



**UNIVERSITE SAAD DAHLAB DE BLIDA
FACULTE DE TECHNOLOGIE
DEPARTEMENT DE MECANIQUE**

Laboratoire de Traitement de
Surfaces et Matériaux

Projet de Fin d'Etudes
Pour l'obtention du Diplôme de
Master en Ingénierie des Matériaux
et des Surfaces

Effets des traitements thermiques de vieillissement sur le
comportement microstructural et mécanique de l'acier
inoxydable duplex 2205

Proposé et encadré par :
madame Tahar Chaouch.k

Réalisé par :
Outerbah Oussama
Mammou Ali Noufel

Année universitaire 2020/2021



Remerciement

*Tout d'abord je tiens à remercier Dieu, le tout puissant et
miséricordieux, qui
m'a donné la force, l'intelligence et la patience d'accomplir
ce modeste travail.*

*Je remercie sincèrement ma Directrice de mémoire « madame
Tahar Chaouch*

k. »,

*je suis reconnaissant pour ses précieux conseils et son
engagement tout au long de ce
travail. Ses encouragements m'ont
permis de surmonter les moments
difficiles, m'a soutenue et guidée
dans mon travail*

et m'a aider à trouver des solutions pour avancer.

*Je remercier aussi sincèrement Monsieur MUSTAPHA
TEMMAR qui a toujours été à
mon écoute et très disponible tout
au long de la réalisation de ce
mémoire, ainsi pour l'inspiration,
l'aide et le temps,*

*Ainsi que tous les professeurs du département « mécanique ».
Je tiens plus particulièrement à
remercier :*

*A habib soudani et rachid soudani qui m'a aidé dans le stage
pratique a air Algérie*

A tous mes amis en témoignage de mon amitié sincère.

*A tous ceux qui m'ont soutenue, qu'ils trouvent ici
l'expression de mon Amour
et ma profonde reconnaissance*

Résumé



Dans le cadre du projet de mémoire nous proposons par ce travail une étude sur l'influence du comportement de vieillissement sur l'évolution microstructurale d'un acier inoxydable Duplex DSS 2205 lors des traitements thermiques allant de temps de détention de 1/2h à 3h pour température 850C° suivi d'une trempe, afin de mettre en évidence théoriquement l'effet des transformations de phases et précipitations, après traitement thermiques, sur le comportement à la dureté des aciers duplex

نبذة مختصرة

كجزء من مشروع أطروحة نقتراح من قبل هذا
عمل دراسة تأثير سلوك الشيخوخة على التطور المجهرية للفولاذ المقاوم
للصدأ (DSS 2205).

خلال المعالجات الحرارية التي تتراوح من 1 / 2س إلى 3س
لدرجة الحرارة 850 درجة مئوية تليها التبريد ، من أجل توضيح تأثير المرحلة
نظرياً
وتحولات الترسيب ، بعد المعالجة الحرارية ، على سلوك الصلابة للفولاذ
المزدوج.

abstract

As part of the dissertation project we propose by this work a study on the influence of the aging behavior on the microstructural evolution of a Duplex DSS 2205 stainless steel during heat treatments ranging from holding time of 1 / 2h to 3h for temperature 850C ° followed by quenching, in order to theoretically demonstrate the effect of phase and precipitation transformations, after heat treatment, on the hardness behavior of duplex steels

Sommaire

Chapitre I :	
Etude bibliographique sur les aciers duplex	7
I.1 Introduction.....	7
Les familles des aciers inoxydables	9
Les Aciers inoxydables ferritiques	9
Les Aciers inoxydables martensitiques.....	9
Les Aciers inoxydables austénitiques.....	9
Les Aciers inoxydables austéno-ferritiques	10
I.2-Effet des principaux éléments d'alliage	11
Le Carbone	11
Le Chrome	12
Le Nickel	13
Le molybdène	13
L'azote	13
Le manganèse	14
Autre élément	15
I.3. La microstructure des aciers duplex	15
I.4 Les Propriétés mécaniques	16
La résilience.....	16
La dureté.....	17
I.5 Les transformations de phases	20
Transformations à températures (600°C \leq T \leq 1050°C).....	21
I.5.a. Les précipitations	22
Les carbures de chrome.....	22
Les nitrures.....	23
I.6.b. Les phases intermétalliques	24
La phase \square	24
L'austénite secondaire \square	26
La phase \square	28
Chapitre II :	
Etude Expérimentale.....	30
1 Introduction	30
2 Moyens expérimentale	30
2.1.1 Matériaux	30
2.1.1 les caractéristique mécanique	31
3 Traitement thermiques	31
4 Méthodes de caractérisation	33
4.1 Préparation de surface	33
4.1 Polissage	33
4.2 Attaque chimique	34
4.3 Analyse au microscope optique	35
4.4 Essai de micro dureté	35
Chapitre III	
ANALYSE ET DISCUSSION.....	37
Les résulta	37.40
CHAPITRE IV	
CONCLUSION.....	41.42
Référence	43.44

Chapitre I : Etude bibliographique sur les aciers duplex

I. Introduction :

Les aciers inoxydables duplex sont des alliages Fe-Cr-Ni-Mo dont l'utilisation s'est fortement accrue depuis ces dix dernières années et de ce fait, ceux-ci ont été intensément étudiés, en particulier vis-à-vis de la stabilité microstructurale [4].

En effet, lors de maintiens en température, cette famille d'aciers est sensible à des phénomènes de précipitation et de transformation de phases, comme tout acier inoxydable fortement allié. Mais la microstructure des aciers duplex, composée d'austénite et de ferrite, dont les comportements sont différents, rend l'évolution microstructurale particulièrement complexe.

Dans ce chapitre est présenté le positionnement des aciers duplex dans la famille des aciers inoxydables, suivi d'une description des bases de la métallurgie des aciers duplex, telles que leur élaboration et les caractéristiques des différents éléments d'alliages. Les principaux mécanismes de précipitation et de transformation de phases rencontrés lors du vieillissement des duplex seront ensuite abordés, et une dernière partie traitera de l'état de l'art de la nuance étudiée dans le cadre cette étude, l'acier duplex

1.1 Les familles des aciers inoxydables :

Les aciers inoxydables sont classés en 4 grandes familles en fonction de leur composition et de leur structure cristallographique. On distingue les aciers ferritiques (Figure 1.1.a), les aciers martensitiques (Figure 1.1.b), les aciers austénitiques (Figure 1.1.c) et les aciers austéno-ferritiques (Figure 1.1.d). Le (Tableau II.a) résume les principaux composants chimiques et les fourchettes de composition de ces différentes familles d'aciers inoxydables.

Tableau 1.1 : Fourchettes de compositions chimiques des différentes familles d'aciers inoxydables. [3]

Catégorie d'acier	Composition (% pds)				
	C	Cr	Ni	Mo	Autres
Ferritique	< 0.1	11 - 28	0 - 5	< 5	Ti
Martensitique	0,05 - 1.2	12 - 18	1- 7	-	-
Austénitique	< 0,2	16 - 35	7 - 26	< 6	N, Cu, Ti
Austéno-ferritique	< 0,05	22 - 25	1- 9	< 4	N (<0.3)

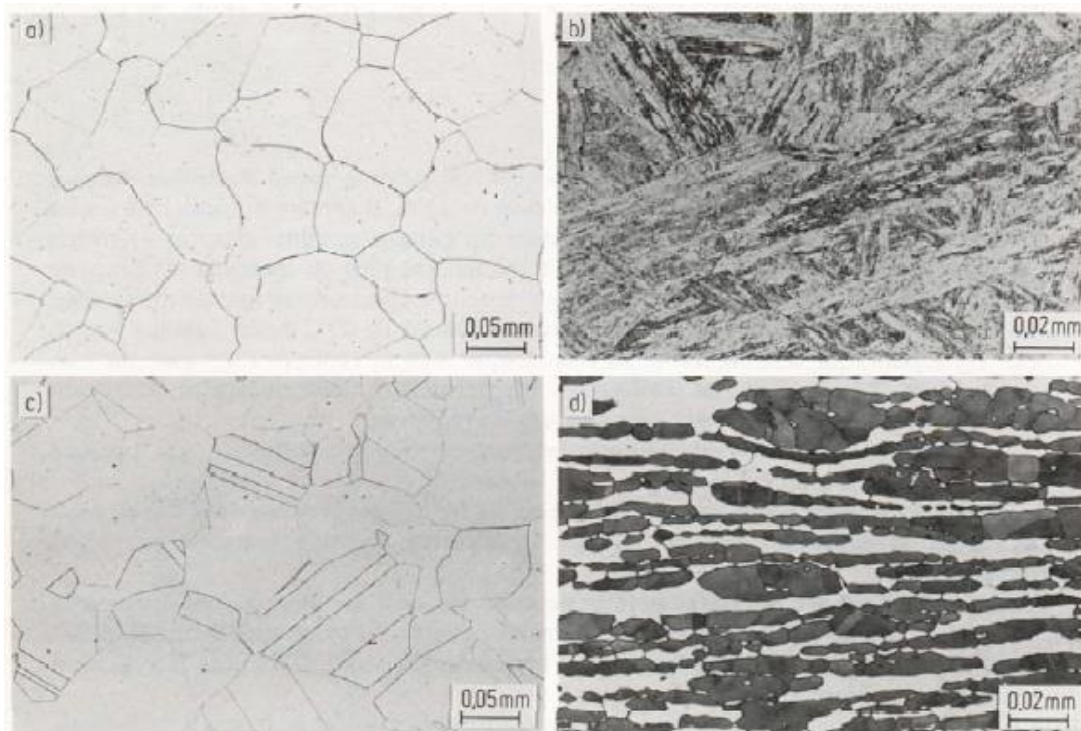


Figure 1.1 : Microstructures des aciers inoxydables ferritiques (a), martensitiques (b), austénitiques (c), et austéno-ferritiques (d).

a. Aciers inoxydables ferritiques :

La proportion de chrome dans ces alliages varie de 11 à 17 % et peut atteindre jusqu'à 24 à 28 %. On parle alors d'aciers ferritiques à haute teneur en chrome ou encore d'aciers super-ferritiques. Ces derniers présentent une bonne résistance à la corrosion par piqûres et par crevasses en milieux riches en chlorures.

Les aciers ferritiques ont généralement une limite d'élasticité supérieure aux aciers austénitiques, mais leurs propriétés de résistance à la corrosion sont plus faibles et ils sont plus fragiles à basses températures [1, 3, 7, 15]. Dans le cas où la résistance à la corrosion requise n'est pas élevée, cette famille d'aciers inoxydables est cependant intéressante de par son moindre coût.

b. Aciers inoxydables martensitiques :

Ces alliages comprennent de 12 à 18% de chrome et des teneurs en carbone pouvant atteindre environ 1% et ils peuvent contenir jusqu'à 7% de nickel, et jusqu'à 3% de molybdène. Ils présentent des propriétés intéressantes en termes de limite d'élasticité, de résistance à la corrosion et de dureté. Ils possèdent une structure martensitique obtenue après trempe de la phase austénitique. Cette transformation homogène se produit avec une augmentation de volume, responsable de fortes contraintes de compression et qui tend à stabiliser de l'austénite résiduelle [1-3]. Ces aciers sont utilisés pour leur résistance mécanique élevée. Ils sont utilisés comme matériaux de construction, outillage à main, coutellerie .

c. Aciers inoxydables austénitiques :

Les nuances les plus utilisées sont caractérisées par des teneurs en chrome et en nickel respectivement de 17 à 18 % et 8 à 14 %. L'addition de molybdène (de 2 à 3 %) leur confère une bonne tenue dans les milieux acides et ceux générateurs de piqûres ou de corrosion caverneuse.

La forte proportion de nickel sert à donner et à conserver la structure austénitique (□) à ces aciers même à température ambiante, en plus d'augmenter leur résistance à la corrosion.

Cette structure est thermodynamiquement instable à température ambiante. Elle est obtenue grâce à des trempes depuis 1000 ou 1150 °C. Les aciers austénitiques associent une bonne résistance à la corrosion à une résistance mécanique élevée, ils sont ductiles, résistants au choc et non-magnétiques ; ils ne se trempent pas, mais peuvent acquérir une certaine dureté par déformation à froid. A l'état recuit, ils possèdent à ce moment une plus grande ductilité et une meilleure ténacité que les aciers ordinaires [1,2]. Même si leur teneur en carbone est relativement faible, ces aciers sont très sensibles à la corrosion intergranulaire due à la précipitation de carbures. Ils sont utilisés dans les domaines de l'agro- alimentaire, du nucléaire, du bâtiment, des transports, de l'industrie chimique, de l'électroménager, ... etc.

d. Aciers inoxydables austéno-ferritiques :

Les aciers austéno-ferritiques ont une microstructure mixte, d'où leur nom anglais de duplex, Dans les alliages, les volumes équivalents de ferrite et d'austénite sont atteints par un équilibre entre composition chimique et traitements thermiques. Du fait de leur caractère biphasé, cette famille d'aciers possède globalement de meilleures propriétés de résistance mécanique et de résistance à la corrosion que les aciers inoxydables austénitiques standards [1].

En effet, d'un point de vue mécanique, les aciers duplex combinent la ductilité de l'austénite et la résistance mécanique de la ferrite. Mais de ce fait, leurs propriétés de mise en œuvre sont inférieures à celles des autres aciers inoxydables, en particulier vis-à-vis des risques de fissuration à chaud, à cause des différents comportements de déformation de ces deux phases [1-3, 12,14]. D'un point de vue corrosion, les aciers duplex ont une résistance élevée à la corrosion localisée, en particulier en milieu oxydant et en milieu chloré, à la corrosion sous contrainte et à la corrosion inter granulaire [1, 3,7]. Enfin, l'ensemble de ces propriétés ne peut pas uniquement s'expliquer par la contribution relative de chacune des phases et certaines caractéristiques des duplex proviennent donc de phénomènes interactifs entre l'austénite et la ferrite [9, 12,13].

Il existe différentes nuances d'aciers duplex, de plus en plus nombreuses compte tenu de l'intérêt actuel porté à cette famille d'acier inoxydables. En fonction de leurs teneurs en alliages, ils peuvent être divisés en 4 groupes (Tableau I.2).

Le duplex standard tels l'acier EN (2205) ou numéro 1.4462, un acier à toute épreuve, qui représente plus de 80 % des usages. Les aciers duplex standards ont une teneur en chrome de plus de 20%, en nickel de 5% et en molybdène de 3%. De plus, ces alliages ont un PREN1 compris entre 30 et 40.

Les super duplex (PREN = 40 à 45), présentent une résistance à la corrosion par piqûres très

élevée grâce aux hautes teneurs en chrome, en molybdène, en tungstène et en azote. Exemple EN (2507)) ;

Les Lean duplex : présentent une plus faible teneur d'alliage de nickel et de molybdène. Ils sont donc moins coûteux et plus légers. De plus, le Lean duplex offre une plus grande résistance à la traction. Les principales nuances de cette branche d'aciers sont le 2101, 2202 2304.

Les hyper duplex : définis comme des aciers duplex fortement alliés, avec un PREN supérieur à 45.

$$^1 \text{PREN} = \text{indice de résistance à la corrosion par piqûres} = \% \text{ Cr} + 3,3 (\% \text{ Mo} + 0,5 \% \text{ W}) + 16 \% \text{ N}$$

I.2-Effet des principaux éléments d'alliage :

Les propriétés mécaniques et de résistance à la corrosion des aciers inoxydables dépendent de la composition chimique. Quelques effets des principaux éléments d'alliages des aciers duplex sont décrits ci-dessous.

Le carbone C :

Le carbone est un élément inhérent aux aciers. Il permet d'améliorer la résistance mécanique du fer, en se plaçant dans les sites interstitiels des mailles cristallographiques. Le carbone est plus soluble dans l'austénite que dans la ferrite et par conséquent, il stabilise le domaine austénitique des aciers et est dit gamma gène (gama-gène) (Figure A.2, annexe A). Le carbone est susceptible de former des précipités de type carbures de chrome, en particulier aux joints de grains, favorisant la corrosion inter granulaire [1-3]

**Tableau 1.2 : Composition Chimique (% Massique) Des
Différentes Nuances D'aciers**

Nuance	N° UNS	N° EN	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W
Standard										
	S32003		0,03	19,5–22,5	3,0–4,0	1,5–2,0	0,14–0,20	2,00	–	–
2205	S31803	1.4462	0,03	21,0–23,0	4,5–6,5	2,5–3,5	0,08–0,20	2,00	–	–
2205	S32205	1.4462	0,03	22,0–23,0	4,5–6,5	3,0–3,5	0,14–0,20	2,00	–	–
Lean										
	S32001	1.4482	0,03	19,5–21,5	1,0–3,0	0,6	0,05–0,17	4,0–6,0	1,0	–
	S32101	1.4162	0,04	21,0–22,0	1,35–1,7	0,1–0,8	0,20–0,25	4,0–6,0	0,1–0,8	–
	S32202	1.4062	0,03	21,5–24,0	1,0–2,8	0,45	0,18–0,26	2,00	–	–
	S82011		0,03	20,5–23,5	1,0–2,0	0,1–1,0	0,15–0,27	2,0–3,0	0,5	–
2304	S32304	1.4362	0,03	21,5–24,5	3,0–5,5	0,05–0,6	0,05–0,20	2,50	0,05–0,60	–
		1.4655	0,03	22,0–24,0	3,5–5,5	0,1–0,6	0,05–0,20	2,00	1,0–3,0	–
Superduplex										
2507	S32750	1.4410	0,03	24,0–26,0	6,0–8,0	3,0–5,0	0,24–0,32	1,20	0,5	–
	S32760	1.4501	0,03	24,0–26,0	6,0–8,0	3,0–4,0	0,20–0,30	1,00	0,5–1,0	0,5–1,0
	S32808		0,03	27,0–27,9	7,0–8,2	0,8–1,2	0,30–0,40	1,10	–	2,1–2,5
	S32906		0,03	28,0–30,0	5,8–7,5	1,5–2,6	0,30–0,40	0,80–1,5	0,8	–
	S32950		0,03	26,0–29,0	3,5–5,2	1,0–2,5	0,15–0,35	2,00	–	–
	S39274		0,03	24,0–26,0	6,8–8,0	2,5–3,5	0,24–0,32	1,0	0,2–0,8	1,5–2,5
	S39277		0,025	24,0–26,0	6,5–8,0	3,0–4,0	0,23–0,33	0,80	1,2–2,0	0,8–1,2
		1.4477	0,03	28,0–30,0	5,8–7,5	1,5–2,6	0,30–0,40	0,80–1,50	≤0,8	–
Hyperduplex										
	S32707		0,03	26,0–29,0	5,5–9,5	4,0–5,0	0,30–0,50	1,50	1,0	–
	S33207		0,03	29,0–33,0	6,0–9,0	3,0–5,0	0,40–0,60	1,50	1,0	–

Inoxydables Duplex [29]

Le chrome Cr :

Le chrome est un élément inhérent aux aciers inoxydables puisqu'il permet la formation d'une couche de passivation qui leur confère leurs propriétés de résistance à la corrosion, en particulier à la corrosion uniforme et à la corrosion localisée. Le chrome a une structure cubique centrée (c.c), comme la ferrite et stabilise donc cette dernière ; il est l'élément alpha gène (α -gène) de base. La couche de passivation est d'autant plus efficace que les teneurs en chrome de l'acier inoxydable sont élevées.

Cependant plus les teneurs en chrome sont élevées et plus le risque de formation d'intermétalliques lors de maintiens en température est élevé, entraînant la détérioration des propriétés mécaniques de l'acier.

C'est par exemple le cas de la phase, intermétallique riche en chrome (phase σ) présent sur le diagramme d'équilibre de l'alliage Fe-Cr (voir figure A1 Annexe. A)

Le nickel Ni :

Le nickel est l'élément γ -gène de base à structure cubique faces centrées (c.f.c.). C'est donc un élément stabilisant fortement l'austénite (Figure A2- Annexe A). L'addition de nickel en quantité suffisante dans un acier Fe-Cr permet l'obtention d'un acier austénitique tandis que des aciers duplex peuvent être obtenus en équilibrant les proportions de chrome et de nickel. Le nickel est aussi connu pour améliorer la résistance à la corrosion caverneuse en milieu chloruré [1-3]

Le molybdène Mo :

Le molybdène améliore la résistance à la corrosion uniforme, ainsi que la résistance à la corrosion par piqûre. Il est d'ailleurs pris en compte par les industriels dans le calcul du

. Cet élément est α -gène et comme le chrome, le molybdène favorise la précipitation de phases intermétalliques nocives. C'est pourquoi sa teneur est limitée à 4% dans les aciers inoxydables duplex et à environ 7.5 % dans les aciers austénitiques [1-3, 12,29].

L'azote N :

L'azote est sans conteste l'élément qui a permis le développement des aciers duplex modernes. C'est un élément γ -gène puissant (favorise la forme austénitique). L'azote est un élément qui se place dans les sites interstitiels des mailles de fer, comme le carbone, mais dont le pouvoir durcissant en solution solide est supérieur. Une des raisons avancée pour expliquer les meilleures propriétés mécaniques des aciers contenant de l'azote est que cet élément augmente la probabilité de maclage de l'austénite en diminuant l'énergie de faute d'empilement, en particulier pour des aciers à faible taux de nickel. De plus, l'azote est plus soluble que le carbone en solution solide dans l'austénite et la ferrite, ce qui diminue les risques de précipitation de nitrures par

rapport aux carbures, à teneurs équivalentes. En fait, l'azote n'empêche pas la formation de ces phases mais retarde suffisamment leur formation pour permettre le travail des nuances duplex.

L'azote augmente aussi la résistance à la corrosion de l'acier inoxydable, en particulier vis-à-vis de la corrosion par piqûres [1-3, 8, 12,15, 17, 19,29]

Le manganèse Mn :

Récemment, l'addition de manganèse dans les aciers inoxydables et dans les aciers duplex en particulier, a retrouvé un fort intérêt car le manganèse augmente la solubilité de l'azote dans la solution solide de fer.

Les hautes teneurs en manganèse dans les aciers Lean duplex permettent aussi de diminuer la formation de porosités et de nitrures lors des différents traitements thermiques. Cet élément est particulièrement utilisé avec des teneurs élevées dans les nouveaux aciers austénitiques à hautes teneurs en éléments interstitiels. [15, 17,19]

Autres éléments :

Les éléments comme le chrome et le manganèse sont connus pour augmenter la solubilité de l'azote dans le fer, alors que le nickel la diminue. C'est aussi le cas des éléments comme le **titane**, le **vanadium** ou le **niobium**, mais ces éléments augmentent aussi la stabilité des nitrures de type MN, pour le titane et le niobium ou de type M₂N pour le vanadium et le chrome [9,15, 17, 19,24].

I.3. La microstructure des aciers duplex :

La structure biphasée des duplex dépend non seulement de sa composition chimique, mais aussi du mode d'élaboration et de l'historique des températures de traitement. Dans la pratique, les aciers inoxydables duplex se présentent sous plusieurs formes : Les aciers inoxydables duplex moulés et les aciers inoxydables laminés ou forgés.

- Dans les aciers duplex moulés la proportion de la ferrite est minoritaire, elle excède rarement 30% en volume, et présentent une structure particulière (structure de Widmanstätten²) (Figure 1.2a).
- La microstructure des aciers laminés (Figure 1.2b) et forgés (Figure 1.2c) se présente sous forme d'îlots d'austénite allongés dans le sens du laminage ou du forgeage, noyés dans la matrice ferritique. Les proportions des phases austénitique et ferritique sont généralement équivalentes (50% - 50%) pour les aciers laminés et forgés ,mais dépendra aussi de la répartition des éléments α -gène et γ -gène dans les deux phases .

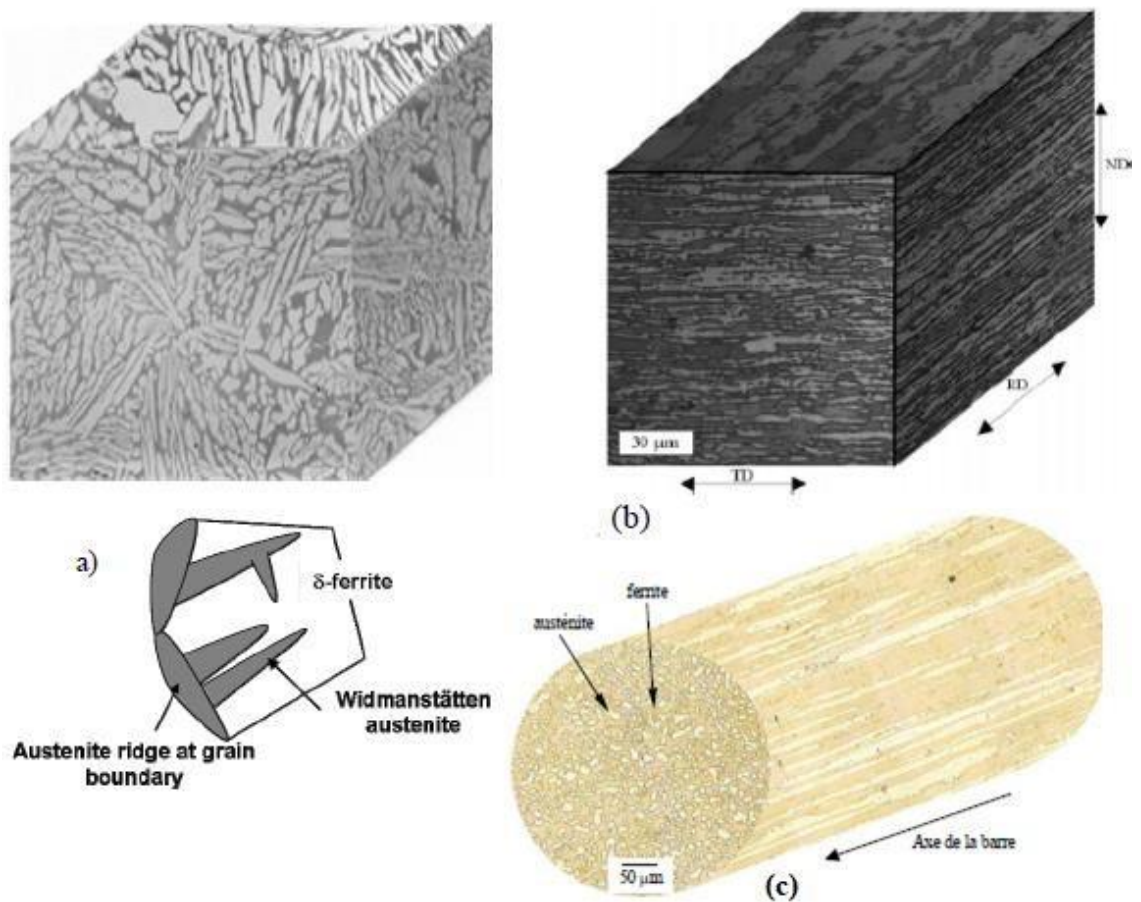


Figure 1.2. Microstructure d'aciers austéno-ferritiques moulé (a), laminé (b), et forgé (c). (Ferrite en sombre, austénite en clair).

structure aciculaire résultant de la formation d'une nouvelle phase dans certains plans cristallographiques d'une solution solide mère

I.4 Propriétés mécaniques:

Les caractéristiques mécaniques des alliages austéno-ferritiques et particulièrement, la limite d'élasticité, est

élevée tandis que la ductilité reste satisfaisante (tableau 2.3).

Cet excellent compromis est expliqué par la structure biphasée de l'alliage.

En effet, le durcissement est pour partie conféré à la phase ferritique tandis que la matrice austénitique permet de conserver ductilité et ténacité. Soulignons par ailleurs que la résilience des alliages austéno-ferritiques reste excellente même à basse température.

Aucune transition abrupte ductile-fragile n'est observée. Leur usage peut être envisagé jusqu'à - 50 °C, voire des températures inférieures. Le tableau 2.4 illustre la dépendance des propriétés mécaniques avec la teneur en ferrite. L'action durcissante et fragilisante de la ferrite est mise en évidence.

Tableau 1.3 : Propriétés mécaniques de quelques nuances duplex [55].

Désignation	UNS number	Densité (g/cm ³)	Chaleur spécifique (J/kg°K)	Résistivité électrique (μΩ/m)	Module d'Young (GPa)
2304	S32304	7.75	482	—	200
2205	S31803	7.85	482	0.80	200
255	S32550	7.81	488	0.84	210
2507	S32550	7.79	485	—	200

Ce qui confère à ces alliages duplex des propriétés mécaniques élevées sont les conséquences de plusieurs mécanismes simultanés :

- Durcissement par solution solide d'insertion des éléments (C, N).
- Durcissement par solution solide de substitution des éléments (Cr, Mo, Ni).
- Durcissement par affinement du grain, du à la présence des deux phases (structure en bande).
- La présence de la phase ferritique qui est plus dure que l'austénite, ce qui augmente la dureté de l'ensemble de la matrice. -

La différence de contraction des deux phases ferritique et austénitique provoque des contraintes internes au cours du refroidissement.

Tableau 1.4 : Propriétés mécaniques et teneurs en ferrite [56].

Acier	[α] %	R _{0,02} (MPa)	R _m (MPa)	A %	KCU J/cm ²
Z6 CN 18-10 (AISI 304 L)	0	220	590	50	2200
Z3 CNDU 21-8	65	350	670	35	180
Z5 CNUD 26-6	80	800	850	20	100

La résilience (Résistance au choc) :

La structure des aciers inoxydables duplex est une structure en bande. Elle est directionnelle en terme de distribution de la ferrite est de l'austénite. Ceci réduit la ténacité lorsque la fracture est parallèle aux bandes lamellaires ferritiques [54].

La résilience des alliages austéno-ferritiques reste excellente même à basse température. Aucune transition ductile-fragile n'est observée, voir figure 1.5 leur usage peut être envisagé jusqu'à - 50°C, voire des températures inférieures avec des précautions particulières.

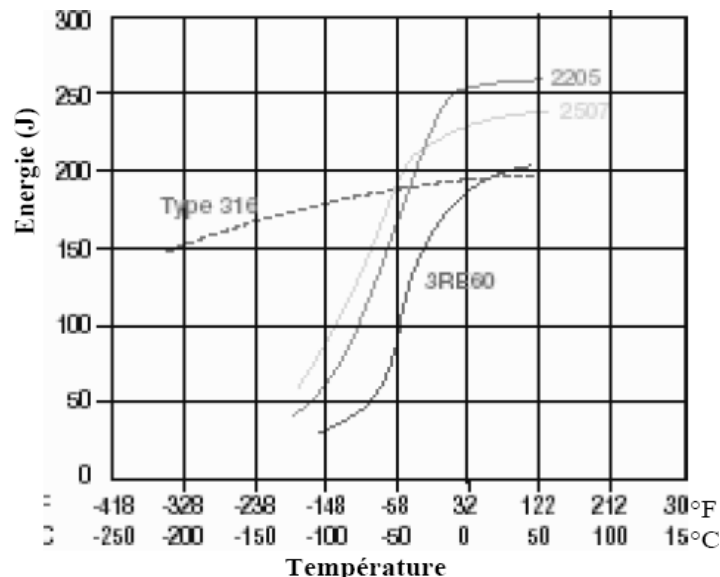


Figure 1.3 : Transition ductile – fragile pour quelques nuances duplex [54]

Le durcissement des aciers inoxydables duplex concerne exclusivement la phase ferritique et conduit à une rupture transcristalline par clivage de cette phase lors de sollicitations mécaniques. La résistance au choc peut rester néanmoins bonne, en optimisant le traitement de durcissement et en ajustant la composition de l'alliage de sorte à conserver au minimum 50% d'austénite. Ce phénomène de durcissement de la ferrite associé à une perte en ténacité dans les aciers austéno- ferritiques doit être pris en compte pour déterminer les températures maximales en service pour un temps d'exploitation donné [1,4,5]

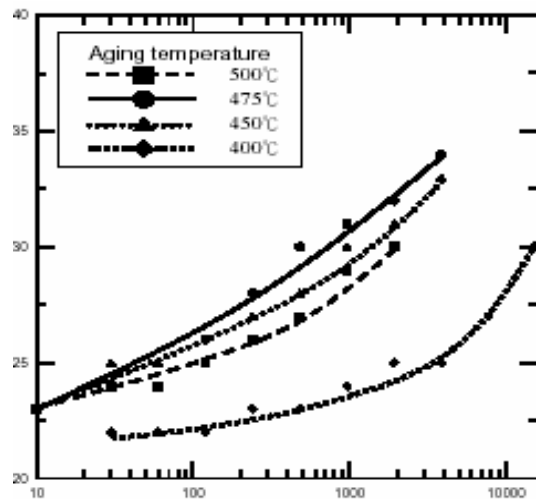


Figure 1.4 : Effet des traitements de vieillissement entre 400 et 500°C sur la dureté HRC de l'acier inoxydable

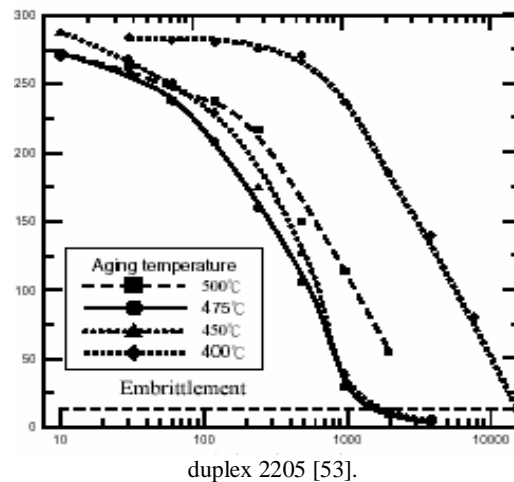


Figure 1.5 : Effet des traitements de vieillissement entre 400 et 500°C sur l'énergie d'impact (Charpy V) de l'acier inoxydable duplex 2205 [53].

La dureté :

Les duretés Brinell et Rockwell (HRB) de quelques nuances austéno-ferritiques sont données dans le tableau ci-dessous, notons que la dureté est fonction de plusieurs paramètres parmi lesquels on peut citer, la taille des grains et la précipitation de phases durcissantes.

Tableau 1.5 : Quelques propriétés mécaniques selon les spécifications ASTM pour tôles en acier inoxydable austéno-ferritique [52].

Désignation	Dénomination UNS	Résistance à la traction (minimum)	Limite élastique (minimum)	Elongation (minimum)	Dureté (maximum)	
					Brinell	HRB
2304	S32304	600	400	25.0	290	32
2205	S31803	620	450	25.0	293	31
255	S32550	760	550	15.0	302	32
2507	S32750	795	550	15.0	310	32

Les figures 1.3 (a et b) présentent l'évolution des caractéristiques mécaniques de deux alliages duplex en fonction de la température de revenu.

Les domaines de durcissement 700-900 °C (formation de phases intermétalliques (sigma et chi)) et 300-500 °C (formation de la phase α) sont mis en évidence. On remarque qu'une fraction volumique de phase ferritique transformée en phases intermétalliques conduit à une perte dramatique de résilience.

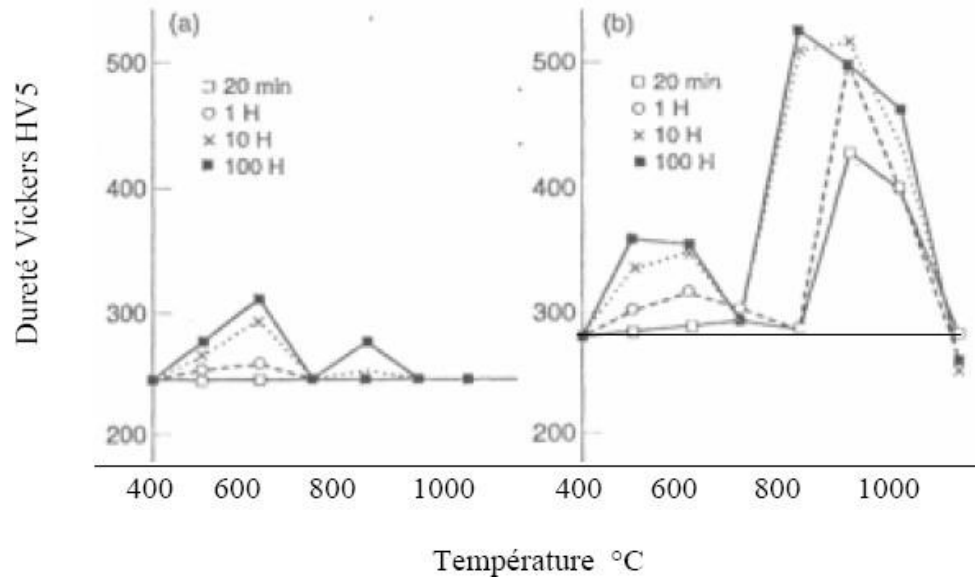


Figure 1.4 : Influence des traitements de vieillissement sur la microdureté Vickers (HV5) [52].

(a) Alliage S32304 (b) Alliage S32550

I.5 Les transformations de phases :

La microstructure particulière des aciers duplex, comme il a été mentionné ci-dessus, est aussi le fruit du processus de solidification, de l'histoire thermomécanique et thermique de cette famille d'acier tel que schématisée par la figure 1.4.

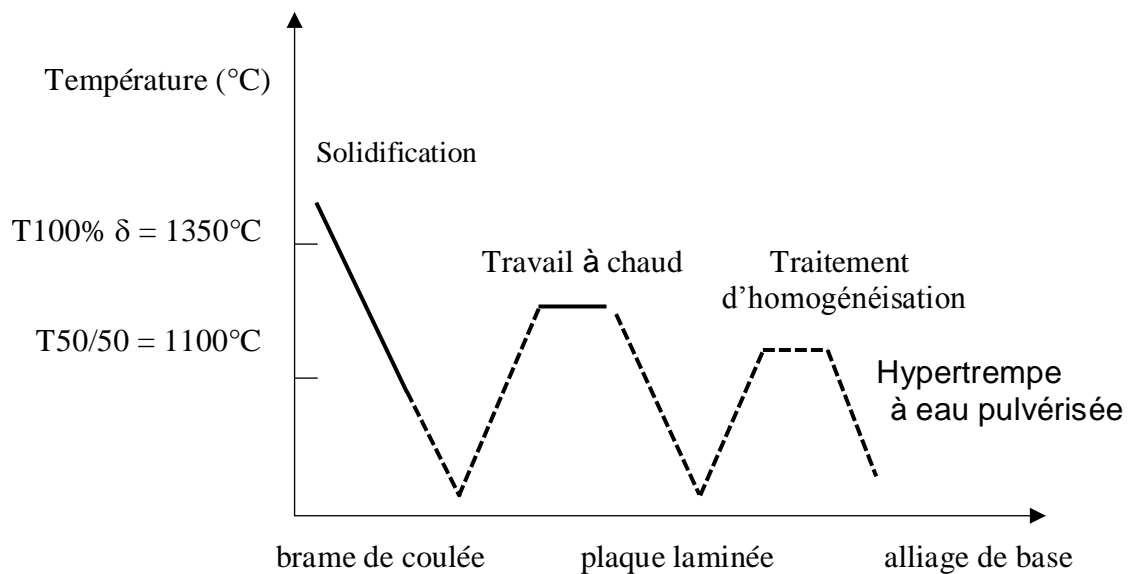


Figure 1.4 Histoire Thermique D'une Plaque D'acier Inoxydable Duplex

Le temps global de maintien en température de la pièce sera déduit de cet impératif, soit empiriquement, soit par calcul thermique préalable (formules analytiques, simulation numérique).

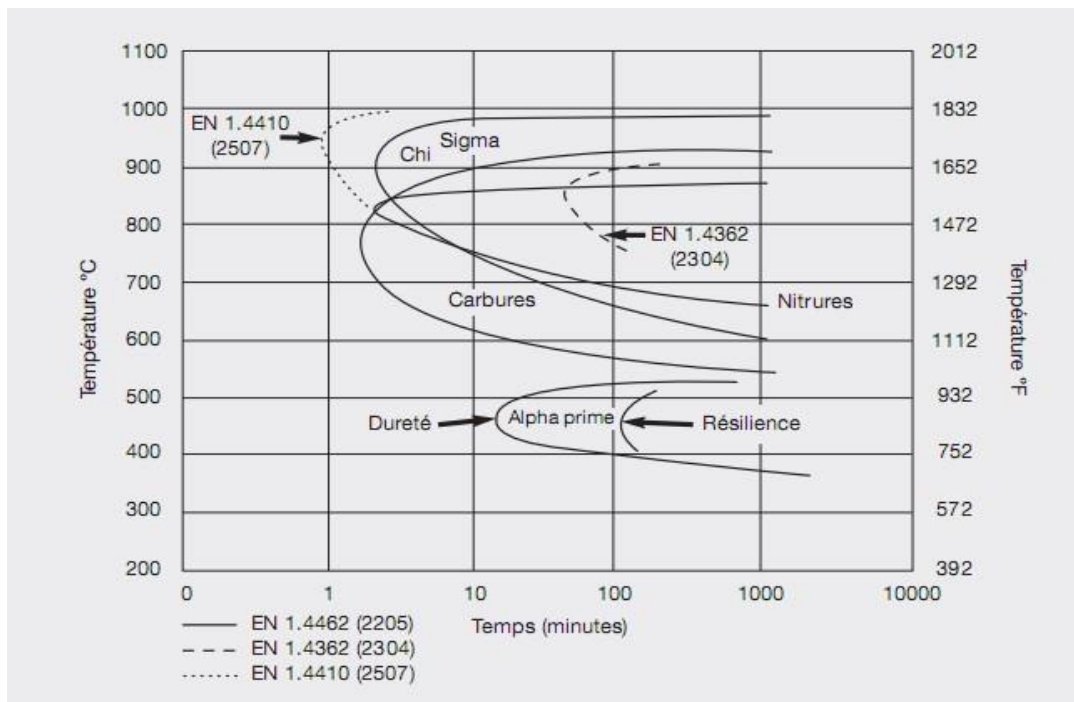


Figure I.5 : Diagramme de précipitation isotherme (TTT) pour l'acier DUPLEX2205

L'équilibre des phases ferrite/austénite dans la microstructure peut être prédit au moyen d'une régression linéaire multi variable comme suit :

$$[\text{Creq}] = \%[\text{Cr}] + 0,88\% [\text{Mo}] + 1,73 [\text{Si}]$$

$$[\text{Nieq}] = \%[\text{Ni}] + 24,55\% [\text{C}] + 21,75\% [\text{N}] + 0,4 [\text{Cu}]$$

$$\% \text{ferrite} = -20,93 + 4,01 \text{Creq} - 5,6 \text{Nieq} + 0,016T$$

Avec T (en degrés Celsius) température traitement comprise entre 1050 et 1150°C, et les compositions élémentaires sont exprimés en % massique. [1]

Transformations à températures ($600^{\circ}\text{C} < T \leq 1050^{\circ}\text{C}$)

Le maintien isotherme des aciers inoxydables duplex dans cette gamme de température provoque des réactions métallurgiques complexes dans la ferrite donnant lieu à la formation d'un certain nombre de précipités et phases intermétalliques (Tableau 1.3).

La plupart de ces précipités fragilisent l'acier et leur formation est donc à l'éviter.

I.5.a. Les précipitations :

Les carbures de chrome : la précipitation de ces carbures type M_23C_6 ou M_7C_3 ($M = Cr, Ni, Mo, Fe$) intervient généralement aux joints de grains γ/γ et α/α dès quelques minutes de traitement à une température comprise entre 600 et 900°C, notamment aux interfaces α/γ et sur les défauts cristallins [15]. Ces carbures à structure cubique face centrée sont très riches en chrome (Tableau 1.4). De ce fait lors de leur formation ils appauvrissent les régions adjacentes en cet élément qui est essentiel pour la résistance à la corrosion. Par conséquent, la précipitation des carbures a un effet néfaste sur la résistance à la corrosion, les zones déchromisées devenant des sites préférentiels d'attaque.

L'une des caractéristiques des aciers inoxydables austénoferritiques est que la précipitation des carbures de Chrome observée dans les joints de grains est discontinue, de morphologie triangulaire (Figure 1.8) et est accompagnée de la formation de la phase γ_2 dans les zones déchromées, ce qui génère le déplacement des joints de grains [1,15,38,40 ,41].

Tableau 1.7 Composition Chimique Des Carbures $M_{23}C_6$ En Fonction Du Traitement Thermique [11]

Traitement thermique	Composition chimique			
	Cr	Ni	Mo	Fe
700°C, 60 min , trempe à eau	58	2	3	37
1000°C, 30 min, trempe à eau				
700°C , 15 min , trempe à eau	45	1.5	2.5	51
700°C , 200 min , trempe à eau	65	2	3.5	29.5
800°C , 30 min , trempe à eau	60	2	3	35
800°C , 200 min , trempe à eau	68	2	4	26

Les nitrures : les nitrures les plus observée dans les aciers duplex sont de type Cr_2N . la précipitation des nitrures intervient dans les matériaux avec addition d'azote, dans la même gamme de température que les carbures de type M_2C_6 et la précipitation simultanée de ces précipités est possible.

Ces précipités à structure hexagonale apparaissent généralement sous forme transgranulaire n'entraînant pas, contrairement aux carbures, de déchromisation intergranulaire et donc de baisse de résistance à la corrosion intergranulaire. Les nitrures de types inter et intragranulaire ont une morphologie en forme de bâtonnet et sont couramment observés dans les duplex (Figure 1.8) [15].

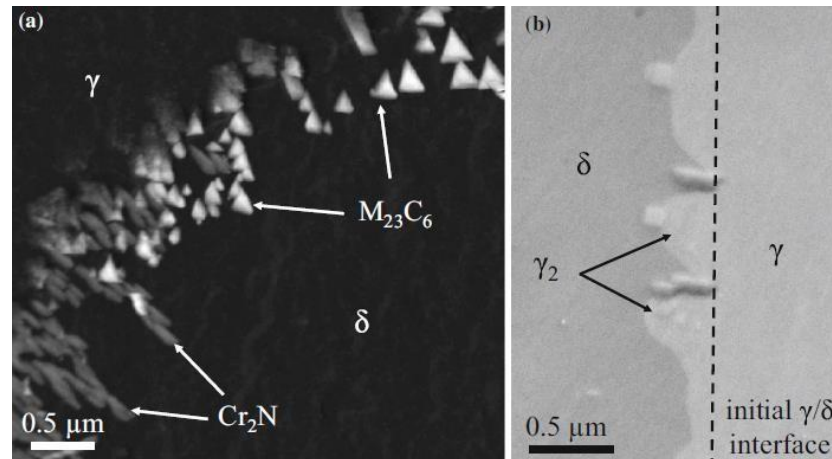


Figure 1.6 Micrographies Montrant La Morphologie Des Precipites Aux Joint De Grains γ/δ . Dans Le Dss 2101 Vieilli A 690 ° C Pendant 15 Min [15]

I.6.b. Les phases intermétalliques :

La phase σ : La phase σ est sans conteste le plus étudié des intermétalliques répertoriés lors du vieillissement des aciers inoxydables. Elle est connue pour être dure et fragile, riche en chrome et en molybdène, entraînant une diminution drastique des propriétés mécaniques et de résistance à la corrosion du matériau [1,4,14-18], Il ressort clairement de la composition typique de la phase sigma (Tableau 1.3) que les teneurs plus élevées en Cr et Mo (par rapport à la matrice) indiquent que la matrice entourant la phase sigma est épuisée à la fois en Cr et en Mo, ce qui réduit la résistance du film d'oxyde protecteur de ces régions et le rendre plus susceptible à la corrosion.

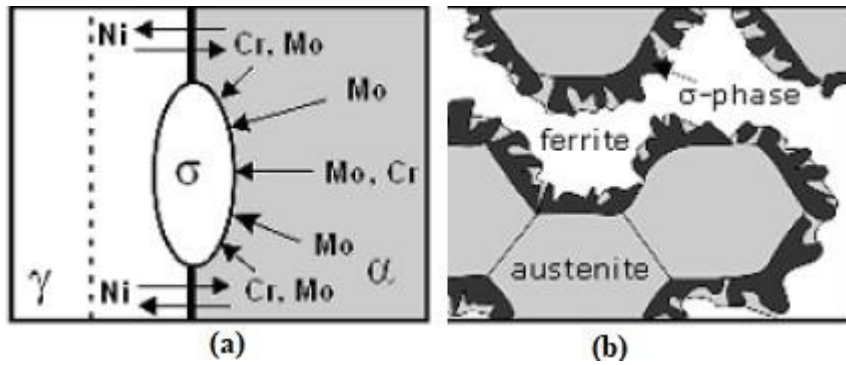


Figure 1.7 : a) diffusion des atomes d'éléments alphasgènes du grain ferritique vers un germe σ ;

b) Schéma illustratif de la germination de la phase sigma au niveau de l'interface γ/α et sa croissance à l'intérieur de la ferrite [18]

La précipitation de la phase sigma ne dépend pas seulement de la composition chimique de l'acier. En effet, d'autres facteurs influencent sa formation telle que la taille des grains car plus petite est la taille des grains, plus grande sera la probabilité de formation de la phase sigma. Aussi, la phase sigma se forme plus facilement dans les régions de grande énergie telles que les joints de grains et les interfaces. La température de mise en solution influe aussi sur la précipitation, à savoir :

1. Les températures de mise en solution élevées induisent le grossissement des grains, ce qui réduit le taux de la phase sigma formée.
2. D'un autre côté, aux hautes températures, on assiste à une croissance de la teneur en ferrite, ce qui encourage la précipitation de la phase sigma durant les traitements de vieillissement.
- 3.

A 850 °C, la formation de la phase sigma débute après seulement deux minutes, une précipitation lente comparée à celle des carbures et des nitrures qui eux précipitent après quelques secondes. La phase sigma

apparaît préférentiellement dans les joints de grains des phases γ/δ ,

mais elle peut aussi apparaître dans les joints de grains δ/δ et γ/γ et aux joints triples : par exemple $\delta/\delta/\gamma$ (Figure 1.9.b). Après germination, cette phase croît sous différentes formes : plaquettes, forme eutectoïde $\sigma + \gamma_2$ ou agrégat lamellaire $\sigma + \delta$.

La formation de la phase sigma dans les aciers inoxydables austéno-ferritiques peut être décrite par la transformation eutectoïde de la ferrite en $\sigma + \gamma_2$ (Figure 1.10). Elle germe dans les interfaces δ/γ , puis croît préférentiellement à l'intérieur des grains ferritiques: ce phénomène serait dû à la diffusion du chrome et du molybdène plus rapide dans la ferrite que dans l'austénite

L'austénite secondaire γ_2 : L'austénite secondaire est généralement identifiée aux limites de phase austénite / ferrite ou à l'intérieur des grains de ferrite (Figure. 1.11). Il est possible d'obtenir cette phase

par décomposition de la ferrite, dans un grand intervalle de température. Cette décomposition est due au fait que la structure biphasée est obtenue par trempe depuis les hautes températures, où la fraction volumique à l'équilibre de la phase δ est plus élevée . Cette austénite secondaire peut être obtenue à partir de trois mécanismes différents [1] :

Tableau I.8 : les différentes phases, intermétalliques, et précipités dans les aciers duplex et domaines d'existence [1].

<i>Type de précipité</i>	<i>Formule chimique</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>Structure</i>	<i>Domaine de précipitation</i>	<i>Localisation préférentielle</i>
--------------------------	-------------------------	-----------	-----------	-----------	------------------	---------------------------------	------------------------------------

						•C	
Carbures	M7C3				<i>Orthorhombique</i>	950-1050 jusqu'à 1100	<i>Inter δ/γ</i>
	M23C6	58	2.5	12	<i>FCC</i>	950-950	<i>Inter δ/γ</i>
Nitrures	Cr2N	72	6	15	<i>Trigonal</i>	700-950	<i>Intra δ, δ/δ, δ/γ,</i>
	CrN				<i>CFC</i>		
σ	Fe-Cr-Mo (30Cr 4Ni 4- 7Mo)	30	4	7	<i>Tétragonal</i>	600-1000	<i>Inter δ/γ</i>
χ	Fe36Cr12Mo10	25	3	14	<i>BCC-αMn</i>	700-950	<i>Inter δ/γ</i>
R (laves)	Fe2 Mo	25	6	35	<i>Trigonal , rhomboédrique et hexagonal</i>	550-650	<i>Inter δ/γ ou δ</i>
Phase- Pi(π)	28%Fe 35%Cr 3%Ni, 34%Mo	35	3	34	<i>Cubique</i>	550-600	<i>Intra δ</i>
Phase- epsilon ϵ	<i>Rich en Cu</i>					<i>Non définit</i>	<i>Intra δ</i>
Taux (τ)					<i>Orthorhombique</i>	550-650	
α'	<i>Riche en Cr</i>	65	2.5	13	<i>BCC</i>	300-525	<i>Intra δ</i>
Ferrite δ		27.4	8.7	4	<i>BCC</i>		<i>Matrice</i>
Phase-G	(Ni, Fe, Mo)16Si7(Mn, Cr)6	25	25	4	<i>CFC</i>	300-500	
Austénite secondaires (γ_2)	<i>Type 1</i>	<i>Même que la Ferrite</i>			<i>FCC</i>	<650	<i>Intra δ</i>
	<i>Type 2</i>	24.3	11	3.4	<i>FCC</i>	650-800	<i>Inter δ/γ et δ</i>
	<i>Type 3</i>				<i>FCC</i>	700-1000	<i>Avec σ</i>

- 1) par la réaction eutectoïde $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$; Cette réaction se produit entre 700 et 900 °C où la phase δ est moins stable que la phase σ , due à la réduction de la quantité de chrome et de molybdène ; encourageant ainsi la précipitation des phases riches en ces deux éléments, tels que les carbures de Chrome et la phase sigma. Comme montré sur la figure.1.11.
- 2) Par formation des structures de Widmanstaetten, à des températures supérieures à 650°C, là où la vitesse de diffusion
- 3) est très grande, et l'austénite est plus pauvre en chrome, surtout

s'il y a précipitation simultanée de Cr_2N . La précipitation d'austénite de Widmanstätten peut être observée lors d'une trempe à haute température, lorsque l'acier inoxydable austéno-ferritique duplex est majoritairement ferritique.

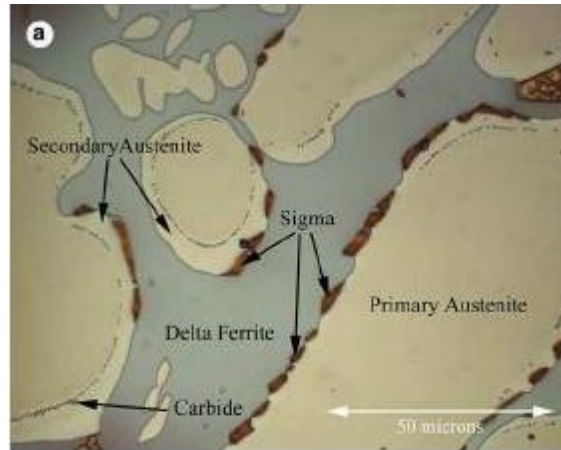


Figure 1.8 Formation de la phase σ et de

l'austénite secondaire dans l'acier duplex 25 07, après vieillissement à 850°C pendant 10 minutes. remarquez la différence de contraste entre austénite primaire et secondaire (SEM) [20].

- 4) par un mécanisme "martensitique" (transformation sans diffusion) à des températures inférieures à 650°C, où la vitesse de diffusion est trop faible pour permettre la diffusion des éléments chimiques; cette austénite a la même composition chimique que la ferrite environnante ;

- **La phase χ** : Cette phase précipite entre 700°C et 900°C, plus rapidement que la phase σ mais en quantité plus faible mais elle est tout aussi nocive que la phase sigma.

Cette phase est plus riche en molybdène que la phase sigma et sa formation est facilitée par l'augmentation des teneurs en molybdène (Fe - 25 % Cr - 3 % Ni - 14-20 % Mo) [15].

Comme la phase sigma, la phase χ se forme souvent à l'interface δ/γ et

se développe dans la ferrite (Figure 1.12) , cependant moins stable que la phase σ et est absorbée par cette dernière pour des temps de vieillissement plus longs.

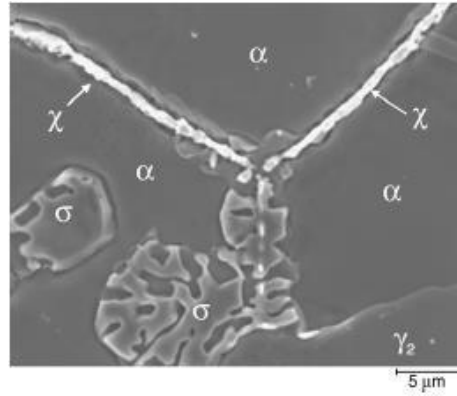


Figure 1.9 Formation de la phase χ et croissance de la phase σ dans un DSS moulé [16]

CHAPITRE II

Partie Expérimental

Chapitre II : Etude Expérimentale

1 Introduction :

Dans ce chapitre on va détailler les moyens de caractérisation métallographiques et l'essai de micro-dureté .

Toute cette étude expérimentale a été réalisée au niveau du labo SDM de notre département mécanique

2 moyens expérimentaux :

2.1 Matériaux

le matériau utilisé dans le cadre de cette étude est un acier duplex 'stain steel' DSS'

La composition chimique de cet acier est donné dans le tableau (1) :

Cr	Ni	Mo	N	C	Mn
22.80%	5.5%	3.10%	0.1%	0.02%	%1.80

tableaux 2.1

D'après le pourcentage de Chrome et de Nickel , cet acier s'agit un alliage de Nuance : 2205

2.1.1 les caractéristiques mécaniques :

La nuance DS 2205 est caractérisée par Une excellente résistance à la corrosion, Une limite d'élasticité plus élevée , Des températures d'utilisation de - 40 °C à + 300 °C ainsi que une Résistance élevée à la fissuration par corrosion sous contrainte en présence de chlorure.

Densité: 0.278 lb/in³

Intervalle de fusion: 2525-2630°F

Coefficient de Poisson: 0.3

Résistivité électrique : 481 Ohm- circ mil/ft

Tableaux 2.2

Température , F°	70	212	392	572
Coefficient* de dilatation thermique, in/in°F x 10-6	-	7.5	7.8	8.1
Conductivité thermique, Btu • ft/ft2 • hr • °F	8.1	8.7	9.1	10.5
Module d'élasticité dynamique, Dynamic, psi x 106	27.6	26.1	25.4	24.9

[72]

3 Traitement thermiques :

Six échantillons ont été découpés d'un Tube en acier duplex (2205) d'épaisseur de 5mm .

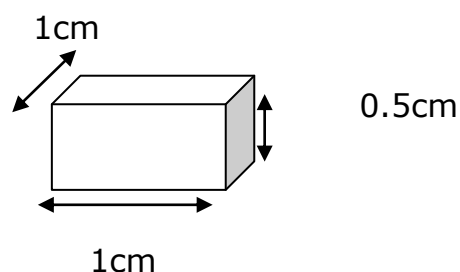


Figure 2.2: les dimensions de les échantillons

Ces échantillons ont subit d'abord à un traitement de mise en solution à une température de 1050°C afin d'homogénéiser la structure duplexe et faire dissoudre les précipités qui peuvent exister probablement.

Cette mise en solution consiste à faire chauffer le matériaux à 1050°C pendant 30mn , puis le refroidir à l'eau c'est à dire la trempe

ces paramètres ont été choisi en fonction du diagramme "Transformation, Temps , Température" (TTT).

Après cette mise en solution on a entamé au traitement de vieillissement à la Température 850C° pendant des temps variants de : 1/2h , 1h ,

1h30, 2h , 3h suivis d'une trempe à eau .
Tous les traitements ont été fait dans un four électrique

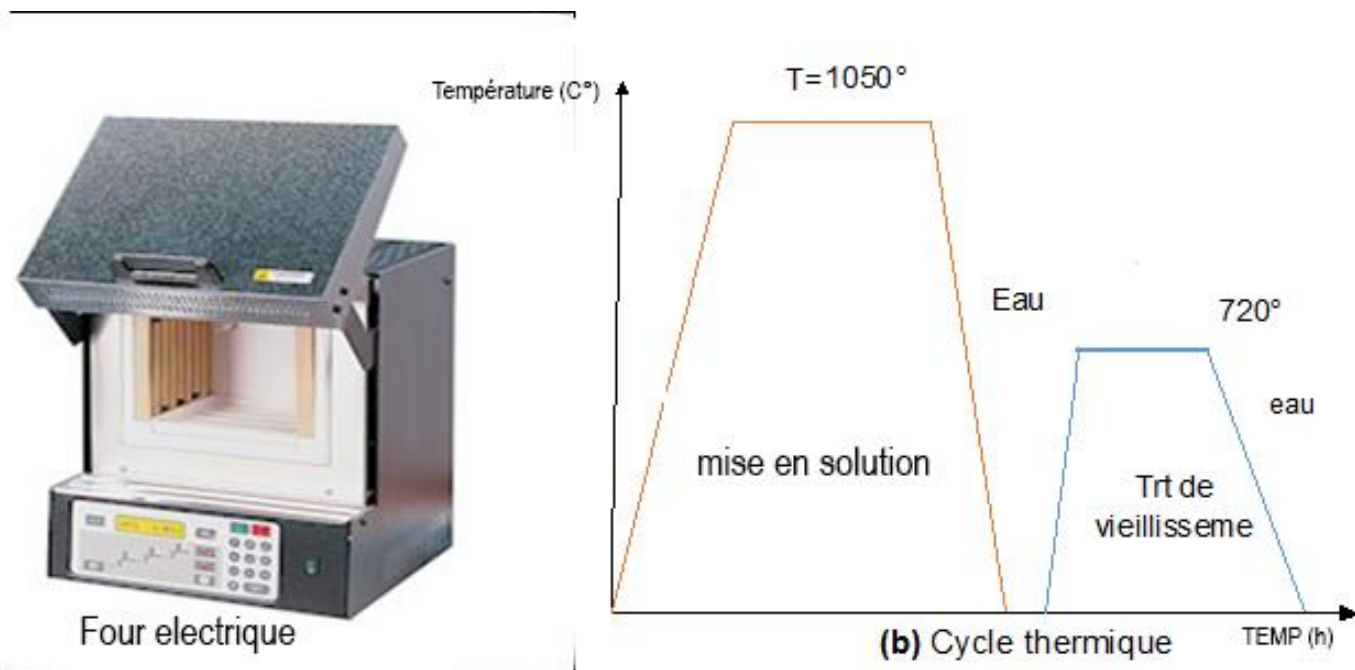


Figure 2.1 Four et séquences du traitement thermique.

4 Méthodes de caractérisation :

4.1 Préparation de surface :

4.1 Polissage :

Avant l'étude de caractérisation Tous les échantillons ont subit à deux étapes de polissage

Le pré-polissage: se fait par frottement avec des papiers abrasifs de granulométrie plus en plus fins de 80 jusqu'à 1200 , Suivi par un polissage de finition avec de l'alumine jusqu'a obtention d'une surface avec un éclat miroir.
figue 2-3



figure 2-3

4.2 Attaque chimique :

Pour révéler la microstructure on a procédé à l'attaque chimique avec la méthode électrolytique en utilisant l'acide oxalique .

Tableau 2.3 Caractéristiques de notre solutions d'attaque chimique.

Type de solution		Compositions et parameters
Électrolytique	Acide oxalique C'est un produit de déchet du métabolisme que l'organisme doit éliminer dans les urines.	50ml eau distillée 10mg acide oxalique Alimentation 12v dc

le schéma suivant d'écrit la technique : figure 2-4

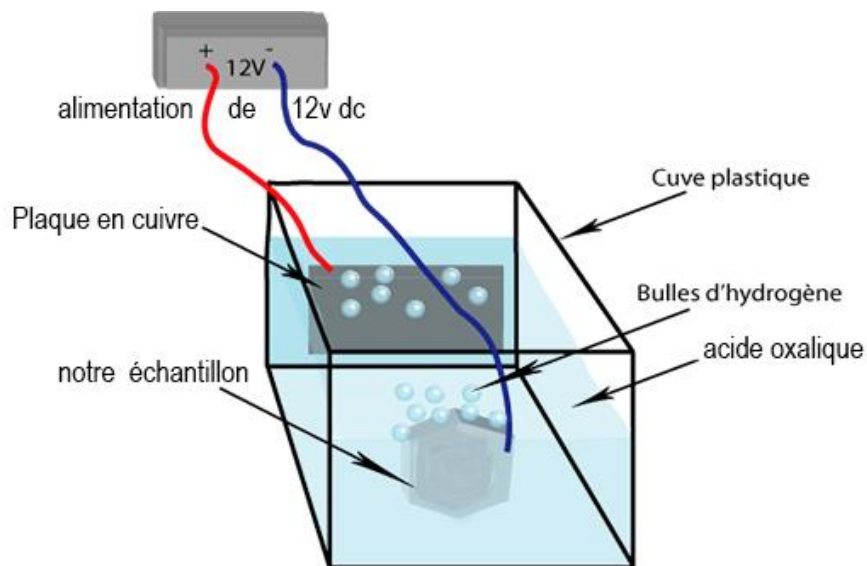


figure 2-4

4.3 Analyse au microscope optique :

L'analyse de la microstructure des échantillons traité et non-traité à été faite à l'aide d'un microscope optique .

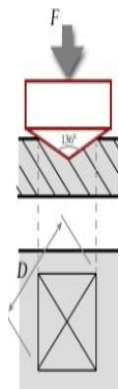
Le Type de microscope optique utilisée est ZEISS (A100), dotée d'une caméra numérique avec logiciel (sonyDSLR). Figure. 2.5



figure 2.5 microscope-optique utilisée

4.4 Essai de micro dureté :

Les essais de dureté ont été réalisés sur un micro Duro-mètre () avec une charge de 5kg-force.



Le micro Duro-mètre contient Un indenter formé d'une pyramide en diamant soumis à la force F qui pénètre à la surface polie de l'échantillon.

La diagonale des empreintes est mesurée à l'aide d'une réglette micrométrique associé à l'écran du Duro-mètre. Pour chaque échantillon nous avons pris la moyenne de trois mesures effectuées.

La formule suivante est utilisée pour calculer la valeur de la dureté HV:

$$HV = 2.5 F/D^2$$

Ou :

F : la charge appliquée (Kgf)

D_m : la diagonale de l'empreinte (mm).

La microdureté Vickers est proportionnelle au rapport (F/S). S= surface de l'empreinte nous décrivons cet essai dans cette figure :2-6.



figure 2-6 : le micro Duro-mètre utilisée

Chapitre III : ANALYSE ET DISCUSSION

3.1 La Microstructure :

observation : l'état microstructurale de l'acier brute (non-traité)

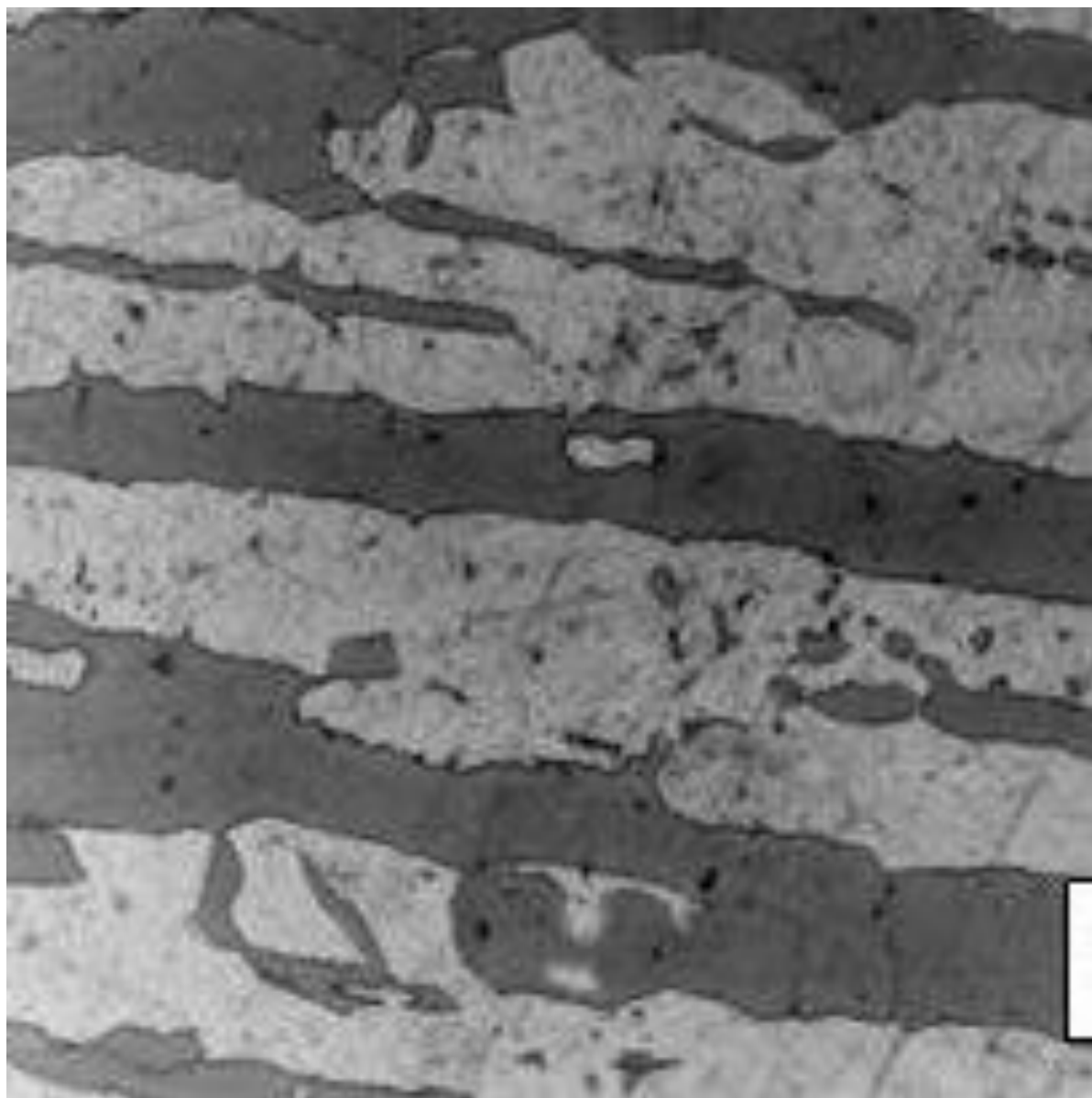


Figure 3-notre acier sans traitement (brute)

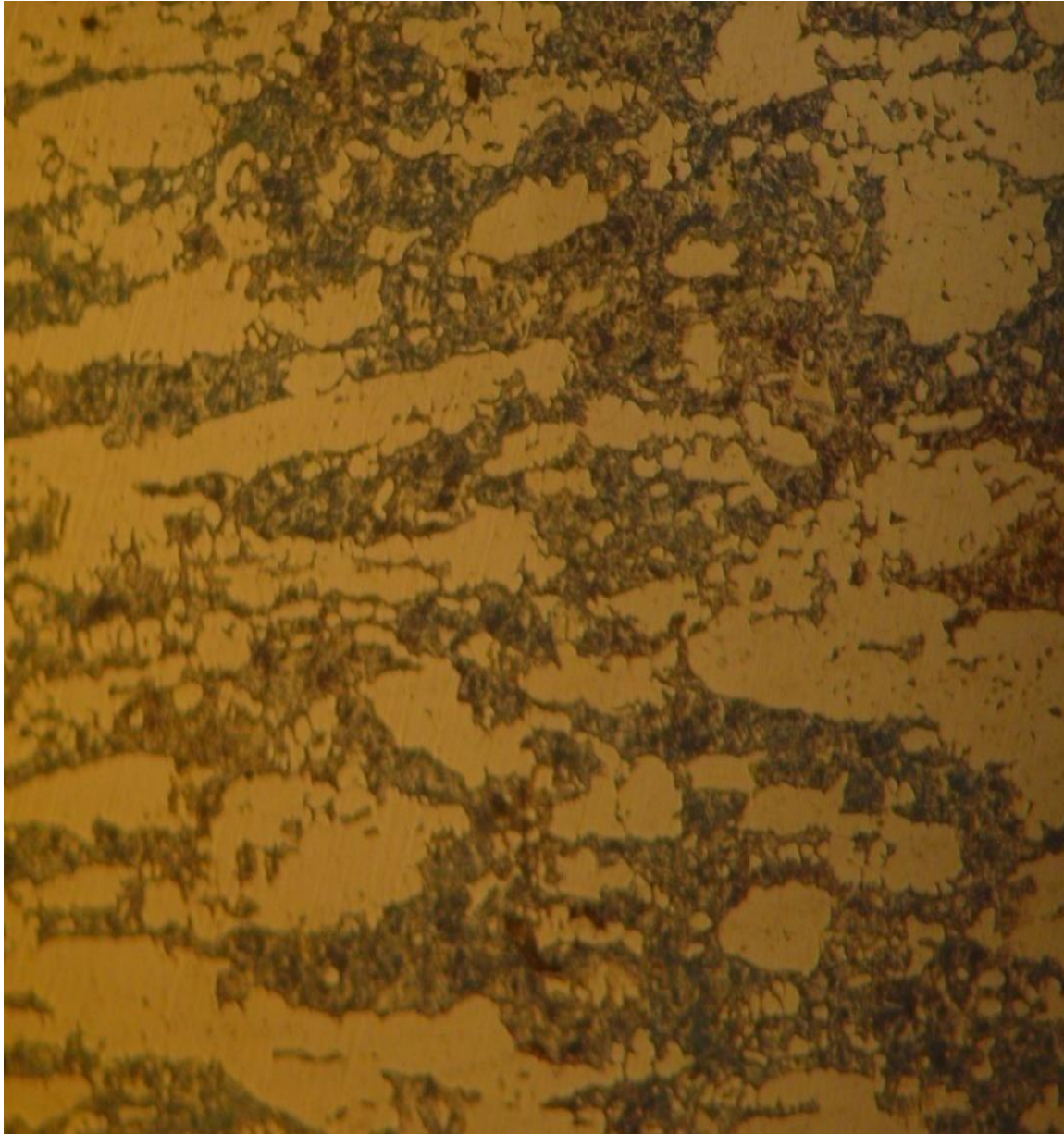
commentaire :

Partie Expérimentale

la micrographie (figure 3-1) montre une structure en bande de ferrite et d'austénite ,orientées dans le sens de laminage dû au constituée de ferrite et d'austénite

observation :

l'état microstructurale d'acier après la mise en solution



commentaire :

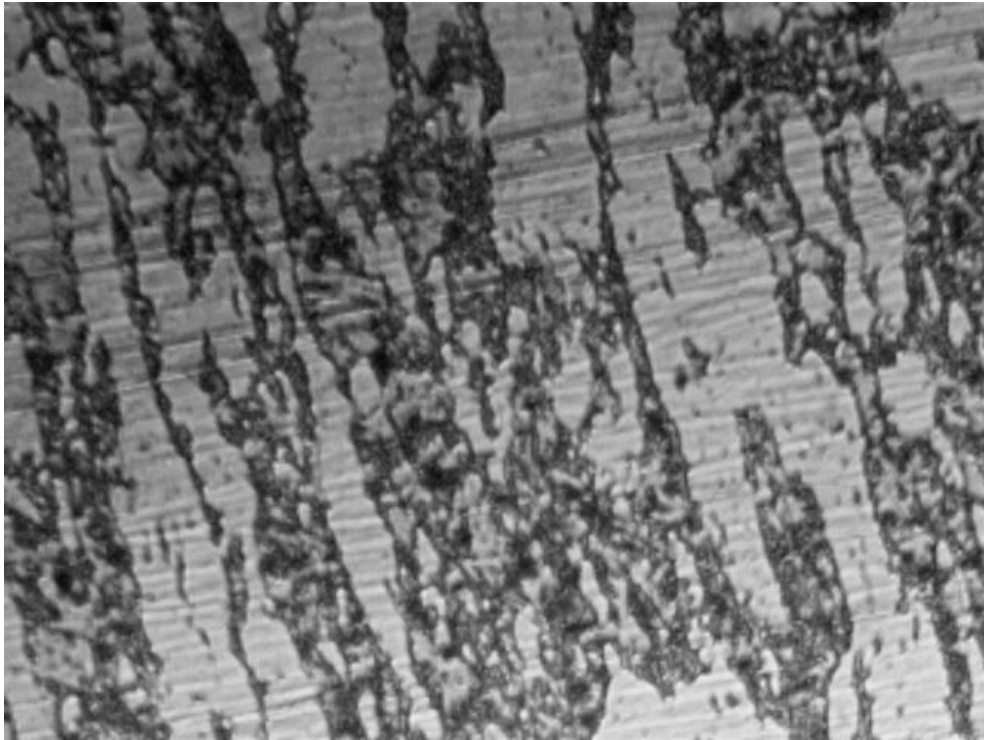
lorsque on fait la mise en solution à 1050°C ,on remarque que il y' a plus de précipités mais la microstructure elle est plus homogénéisée.

observation :

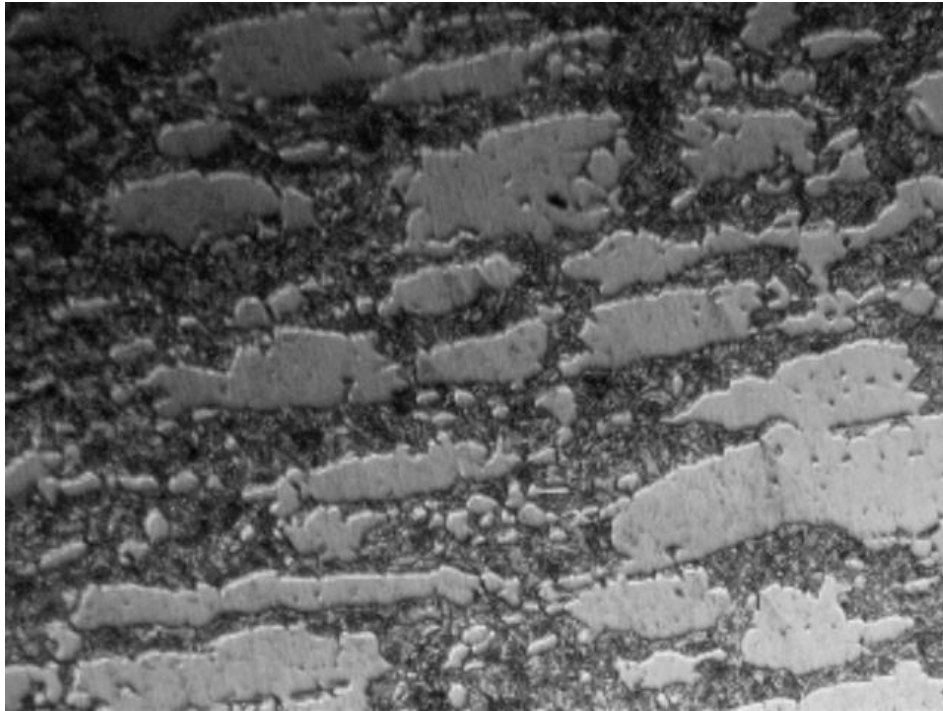
l'état microstructurale d'acier après le vieillissement :

après un traitement de mise en solution

Les figures 3.4 (1-5) montrent l'évolution microstructurale et formation des précipitations au cours du traitement de vieillissement à une température à 850°C pendant des temps de maintiens de : 1/2 h , 1h , 1h30min , 2h , 3h.



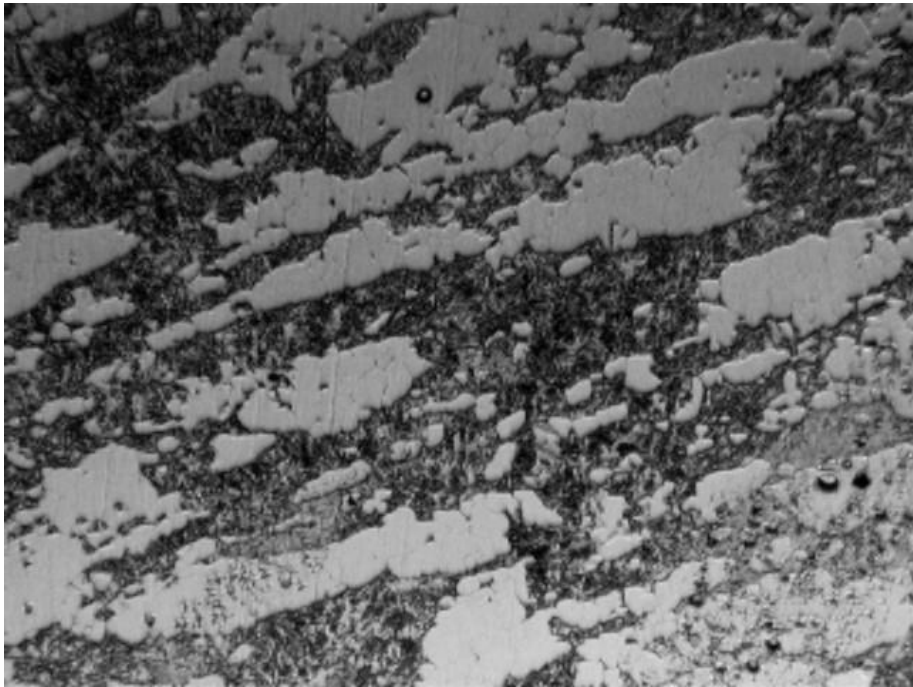
Figures 3.4 (1) : vieillissement 30min



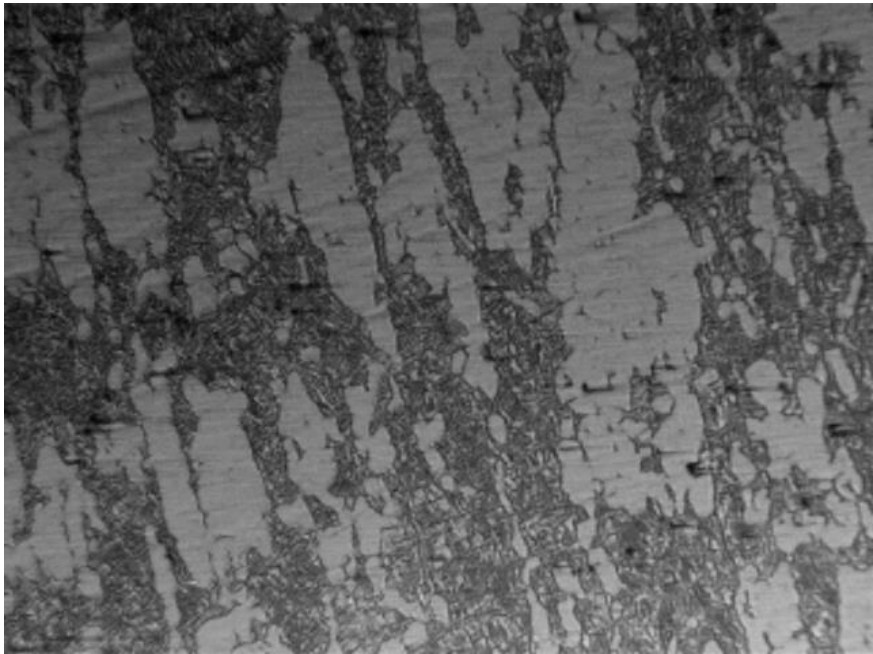
Figures 3.4 (2) : vieillissement 1 heure



Figures 3.4 (3) : vieillissement 1 heure et demi

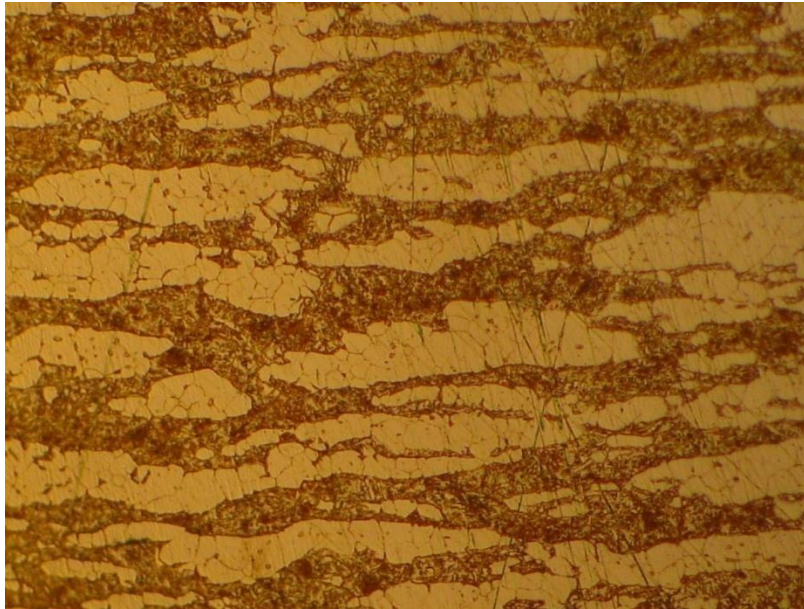


Figures 3.4 (4) : vieillissement 2 heures



Figures 3.4 (5) : vieillissement 3 heures

Figures 3.4 (1), (2),(3) , (4) , (5) : Evolution microstructurale avec traitement de vieillissement pendant différents temps de maintiens.



Figures 3.4 (6) : l'acier 2205 brute Villiers

commentaire :

En fonction des temps de vieillissement on remarque que il y' a une formation d'autre phases secondaire , la quantité de cette phase augmente au fur et à mesure avec le temps.

3.2 Mesure de micro dureté :

Le tableau ci-dessous illustre les résultats obtenus après les mesures :

Echantillons /phases	HV0.05, 10s							Le moyenne
	Brute vieillié 800°C 1h	Phase γ	324.47	353.39	326.83	353.59	333.08	
Phase $\gamma+\alpha+\sigma$		349.81	523.38	413.38	480.76	509.39		454,8
TV850°C/30min	Phase γ	308.81						308.1
	Phase	432.17	330.43	470.65	668.30	308.81		441,6

Partie Expérimentale

	$\gamma+\alpha+\sigma$									
TV850/1h00	Phase γ	308.12	309.16	319.36	323.20	334.28				318,6
	Phase $\gamma+\alpha+\sigma$	363.81	382.51	393.93	400.74	605.71	678.80	729.29		532,625
TV850/1h30	Phase γ	312.98	398.26	314.34	278.10	374.83	356.48	302.29	374.83	338,5
	Phase $\gamma+\alpha+\sigma$	420.77	385.10	498.48	481.46	440.04				444,8
TV850/2h00	Phase γ	329.76	266.30	320.00	353.14					317,23
	Phase $\gamma+\alpha+\sigma$	472	451	428	514.11	368.85				446,6
TV850/3h00	Phase γ	334.11	300.57	276.57	310.08	289.62	341.13	357.89	368.74	321,875
	Phase $\gamma+\alpha+\sigma$	504	642.63	537.4	368.82	375.94	460.79	463.93	526.70	484,375

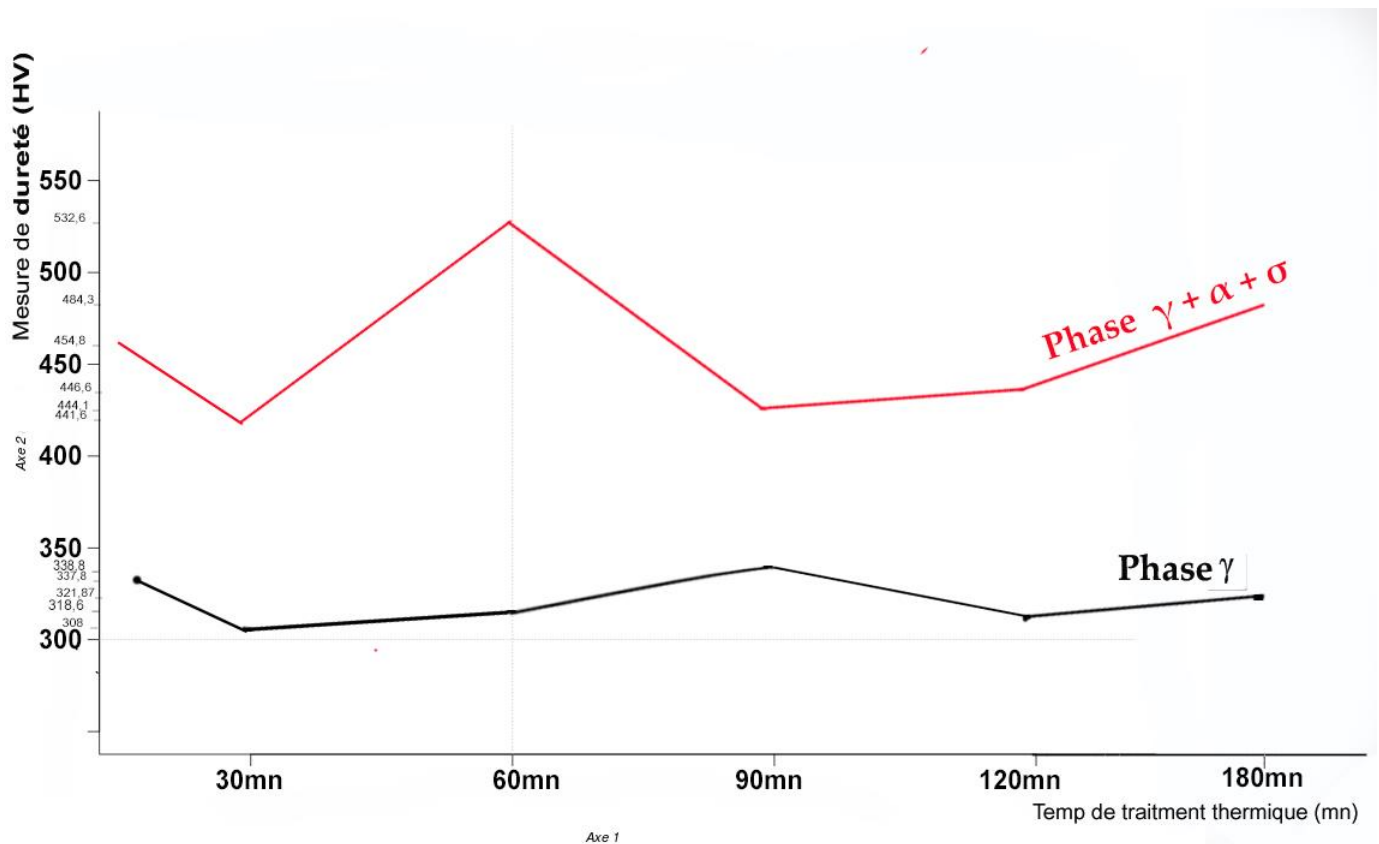
Tableau 3.1 : Résultats De La Micro Dureté

commentaire :

Après un traitement thermique de vieillissement d'une température de 850C° a des temps de maintien comprises entre 1/2h et 3h, on constate un durcissement de l'acier.

Le tableau 3.1 montre la diminution de la micro dureté de l'acier inoxydable duplex 2205 en fonction du temps.

On a représenté ces derniers résultats dans ce graphe qui contient la mesure de micro-dureté en fonction de temps de vieillissement .



commentaire :

lorsqu'on fait un traitement thermique de vieillissement sur un acier brute (non-traité) la dureté diminue dans cet acier en fonction du temps .

La dureté dans la phase γ reste toujours moins que le Phase $\gamma + \alpha + \sigma$.

dans le traitement de vieillissement de 60 mn à la phase $\gamma + \alpha + \sigma$ on remarque qu'il ya une augmentation de la dureté à cause des carbures et nitrures qui se révèle à la surface de l'acier.

dans le temps de 2h on remarque qu'il ya une augmentation légère de dureté dans les deux phases ($\gamma + \alpha + \sigma$ et γ)

CONCLUSION

conclusion

CHAPITRE IV : CONCLUSION

L'objectif de ce travail est la caractérisation des microstructures de l'acier DSS 2205 et l'observation de sa dureté obtenus après traitement thermique .

L'acier inoxydable (duplex) 2205, est un matériau largement utilisé dans diverses applications industrielles, pour ses propriétés mécaniques élevées et sa très haute dureté après avoir fait des traitements thermiques tels que le vieillissement dont on a étudié dans ce projet .

Pour atteindre cet objectif notre travail s'est divisé en deux parties :

- Caractérisation de la microstructure par métallographie
- Caractérisation de la microstructure par micro-dureté

Nous avons effectué des traitements thermiques de vieillissement sur cinq échantillons traités (ont subi à la mise en solution de 1050 °C) de l'acier 2205 à une température de 850°C° et un autre échantillon brute (non traité) vieillie aussi à 850°C , afin d'obtenir une structure biphasée (γ et α) sans la présence de phases intermétalliques (σ).

Les résultats obtenus peuvent nous mener à considérer certaines conclusions qui sont les suivantes :

- A 1050°C, l'acier inoxydable duplex 2205 présente une structure en bande biphasée formée par la ferrite α et l'austénite γ , à cet état, aucune forme de précipité n'a été observé.
- Le traitement de vieillissement a provoqué un phénomène de précipitation au niveau des joints de grains ferrite/austénite. Ces précipités s'intensifient au fur et à mesure avec du temps du vieillissement et se propagent à l'intérieur de la ferrite.
- La dureté de l'acier augmente lorsque le taux de ferrite augmente .
- ✓ Des essais complémentaires notamment des traitements thermiques permettent de confirmer l'effet entre la composition des phases de la microstructure et la dureté .

Référence :

- [1] **R. N. GUNN**. Duplex Stainless Steels, microstructure, properties and application, 2000.
- [2] **P. J. CUNAT**. Aciers Inoxydables. Fabrication. Traités Des Matériaux. Techniques de l'Ingénieur. M4543. 2002.
- [3] **P. LACOMBE, B. BAROUX, G. BERANGER**. Les aciers inoxydables. Les éditions de physique.1990.
- [4] **Pohl, O. Storz. Sigma-phase in duplex-stainless steels.**
Z. Metallkd. 95 (2004) vol7
- [7] **J. Charles**, The duplex stainless steels: materials to meet your needs, Duplex Stainless Steels'91, 1991, pp. 3-49.
- [8] **Frédéric PERDRISSET**. Influence de l'azote sur les mécanismes de fissuration en fatigue- corrosion d'un acier inoxydable austéno-ferritique de type Z3 CND 22 05. Thèse de doctorat en sciences des matériaux, univ.Lille 1994.
- [12] **Charles, J.** *Super Duplex Stainless Steel: Structure and Properties.* in *2nd. Duplex Stainless Steels.* 1991.
- [13] **REDJAIMIA A.** "*Etude morphologique et structurale des produits de décomposition de la ferrite delta dans un acier inoxydable austéno ferritique Fe-22Cr-5Ni-3Mo-0,03C*", Thèse, Institut National Polytechnique de Lorraine (1991).
- [14] **J. O. Nilsson and A. Wilson**, Influence of isothermal phase transformations on toughness and pitting corrosion of super duplex stainless steel SAF 2507. Materials Science and Technology July 1993 Vol. 9 545
- [15] **J-Y. Maetz, Évolution de la microstructure d'un acier inoxydable lean duplex lors du vieillissement, thèse** doctorat Science des matériaux, INSA de Lyon 2014.
- [16] **Michael Pohl, Oliver Storz, and Thomas Glogowski.** Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. Materials Characterization, 58(1):65{71, 2007
- [18] **Kerrouba Nabil.** Précipitation de la phase sigma et des carbures de chrome dans les soudures inoxydables duplex 2205.

Thèse de magister, école polytechnique, Alger, **2005/2006**

[19] **Frédéric PERDRISSET**. Influence de l'azote sur les mécanismes de fissuration en fatigue- corrosion d'un acier inoxydable austéno-ferritique de type Z3 CND 22 05. Thèse de doctorat en sciences des matériaux, univ.Lille 1994

[24] **Christophe BAUMHAUER**, Influence du niobium sur la microstructure et les propriétés d'usage des aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex), thèse de doctorat, université de Grenoble (2006)

[29] **Guide pratique pour le travail des aciers inoxydables duplex** ; édité par International Molybdenum Association (IMOA) , Londres, GB, www.imoa.info

[38] **H.-P. Liu, P. Johansson, M. Liljas**, Structural evolution of LDX 2101® (EN 1.4162) during isothermal ageing at 600-850°C, *6th European Stainless Steel Conference : Science and Market, HELSINKI, Finland, Proceedings, p.555, 2008.*

[40] **W. Zhang, L. Jiang, J. Gao**, Study of precipitation in 2101 Duplex stainless steel, *Materials Science and Technology*, vol. 26, 2010, page 5.

[41] **H. Hong, B. Rho, S. Nam**, Correlation of the M23C6 precipitation morphology with grain boundary characteristics in austenitic stainless steel, *Materials Science and Engineering*, vol. A318, 2001, page 285–292.

[52] **Mémoire De Magistère 2005. Bettaher Kheireddine**. Etude De La Précipitation De La Phase Sigma Et Des Carbures De Chrome Dans L'acier Inoxydable Duplex.

[53] . **Rabensteiner. G. Le Point Sur La Mesure De Ferrite**. Soudage Et Techniques Connexes

[54] **Gunn, R. N. Duplex Stainless Steels**. Microstructure, Properties And Applications. Abington Publishing, Cambridge England, (2003).

[55] Précipitation De La Phase Sigma Et Des Carbures De Chrome Dans Les Soudures **D'acier Inoxydable Duplex 2205. Mémoire De Magistère 2006. Nabil Kharouba.**

[56] **Zh.L. Jiang, X.Y. Chen, H. Huang, Xy. Liu**. Grain Refinement Of Cr25ni5mo1.5 Duplex Stainless Steel by Heat Treatment. 2003.

[72] **Wikipedia**

