

Comportement microstructural et mécanique d'une soudure en acier inoxydable duplex 2205 à haute température

Brahim BELKESSA, Riad BADJI, Mabrouk BOUABDALLAH, Naima Ouali, Youcef Yahmi

Division de de Métallurgie et Mécanique. Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle. B.P 64, Route de Dely Ibrahim, Chéraga, Alger, brbelkessa@yahoo.fr

RESUME:

Des traitements thermiques dans l'intervalle de température compris entre 800 et 1200°C, avec une durée de maintien à haute température fixée à 60 min, suivie d'une trempe à l'eau à 20 °C, ont été réalisés sur des soudures en acier inoxydable austéno-ferritique de nuance SAF 2205 (UNS S31803) .

Les traitements thermiques réalisés aux températures inférieures à 1000 °C, ont modifié la structure de l'acier inoxydable duplex 2205 en provoquant l'apparition de précipités, identifiés par diffraction des rayons X comme étant, le composé intermétallique σ , et les carbures de chrome de type $M_{23}C_6$.

Les traitements appliqués aux températures supérieures à 1000 °C déplacent l'équilibre δ - γ en faveur de la phase δ . En effet, l'augmentation du taux de ferrite en fonction de la température de traitement est sensiblement linéaire. Les taux de ferrite les plus élevés sont enregistrés au niveau de la zone affectée thermiquement (ZAT), qui a subi une ferritisation suite aux effets thermiques du soudage.

MOTS-CLES : Acier inoxydable duplex 2205, ferrite δ , traitement thermique, équilibre des phases δ/γ ;

1. INTRODUCTION

La maîtrise du comportement des structures et des assemblages est une nécessité croissante pour nombre de secteurs : nucléaire, aéronautique, ferroviaire, marine, plate-forme pétrolière, etc. Or seule une connaissance approfondie des phénomènes intervenant dans le matériau utilisé et des facteurs influençant son comportement permet de choisir correctement la modélisation adaptée aux conditions d'utilisation.

Les aciers inoxydables austéno-ferritiques dits aussi « aciers duplex » deviennent de plus en plus présents dans des applications industrielles exigeant des propriétés mécaniques importantes associées à une bonne résistance à la corrosion. L'acier austéno-ferritique est biphasé, constitué d'environ 50 % d'austénite et 50 % de ferrite, il combine les propriétés attrayantes des deux phases.

L'équilibre des phases ferrite/austénite est fonction de la composition et du traitement thermique appliqué à l'alliage. Les propriétés optimales des aciers inoxydables duplex sont réalisées quand les proportions presque égales d'austénite et de ferrite sont présentes dans la microstructure. Cet équilibre de phase est obtenu par une combinaison appropriée des teneurs en chaque élément et du traitement thermique de mise en solution.

Le contrôle de l'équilibre de ferrite/austénite en soudures des aciers inoxydables duplex n'est pas aussi simple que dans le métal de base. Les analyses de la microstructure des joints soudés ont démontré que la proportion de chaque phase est fonction de la composition, de la température maximale, et de la vitesse de refroidissement depuis la température maximale. Dans la zone fondue, la microstructure peut être commandée en équilibrant les effets de la composition du métal d'apport et de la vitesse de

refroidissement du joint soudé. Dans la zone adjacente (zone affectée thermiquement ZAT), l'équilibre ferrite/austénite est commandé principalement par la vitesse de refroidissement.

Par conséquent, l'équilibre ferrite/austénite dans la ZAT et la zone fondue des soudures des aciers inoxydables duplex peut changer de manière significative. Cette variation compromet souvent le comportement des aciers inoxydables duplex soudés dans des conditions de service. La commande améliorée des microstructures de la ZAT et de la zone fondue des soudures en aciers inoxydables duplex dépend d'une meilleure compréhension des transformations de phase qui influencent l'équilibre ferrite/austénite. D'autre part, l'étude de la cinétique de formation et de précipitation des phases et composés intermétalliques (phase sigma σ , carbures de chrome $M_{23}C_6$, nitrures de chrome Cr₂N) est d'une importance primordiale. La présence de ces derniers au niveau du cordon de soudure ou dans le métal de base présente un inconvénient majeur sur les propriétés mécaniques et affecte sévèrement la résistance à la corrosion de ces aciers.

2. PROCEDURE EXPERIMENTALE

2.1 Identification du matériau :

Les produits de base étudiés sont des tubes sans soudures de 170mm de diamètre et de 07mm d'épaisseur. Le matériau est un acier inoxydable austéno-ferritique dit aussi duplex, dont la nuance est du type SAF 2205 (UNS S31803).

2.2 Caractéristiques principales :

- Propriétés mécaniques élevées (limite d'élasticité ≥ 340 à 440 MPa)
- Très large plage de résistance à la corrosion
- Bonne ductilité
- Bon comportement en milieux sulfurique, phosphorique, organique, caustique.
- Bonne soudabilité
- Meilleure conductivité thermique que celle des aciers austénitiques.

Composition chimique :

Tableau .1 Composition chimique de l'acier inoxydable duplex 2205

Elément	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	P	S	Cu	N
2205 steel (Wt %)	0.03	0.36	1.77	5.70	2.258	22.05	0.018	0.015	0.2	0.14

2.3 Propriétés mécaniques du métal de base [1]

Les principales caractéristiques d'un acier inoxydable duplex 2205 se résument comme suit : (voir tableau 2)

Tableau 2 Propriétés mécaniques de l'acier inoxydable duplex 2205

Désignation	Limite élastique MPa	Résistance à la rupture MPa	Allongement à la rupture %	Dureté	
				Brinell	HRC
UNS 31803 (2205 steel)	> 450	> 620	> 25	< 290	< 32

2.4 Soudage des tubes

Deux procédés de soudage ont été utilisés pour la réalisation de la soudure bout à bout en 03 passes. La 1^{ère} passe (passe de fond) est réalisée avec le procédé TIG (Tungsten Inert Gas) en utilisant un métal d'apport de nuance AWS E 2209, les deux autres passes de bourrage, en utilisant le procédé de soudage à l'arc manuel avec électrodes enrobées, SMAW.

Composition chimique :

Tableau 3 Composition chimique du métal d'apport E 2209

Elément	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	P	S	Cu	N
Metal d'apport (Wt %) E2209	0.009	0.39	1.57	8.55	3.29	22.25	0.008	0.001	0.10	0.10

2.5 Traitements thermiques

Des échantillons prélevés sur le cordon de soudure ont subi des traitements thermiques dans l'intervalle de température compris entre 800 et 1200°C (avec un pas de 50°C). La durée de maintien à haute température est fixée à 60 minutes suivie d'une trempe à l'eau à 20 °C.

2.6 Caractérisations métallographique et mécanique

Les différents essais mécaniques réalisés pour caractériser nos soudures sont :

2.6.1 Les essais de résilience Charpy à température ambiante; on a réalisé des éprouvettes normalisées, selon NF A 03-161, 55 x 10 x 5 mm de dimensions, avec entailles en V de 45° d'ouverture et de 2mm de profondeur. L'usinage des entailles a été réalisé aux niveaux de la zone fondue, la ZAT et le métal de base.

2.6.2 La Microdureté ; des profils de micro dureté ont été réalisés avec un pas de 0.5mm en balayant les 03 zones de la soudure.

2.6.3 La caractérisation métallographique : à l'aide de la microscopie optique et électronique à balayage a permis de mettre en évidence la microstructure ainsi que la transformation structurale induite par le soudage et les différents traitements thermiques.

2.7 Méthodes d'analyses

2.7.1 Diffraction des rayons X :

La diffraction des RX nous a permis d'identifier les phases constituants notre matériau à partir de leurs structures cristallographiques.

2.7.2 Mesure du taux de ferrite par une méthode métallographique:

Une préparation métallographique minutieuse est nécessaire, un polissage de finition à 1 µm, suivi d'une attaque électrolytique, ce qui donne une nette différence de contraste entre les deux phases. Si on utilise une attaque électrolytique avec une solution à 40% KOH, la ferrite aura une couleur marron/orange, contre une couleur blanche pour l'austénite. Dans ce cas, le taux de ferrite peut être mesuré, en utilisant

une méthode métallographique qui consiste à mesurer la surface de la phase considérée et la rapporter à la surface totale de l'image à l'aide d'un système d'analyse d'images

3. RESULTATS ET INTERPRETATIONS

3.1 Observation métallographique

A/ Examen du métal de base :

La micrographie du matériau à l'état reçu (figure 3.1) montre l'existence d'une structure en bande biphasique (ferrite δ et austénite γ); a cet état, aucune forme de précipité n'a été observée. La forme allongée des grain de ferrite et d'austénite est du au procédé de laminage à chaud lors de l'élaboration du matériau.

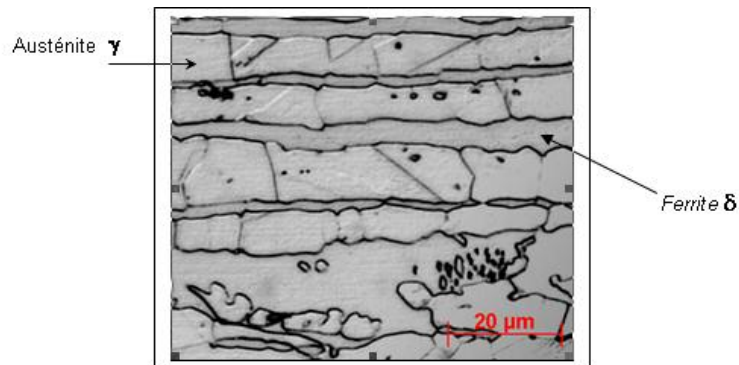


Figure 3.1: Micrographie du Métal de base (2205).

B/ Examen de l'échantillon soudé:

Lors des opérations de soudages des aciers inoxydables duplex, la structure se solidifie en mode ferritique, la transformation en austénite γ se poursuit à l'état solide. L'observation au microscope optique du métal fondu a montré la structure dendritique et aussi la présence de l'austénite sous forme Widmanstätten dans une matrice ferritique comme le montre la figure 3.2

La zone affectée thermiquement est constituée de deux zones : la zone de surchauffée et la zone recuite partiellement. La zone de surchauffée (adjacente à la zone fondue), est caractérisée par une faible densité de grains austénitiques (figure 3.3), comparée à la zone fondue et la ZAT partiellement recuite. Ceci est du au gradient thermique élevé enregistré dans cette zone lors de l'opération de soudage. La structure de l'acier dans cette zone a subit une transformation complète en ferrite au cours du chauffage, les grains d'austénite se sont reformés par la suite lors du refroidissement de l'échantillon [3].

La zone recuite partiellement (adjacente au métal de base), (figure 3.4) est caractérisée par une croissance remarquable de la taille des grains comparés au métal de base.

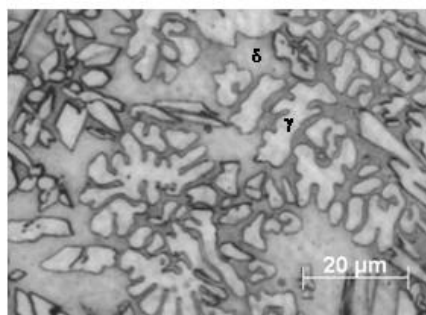


Figure 3.2 Micrographie de la zone fondue

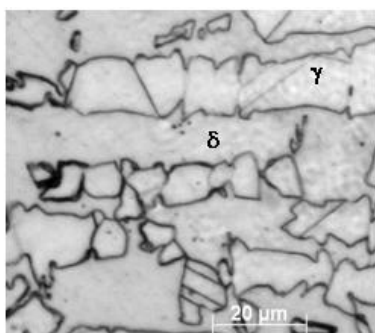


Figure 3.3 Microstructure de la ZAT surchauffée

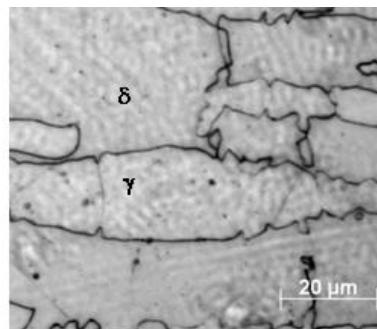


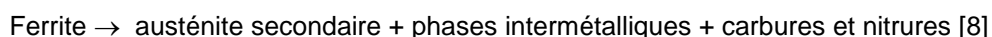
Figure 3.4 Microstructure de la ZAT partiellement recuite

3.2 Effet des traitements thermiques sur l'évolution microstructurale

3.2.1 Traitement thermique entre 800 et 1000 °C : Domaine de décomposition de la ferrite

Lors de ces traitements, il s'est produit un phénomène de précipitation. En effet, il y a eu apparition de précipités aux niveaux des interfaces ferrite/austénite comme le montre les figures (3.5, 3.6 et 3.7). Ces précipités ont été identifiés par diffraction des rayons X comme étant les carbures $M_{23}C_6$ et principalement la phase intermétallique Sigma (σ).

La germination de la phase sigma débute au niveau des interfaces ferrite / austénite et ferrite / ferrite et se propage à l'intérieur des grains ferritiques. Le mécanisme de cette transformation est la décomposition eutectoïde de la ferrite selon la réaction suivante :



Les transformations métallurgiques qui se produisent dans l'acier inoxydable austéno-ferritique 2205 suites aux traitements de vieillissement à des températures inférieures à 1000°C sont attribuées à la décomposition de la ferrite δ dans la phase sigma σ riche en Chrome et Molybdène et l'épuisement du Cr (déchromisation) et du Mo de la phase austénitique γ [9].

Les interfaces δ/γ sont connues comme les sites de nucléation préférentiels pour la précipitation hétérogène de la phase Sigma [10,11].

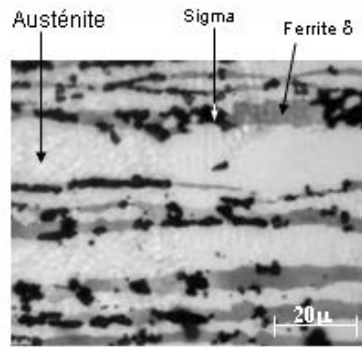


Figure 3.5 Micrographie du métal de base à 850 °C. Attaque électrolytique KOH

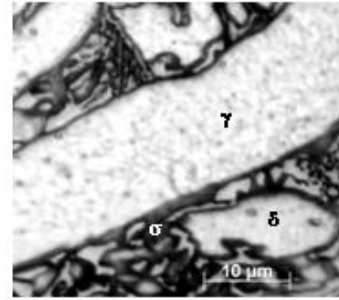


Figure 3.6 Micrographie de la zone fondue à 850 °C. Attaque Glyceresia

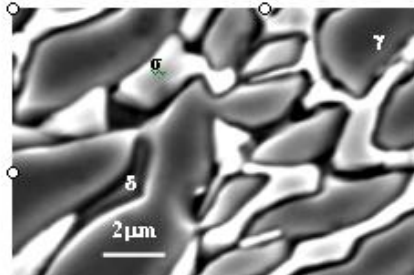


Figure 3.7 Micrographie MEB de la ZF à 850 °C.

La figure 3.7 montre la structure de la soudure traitée à 850°C pendant 01 heure. On constate bien qu'un considérable taux de ferrite s'est transformé en composé intermétallique sigma.

3.2.2 Traitement de mise en solution 1050-1200 : Domaine d'équilibre des phases δ/γ

Les figures (3.8 et 3.9) montrent les structures de la ZAT et la ZF de la soudure traitée à 1050°C pendant 01 heure. On constate clairement que toute trace de précipités a disparu, et qu'on est en présence de la structure biphasique austéno-ferritique de l'acier inoxydable duplex 2205.

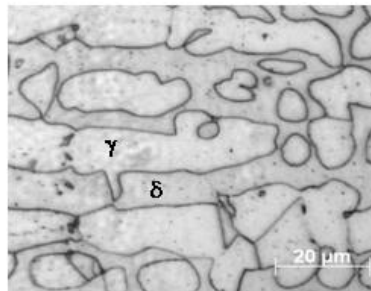


Figure 3.8 Micrographie de la ZAT à 1050 °C pendant 01 heure

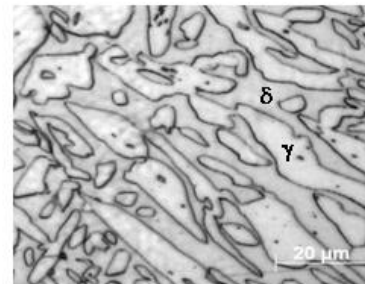


Figure 3.9 Micrographie de la ZF à 1050 °C pendant 01 heure

A cette température il est difficile de distinguer la différence de structures dans la ZAT, entre la zone surchauffée et la zone partiellement recuite, en raison de la coalescence de la taille des grains.

La micrographie de l'échantillon traité à 1200°C, (figure 3.10) montre une augmentation importante de la taille du grain ferritique par rapport au grain austénitique.

On constate aussi, un changement de la morphologie des deux phases, la ferrite et l'austénite, vers une structure à forme cellulaire.

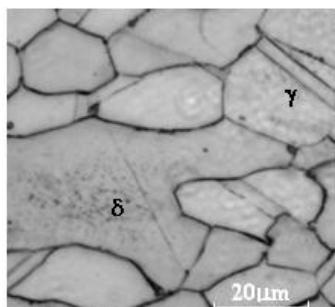


Figure 3.10 Micrographie du Métal de base à 1200 °C pendant 01 heure

3.3 Evaluation du taux de ferrite :

L'analyse des micrographies, en utilisant un logiciel de traitement d'image exploitant la différence de contraste entre les phases a permis d'évaluer la proportion de la ferrite et de l'austénite.

L'analyse des micrographies relatives aux échantillons traités montre une augmentation proportionnelle du taux de ferrite avec l'élévation de la température de mise en solution comme le montre la figure (3.11).

La figure (3.11) montre aussi que le taux de ferrite est plus grand dans la zone affectée thermiquement et la zone fondue par rapport au métal de base, ce qui est explicable pour la ZAT, du fait que c'est une région qui subit des transformations sous l'effet des cycles thermiques de soudage en plus des traitements thermiques réalisés.

3.4 Evaluation du Taux de précipités (Taux de la phase Sigma)

La figure (3.12) montre l'évolution des précipités en fonction de la température de traitement thermiques, dans la zone fondue, la zone affectée thermiquement et le métal de base.

On constate bien, qu'en augmentant la température il y a redissolution des précipités jusqu'à leur disparition complète à la température de 1050 °C. Le plus grand taux de précipités et principalement de la phase sigma est observé après traitement à 850°C pendant 01 heure, car à cette température la cinétique de précipitation est plus grande

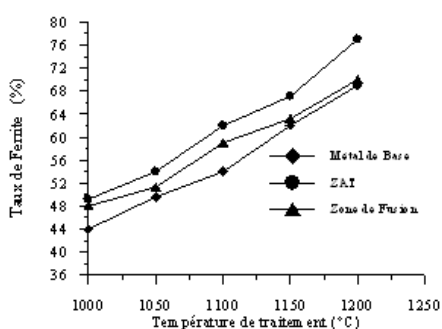


Figure 3.11 Evolution de la teneur en ferrite en fonction de la température de mise en solution

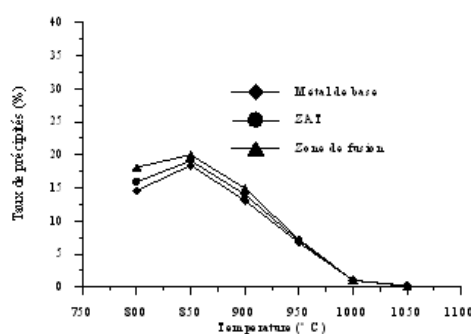


Figure 3.12 Evolution du taux de précipités en fonction de la température de traitement

3.5 Essais de résilience

La ténacité du matériau a été fortement affectée par la formation des phases et des composés intermétalliques, à savoir la phase de sigma σ et les carbures $M_{23}C_6$, plus particulièrement la phase σ qui est connue pour son effet particulièrement le plus nocif sur la résilience [12, 4]. Comme le montre la courbe de

la figure 3.13, la résilience diminue avec la température de vieillissement, dans l'intervalle de 800 à 950 °C.

La résilience croit à partir de 950°C, pour atteindre un maximum à la température de 1100°C. Puis le graphe montre une légère diminution de la résilience après le traitement de 1200°C à cause de l'augmentation de la fraction volumique de la ferrite après traitement à cette température.

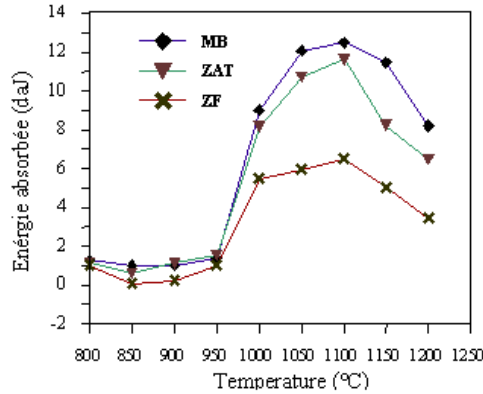


Figure 3.13 Effet des traitements thermique sur l'essai de résilience (Charpy V)

3.6 Essais de microdureté

La figure 3.14 montre l'évolution de la microdureté en fonction de la température dans la zone affectée thermiquement, la zone fondue et le métal de base.

Le graphe montre clairement que les plus grandes valeurs de microdureté sont obtenues après les traitements thermiques entre 800 et 950°C. Cela est dû au phénomène de précipitation qui se produit dans cet intervalle de températures.

La décomposition de la ferrite en carbures $M_{23}C_6$ et la phase sigma σ qui sont des éléments durs provoque l'accroissement de la microdureté. En plus, la plus grande valeur de microdureté est obtenue à 850°C, car la réaction de décomposition de la ferrite δ à cette température est rapide. Entre 950 et 1050, on note une certaine stabilité de la courbe à des valeurs assez élevée de la microdureté.

Le traitement à 1100°C a causé une chute considérable de la microdureté, ceci étant dû à la réduction du rapport du taux de ferrite/austénite et aussi à la redissolution des précipités intermétalliques.

La figure montre également que la microdureté augmente après le traitement thermique à 1200°C, ceci est attribué au fait que le taux de ferrite a considérablement augmenté à cette température.

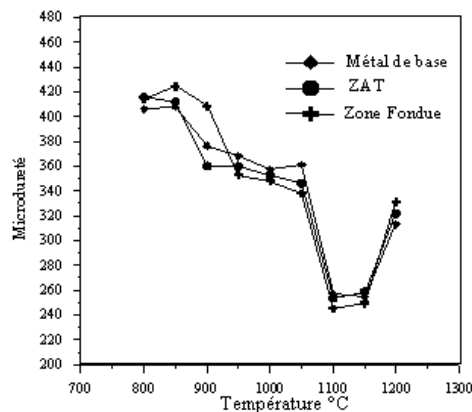


Figure 3.14 Evolution de la microdureté en fonction de la température

3.7 Conclusion

Les effets des gradients de température et des modes de refroidissement au cours d'une opération de soudage de l'acier inoxydable duplex 2205 se traduisent par une modification notable de l'équilibre des phases ferrite δ – austénite γ . Ainsi, il est remarqué que dans la zone du cordon de soudure où le métal a subi une surchauffe, l'équilibre δ - γ est nettement en faveur de la ferrite δ .

Les traitements thermiques réalisés aux températures inférieures à 1000 °C, ont modifié la structure de l'acier inoxydable duplex 2205 en provoquant l'apparition d'un phénomène de précipitation. Les précipités ont été identifiés par diffraction des rayons X comme étant, le composé intermétallique à savoir la phase σ , qui est une phase dure et très riche en chrome, et aussi les carbures de chrome de type $M_{23}C_6$. Cette précipitation prend naissance aux interfaces ferrite/ferrite et ferrite/austénite et se propage à l'intérieur des grains ferritiques. Le phénomène a été observé aux différentes zones de la soudure.

Les traitements aux températures inférieures à 1000 °C conduisent donc à une diminution du taux de ferrite. Parallèlement, on observe un durcissement structural de la matrice et une chute remarquable de la résilience du matériau. Ceci est dû principalement à l'effet fragilisant de la phase σ .

Les traitements appliqués aux températures supérieures à 1000 °C déplacent l'équilibre δ - γ en faveur de la phase δ . En effet, l'augmentation du taux de ferrite en fonction de la température maximale de traitement est sensiblement linéaire. Les taux de ferrite les plus élevés sont enregistrés au niveau de la zone affectée thermiquement (ZAT), quelque soit le traitement de mise en solution. Car la ZAT est une région qui a déjà subi un phénomène de ferritisation suite aux cycles thermiques de soudage. Les analyses par diffraction des RX et par EDX ne révèlent que la présence de la phase δ et la phase γ .

L'équilibre δ - γ optimum est obtenu lorsque le traitement est appliqué à une température maximale comprise entre 1000 et 1050 °C.

References:

- [1] Gunn R. N., "Duplex Stainless Steels. Microstructure, properties and applications", Abington Publishing; Cambridge England, 2003
- [2] Multhupandi V., Bala Srinivasan P., Seshadri S.K, and Sundaresan S., "Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds", Materials Science and Engineering, A00, 1 – 8, 2003.
- [3] Kordatos J.D., Foularis G. and Papadimitriou G., "The effect of cooling rate on the mechanical and corrosion properties of SAF 2205 duplex stainless steel welds", Scripta Materialia, 44, 401 – 408, (2001).
- [4] Aubin V., "Plasticité cyclique d'un acier inoxydable austéno-ferritique sous chargement biaxiale non proportionnel", Thèse de Doctorat en Mécanique, Université des Sciences et Technologies de Lille, Novembre 2001.
- [5] Moiron J. L., Bonnefois B. et Cunat P. J., "Souder les aciers inoxydables", OTUA, SIRPE Paris, 2000.
- [6] Capello E., Chiarello P., Previtali B. and Vedani M., "Laser welding and surface treatment of a 22Cr-5Ni-3Mo duplex stainless steel", Materials Science and Engineering, A351, 334-343? 2003.

- [7] Tavares S.M., Terra V.F., Pardal J.M., Cindra Fonseca M.P., "Influence of the microstructure on the toughness of a duplex stainless steel UNS S31803", *Journal of materials science*, 40, 145 – 154, 2005.
- [8] Kobayashi D.Y. and Wolynec S., "Evaluation of the low corrosion resistant phase formed during the sigma phase precipitation in duplex stainless steel", *Materials Research*, 4, 239-247, 1999.
- [9] Gregori A. and Nilson J.O., "Decomposition of ferrite in commercial super duplex stainless steel weld metals; Microstructural transformation above 700°C", *Metallurgical Transactions*, 33A, 1009-1018, 2002.
- [10] Chen T.H., Weng K.L. and Yang J.R., "The effect of high temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2005 duplex stainless steel", *Materials Science and Engineering*, A 338, 259 – 270, 2002.
- [11] Lee K.M., Cho H. S., and Choi D.C., "Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of δ/γ interface boundary and growth of austenite", *Journal of Alloys Compounds*, 285, 156-161, 1999.
- [12] Zucatto I., Moreira M.C., Machado I.F., and Lebrao S.M.G., "Microstructural Characterization and the effect of phase transformation on thoghness of the UNS S31803 duplex stainless steel aged treated at 850°C", *Materials Research*, Vol. 5, n° 3, 385-389, 2002.