferritiques, sise entre la famille des aciers ferritiques et des aciers austénitiques.

Les aciers austéno-ferritiques (duplex) prennent une place particulière parmi les aciers inoxydables, il montrent une importante phase ferritique (40 à 80 % de la structure) suivant la teneur en chrome. La nuance Z2CND22-5Az s'est progressivement imposée comme nuance de base des aciers duplex.

Le but de ce travail est d'étudier l'influence de la vitesse de refroidissement sur le comportement structural et mécanique de l'acier inoxydable duplex 2205.

Notre travail comporte deux étapes :

- les échantillons ont subi divers traitements thermiques à 1050, 1150 et 1250°C pendant une heure de maintien.
- les échantillons obtenus subiront divers modes de refroidissement (à l'eau, à l'huile, à l'air et au four).

I. Aciers inoxydables

I.1 Introduction :

Les aciers inoxydables sont des alliages à base de fer généralement plus résistant à la corrosion que les aciers au carbone et les aciers faiblement alliés.

La résistance à la corrosion est due principalement au chrome dont la teneur est au minimum 12 %, en présence d'un milieu oxydant forme à la surface de l'acier une couche complexe, invisible mais protectrice qui rend le métal passif.

Cette résistance à la corrosion croît avec la teneur en chrome, mais aussi sensiblement aux effets des éléments d'additions comme le Ni, Mo,

Du point de vue historique les premières observations des propriétés < inoxydables > du fer allié au chrome furent faites par Berthier en 1821. Alors qu'au début des années 1930 que J.Hochmann a découvert les nuances biphasés austéno-ferritiques appelées de nos jours **duplex** [1].

Les propriétés qui peut offrir un acier inoxydable sont :

- excellente résistance à la corrosion
- résistance aux tâches, aux rouilles et aux piqûres
- une longue durée de vie dans la très grande majorité de milieux et donc des applications
- résistance mécanique, ductilité, ténacité.
- excellentes performances en termes d'allègement.
- grande facilité de mise en œuvre.

I.2 Structure des aciers inoxydables :

Le chrome constitue aujourd'hui le métal d'addition le plus important pour les aciers inoxydables. Au delà de 12 %, il confère à l'acier une bonne résistance à la corrosion.

De plus il existe d'autres éléments d'addition tels que le fer qui influe plus ou moins sur la structure de ces aciers.

Avant d'établir les différents diagrammes d'équilibres, il est utile de rappeler les variétés allotropiques du fer aux basses températures et jusqu'à 910 °C. Ces transformations peuvent se résumer suivant le tableau ci-dessous :

Fer α (ferrite) $\theta > 910^\circ\text{C}$	Fer γ (austénite) $910^\circ\text{C} < \theta < 1400^\circ\text{C}$	Fer δ (ferrite) $\theta > 1400^\circ\text{C}$
Cubique centrée	Cubique à face centrée	Cubique centrée

I.3 Système fer-chrome :

Le chrome est de structure Cubique centrée comme le fer α ou δ il appartient au groupe des éléments alpha gènes, favorise la structure ferritique, l'existence du domaine austénitique (cfc) γ est restreint à une boucle tangente à la teneur de 13 % de chrome.

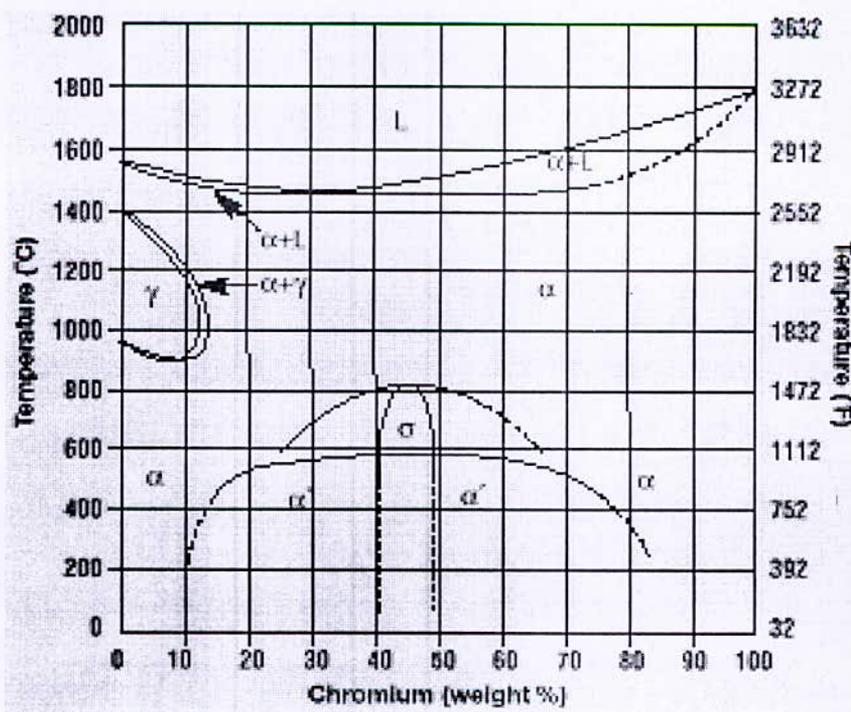


Figure 1.1 : Diagramme fer-chrome [1].

La boucle divise le diagramme en deux zones dont la limite se situe vers 13 % de chrome à 1000°C :

- 0 % < Cr < 13 % : les alliages binaires se comportent comme le fer pur et par conséquent sont susceptibles de subir des traitements thermiques par chauffage en domaine γ ou ($\gamma + \alpha$) suivi d'une trempe ce qui donne une structure martensitique .
- 13 % < Cr < 100 % : structure ferritique dans tout le domaine de température.

Au-dessous de 850°C on remarque l'apparition d'une phase (σ) de structure quadratique complexe. Cette phase (σ) peut se précipiter aux joints de grains ferritiques α en rendant l'alliage très dur et de grande fragilité, non ferromagnétique et plus dense que α .

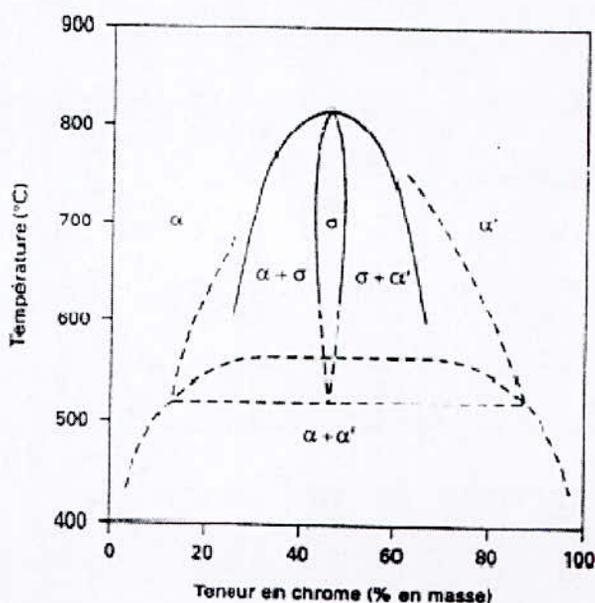


Figure 1.2 : diagramme d'équilibre fer-chrome à des températures inférieures à 850°C [1].

Entre 400 et 550°C il y'a une démixtion de la phase α en deux phases ferritiques dont l'une à teneur plus élevée en chrome est connue sous le terme phase α' , elle se forme de très fins précipités dans la matrice α . Ce phénomène peut entraîner une fragilisation de l'alliage [1].

I.4 Système Fer- Cr-Ni :

Le Nickel fait partir du groupe des éléments gamma gènes, élargit le domaine d'existence de l'austénite. La figure ci-dessous montre le déplacement de la boucle γ lorsqu'on augmente la teneur en nickel.

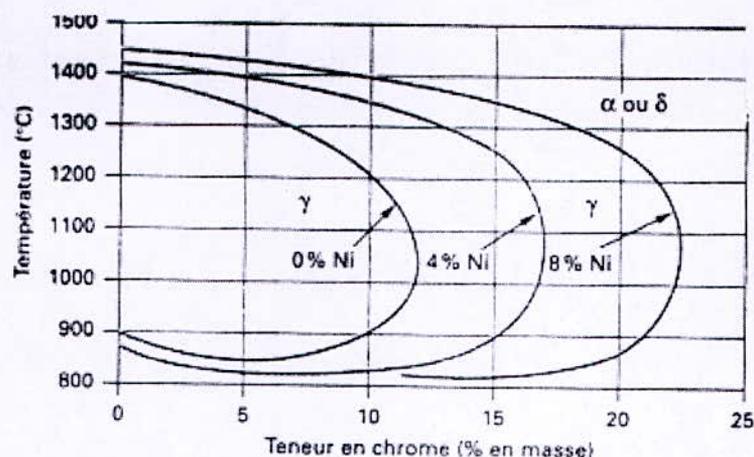


Figure 1.3 : coupe du diagramme ternaire fer-chrome-nickel [1].

I.5 Différents classes d'aciers inoxydables :

Les aciers inoxydables, comme les autres aciers sont susceptibles de se présenter dans différents états structuraux engendrés par les transformations allotropiques du fer, mais la présence du nickel et surtout du chrome ($\% > 13 \%$), jouent un rôle très différent sur la structure cristallographique des alliages. Ceux-ci permettent de classer les aciers inoxydables en 4 groupes : martensitiques, ferritiques, austénitiques, austéno-ferritiques (duplex) [3].

I.5.1 Les aciers inoxydables martensitiques :

Ces aciers comportent en général 12 à 18 % de chrome et des teneurs en carbone pouvant aller jusqu'à 1.2 %. Outre le Cr et le C, les aciers martensitiques comportent aussi principalement du molybdène pour améliorer la résistance à la corrosion et la trempabilité, et du nickel pour améliorer la ténacité, ils peuvent contenir jusqu'à 6% de nickel et jusqu'à 1.5% de molybdène [1].

Deux conditions sont nécessaires à l'obtention d'un acier inoxydable martensitique :

- présence d'une teneur en chrome supérieur à 11% pour assurer l'inoxidabilité.
- présence d'un domaine de température où l'acier prend la structure austénitique.

Le traitement thermique des aciers martensitiques consiste en une trempe dont la température située entre 980 et 1100°C dépend de la teneur en carbone, en un refroidissement à l'huile ou à l'air et en un revenu final au-dessus de 600°C.

Le but de la trempe est de donner à l'acier inoxydable une structure martensitique et une dureté élevée [3].

Les paramètres principaux influant sur la structure et la dureté obtenues sont la composition, la température et le temps d'austénitisation ainsi que la vitesse de refroidissement

Suivant la composition chimique les aciers inoxydables martensitiques sont divisés en quatre groupes :

Tableau 1.2 : classification des aciers inoxydables martensitiques [1].

Groupe	Composition chimique (% en masse)			
	Carbone	Chrome	Nickel	Molybdène
1	≤ 0.15	11.5 à 13.5	≤ 1.0	≤ 0.60
2	0.15 à 0.50	12.0 à 14.5	≤ 1.0	≤ 0.8
3	0.6 à 1.20	14.0 à 18.0	≤ 1.0	≤ 0.80
4	≤ 0.22	12.0 à 18.0	1.5 à 6.0	≤ 1.5

a. Propriétés mécaniques :

Tableau 1.3 : principales propriétés mécaniques des aciers martensitiques [1].

Nuance	A l'état	Limite d'élasticité (MPa)	Charge à la rupture (MPa)	Ductilité (%)
Aciers inoxydables martensitiques	Recuit	$R_{p0.2} > 280$	$450 < R_m < 800$	$A(\%) > 12$
	Trempé	$R_{p0.2} > 850$	$950 < R_m < 2000$	$A(\%) > 5$

b. Propriétés physiques :

Tableau 1.4 : principales propriétés physiques des aciers martensitiques [1].

Masse volumique (Kg / dm ³)	Module d'Young (N / mm ²)	Coefficient de Dilatation linéaire entre 20 et 200°C (en 10 ⁻⁶ K ⁻¹)	Capacité thermique massique (j . Kg ⁻¹ .K ⁻¹)	Résistivité électrique à 20°C (μ.Ω.m)
7.7	215000	10.5	460	0.55

I.5.2 Aciers inoxydables ferritiques :

Les aciers inoxydables ferritiques ne subissent pas de transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ car leur structure reste entièrement ferritiques à toutes températures, dans certains cas, on trouve un biphasage austénite –ferrite apparaît à haute température comme dans le cas de l'acier Z8 C17

Outre ces aciers ont une teneur en chrome de l'ordre de 13% à 30% ainsi qu'une faible concentration en carbone, les alliages sont sensibles au grossissement du grain par maintien à haute température, fragiles et difficiles à travailler; ils ne durcissent pas par trempe et leur soudure est très délicate [1].

Selon leur teneur en chrome les aciers inoxydables ferritiques sont divisés en trois groupes :

Tableau 1.5 : classification des aciers inoxydables ferritiques [1].

Groupe	Teneur en chrome (% en masse)	Teneur en carbone (% en masse)	Autre éléments (dont stabilisants)
1	10.5 à 13	≤ 0.080	Stabilisant : Ti
2	16 à 18	≤ 0.080	Stabilisants : Ti, Nb, Zr, V Résistance à la corrosion : Mo
3	> 20	≤ 0.020	Stabilisants : Ti, Nb Résistance à la corrosion : Mo

a. Propriétés mécaniques :

Tableau 1.6 : principales propriétés mécaniques des aciers ferritiques [7].

Structure	Limite d'élasticité $R_{p0.2}$ (N / mm ²)	Résistance à la rupture R_m (N / mm ²)	Allongement à rupture A (%)
Ferritiques	370	500	26

b. Propriétés physiques :

Tableau 1.7 : principales propriétés physiques des aciers ferritiques [7].

Masse volumique (Kg / dm ³)	Module d'Young (N / mm ²)	Coefficient de Dilatation linéaire entre 20 et 200°C (en 10 ⁻⁶ K ⁻¹)	Capacité thermique massique (j. Kg ⁻¹ .K ⁻¹)	Résistivité électrique à 20°C (μ.Ω.m)
7.7	220 000	10	460	0.6

I.5.3 Aciers inoxydables austénitiques :

Les aciers inoxydables austénitiques contiennent environ 18 % de chrome et une teneur en nickel variant de 7 à 12 %. La teneur en carbone ne dépasse pas 0.05 % et les autres additions de molybdène ne dépassent pas 3%, le nickel grâce à son effet gamma gène, élargit fortement le domaine austénitique.

Ces aciers sont exempts de transformation structurale et par conséquent non durcissables par traitement thermique. La structure cristallographique des aciers austénitiques est cubique à faces centrées, ils peuvent conserver cette structure même à des basses températures ce qui leur confère une bonne ductilité et une ténacité exceptionnelles.

La grande stabilité structurale des aciers inoxydables austénitiques dans un large domaine de température permet de les utiliser à la fois à basse température pour le stockage de gaz liquides et à haute température dans les échangeurs de chaleurs [2].

a. Propriétés mécaniques :

Tableau 1.8 : principales propriétés mécaniques des aciers austénitiques [7].

Structure	Limite d'élasticité Rp _{0.2} (N / mm ²)	Résistance à la rupture Rm (N / mm ²)	Allongement à rupture A (%)
Austénitique	270	620	56

b. Propriétés physiques :

Tableau 1.9 : principales propriétés physiques des aciers austénitiques [7].

Masse volumique (Kg / dm ³)	Module d'Young (N / mm ²)	Coefficient de Dilatation linéaire entre 20 et 200°C (en 10 ⁻⁶ K ⁻¹)	Capacité thermique massique (j. Kg ⁻¹ .K ⁻¹)	Résistivité électrique à 20°C (μ.Ω.m)
7.9	220 000	16,0	500	0.73

I.5.4 Aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex) :

Les nuances austéno-ferritiques présentent après hypertrempe, une structure formée approximativement de 50% de ferrite α et de 50% d'austénite γ , d'où le nom de **structure duplex**

Ces alliages biphasés, ont été découverts au début des années trente lors d'essais de corrosion intergranulaire par J.Hochmann.

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques prennent une place particulière parmi les aciers inoxydables grâce à leurs propriétés mécaniques élevées qui permettent un allègement des structures et par leur tenue à la corrosion ces nuances présentent un rapport qualité / coût très attrayant pour de nombreux marchés spécifiques reconnus pour l'agressivité des milieux réactionnels (chimie, pétrochimie, eau de mer, dépollution, pâte de papier)[3].

Dans la pratique industrielle l'importance des aciers austéno-ferritiques varie fortement selon le type de produit, moulé, corroyé, forgé ou laminé : très importants en produits moulés, pour lesquels ils constituent la majorité de production [3].

Ces aciers contiennent en générale un pourcentage de chrome de l'ordre de 22% à 27% et environ 4 à 8 % de nickel ; Outre chrome et le nickel , les aciers austéno-ferritiques peuvent comporter des additions de Mo, de Cu et / ou de l'azote[2].

I.5.4.1 Structure :

La figure (1.4) ci-dessous montre les bases de la constitution de structures austéno-ferritiques ainsi que la possibilité de modifier les répartitions des quantités entre les deux phases structurales.

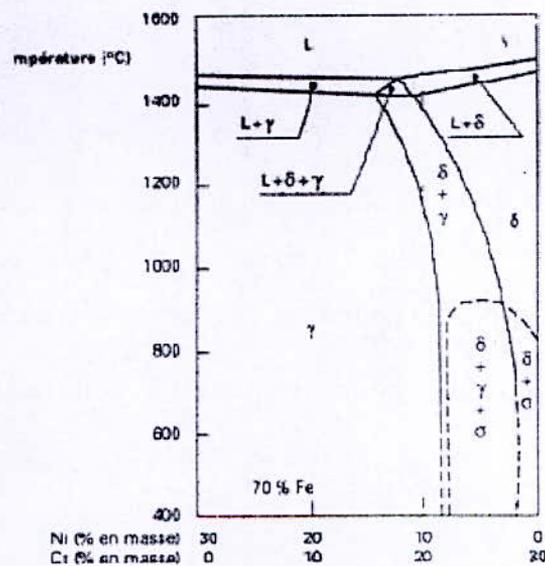


Figure 1.4 : Coupe pseudo binaire du diagramme d'équilibre Fe-Cr-Ni à 70% de Fer [1].

Un acier contenant 25% de chrome et 5% de nickel aura à la température ambiante, et après avoir subi un traitement thermique approprié, une structure binaire de phases austénitiques et ferritiques. Pour améliorer leurs résistances à la corrosion, on ajoute fréquemment du molybdène ce qui conduit à baisser la teneur en chrome jusqu'à 22%. Le résultat que l'on cherche à obtenir est généralement une structure formée de 50% de ferrite α et de 50% d'austénite γ [1].

I.5.4.2 Influence des éléments d'alliages : [2.3]**Le chrome :**

- Constitue au delà de 12 % l'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables
- Élément stabilisateur de fer α
- Il est la cause de la passivation de ce type d'aciers
- Il améliore la résistance à la corrosion

Le nickel :

- Des quantités plus importantes de Ni augmentent les risques de formation de Phase σ .
- Il élargit le domaine austénitique en fonction de sa teneur jusqu'aux températures inférieures à 20°C
- Élément stabilisateur de fer γ
- Il favorise une bonne mise en œuvre par déformation plastique
- Améliore la résistance à la corrosion, en particulier sous tension
- Élément intéressant pour améliorer la résistance à la crevasse.

Le Molybdène

- Élément formateur de fer α
- Il améliore la résistance à la corrosion en milieux réducteurs
- En présence d'ion halogène, il améliore la résistance à la corrosion par piqûres
- Il augmente la résistance mécanique à chaud
- Accroît la résistance du film passif

Cuivre :

- Améliore la résistance à la corrosion des aciers inoxydables en milieux acide réducteur.
- Il exerce un effet favorable sur la résistance à la piqûre et la crevasse.
- A cause de sa faible solubilité dans la ferrite, il peut assez facilement y précipité et causer un durcissement structural.

Silicium :

- Élément formateur de fer α
- Il augmente la résistance à la corrosion en milieux concentrés d'acide nitrique
- Il améliore la résistance à l'oxydation à chaud à teneur élevées (3.5- 5.5 %) et dans certaines conditions
- Il possède un effet sigma gène

Carbone :

- L'élément essentiel non métallique de tous les aciers
- Il élargit fortement le domaine austénitique
- Élément fortement gamma gène, favorise le fer γ
- Il provoque la formation de carbures de chrome $Cr_{23}C_6$ diminuant la résistance à la corrosion intergranulaire

Azote :

- Élément fortement gamma gène, stabilisateur d'austénite
- Sa solubilité augmente dans les aciers au Cr et au Cr-Ni avec l'accroissement de la teneur en Cr
- Il retarde l'apparitions de composés intermétalliques dans les aciers austéno-ferritiques

Titane :

- Formateur de fer α
- il se combine avec le carbone et l'azote pour rendre l'acier insensible à la corrosion intergranulaire

Niobium :

- Formateur de ferrite
- Il se combine avec le carbone dans les aciers au Cr, Cr-Ni et s'oppose à la corrosion intergranulaire

Vanadium :

- Formateur de ferrite
- Il augmente la résistance mécanique à chaud et rend les aciers insensibles à la surchauffe

Manganèse :

- Stabilisateur de fer γ
- Il rend plus difficile la transformation de l'austénite en martensite dans les aciers Cr-Ni

a. Propriétés mécaniques :

Tableau 1.10 : principales propriétés mécaniques des aciers austéno-ferritiques [7].

Structure	Limite d'élasticité $R_{p0.2}$ (N / mm ²)	Résistance à la rupture R_m (N / mm ²)	Allongement à rupture A (%)
Austéno-ferritique	620	840	30

b. Propriétés physiques :

Tableau 1.11 : principales propriétés physiques des aciers austéno-ferritiques [7].

Masse volumique (Kg / dm ³)	Module d'Young (N / mm ²)	Coefficient de Dilatation linéaire entre 20 et 200°C (en 10 ⁻⁶ K ⁻¹)	Capacité thermique massique (j . Kg ⁻¹ .K ⁻¹)	Résistivité électrique à 20°C ($\mu\Omega.m$)
7.8	220 000	13,0	500	0.8

I.5.4.3 Principaux aciers inoxydables dérivés de la nuance X2CrNiMoN22-5-3 / 1.4462 :

La figure (1.5) donne les principaux aciers inoxydables austéno-ferritiques, la nuance X2CrNiMoN22-5-3 / 1.4462 constituant le matériau de référence. Il représente l'un des meilleurs compromis entre l'obtention d'une bonne résistance aux corrosions intergranulaires, sous contrainte et par piqûres et une limite d'élasticité élevée [1].

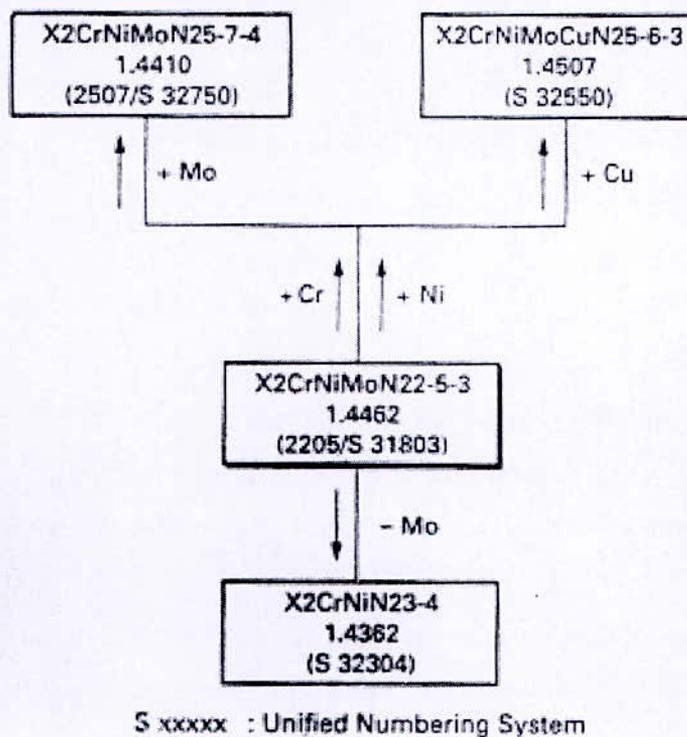


Figure 1.5 : principaux aciers austéno-ferritiques dérivés de la nuance X2CrNiMoN22-5-3 [1].

II. Traitement thermique des aciers inoxydables austéno-ferritiques :

Le traitement thermique dite de qualité typique appliqué aux aciers austénoferritiques est un traitement d'hypertrempe, ce traitement à pour but d'obtenir à l'ambiante un mélange d'austénite et de ferrite sans phase intermétallique et sans précipitation, source de corrosion intergranulaire [7].

Outre le traitement thermique des aciers austénoferritiques à pour but non seulement de mettre en solution les précipitations mais aussi d'établir la répartition des quantités de phases structurales.

A cause des hautes teneurs en Chrome et en molybdène ainsi du fort pourcentage de phase ferritique qui en résulte, les aciers inoxydables austénoferritiques montrent deux domaines de fragilité, l'évolution de cette fragilité dépend de la distribution des constituants dans la structure métallographique [2].

D'autre par il faut éviter la formation de phase intermétallique lors du chauffage, et surtout, du refroidissement liés à l'hypertrempe : on emploiera donc de préférence une trempe à l'eau pour les pièces massives ou les fortes épaisseurs.

La température d'hypertrempe peut être choisie dans l'intervalle 1000-1100°C pour les nuances avec molybdène et 1050°C pour les nuances sans molybdène [7].

Les alliages austénoferritiques présentent de nombreuses évolutions structurales par traitements isothermes ou anisothermes. Ceux-ci est due en raison que la phase ferritique présente un enrichissement en chrome et molybdène, éléments alpha gènes, constituants privilégiés dans la formation de phases intermétalliques [3].

Nous remarquons trois principales évolutions structurales rencontrées dans les alliages austénoferritiques :

- celle se produisant au-dessus de 1050°C
- celle se produisant dans l'intervalle 600-1050°C
- celle se produisant en dessous de 600°C

II.1 Transformation à température supérieure à 1050°C :

Les nuances austénoferritiques se solidifient complètement en ferrite δ . La transformation en phase solide $\delta (\alpha) \rightarrow \gamma$ se produit au cours du refroidissement figure (1.6). Cette transformation peut présenter, en particulier sur métal refondu par procédé TIG, une structure de type widmanstatten ou ferrite aciculaire, la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ peut être également incomplète si la vitesse de refroidissement est grande [3].

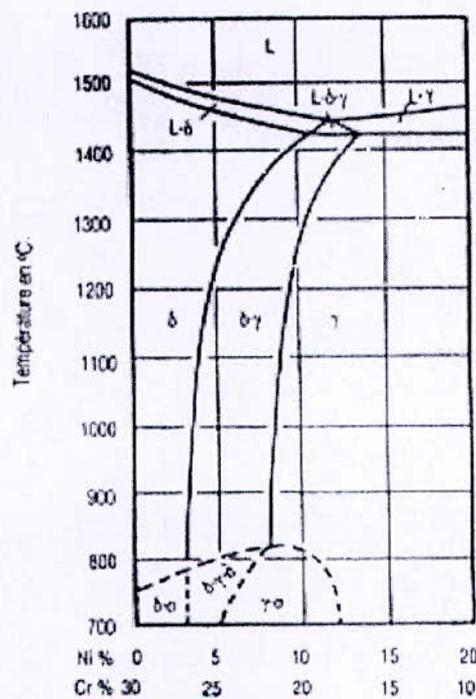


Figure.1.6 : coupe de diagramme Fe - Cr- Ni pour 65% Fe de la nuance (2507) [3].

Un point qui mérite d'être signalé est l'influence de la composition chimique en particulier L'action stabilisatrice des additions d'azote sur la structure biphasée en reportant à plus haute température la transformation $\gamma \rightarrow \delta (\alpha)$.

II.2 Transformation à température comprise entre 1050°C et 600 °C :

II.2.1 Précipitation des carbures et des nitrures :

Dans le domaine de températures comprises entre 950 et 1050°C peut apparaître des précipités de type $M_7 C_3$ dans les aciers contenant peu d'azote.

Entre 700 et 900°C on observe la précipitation de carbures de type $M_{23} C_6$ pour des temps relativement courts ($\leq 1H$). Pour les nuances avec additions maîtrisées d'azote, une précipitation de type $(Cr_2 N)$ peut apparaître [3].

II.2.2 Formation de composés intermétalliques :

Le tableau ci-dessous donne les différents composés intermétalliques qui peuvent apparaître dans la ferrite entre 600°C et 1000°C.

Tableau1.12 : phases intermétalliques, structures et composition chimiques [3].

Phase	Structure	Composition chimique
Sigma σ	Tétraogonale	Fe Cr
Laves	Hexagonale	Fe ₂ Mo
Chi χ	Cubique centrée	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀
R	Hexagonale	Fe - Cr - Mo

II.3 Transformation intervenant entre 600°C et 300°C :

Fragilisation à 475°C :

La ferrite des aciers inoxydables austénoferritiques est sensible aux fragilisations à 475°, cette fragilisation est essentiellement liée à la teneur en chrome : sa cinétique est d'autant plus rapide que la teneur en chrome de l'alliage est élevée. Les éléments alpha gènes, comme le molybdène et l'aluminium, sont aussi susceptibles d'augmenter la cinétique de fragilisation [7].

II.4 Influence de la teneur en ferrite sur la déformation à haute température :

On peut généralement considérer qu'une ferrite a une tenue au fluage moins bonne qu'une austénite. Dans le domaine de températures comprises entre 1000 et 1050°C, les nuances austénoferritiques ont donc une tenue au fluage inférieure aux nuances austénitiques. La figure ci-dessous montre l'influence de la teneur en ferrite sur la déformation sous faible contrainte (5MPa).

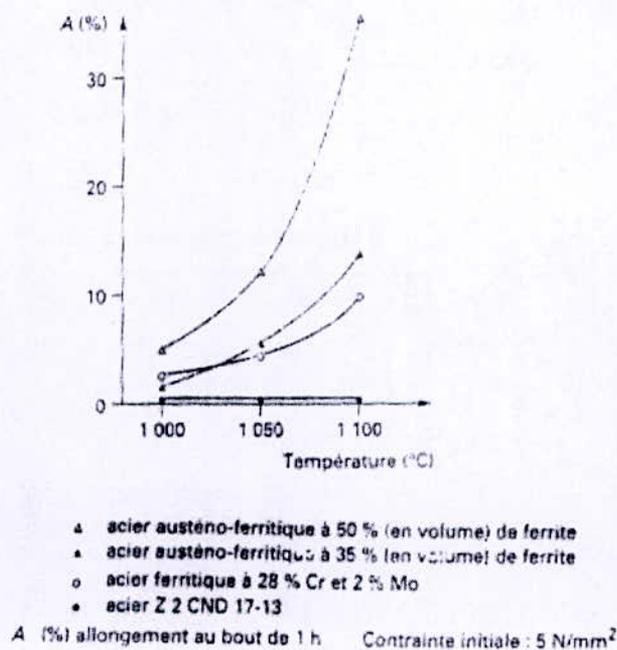


Figure1.7 : influence de la teneur en ferrite sur la déformation à haute température [7].

On remarque que la mauvaise tenue au fluage d'une nuance 50% α -50% γ lors d'un traitement thermique peut conduire à des déformations du métal sous sa propre masse [7].

II.5 Variation de la teneur en ferrite en fonction de la température d'hypertrempe :

La variation de la teneur en ferrite à l'équilibre d'un acier inoxydable austénoferritique est entre 1000 et 1250°C une fonction croissante de la température, la figure ci-dessous présente cette variation.

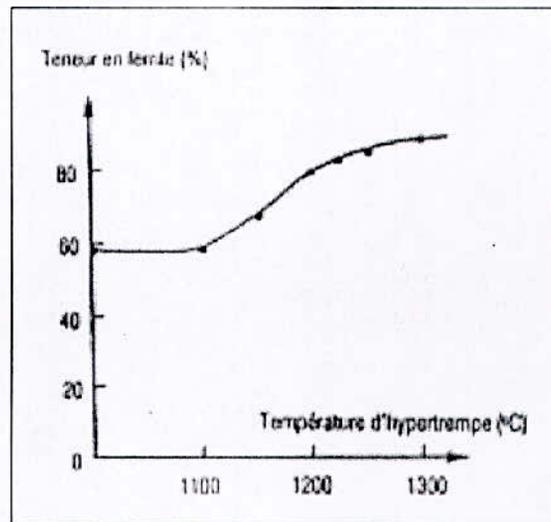


Figure1.8 : Evolution de la teneur en ferrite en fonction de la température d'hypertrempe [3].

La figure ci-dessous présente l'évolution de la teneur en ferrite en fonction de la composition de l'alliage pour les températures d'hypertrempe de 1150°C et 1050°C [3].

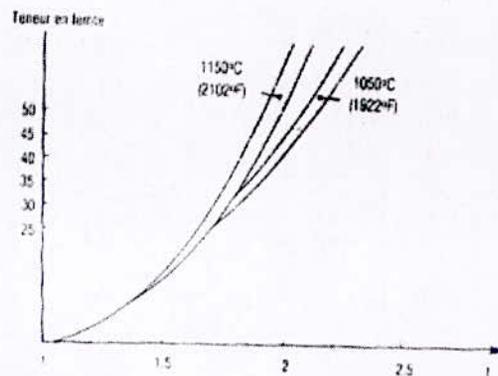


Fig1.9. : Evolution de la teneur en ferrite en fonction de la composition de l'alliage pour Les températures d'hypertrempe de 1150°C et 1050 [3].

Les fractions volumiques des phases γ et α sont modifiées par traitement thermique, cette modification s'accompagne d'une évolution de la composition chimique de chacune des phases. On remarque une réduction des coefficients de partage entre phase après hypertrempe à hautes températures.

En particulier la fraction volumique de la phase ferritique est supérieure après traitement à 1200°C, la ferrite contient en proportion moins de molybdène et de chrome tandis que probablement l'austénite s'enrichit en azote [3].

Toutefois soulignons, l'intérêt des additions d'azote qui en reportant vers les plus hautes températures de transformation $\gamma \rightarrow \delta$ (α), permettent de limiter l'enrichissement en ferrite en ZAT et dès lors d'y conserver des structures α / γ en fraction volumiques et composition chimiques analogues à celles du métal de base [3].

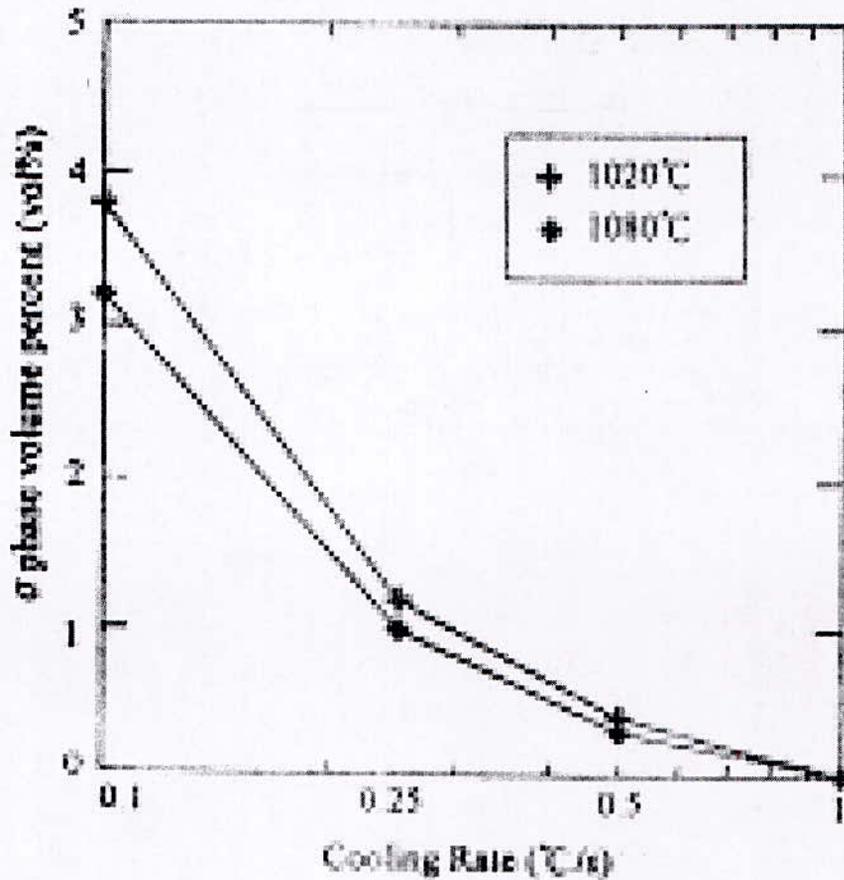
II.6 Variation de la phase sigma en fonction de la vitesse de refroidissement :

Figure 1.10 : variation de la phase σ en fonction de la vitesse de refroidissement.

D'après la figure (1.10) on remarque que la phase σ augmente lorsque la vitesse de refroidissement diminue, de plus la fraction volumique de la phase σ diminue lorsque on augmente la température [8].

II.7 Influence du traitement thermique sur les caractéristiques mécaniques de l'acier
Z2CND22.5Az :

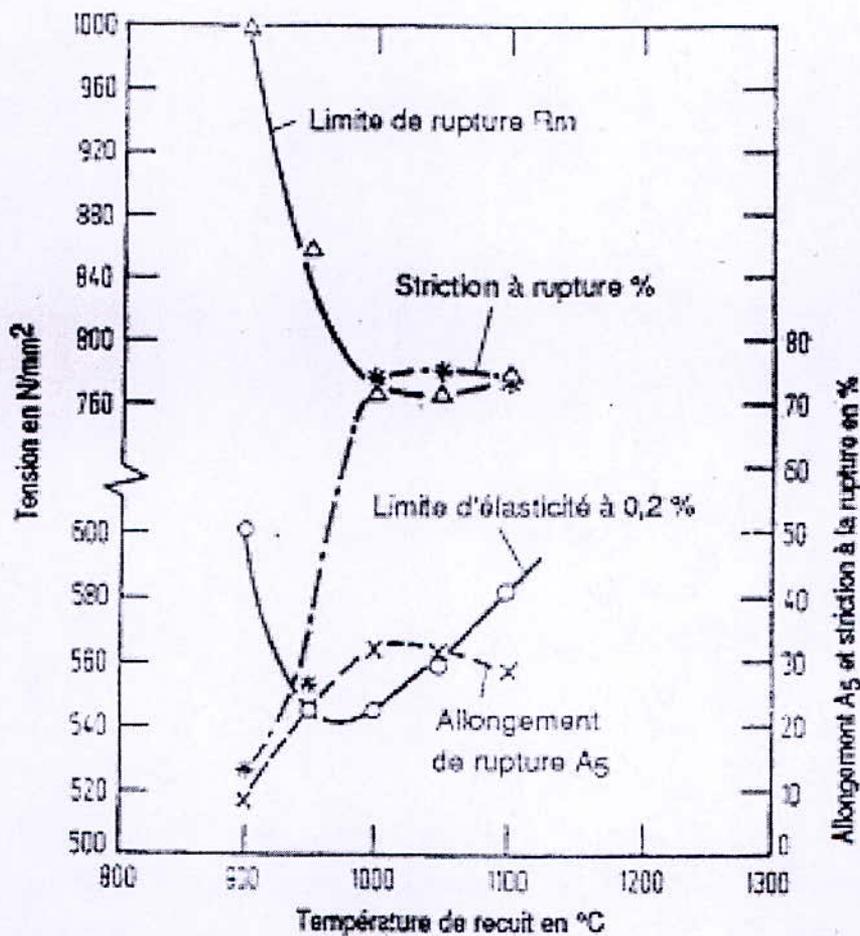


Figure 1.11 : influence du traitement thermique sur la formation de la structure et sur les caractéristiques mécaniques de l'acier Z2CND22.5Az [2].

Techniques Expérimentales

MATERIAUX ET TECHNIQUES EXPERIMENTALES

1. Identification du métal de base :

Le matériau utilisé est un tube de 170mm de diamètre et 7mm d'épaisseur.

L'analyse chimique du matériau montre de la teneur en éléments d'alliages correspond bien à un acier inoxydable duplex type 2205 (tableau 2.1).

Tableaux 2.1 : composition chimique du métal de base (**Duplex 2205**) [9].

Elément	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	P	S	V	Cu	N
% en masse	0.03	0.36	1.77	5.70	2.58	22.05	0.018	0.015	0.10	0.20	0.13

1.1 Prélèvement des échantillons :

On a découpé des éprouvettes de dimension $15 \times 7 \times 7 \text{ mm}^3$ à l'aide d'une Microtronceuse de type BUEHLER, les éprouvettes découpées ont subit ensuite différents traitements thermiques.

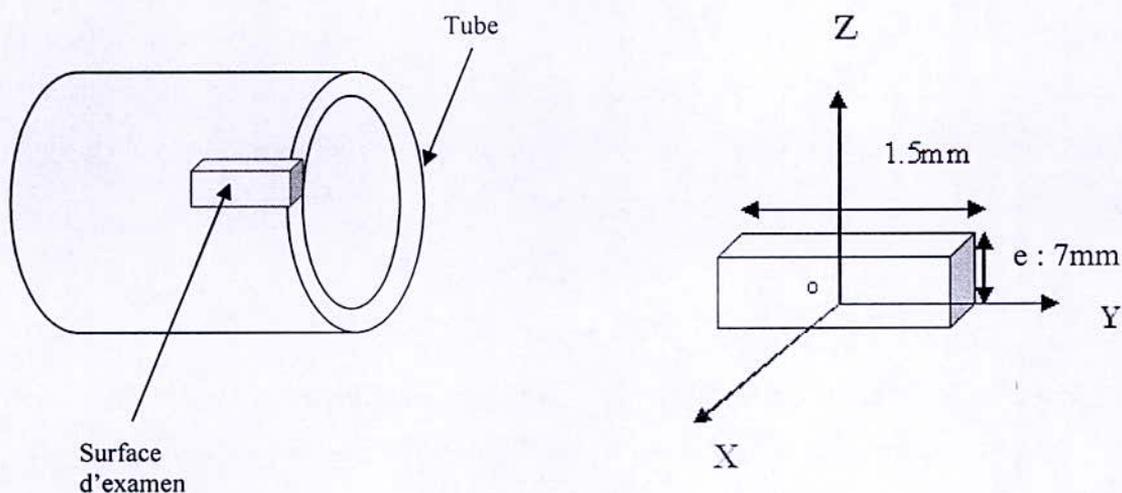


Figure 2.1 : Echantillon prélevé.

(oxy) : le sens de laminage

1.2 Traitements thermiques :

Les traitements thermiques ont été effectués dans un four à résistance électrique ^{du} on choisissant trois températures de mise en solution (1050°C, 1150°C, 1250°C), avec quatre milieux de trempe différents

- l'eau
- l'huile
- l'air
- four

1.3 Préparation métallographique :

Enrobage

Dans cette opération nous avons utilisé une résine thermodurcissable. le but est de faciliter la manipulation de l'échantillon.

Polissage :

Le polissage mécanique s'effectue à l'aide de papiers abrasifs à granulométrie décroissante, les papiers utilisés sont respectivement : 80, 240, 400, 600, 800, 1000 et 1200. le polissage de finition permet d'éliminer les fines rayures qui subsistent sur l'échantillon en utilisant le papier feutre avec de l'alumine. Après ces deux opérations de polissage, les échantillons doivent présenter une surface ayant l'aspect d'un miroir prête à l'attaque chimique.

Attaque chimique :

Les méthodes de caractérisation métallurgique se basent essentiellement sur la révélation des phases et leur identification, nécessitant ainsi l'utilisation des réactifs d'attaques métallographiques adéquats et spécifiques au matériau étudié.

Une grande importance est attribuée aux attaques chimiques métallographiques, classiques ou électrolytiques dans ce domaine afin de pouvoir identifier qualitativement et quantitativement la microstructure.

Deux solutions d'attaque chimiques ont été utilisées afin de mettre en évidence la structure et la morphologie des grains ; et afin d'estimer les proportions des phases après chaque traitement (Glyceregia et l'hydroxyde de potassium KOH électrolytique)[10]. Le tableau (2.2) présente les réactifs utilisés pour révéler la structure en bande des aciers inoxydables duplex et la morphologie des grains ferritiques et austénitiques après mise en solution à différentes températures pendant 1h, ainsi que les phases intermétalliques présente dans certains microstructures [11, 12].

Tableau (2.2) : Solutions d'attaques chimiques [11, 12].

Type de solution		Compositions et paramètres
Classique	Glyceregia	10ml HNO ₃ 20-50ml HcL 30ml glycerol
Electrolytique	KOH	Concentration 10 N Tension 2 V Temps 3 S

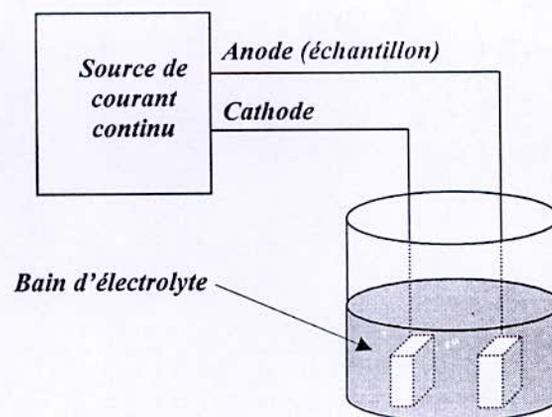


Figure 2.2 : Dispositif d'attaque électrolytique.

Les méthodes d'investigations utilisés pour l'identification des différents phases révélées par chacune des solutions utilisées sont ; la microscope optique, la microscope électronique à balayage et la technique d'analyse d'image.

2 METHODES DE CARACTERISATION :

2.1 Microscopie optique:

Cet examen à pour but de caractériser la structure de chaque échantillon après traitement thermique. Il à été réalisée à l'aide d'un microscope optique équipé d'un appareil photo numérique avec logiciels d'acquisition et de traitement d'image. Les micrographies ont été prises avec différents grossissements (x200, x500, x1000) dont le but d'avoir plus de détails [13].

2.2 Analyse d'image :

Le but de cette technique est de déterminer à partir des micrographies le taux des différentes phases mises en évidence dans la structure.

Le principe de la méthode est basé sur le contraste créé par la différence de pouvoirs réflecteurs des constituants en microscope optique. Cette technique nécessite des attaques métallographiques chimiques appropriées, dans notre cas nous avons utilisé l'hydroxyde de potassium.

Le logiciel qu'on a utilisé pour le calcul des proportions des phases s'appel ATLAS, ces proportions sont obtenues à partir de plusieurs micrographies avec un grossissement (x200).

2.3 Microscope électronique à balayage

L'interaction d'un faisceau d'électrons incidents avec un matériau conduit à l'émission d'électrons secondaires. L'intensité d'émission de ces électrons dépend de la topographie de la surface (effet de pointe, d'arête), du potentiel local et du numéro atomique. Ces électrons ne proviennent que de la zone superficielle (quelques nanomètres).

Le principe du microscope électronique à balayage (MEB) est de balayer un échantillon par une sonde électrique. Les informations provenant de l'interaction "faisceau incident-matériau"

(en particulier les électrons secondaires) sont transformées en signal électrique. Ce signal électrique module l'intensité du faisceau d'un tube d'oscilloscope ou de télévision à balayage synchrone. L'image est obtenue après le balayage complet de l'écran, les images obtenus de cette façon au MEB présentent surtout un avantage du point de vue du pouvoir de résolution qui peut atteindre dans les meilleurs cas une valeur de l'ordre de quelques micromètres [14].

2.4 Essai de dureté Vickers (HV) :

L'essai consiste à appliquer une force sur une pointe diamantée qui s'enfonce d'autant plus que le matériau est mou. Le diamètre de l'empreinte laissée permet de repérer la dureté du métal ou l'alliage.

La pointe a la forme d'une pyramide à base carrée et d'angle de 136° au sommet, la charge qui a été appliquée dans notre étude était de 10kgf. La valeur de la dureté sera la moyenne de trois mesures prises à différents points de l'échantillon.

On calcule la valeur de la dureté Vickers à partir de la formule suivante :

$$H_v = 0.1892 \frac{F}{d^2}$$

Avec :

F : la charge appliquée

d : le diamètre de l'empreinte

d_1 et d_2 : sont les deux diagonales de l'empreinte.

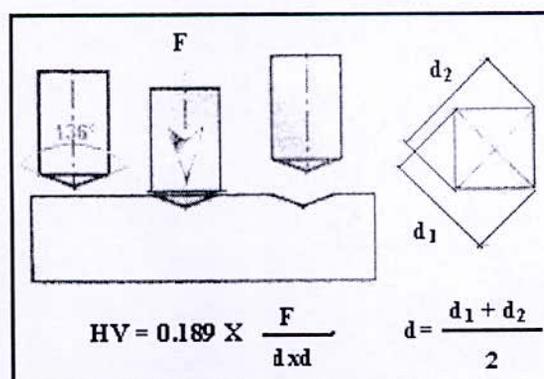


Figure 2.3 : principe de l'essai de dureté[15].

Résultats et Interprétations

INTERPRETATION DES RESULTATS

1. Matériau à l'état de réception :

La figure (3.1) représente la microstructure de l'acier 2205 à l'état reçu, cette microstructure est typique aux aciers inoxydables duplex et visualise clairement les deux phases ferrite / austénite.

L'austénite est présente sous forme de plages isolées à l'intérieur de la matrice ferritique et peut être distinguée par le phénomène de maclage. A cet état, l'arrangement de ces deux phases est relativement désordonné.

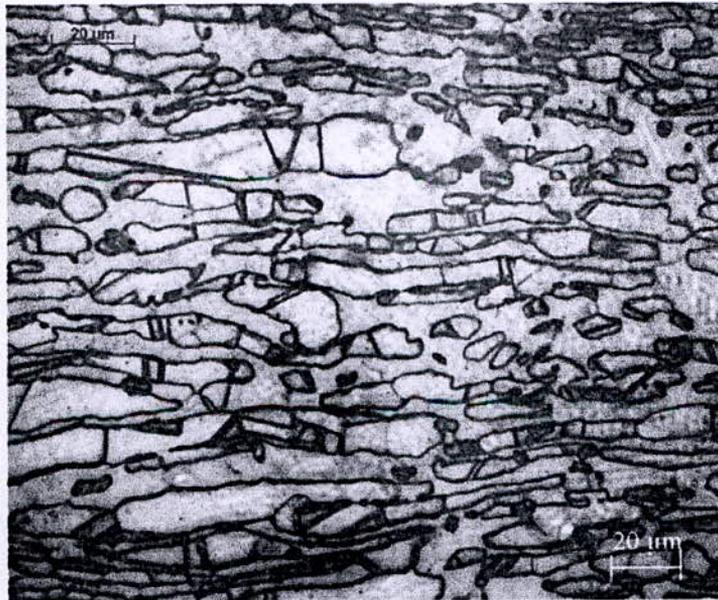


Figure 3.1 : micrographie optique du matériau à l'état de réception X500.

2. Traitements thermiques :

2.1 Traitement à 1050°C :



Fig. 3.2 : refroidissement au fourX500.

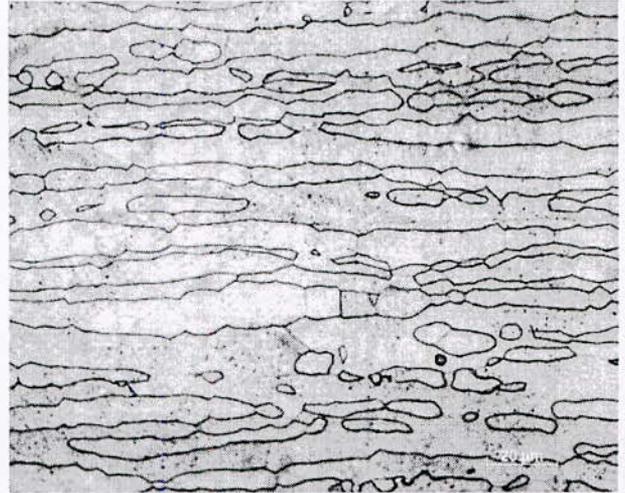


Fig. 3.3 : refroidissement à l'airX500.

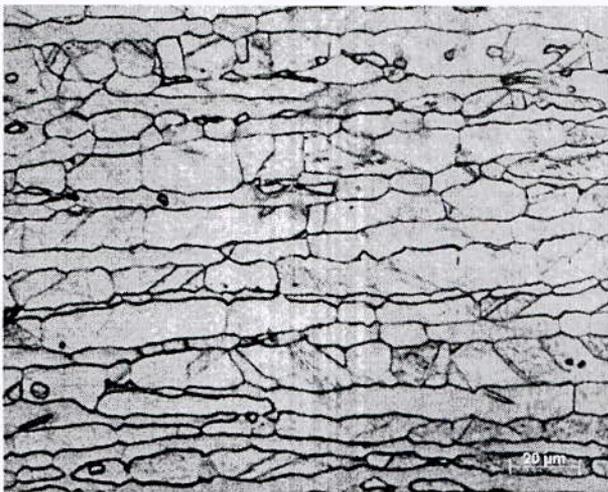


Fig. 3.4 : refroidissement à l'eauX500.

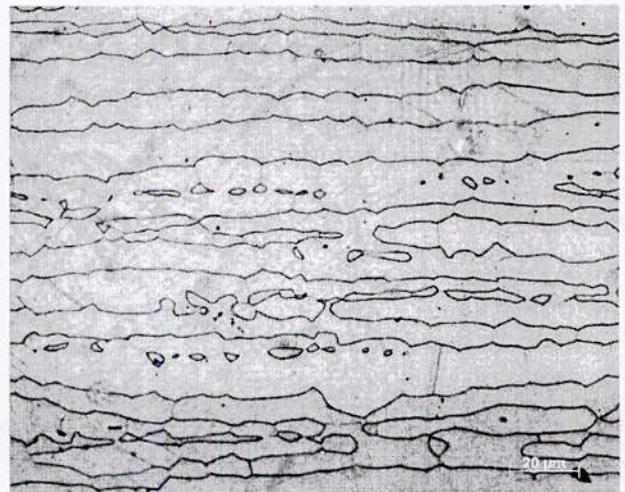


Fig.3.5:refroidissement à l'huileX500.

Les figures ci-dessus présentent les micrographies des échantillons traités à 1050°C et refroidis dans quatre milieux différents, ces microstructures présentent la structure austénoferritique (duplex). Les structures obtenues à partir d'une trempe (à l'eau, à l'huile et à l'air) sont relativement similaires, et ne présentent pas de précipités.

Etant donné que l'air est le milieu le moins agressif parmi ces trois milieux, on a préféré d'utiliser le microscope électronique à balayage à fin d'examiner cet échantillon avec plus de précision.

La figure (3.6) confirme la netteté de la structure et des joints de grains (c'est-à-dire pas de précipitation).

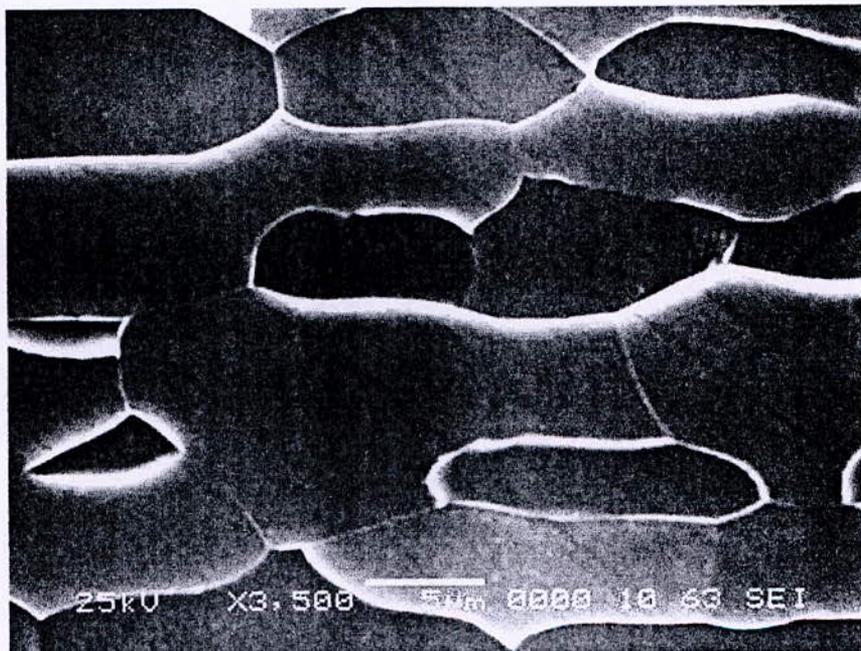


Figure 3.6 : échantillon refroidi à l'air.

Le refroidissement au four a provoqué certaines évolutions structurales, on remarque un grossissement des grains et un changement vers la forme équiaxiale, de plus l'apparition de quelques précipités au niveau des joints de grains probablement des carbures. La figure (3.7) montre clairement ces précipités.

La microanalyse réalisée par dispersion d'énergie (EDS) a permis l'identification des précipités comme étant une phase intermétallique (sigma)

Les spectres de la microanalyse (figure 3.7 (a, b, c)) donnent la teneur en éléments d'alliages existants dans chacune des phases et précipités. La quantification en éléments est présentée dans le

tableau (3.1). Ces résultats confirment l'identification des phases révélées métallographiquement, sachant bien que la ferrite est riche en éléments alphas (Cr, Mo, Si) et l'austénite est riche en éléments gamma (Ni, Mn).

La phase Sigma étant beaucoup plus riche en Cr (environ 28%) et en Mo.

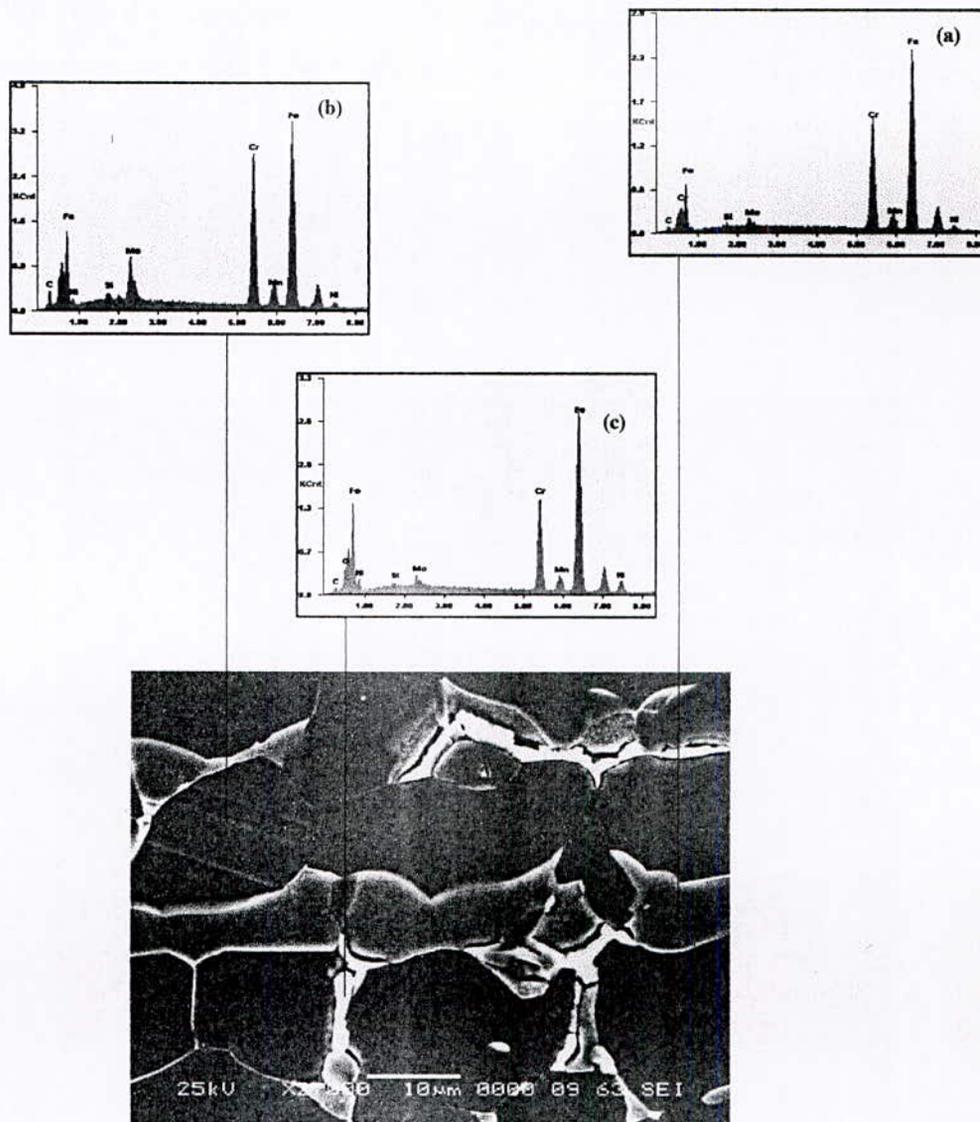


Figure 3.7 : échantillon refroidi au four
Solution d'attaque : glyceresia

Tableau (3.1) : analyse des phases

	Si	Mo	Cr	Mn	Ni	Fe
Ferrite	0.39	2.06	25.35	1.59	3.95	66.67
Austénite	0.46	2.86	21.40	1.96	8.17	65.14
sigma	0.92	8.84	29.10	1.26	4.16	55.73

2.2 Traitement à 1150 °C :

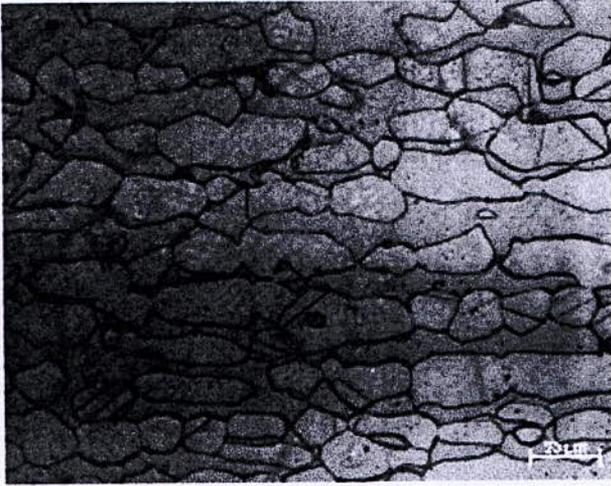


Fig.3.8 : refroidissement au fourX500.

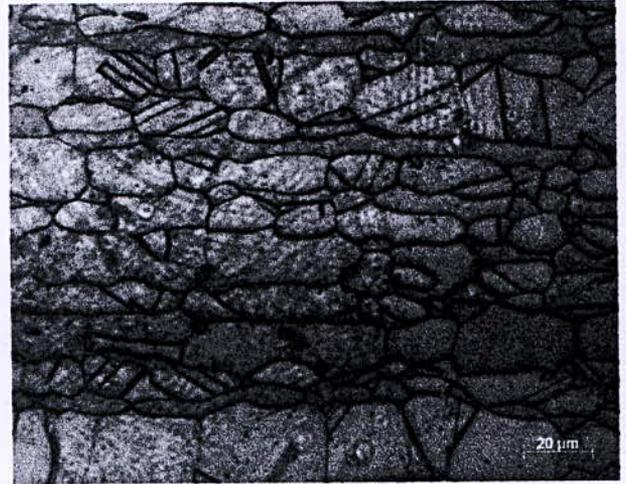


Fig. 3.9 : refroidissement à l'airX500.



Fig. 3.10 : refroidissement à l'eauX500.

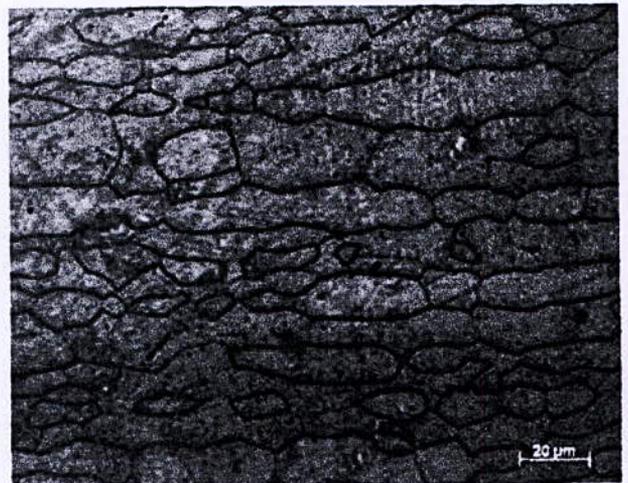


Fig. 3.11: refroidissement à l'huileX500.

Les figures ci-dessus montre que la mise en solution à 1150°C a engendré un grossissement de grain pour les quatre milieux de trempe, toute en conservant la structure Duplex austénoférritique. On remarque un élargissement des domaines ferritique en dépend des domaines austénitiques. Les 3 échantillons refroidis à l'eau, à l'huile et à l'air ne présentent pas le phénomène de précipitation (Figure3.12).

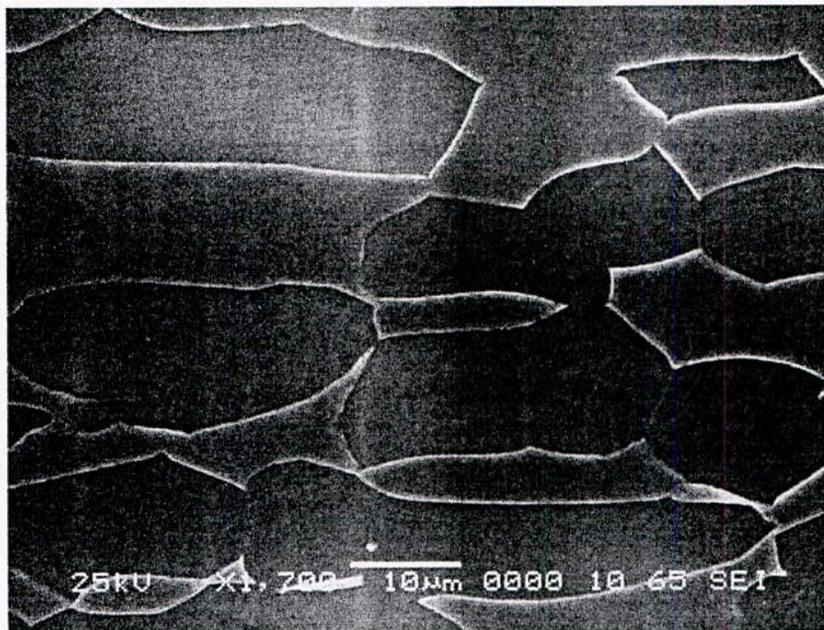


Figure 3.12 : Echantillon refroidi à l'air

Concernant le refroidissement au four On remarque le phénomène de précipitation qui apparaît de nouveau, les deux figures (3.8 et 3.13) montrent clairement la phase intermétallique sigma.

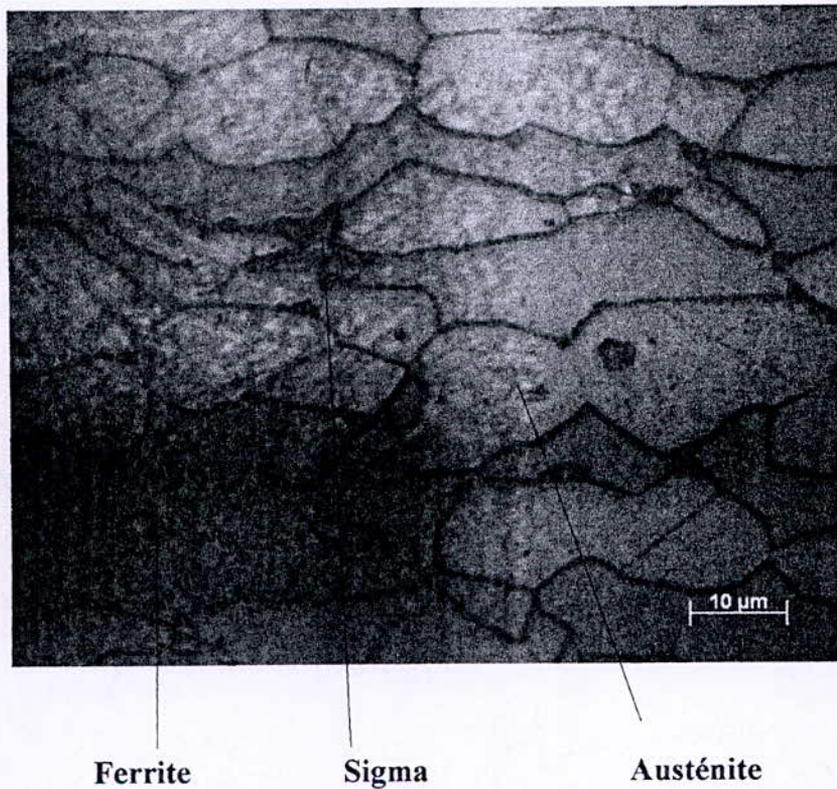


Figure 3.13 : Echantillon refroidi au four.

2.3 Traitement à 1250 ° C :

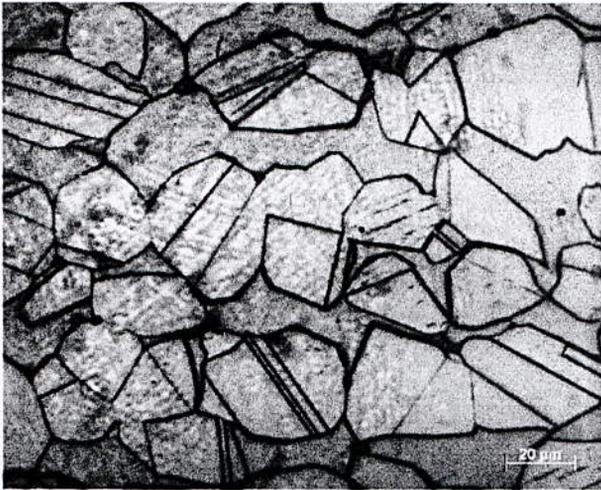


Fig.3.14 : refroidissement au fourX500.

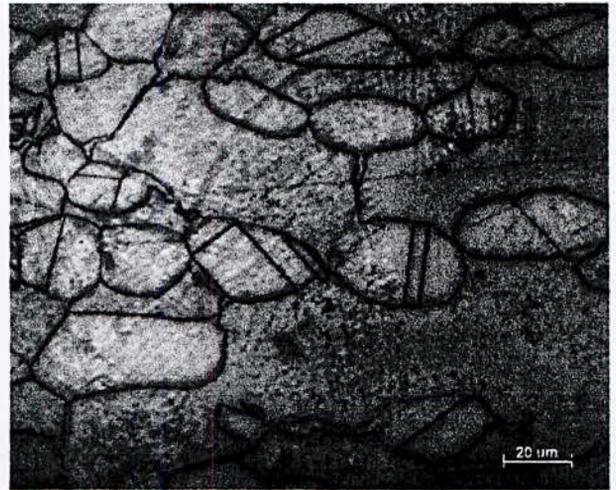


Fig. 3.15 : refroidissement à l'airX500.

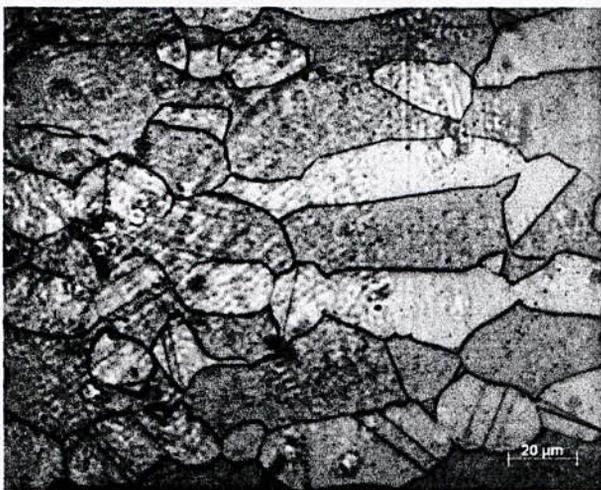


Fig. 3.16 : refroidissement à l'eauX500.

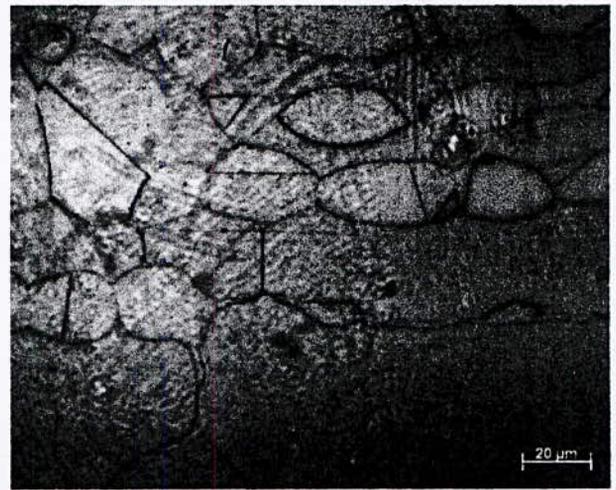


Fig.3.17: refroidissement à l'huileX500.

Pour les quatre échantillons on observe un grossissement des grains beaucoup plus que pour la température 1150°C.

Pour les trois échantillons trempés à l'eau, à l'huile et à l'air la structure est constituée d'un agrégat de grains ferritiques et de grains austénitiques, les grains sont de forme équiaxiale et la précipitation n'existe pas.

Tandis que pour l'échantillon refroidi au four on remarque toujours l'apparition de la phase intermétallique sigma au niveau des joints de grains (figures 3.14 et 3.18).

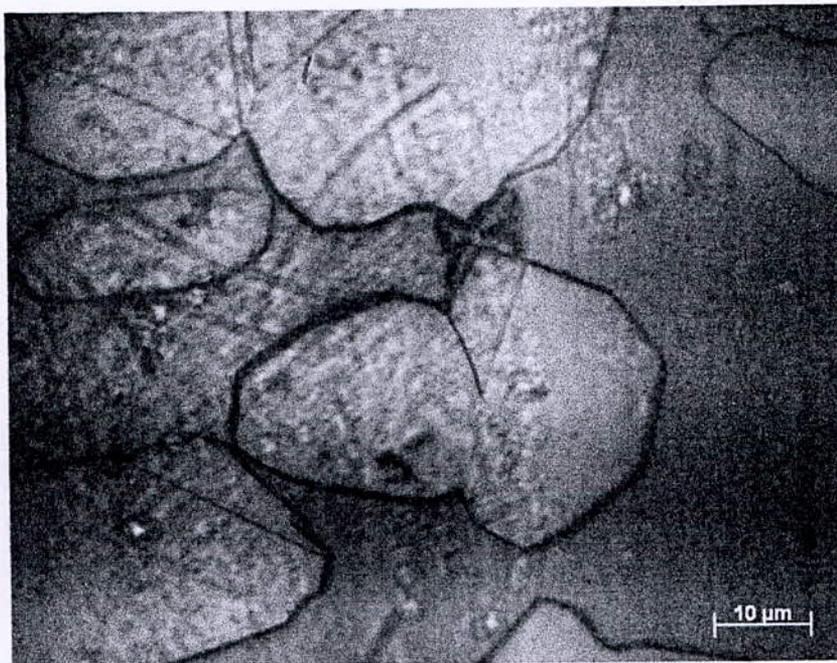


Figure3.18 : Echantillon refroidi au four.

3. Analyse d'image (mesure des taux de phase) :

La solution KOH de concentration 10 N appliquée à l'échantillon sous une tension de 2V, pendant une durée de quelques secondes (5s max), permet de visualiser et de colorer les différentes phases.

La figure (3.20) montre la structure d'un échantillon traité à 1050 °C pendant 60 minutes.

La ferrite est colorée en marron clair, et l'austénite en blanc et la phase sigma en marron foncé.

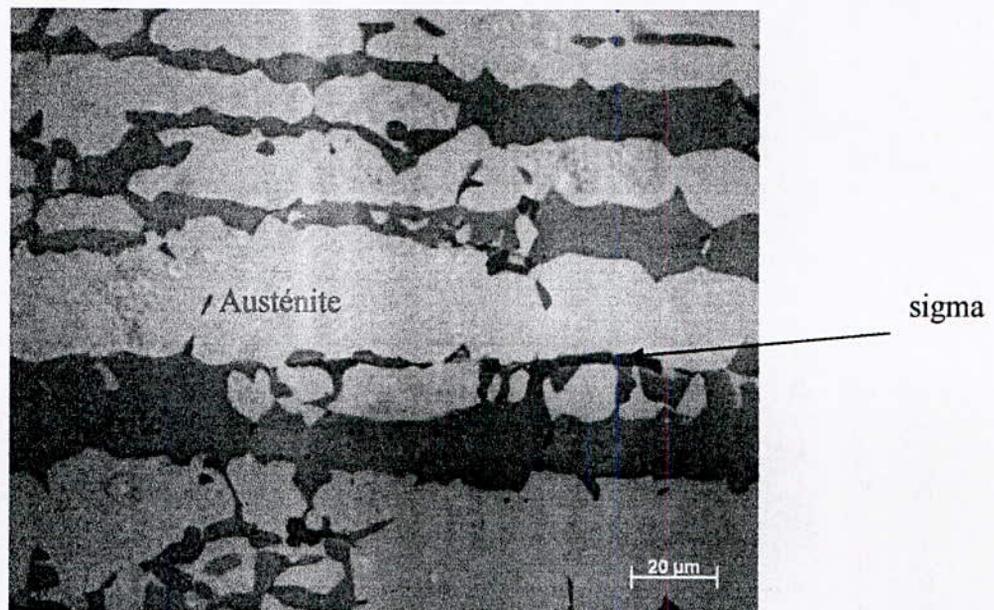


Figure 3.20 : échantillon refroidi au four(1050°C)

Attaque électrolytique au KOH

Les figures (3.21, 3.22 et 3.23) montrent respectivement les séquences du traitement d'image on passant de seuillage jusqu'au mesure des proportion.

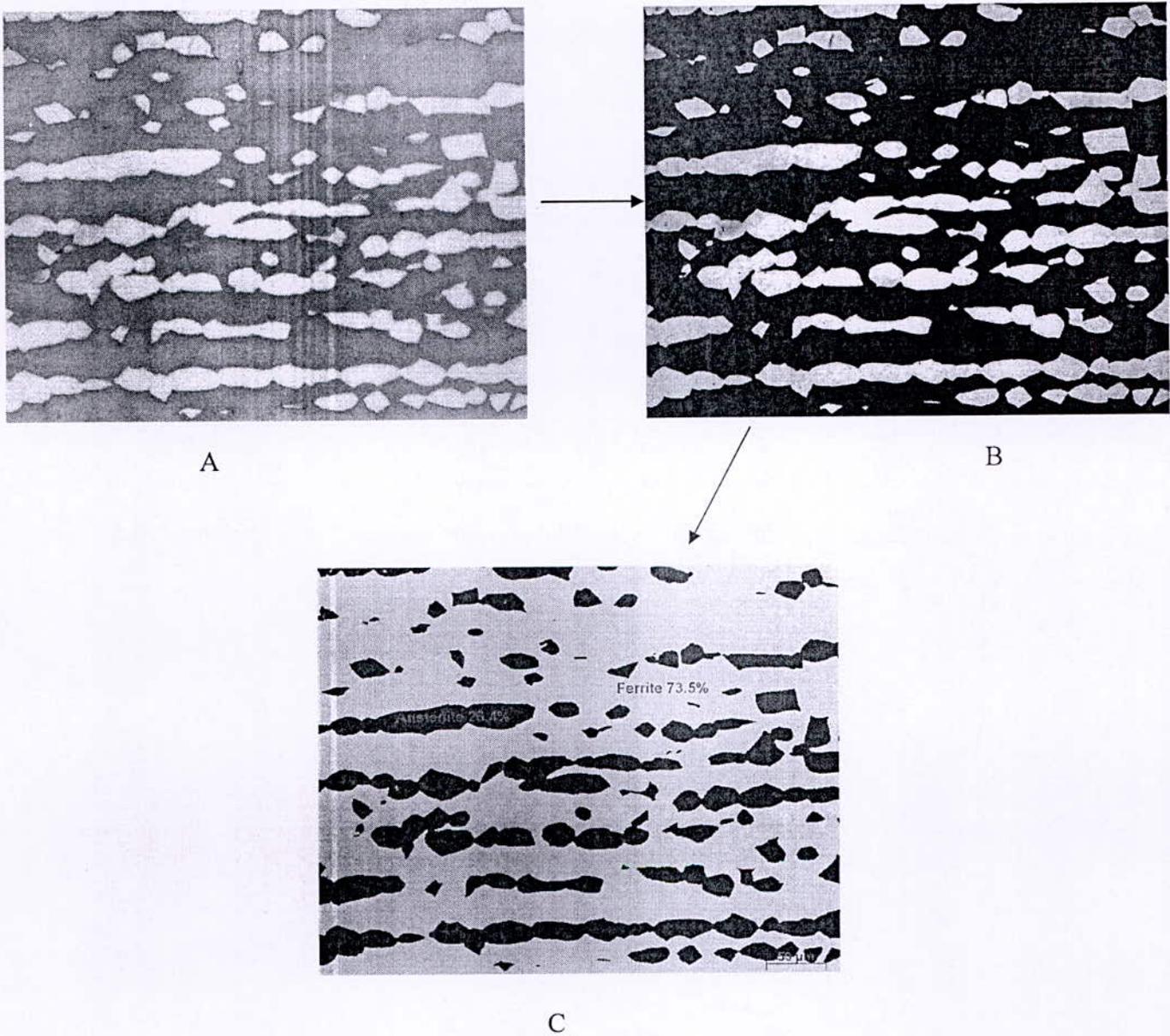


Figure 3.21: échantillon traité à 1250°C et refroidi à l'eau.

- A : Echantillon après l'attaque électrolytique.
- B : Seuillage
- C : Proportion de phase.

3.1 Evolution du taux de phase :

3.1.1 Taux de ferrite

Le taux de ferrite a été mesuré par la technique d'analyse d'image à l'aide d'un logiciel ATLAS.

Les résultats obtenus sont représentés dans le tableau (3.2).

Tableau 3.2 : évolution du taux de ferrite.

Mode de refroidissement	Taux de ferrite (%)		
	1050 (°C)	1150 (°C)	1250 (°C)
A l'Eau	51.36	63.66	69.4
A l'Huile	50.06	59.13	67.67
A l'Air	51.2	57.5	66.1
Au four	38.97	45.01	45.23

Le graphe ci-dessous montre que le taux de ferrite évolue d'une quantité appréciable en fonction de la température d'hypertrempe.

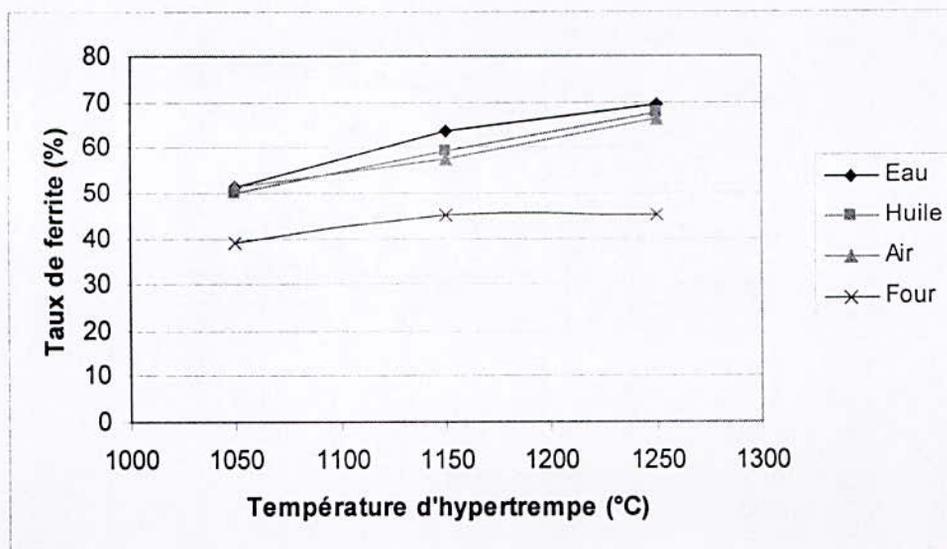


Figure 3.24 : Evolution du taux de ferrite en fonction de la température d'hypertrempe.

D'après la figure ci-dessus nous constatons que :

- la fraction volumique de la ferrite augmente avec l'élévation de la température d'hypertrempe. Cette forte augmentation du taux de ferrite peut être expliquée par la transformation partielle $\delta \rightarrow \gamma$ à l'état solide au cours du traitement de mise en solution.

On remarque que les proportions de ferrite pour les échantillons refroidis au four sont faibles par rapport à ceux refroidi dans les autres milieux. Ceci peut être expliqué par la faible vitesse de refroidissement qui a permis une transformation à l'état solide de la ferrite en austénite.

3.1.2 taux de sigma :

A l'aide de la technique d'analyse d'image on a obtenu les résultats illustrés dans le tableau (3.3) :

Tableau 3.3 : évolution du taux de sigma

	Température d'hypertrempe (°C)		
	1050	1150	1250
Taux de sigma (%)	1	1	0.8

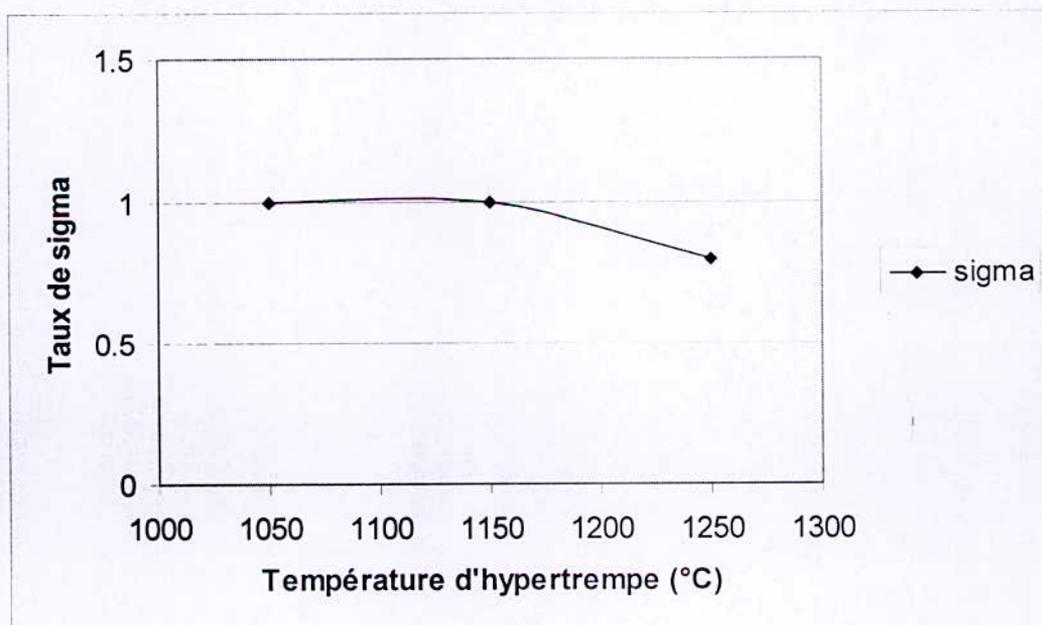


Figure 3.25 : Evolution du taux de la phase sigma en fonction de la température d'hypertrempe.

L'allure de la courbe est relativement constante entre les températures de 1050°C et 1150°C, ensuite on observe une légère diminution. Cela est dû à la température de mise en solution qui a été très élevée (1250°C) qui a permis :

- 1- Une diminution des sites de germination des précipités
- 2- une répartition homogène des éléments interstitiels et substitutionnels en diminuant les gradients de concentrations localisées des éléments [8].

4. Essai de dureté:

Les résultats de mesure de dureté obtenus sont représentés dans le tableau (3.4).

Tableau 3.4 : évolution de la dureté Vickers.

Mode de refroidissement	Dureté (Hv)		
	1050 (°C)	1150 (°C)	1250 (°C)
A l'Eau	238	248	268
A l'Huile	224	236	255
A l'Air	232	231	245
Au four	246	242	236

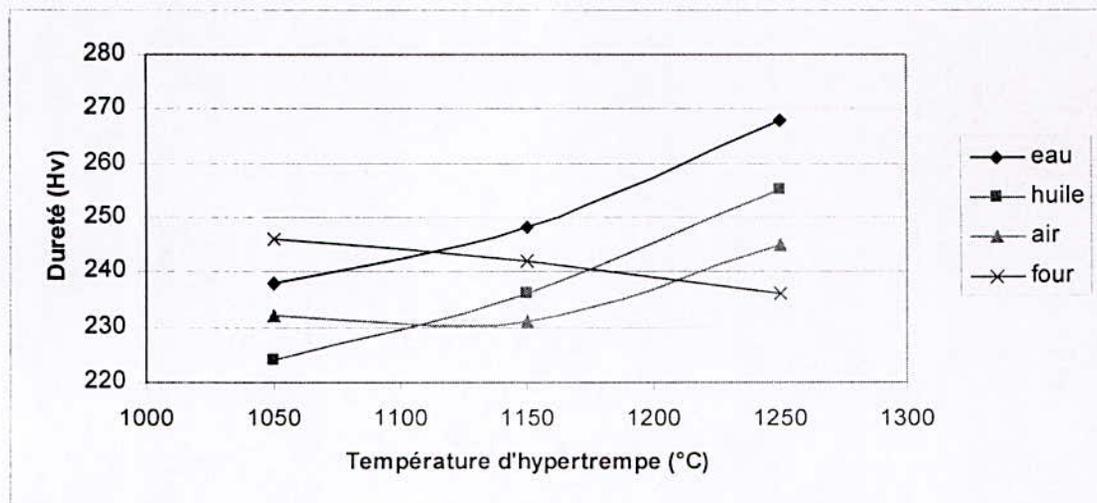


Figure 3.26 : Evolution de la dureté en fonction du milieu et de la température d'hypertrempe.

A partir de la figure 3.26 on peut constaté que :

- la dureté augmente au fur et a mesure lorsqu'on augmente la température d'hypertrempe pour les trois milieux (eau, huile et l'air). Cette augmentation devient très apparente à partir de 1150°C. Cela est due à l'augmentation du taux de ferrite dans la matrice
- pour l'échantillon refroidi au four, une diminution de la dureté est observer ce résultat est due à la faible quantité de ferrite et au grossissement de grains qui ont eu lieu au cour du refroidissement dans le four (figures : 3.27, 3.28, 3.29).

Les mesures de dureté confirment les résultats obtenus par métallographie et analyse d'image.

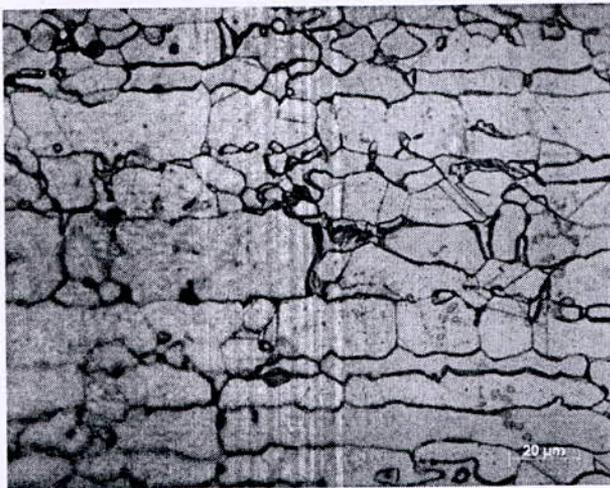


Figure3.21 : refroidissement au four(1050°C).



Figure3.22 : refroidissement au four(1150°C).

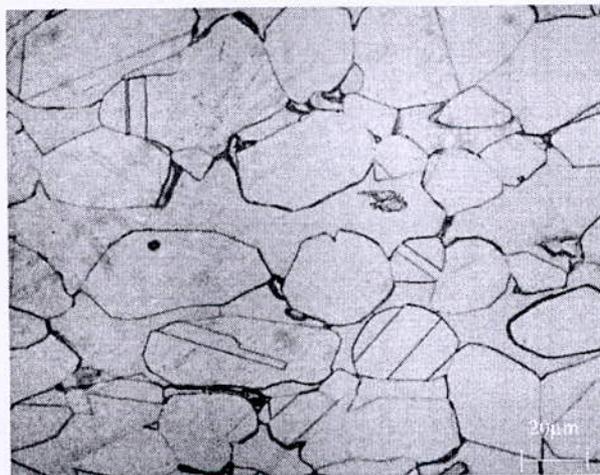


Figure3.23 : refroidissement au four (1250°C).

conclusion Générale

Conclusion générale :

Les conclusions que nous pouvons tirer à partir de cette étude sont :

- Un traitement d'hypertrempe à 1050°C conduit à une structure équilibrée c'est-à-dire 50% ferrite et 50% d'austénite.
- Le taux de ferrite augmente avec la température d'hypertrempe.
- Lorsque on augmente la température de mise en solution de 1050°C à 1250°C la formation de la phase sigma est retardée.
- Le mode de refroidissement lent favorise l'apparition des précipités.
- La dureté diminue au cours du refroidissement lent et augmente au cours du refroidissement rapide.
- deux facteurs antagonistes influent sur la dureté :
 - le taux de ferrite augmente la dureté.
 - le grossissement des grains diminue la dureté.
- L'application des différents milieux de trempe nous a permis de conclure que les meilleurs résultats obtenues sont à partir de la trempe à l'eau.
- La phase sigma tend toujours à croître à l'intérieur des grains ferritiques, occupant son volume.

Références bibliographiques

- [1] P. J. CUNAT, Technique de l'ingénieur, M4540, pp 1-17, 2003.
- [2] Guy. DAVID, Les aciers inoxydables, Techniques & documentation-Lavoisier, Les éditions de physique, 1990.
- [3] L. COLOMBIER , J. HOCHMANN, Les aciers inoxydables, Les éditions de physique, 1990.
- [4] J. BENARD, Oxydation des métaux, tome II, 2^{ème} édition, 1964.
- [5] R. N. Gunn, duplex stainless steels 2000.
- [6] ATS-OTUA, Conseils pour le soudage des aciers inoxydables, 1983.
- [7] P. J. CUNAT, Technique de l'ingénieur, M4541, pp 24-31, 2003.
- [8] T. H. Chen, J. R. Yang, Effects of solution treatment and continuous cooling on σ -phase precipitation in a 2205 duplex stainless steel, pp 28-41, 2000.
- [9] K. BETTAHAR et al. Utilisation des méthodes chimiques métallographiques pour révéler la structure d'un acier inoxydable duplex 2205 traité thermiquement, Algerian journal of technology, ENP, pp149-155, 2005.
- [10] I, Zucato et al. Microstructural characterisation and the effect of phase transformation on toughness of the UNS S31803 duplex stainless steels aged at 850°C. Materials Research, Vol. 5, No. 3, 385-389, 2002.
- [11] Eric Johnson, Yoon-Jun Kim, L. Scott Chumbley, Brian Gleeson. Initial phase transformation diagram determination for the CD3.MN cast duplex stainless steel. Scripta Materialia 50 (2004) 1351–1354.
- [12] K. Ravindranath, S.N Malhotra. The influence of aging on the intergranular corrosion of 22 chromium –5 Nickel duplex stainless steel. Corrosion Science, 2002.
- [13] J. POKORNY, A POKORNY, Technique de l'ingénieur, Métallographie, M90, 1994.
- [14] J. BARRALIS, Précis de métallurgie, 6^{ème} édition, NATHAN, 1991.
- [15] J. BARRALIS, Précis de métallurgie, 5^{ème} édition, NATHAN, 1990.

المخلص:

للفولاذ الغير قابل للتأكسد الأوستينوفريتي خاصيات ميكانيكية و فيزيائية معتبرة زيادة على المقاومة الفعالة ضد التآكل. و هذا ما يفسر الإستعمالات العديدة في مختلف الصناعات .

- حاولنا من خلال عملنا هذا دراسة الآثار التي تتركها سرعة التبريد على البنية المكرونية و صلابة الفولاذ الغير قابل للتأكسد الأوستينوفريتي 2205 وذلك بعد علاجات حرارية مختلفة (1050°C ، 1150°C ، 1250°C).

الأجهزة التي قمنا باستعمالها لهذه الدراسة هي: المجهر النظري، المجهر الإلكتروني، و جهاز قياس الصلابة.

كلمات مفتاحية:

فولاذ غير قابل للتأكسد الأوستينوفريتي، التبريد، معالجة حرارية.

Résumé :

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques sont des matériaux ayant des propriétés mécaniques et physiques intéressantes et une résistance à la corrosion exceptionnelle, d'où leurs utilisation très variées dans différents secteurs de l'industrie.

On a essayé, à travers ce travail d'étudier l'effet de la vitesse de refroidissement sur la microstructure et les propriétés de dureté de l'acier inoxydable austéno-ferritique 2205 après différents traitements thermiques (1050°C , 1150°C , 1250°C). Les appareils qu'on a utilisé pour cette étude sont : le microscope optique, le microscope électronique à balayage et l'appareil de mesure de dureté.

Mots clés :

Acier inoxydable austéno-ferritique, trempe, traitement thermique, chrome.

Abstract :

Stainless steels have interesting mechanical properties and a good resistance against corrosion; this what can explain their large use in different parts of industry.

Through this work, we have tried to treat the effects of cooling rate on the microstructure and hardness properties of duplex stainless steel 2205 after heat treatment at high temperature (1050°C , 1150°C , 1250°C).

The different apparatus we have use in this work are : Scanning Electron microscope, optical microscope, hardness tester.

Key words :

Duplex Stainless steel, quench, heat treatment, chromium.