

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET
POPULAIRE MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE
LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE



**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 aidé à trouver des solutions pour avancer.

Je remercie aussi sincèrement Monsieur Tahar Chaouch.k 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 :

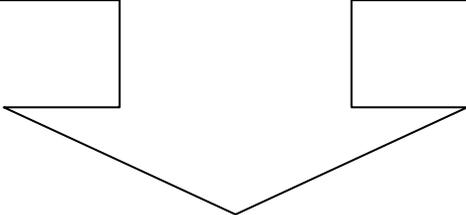
A Habib Soudani et Rachid Soudani qui m'a aidé dans le stage pratique à Air Algérie

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



L'objectif de ce travail de contribuer à la compréhension de l'influence des traitements de vieillissement sur l'évolution microstructurale d'un acier inoxydable Duplex DSS 2205 . ces traitement sont effectués à une température isotherme de 850°C pendant des temps de maintiens différents 0.5 h à 3h

نبذة مختصرة

كجزء من مشروع أطروحة نقتراح من قبل هذا

عمل دراسة تأثير سلوك الشيوخة على التطور المجهرية للفوالذ المقاوم

للصدا (DSS 2205),

خالل المعالجات الحرارية التي تتراوح من 1 / 2س إلى 3س

لدرجة الحرارة 058 درجة مئوية نلها التبريد ، من أجل توضيح تأثير المرحلة نظريًا
وتحوالت الترسيب ، بعد المعالجة الحرارية ، على سلوك الصالبة للفوالذ
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	
I.1.1 Les familles des aciers inoxydables	7	
Les Aciers inoxydables ferritiques	8	
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	14	
I.3. La microstructure des aciers duplex	14	
Les Propriétés mécaniques	16	
La résilience	18	
La dureté	20	
Les transformations de phases	21	
Transformations à températures (T600°C et T 1050°C)...../		22
I.5.a. Les précipitations	23	
Les carbures de chrome.	23	
Les nitrures	23	
I.6.b. Les phases intermétalliques	24	
La phase alpha.	24	
L'austénite secondaire	26	
La phase gamma.	28	
Chapitre II :		
Etude Expérimentale.	31	
Introduction	31	
Moyens expérimentale	31	
2.1.1 Matériaux	31	
2.1.1 les caractéristiques mécaniques	31	
Traitement thermique	32	
Méthodes de caractérisation	33	
Préparation de surface	33	
Polissage	33	
Attaque chimique	34	
Analyse au microscope optique	34	
Essai de micro dureté	35	
Chapitre III		
ANALYSE ET DISCUSSION	37	
Les résultats	37.44	
CHAPITRE		IV
CONCLUSION	46.47	
Référence	48.49	

Chapitre I : Etude bibliographique sur les aciers duplex

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.

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.

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)

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

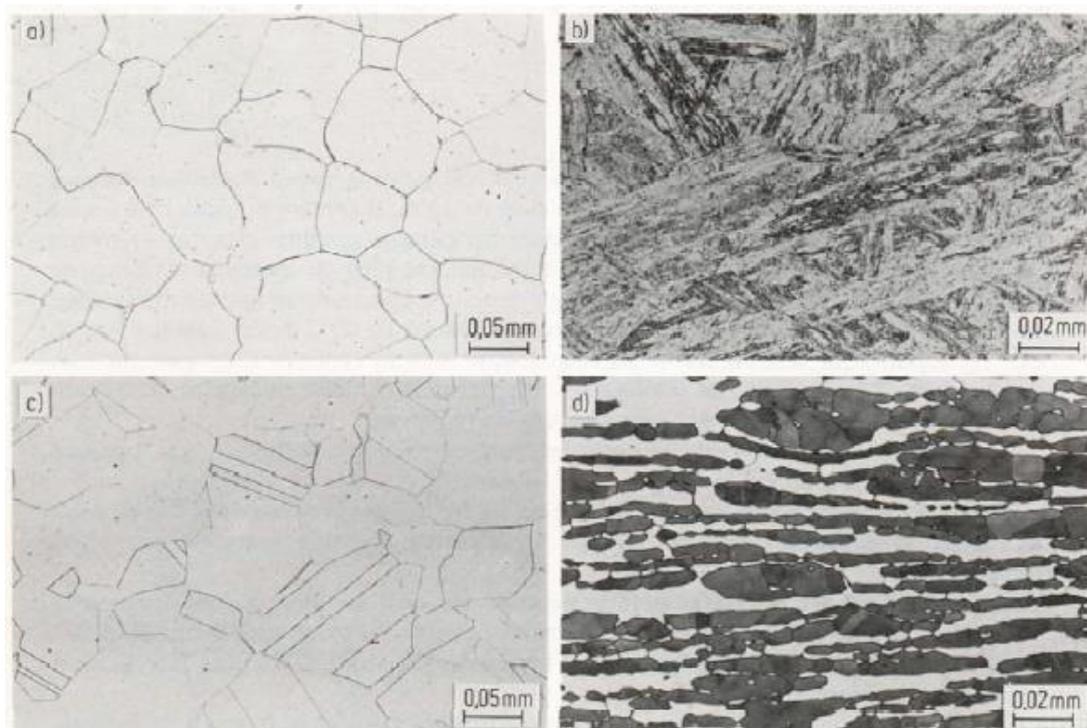


Figure 1.1 : Microstructures des aciers inoxydables ferritiques (a), martensitiques (b), austénitiques (c), et austéno-ferritiques (d).

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.

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 .

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.

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, 22022304.

Les hyper duplex : définis comme des aciers duplex fortement alliés, avec un PREN supérieur à 45.
 $\text{PREN} = \text{indice de résistance à la corrosion par piqûres} = \% \text{ Cr} + 3,3 (\% \text{ Mo} + 0,5 \% \text{ W}) + 16 \% \text{ N}$

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 σ_{L} . 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 avancées pour expliquer les meilleures propriétés mécaniques des aciers contenant de l'azote est que cet élément augmente la probabilité de maillage 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 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.

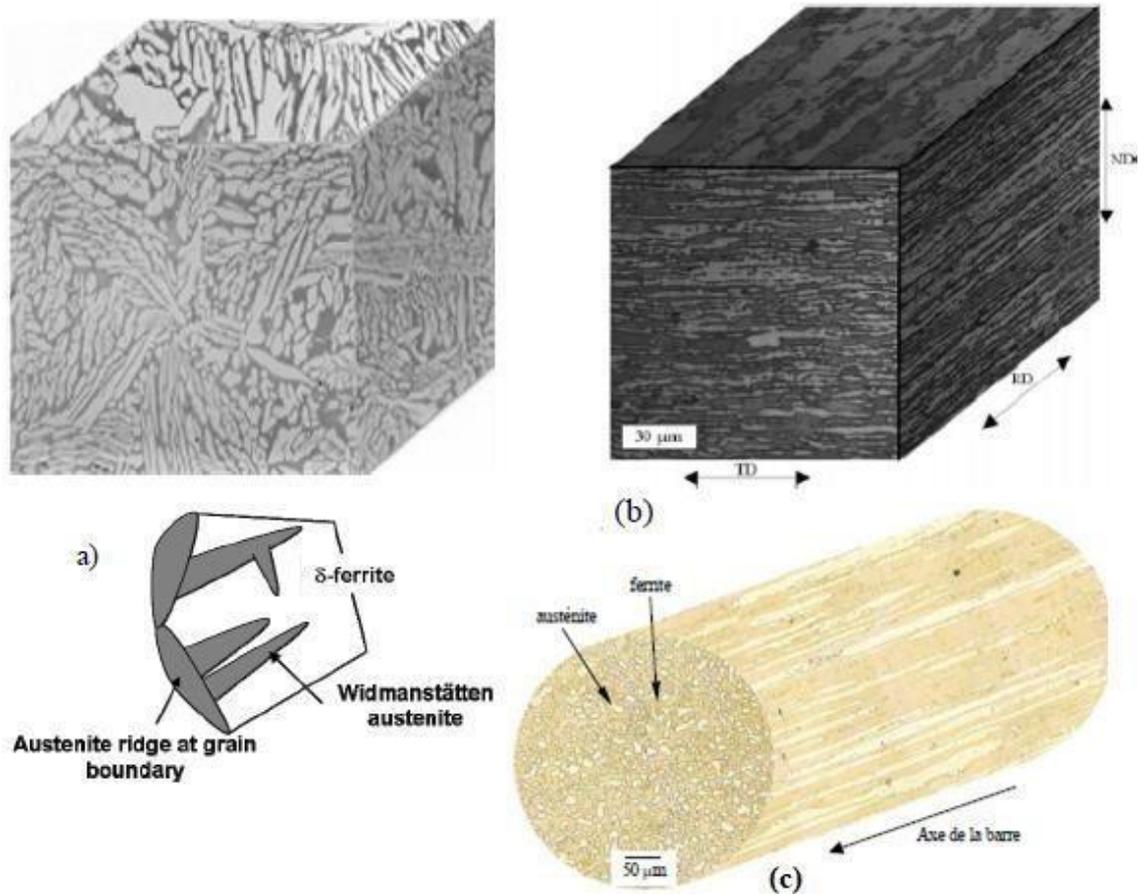


Figure 1.2. Microstructure d'aciers austéno-ferritiques moulé (a), laminé (b), et forgé (c). (Ferrite en sombre, austénite en clair).

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

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, dû 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.

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

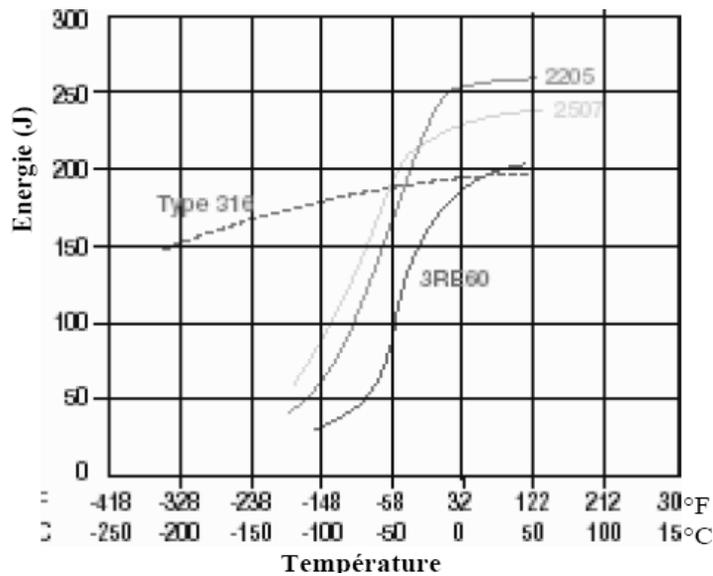
Tableau 1.4 : Propriétés mécaniques et teneurs en ferrite [56].

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 et 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 desorte 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]

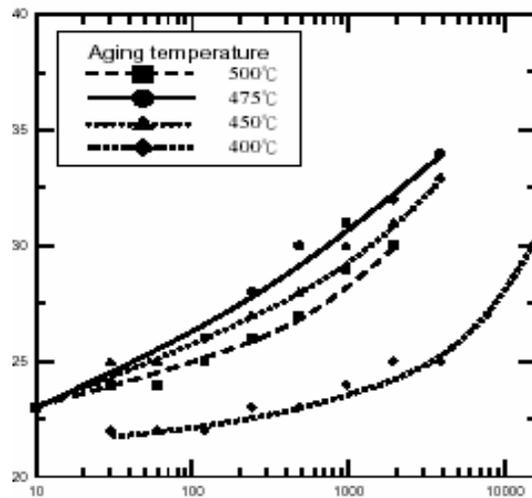


Figure 1.4 : Effet des traitements de vieillissement entre 400 et 500°C sur la dureté HRC de l'acier inoxydable duplex 2205 [53].

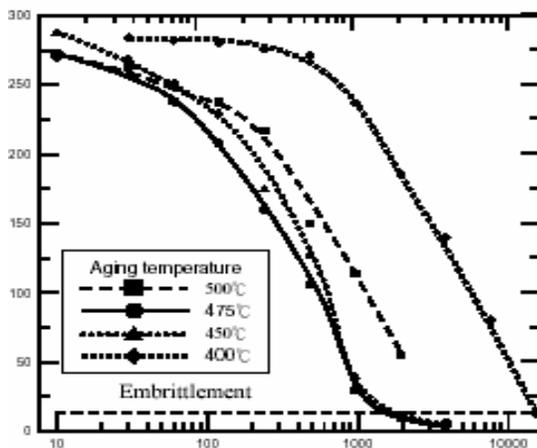


Figure 1.5 : Effet des traitements de vieillissement entre 400 et 500°C sur l'énergie d'impact (Charpy V) de l'acier inoxydable duplex 2205 [53].

La dureté :

Les duretés Brinell et Rockwell (HRB) de quelques nuances austénoferritiques 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.

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

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

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.

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.

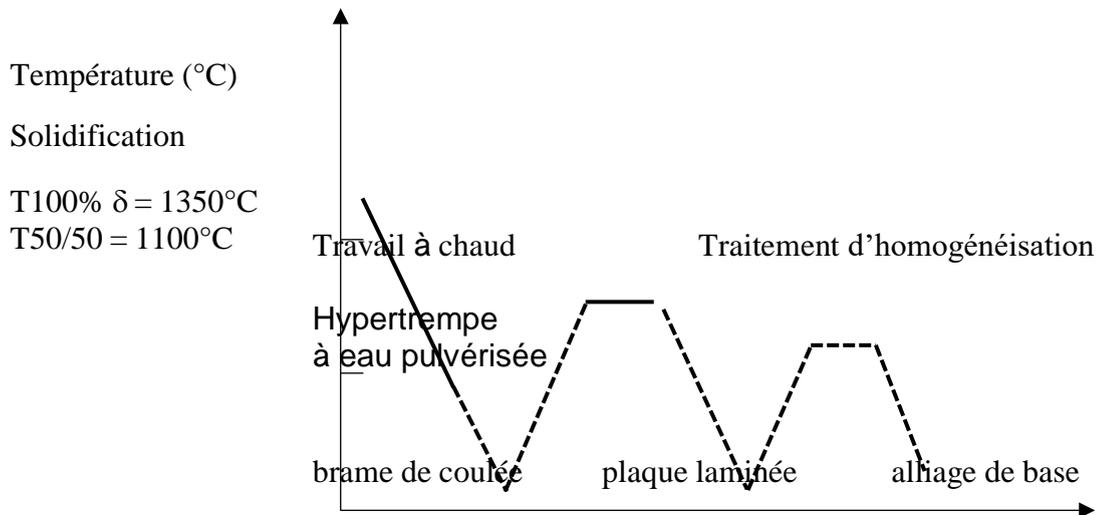


Figure 1.4 Histoire Thermique D'une Plaque D'acier Inoxydable Duplex

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).

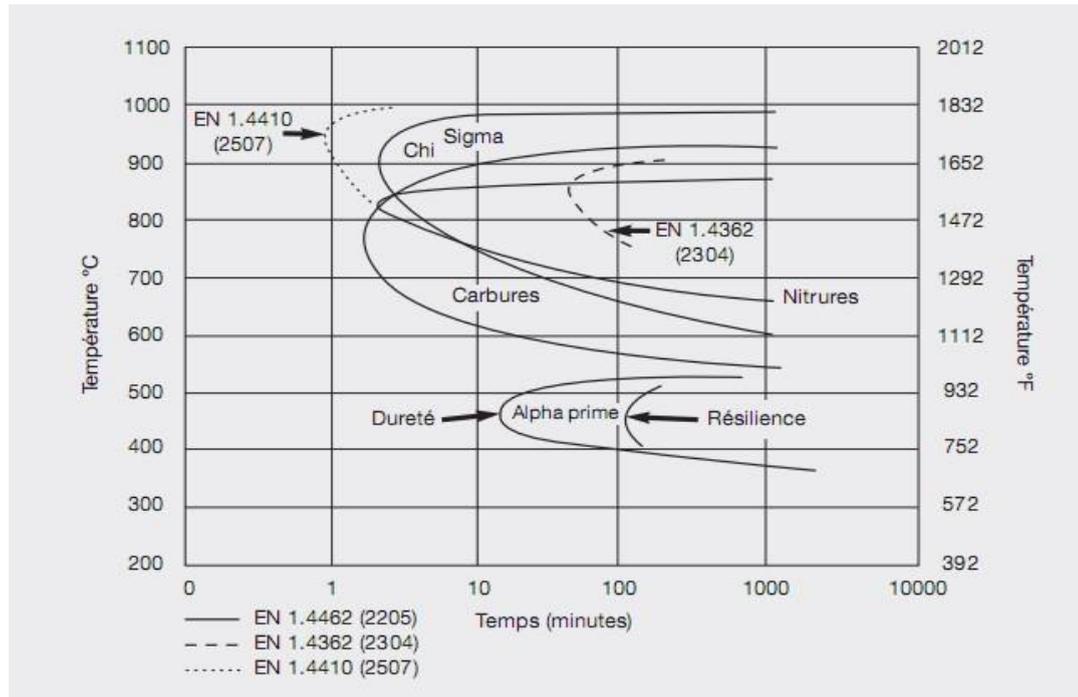


Figure I.5 : Diagramme de précipitation isotherme (TTT) pour l'acier DUPLEX 2205

L'équilibre des phases ferrite/austénite dans la microstructure peut être prédit au moyen d'une régression linéaire multi variable comme suit : $[Cr_{eq}] = \%[Cr] + 0,88\% [Mo] + 1,73 [Si]$
 $[Ni_{eq}] = \%[Ni] + 24,55\% [C] + 21,75\% [N] + 0,4 [Cu]$
 $\%ferrite = -20,93 + 4,01Cr_{eq} - 5,6Ni_{eq} + 0,016T$
 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 éviter.

I.5.a. Les précipitations :**Les carbures de chrome :**

La précipitation de ces carbures type M_2C_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 austéno-ferritiques 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].

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

Tableau 1.7 Composition Chimique Des Carbures M_2C_6 En Fonction Du Traitement Thermique [11]

Les nitrures :

les nitrures les plus observées 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

M23C6 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].

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 rend plus susceptible à la corrosion.

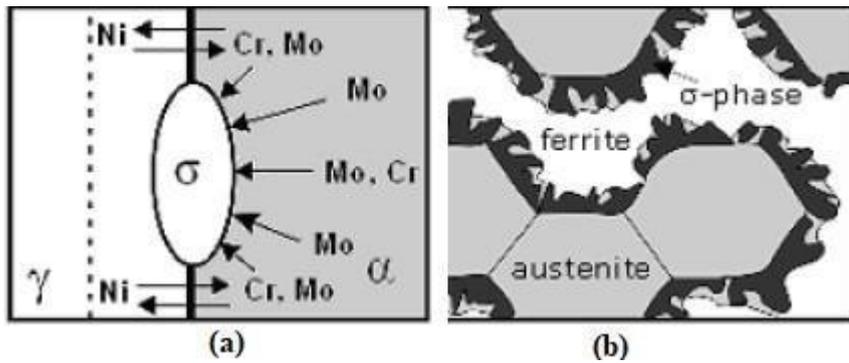


Figure 1.7 : a) diffusion des atomes d'éléments alphas du grain ferritique vers un germe σ ;
 b) Schéma illustratif de la germination de la phase sigma
 au niveau de l'interface γ/α et sa croissance à l'intérieur de la ferrite [18]

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 :

Les températures de mise en solution élevées induisent le grossissement des grains, ce qui réduit le taux de la phase sigma formée.

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] :

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

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

Par formation des structures de Widmanstaetten, à destempératures supérieures à 650°C, là où la vitesse de diffusion

est très grande, et l'austénite est plus pauvre en chrome, surtout s'il y a précipitation simultanée de Cr₂N. La précipitation d'austénite de Widmanstätten peut être observée lors d'unetrempe à haute température, lorsque l'acier inoxydable austéno-ferritique duplex est majoritairement ferritique.

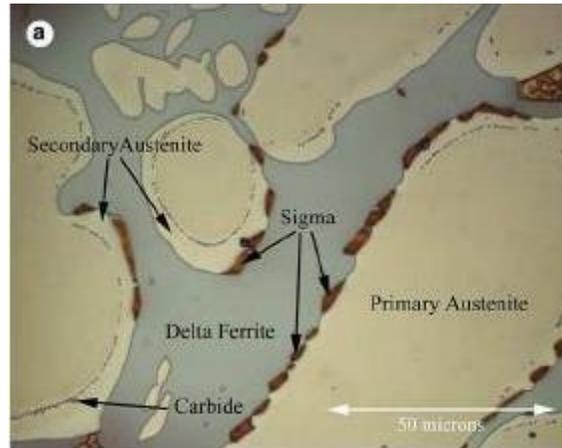


Figure 1.8 Formation de la phase σ et de l'austénite secondaire dans l'acier duplex 25 07, après vieillissement à 850°C pendant 10 minutes. remarquez la différence de contraste entre austénite primaire et secondaire (SEM) [20].

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 deséléments chimiques; cette austénite a la même compositionchimique que la ferrite environnante ;

- **La phase γ** : Cette phase précipite entre 700°C et 900°C, plus rapidement que la phase σ mais en quantité plus faible mais elle esttout 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.

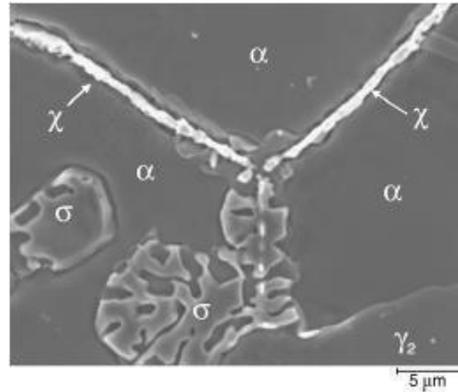


Figure 1.9 Formation de la phase χ et croissance de la phase σ dans un DSS moulé [16]

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
moyens expérimentaux :

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

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

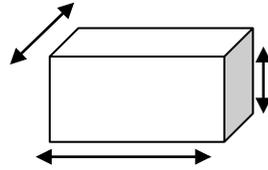
Résistivité électrique : 481 Ohm- circ mil/ft

Traitement thermiques :

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

1cm

0.5cm



1cm

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

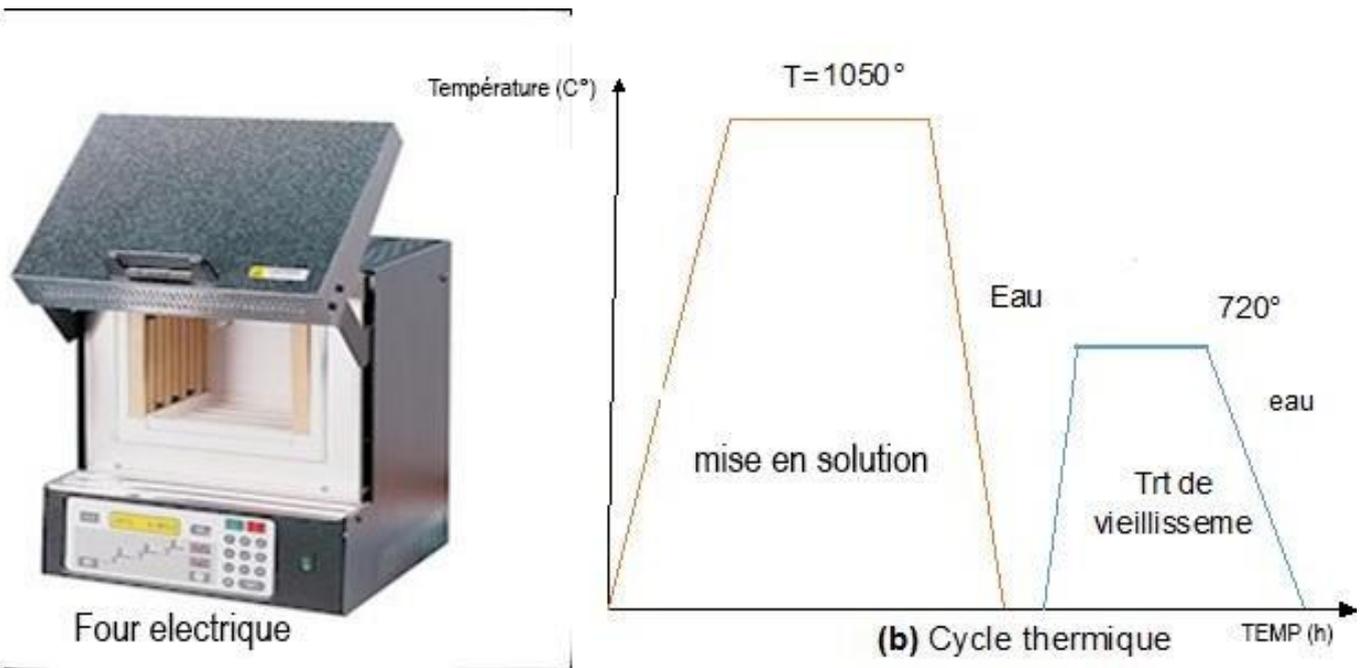


Figure 2.1 Four et séquences du traitement thermique.

Méthodes de caractérisation :

Préparation de surface :

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.

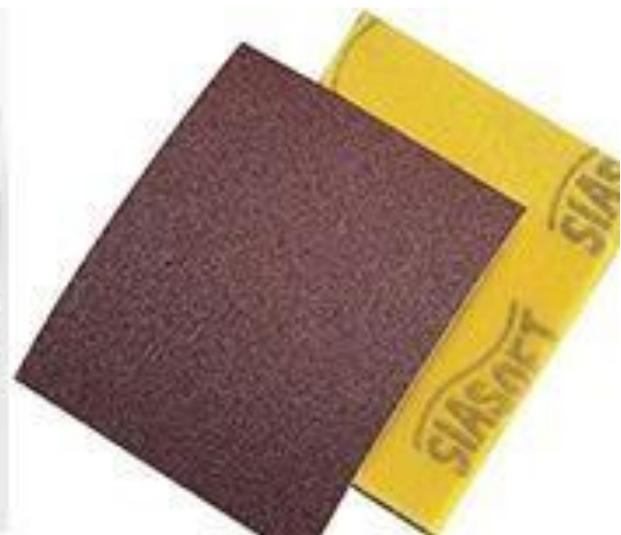
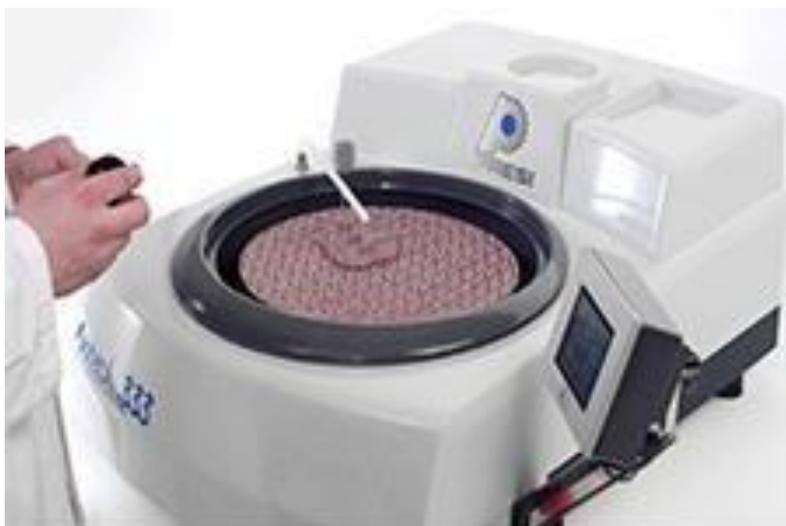


Figure 2-5 . ponceuse et papiers abrasifs

Attaque chimique :

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

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

Tableau 2.3 Caractéristiques de notre solutions d'attaque chimique. le schéma suivant d'écrit la technique : figure 2-4

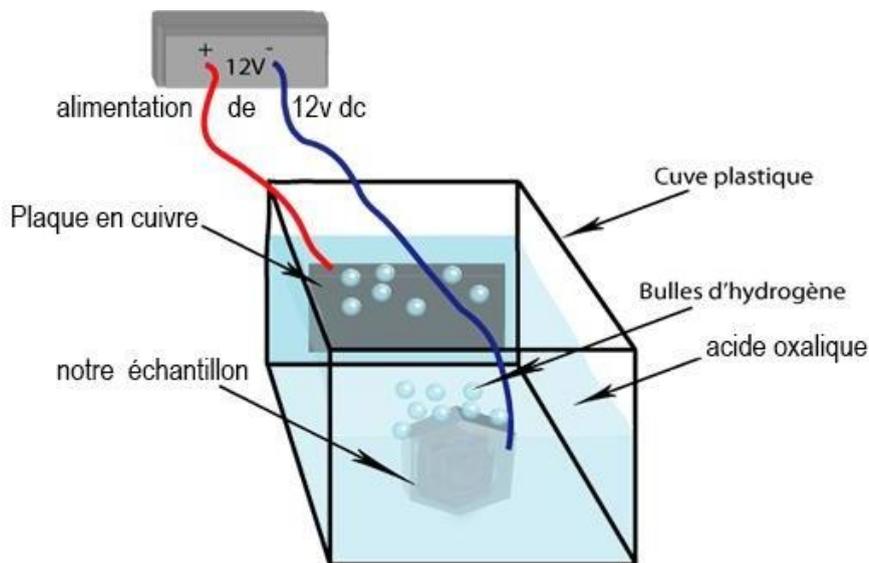


figure 2-44.3 Analyse au microscope optique :

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

Essai de micro dureté :

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

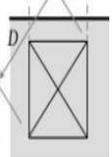
Le micro-mètre contient Un indenter formé d'une pyramide endiamant soumise à la force F qui pénètre à la surface polie de l'échantillon.

La diagonale des empreintes est mesurée à l'aide d'une règle micrométrique associée 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:

$$HV = \frac{F}{D^2}$$

Où :



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

La Microstructure :

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

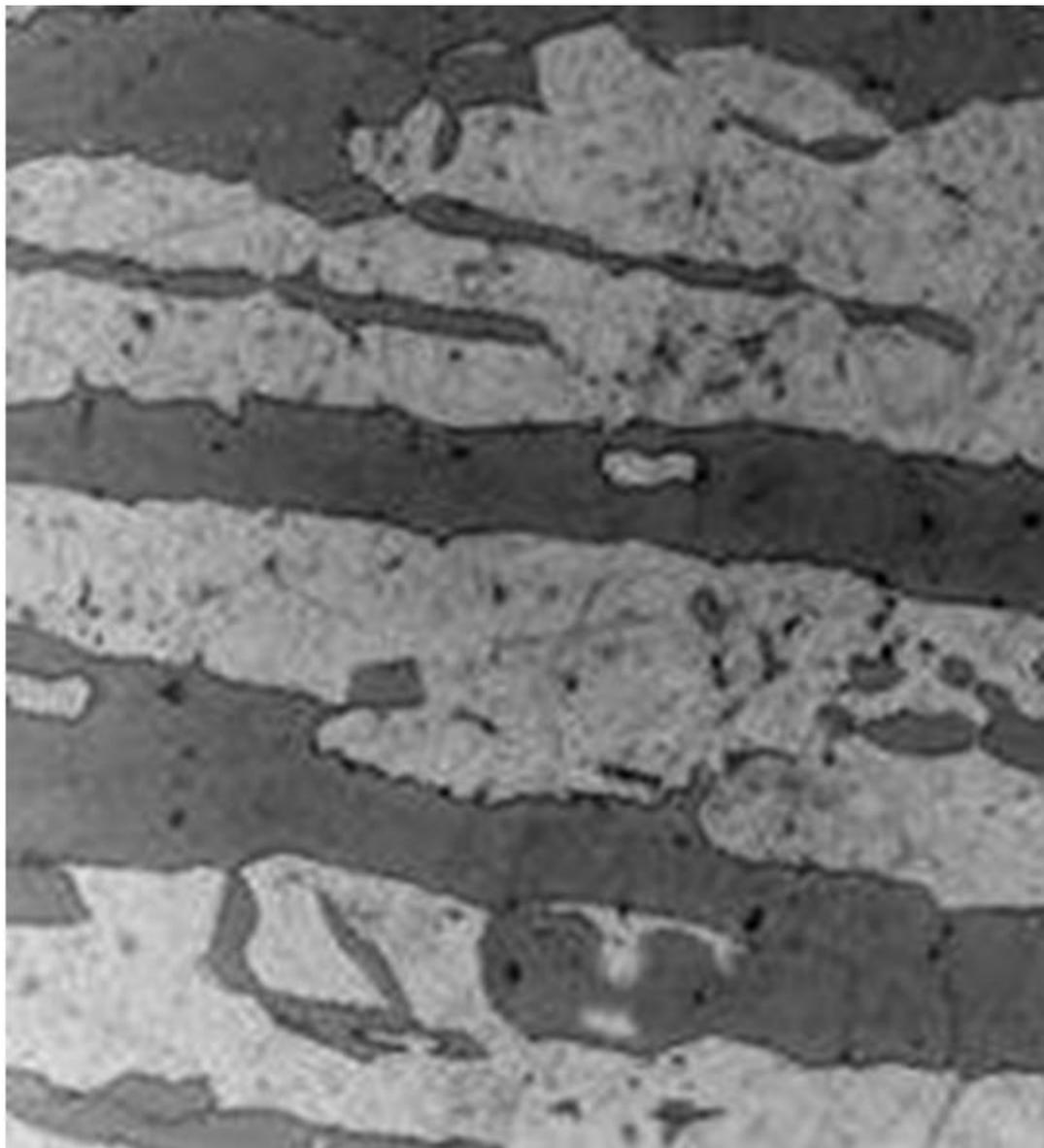


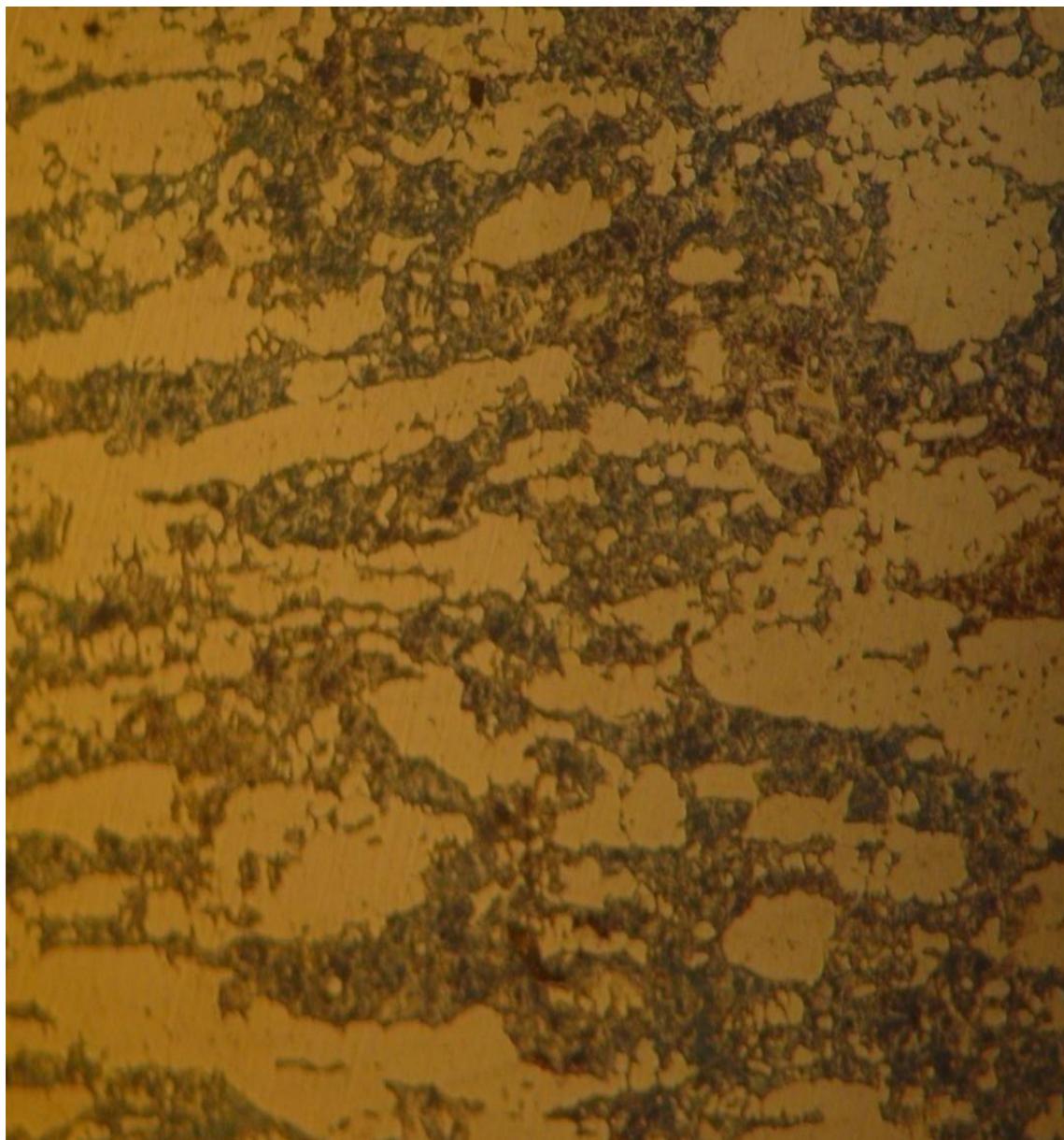
Figure 3- Acier duplex '2205' tell que reçu (brute)

commentaire :

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 :

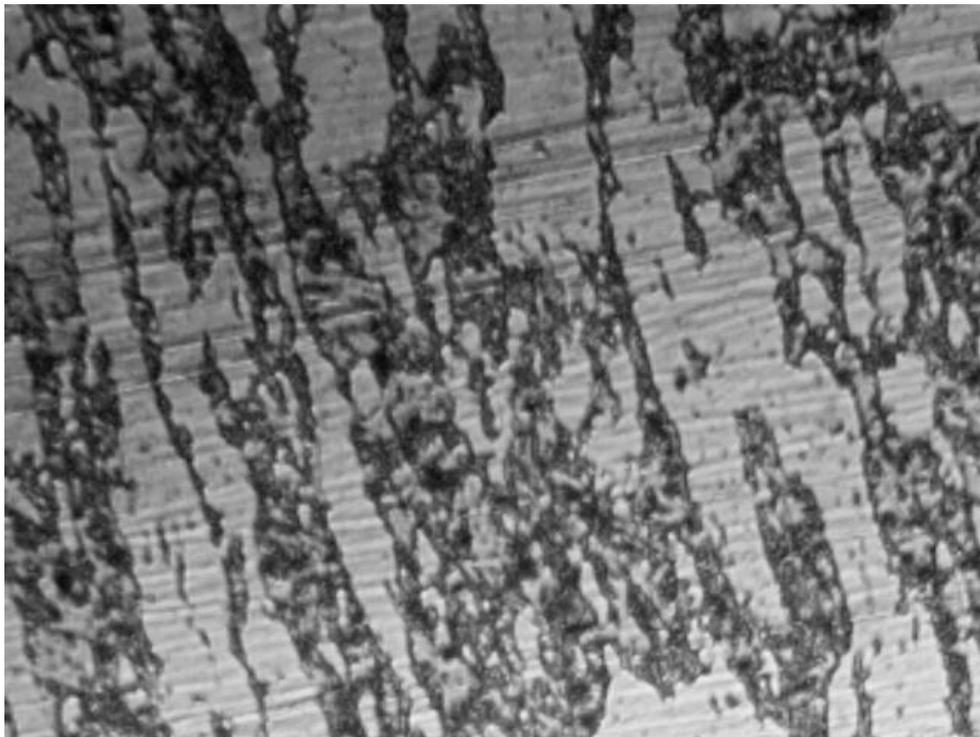
lorsque on fait la mise en solution à 1050°C ,on remarque que il y' a plus de précipités mais lamicrostructure elle est plus homogénéisée.

observation :

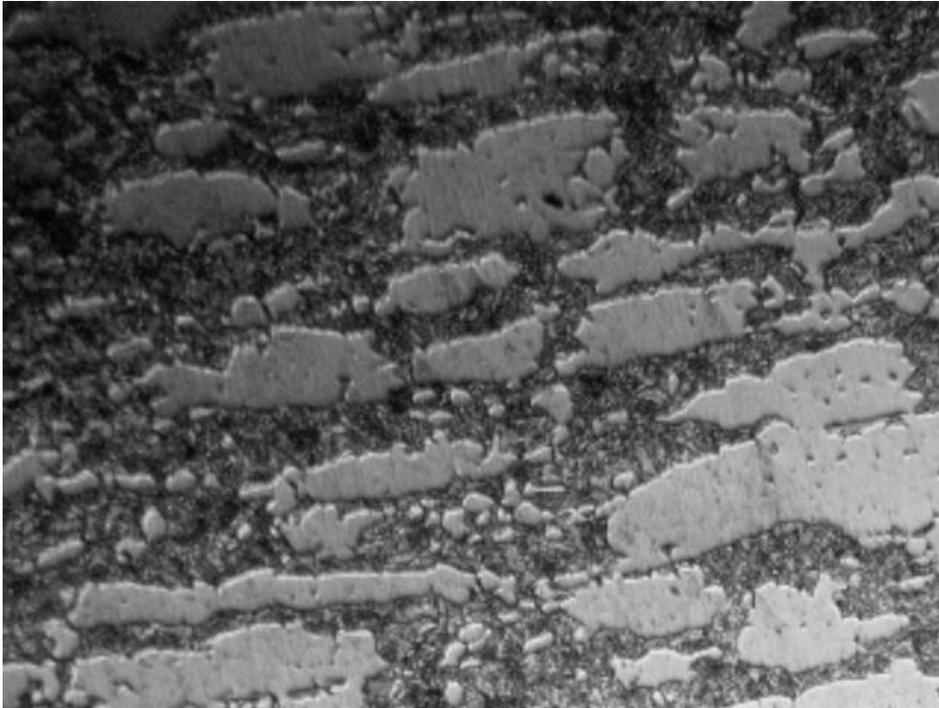
l'état microstructurale d'acier après le vieillissement :

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.



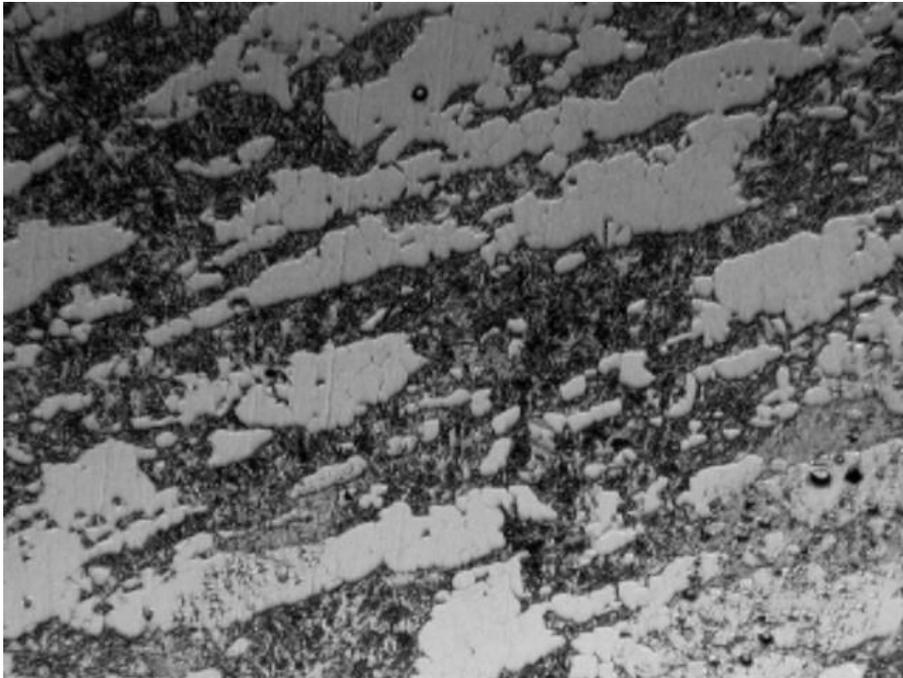
Figures 3.4 (1) : vieillissement 30min



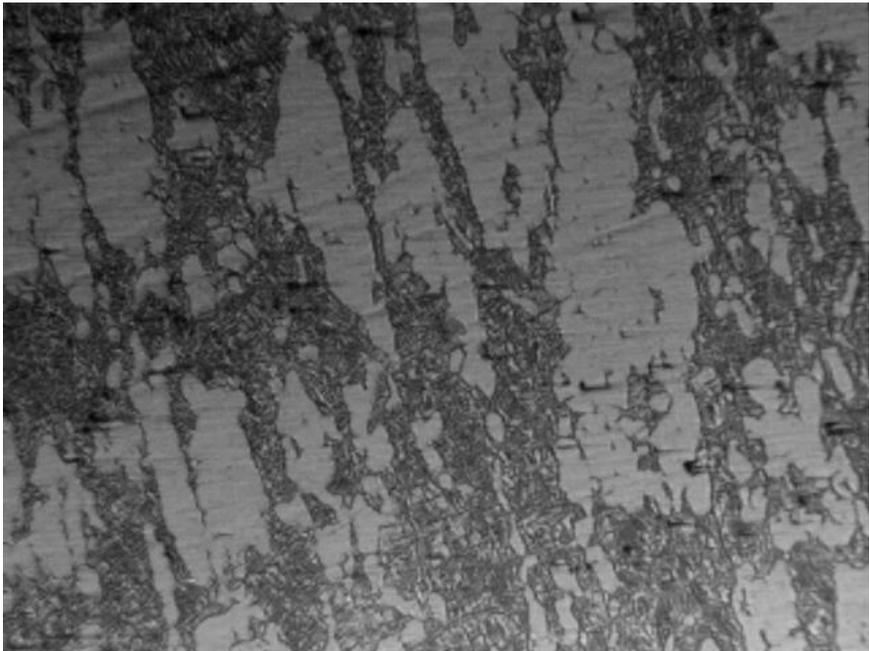
Figures 3.4 (2) : vieillissement 1heure



Figures 3.4 (3) : vieillissement 1 heure et demi

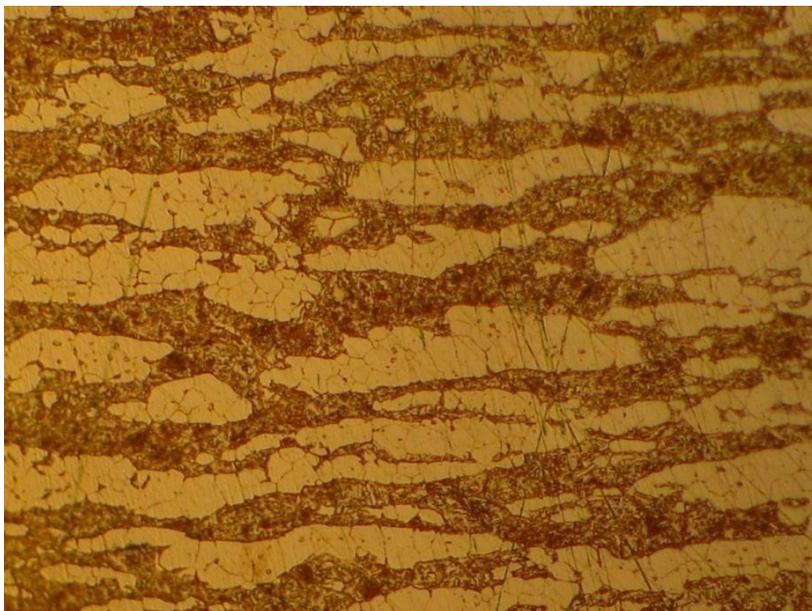


Figures 3.4 (4) : vieillissement 2 heures



Figures 3.4 (5) : vieillissement 3 heures

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



Figures 3.4 (6) : l'acier 2205 brute Vieilli (850 °C pour 1 heure)

commentaire :

En fonction des temps de vieillissement on remarque que il y' a une formation d'autre phasessecondaire , la quantité de cette phase augmente avec le temps.

commentaire :

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

Partie Expérimentale

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

commentaire :

dans le traitement de vieillissement de 60 mn à la phase $\alpha+\beta+\gamma$ on remarque qu'il y a une augmentation de la dureté à cause des précipitations.

dans le temps de 2h on remarque qu'il y a une augmentation légère de dureté dans les deux phases ($\alpha+\beta+\gamma$ et δ)

CONCLUSION

conclusion

CONCLUSION

L'objectif de ce travail est la caractérisation des microstructures de l'acier DSS 2205 après traitement de vieillissement à une température isotherme de 850°C

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

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 et dans la ferrite

Ces précipités s'intensifient au fur et à mesure que le temps du vieillissement augmente et se propagent à l'intérieur de la ferrite

conclusion

La dureté de l'acier augmente lorsque le taux de précipitation augmente

conclusion

Référence :

R. N. GUNN. Duplex Stainless Steels, microstructure, properties and application, 2000.

P. J. CUNAT. Aciers Inoxydables. Fabrication. Traités Des Matériaux. Techniques de l'Ingénieur. M4543. 2002.

P. LACOMBE, B. BAROUX, G. BERANGER. Les aciers inoxydables. Les éditions de physique. 1990.

Pohl, O. Storz. Sigma-phase in duplex-stainless steels.

Z. Metallkd. 95 (2004) vol7

J. Charles, The duplex stainless steels: materials to meet your needs, Duplex Stainless Steels'91, 1991, pp. 3-49.

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.

Charles, J. *Super Duplex Stainless Steel: Structure and Properties.* in *2nd. Duplex Stainless Steels.* 1991.

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).

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

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.

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

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**

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.*

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

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.

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

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

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

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

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

[72] Wikipedia

LISTE DES FIGURES :

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

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

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

Figure 1.4 : Effet des traitements de vieillissement entre 400 et 500°C sur la dureté HRC de l'acier inoxydable duplex 2205 [53].

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].

Figure 1.6 : *Histoire Thermique D'une Plaque D'acier Inoxydable Duplex*

Figure 1.7 : Diagramme de précipitation isotherme (TTT) pour l'acier DUPLEX 2205

Figure 1.8 *Micrographies Montrant La Morphologie Des Précipités Aux Joint De Grains*

Figure 1.9 : a) diffusion des atomes d'éléments alpha-gènes du grain ferritique vers un germe σ ;

Figure: 1.10 Formation de la phase σ

Figure 1.11 Formation de la phase χ et croissance de la phase σ dans un DSS moulé [1]

Figure 2.1 four électrique

figure 2.5 microscope-optique utilisée figure 2-6 : le **micro Duro-mètre** utilisée

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

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