

# Evaluation des propriétés mécaniques et du comportement à la corrosion de soudures dissemblables

B. BELKESSA<sup>1</sup>, N. OUALI<sup>1</sup>, D. MIROUD<sup>2</sup>, B. CHENITI<sup>1</sup>

1) *Centre de Recherche Scientifique en Technologies Industrielles CRTI  
BP64, Route de Dély Brahim, Chéraga, Alger, Algérie*

2) *Laboratoire de Sciences et Génie des Matériaux, FGMGP, USTHB  
BP32 – 16111 El Alia, Bab Ezzouar Alger Algérie.*

## 1. Introduction

Actuellement, le soudage des matériaux de différentes nuances est inévitable dans plusieurs industries d'engineering ; il est particulièrement utilisé pour assembler un acier inoxydable avec un acier au carbone ou faiblement allié, qui sont largement utilisés dans les enceintes sous pression, les chaudières, les échangeurs thermiques dans l'industrie énergétique et pétrochimique [1-3] .

Le soudage de matériaux dissemblables est généralement plus difficile que celui des matériaux similaires, en raison de divers facteurs tels que les différences dans la composition chimique, les propriétés physiques et mécaniques des matériaux soudés.

Ces différences entraînent une sérieuse difficulté dans la sélection du métal d'apport, qui doit être compatible à la fois aux différents métaux de base à assembler [4-5].

En effet, au cours du soudage de matériaux différents, certains problèmes et difficultés peuvent subvenir, tels que la formation de phases intermétalliques fragilisant, causée par la migration du carbone entraînant une chute de la résistance du matériau ferritique dans la région adjacente à la ligne de fusion ainsi qu'une augmentation de la dureté dans la zone fondue (zone enrichie en carbone) [6-7]; aussi, la différence des coefficients de dilatation thermique des matériaux à souder qui donnent naissance à des contraintes résiduelles thermiques dans les différentes régions de la soudure, et les difficultés dans la réalisation des traitements thermiques post soudage, en particulier à cause du phénomène de précipitation qui se produit à température élevée [8].

## 2. MATERIAUX ET PROCEDURES EXPERIMENTALES

De nombreuses techniques d'observation, d'analyse et de caractérisation ont été utilisées pour caractériser le comportement microstructurale et mécanique des soudures hétérogènes.

### 2.1 Matériaux utilisés

Les deux métaux de base utilisés dans cette étude sont : un acier inoxydable austéno-ferritique (duplex) de nuance SAF 2205 et un acier faiblement allié à haut limite d'élasticité (HLE) de nuance API 5L X52. Ces matériaux se présentent sous forme de tube de 152 mm de diamètre et de 12 mm d'épaisseur. Le soudage a été réalisé par le procédé TIG pour la passe de racine, et le procédé SMAW pour les passes de bourrage et de finition.

Deux métaux d'apport différents ont été employés, un métal duplex de nuance E 2209 et l'autre austénitique de nuance E309 (selon AWS). La composition chimique de ces matériaux, analysée par spectroscopie à fluorescence, est donnée dans le tableau 1.

**Tableau 1. Composition chimique des matériaux**

<b>Composition chimique de l'acier inoxydable Duplex SAF 2205</b>									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni		
0.029	0.46	1.7	0.029	0.0026	21.57	2.48	5.79		
N	Co	Cu	W	V	Cr <sub>req</sub>	Ni <sub>eq</sub>			
0.2	0.043	0.18	0.053	0.053	24.06	10.85			
<b>Composition chimique de l'acier HLE API X52</b>									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni		
0.14	0.24	1.18	0.0017	0.0055	0.058	0.014	0.041		
Nb	Co	Cu	Al	V	Cr <sub>req</sub>	Ni <sub>eq</sub>			
0.0055	0.013	0.046	0.032	0.049	0.072	4.95			
<b>Compositions chimiques des métaux d'apport</b>									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	Cr <sub>éq</sub>	Ni <sub>éq</sub>
E2209	0.03	0.8	0.8	22	9	3	0.15	25	13.05
E309	0.03	0.8	0.8	24	13	-	-	24	14.05

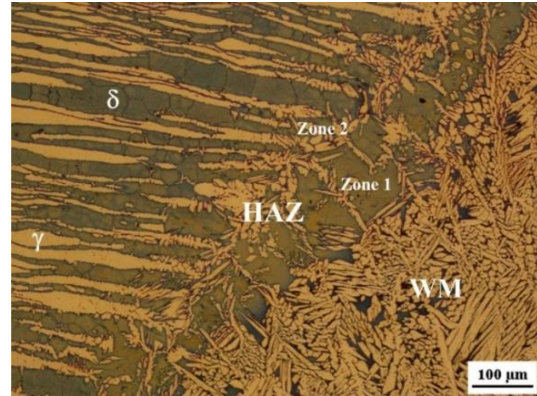
### 3. Evolution microstructurale dans la soudure hétérogène

#### 3.1 Evolution de la microstructure dans l'acier Duplex 2205

La microstructure du métal de base de l'acier inoxydable duplex 2205 est caractérisé par la présence d'une structure en bande biphasée composée deux phases, la ferrite  $\delta$  et l'austénite  $\gamma$ . La forme allongée des grains est due au procédé de laminage à chaud lors de l'élaboration du matériau. Aucune forme de précipité n'a été observé (Figure 1)



*Fig.1 Micrographie optique du MB de l'acier inoxydable duplex 2205*



*Fig.2 Micrographie optique de la zone de liaison ZF/ZAT de l'acier duplex 2205*

Comme le montre la micrographie optique de la figure 2, la zone affectée thermiquement des soudures réalisées en acier inoxydable 2205 est constituée de deux régions à savoir la zone de surchauffe (zone1), adjacente au métal fondu, et la zone de recuit partiel adjacente au métal de base (zone 2) ;

Dans la zone de surchauffe (zone 1), la structure est chauffée, jusqu'à l'état ferritique monophasé. Au refroidissement, l'austénite se reforme par une transformation à l'état solide aux interfaces ferrite/ferrite et dans les grains ferritiques.

Dans la zone recuite partiellement (zone 2), on observe une faible recristallisation de la microstructure qui se traduit par une modification de la morphologie des grains des deux phases.

#### 3.2 Evolution de la microstructure dans l'acier HSLA API X52

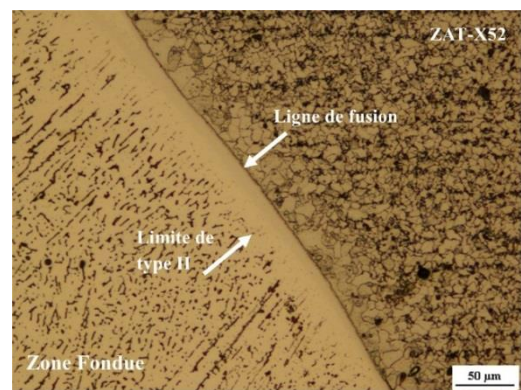
La structure du métal de base de l'acier HSLA X52, est principalement composée d'une microstructure laminée formée d'une matrice ferritique (zones blanches) et des colonies de perlite (zones sombres). La direction du laminage liée au processus thermomécanique de laminage de la structure est clairement montrée par la figure 3.

Comme le montre les figure 4, une limite de type II (type II boundary) est observée dans les soudures hétérogènes au voisinage de la ligne de fusion du côté de l'acier X52. Ces limites se forment à l'état solide pendant le refroidissement des soudures, ce qui permet la croissance des grains d'austénite à travers la ligne de fusion [1]

L'examen métallographique révèle la présence d'une zone étroite d'environ 40  $\mu\text{m}$  entre la ligne de fusion et de la limite de type II, appelée "bande martensitique". Le développement de cette limite a été attribué aux différences dans la structure cristallographique entre les matériaux soudés [8].

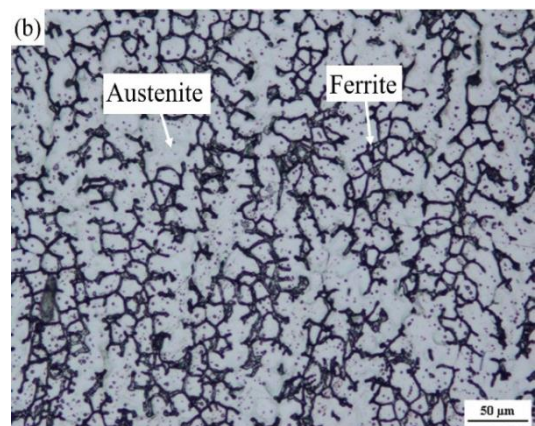
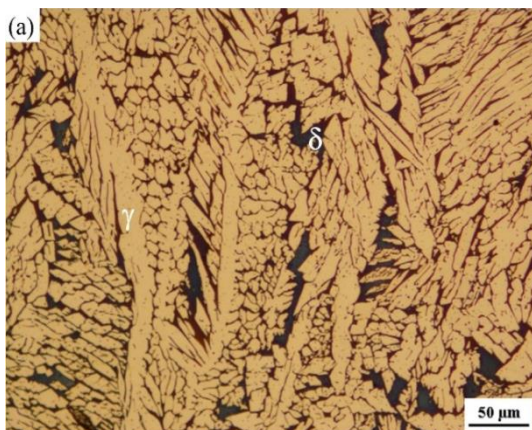


**Fig.3** Micrographie optique du métal de base de l'acier HSLA API X52



**Fig.4** Micrographie optique de la zone de liaison ZF/ZAT-API X52

La figure 5 montre les micrographies optiques des zones fondues. Les deux zones sont composées de ferrite et d'austénite ; une structure composée d'austénite de widmanstatten dans une matrice ferritique est observée pour la soudure E2209, alors qu'une structure en ferrite interdendritique dans une matrice austénitique est observée dans la zone fondue de la soudure E309.

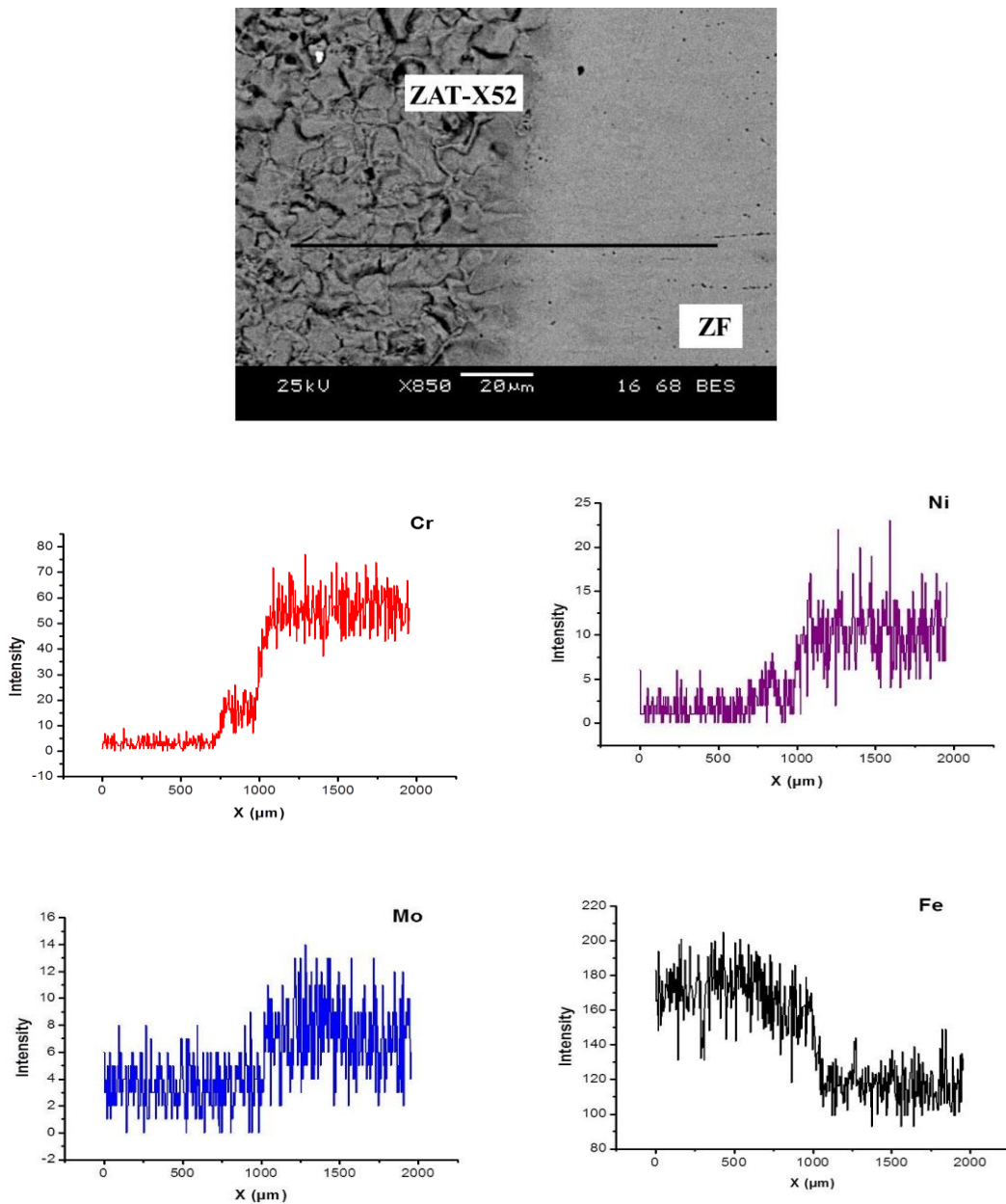


**Fig. 5** Micrographies optiques des zones fondues : a) E2209, b) E309



#### 4. Analyse EDS à l'interface entre la zone fondue et la ZAT de l'acier API X52

Comme on peut le voir sur la figure 6, l'analyse par EDS associée au MEB au niveau de l'interface entre l'acier X52 et la zone fondue révèle un significatif gradient de concentration du Cr et du Ni. Les résultats de l'analyse par EDS sont quasi identiques pour les deux soudures hétérogènes.



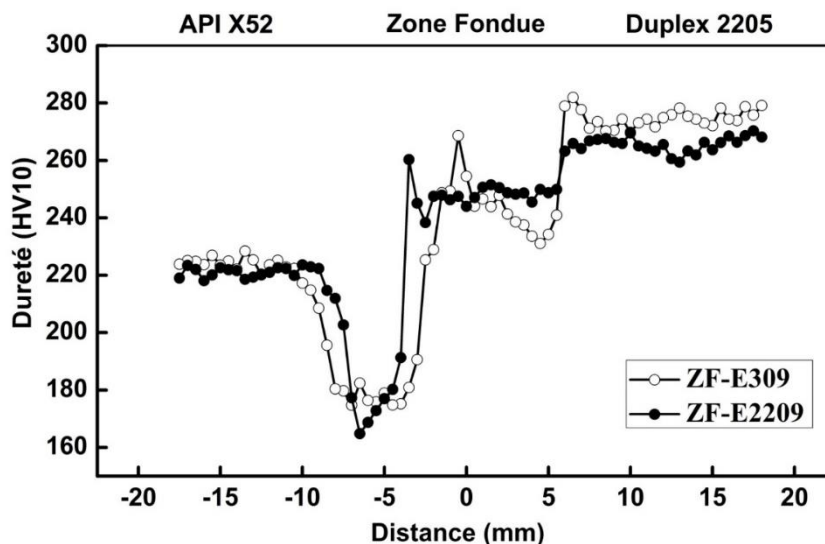
*Fig.6 Analyse EDX à travers l'interface entre la zone fondue E2209 et l'acier X52*

#### 4. Evolution de la dureté le long des soudures hétérogènes

La figure 7 montre les profils de dureté des soudures hétérogènes. L'allure des courbes représentant l'évolution de la dureté dans les deux soudures (E2209 et E309) est identique.

En raison des différences dans la composition chimique de ces matériaux, les valeurs de dureté enregistrées dans les 02 zones fondues sont supérieures à celle du MB et de la ZAT de l'acier X52,

Une dureté élevée est enregistrée au niveau de la ZAT de l'acier inoxydable duplex par rapport au métal de base ; ceci est due à l'augmentation de la teneur en ferrite dans cette zone, provoquée par les cycles thermiques de soudage. En outre, les valeurs de dureté les plus faibles sont enregistrés dans la ZAT de l'acier X52 ; en raison de la croissance du grain de la microstructure dans cette région.



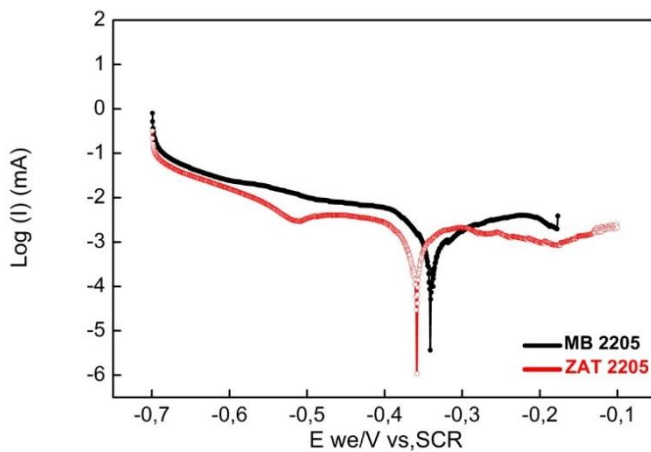
*Fig.7 Evolution de la dureté HV10 le long du cordon de soudure*

#### 5. Comportement à la corrosion des soudures hétérogènes

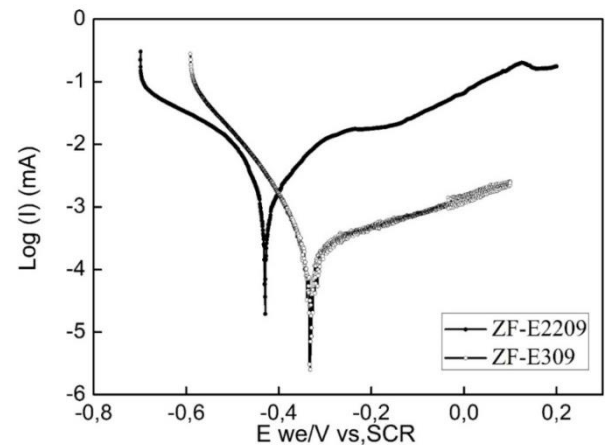
Les courbes de polarisation potentiodynamiques du métal de base, de la zone affectée thermiquement et des zones fondues sont illustrées dans les figures 6 et 7.

Comme le montre la figure 6, les courbes de polarisation potentiodynamique du métal de base et de la ZAT de l'acier inoxydable duplex 2205 ont une allure quasi identique qui consiste en une large région de passivation, caractéristique générale des aciers inoxydables duplex [9].

La figure 7 montre clairement que la résistance à la corrosion, dans une solution de 3.5 M NaCl, de la soudure produite avec l'électrode E309 est nettement meilleure que celle de la soudure réalisée avec l'électrode E2209. Ceci peut être expliqué par la présence d'un taux de ferrite plus élevé dans la soudure duplex (E2209) comparé à celui de la soudure austénitique (E309), et sachant que la ferrite contenant une forte teneur en chrome peu avoir un effet négatif et dommageable sur la résistance à la corrosion, du fait de la différence de potentiel entre la ferrite et l'austénite [10].



**Fig. 6** Courbes de polarisation potentiodynamiques de l'acier inoxydable duplex 2205



**Fig.7** Courbes de polarisation potentiodynamiques des soudures E2209 et E309

## 6. Conclusion

Suite aux effets des cycles thermiques du soudage, la microstructure, dans la zone de surchauffe (partie de la ZAT adjacente à la ligne de fusion) est devenue entièrement ferritique. La reformation de l'austénite dans cette zone se fait par germination hétérogène lors du refroidissement.

Dans la zone de recuit partiel, la microstructure a subi des phénomènes de recristallisation et de croissance des grains. L'équilibre de phase  $\delta/\gamma$  dans cette zone est moins altéré que celui dans la zone de surchauffe.

Dans les deux zones fondues, la structure de solidification résulte du mode de solidification ferritique ; elles sont composées de ferrite et d'austénite. Une structure composée d'austénite de widmanstätten dans une matrice ferritique est observée dans la micrographie de la soudure produite par l'électrode E2209, alors qu'une structure en ferrite interdendritique dans une

matrice austénitique est observée dans la zone fondue de la soudure produite par l'électrode de E309.

Une limite de type II (type II boundary) s'est formé voisinage de la ligne de fusion du côté de l'acier X52, cette limite est caractéristique dans le soudage hétérogène entre les aciers inoxydables et les aciers faiblement alliés. Le développement de cette limite a été attribuée aux différences dans la structure cristalline entre les matériaux à assembler.

La résistance générale à la corrosion de la soudure produite avec le métal d'apport austénitique E309 est meilleure que celle produite avec le métal d'apport duplex E2209. La soudure duplex (E2209) présente un taux de ferrite relativement supérieur à celui de la soudure austénitique (E309), et la ferrite peu avoir un effet négatif sur la résistance à la corrosion, du fait de la différence de potentiel entre la ferrite et l'austénite

## Références

- [1] J. Lippold and D. Kotecki, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. 2005.
- [2] a. R. Khalifeh, a. Dehghan, and E. Hajjari, "Dissimilar joining of AISI 304L/St37 steels by TIG welding process," *Acta Metall. Sin. (English Lett.)*, vol. 26, no. 6, pp. 721–727, 2013.
- [3] J. Wang, M. X. Lu, L. Zhang, W. Chang, L. N. Xu, and L. H. Hu, "Effect of welding process on the microstructure and properties of dissimilar weld joints between low alloy steel and duplex stainless steel," *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, vol. 19, no. 6, pp. 518–524, 2012.
- [4] M. Jafarzadegan, a Abdollah-Zadeh, a H. Feng, T. Saeid, J. Shen, and H. Assadi, "Microstructure and Mechanical Properties of a Dissimilar Friction Stir Weld between Austenitic Stainless Steel and Low Carbon Steel," *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 29, no. 4, pp. 367–372, 2013.
- [5] R. Kaçar and O. Baylan, "An investigation of microstructure/property relationships in dissimilar welds between martensitic and austenitic stainless steels," *Mater. Des.*, vol. 25, no. 4, pp. 317–329, 2004.
- [6] C. Pan and Z. Zhang, "Characteristics of the weld interface in dissimilar austenitic-pearlitic steel welds," *Mater. Charact.*, vol. 33, no. 2, pp. 87–92, 1994.
- [7] T. Vigraman, R. Narayanasamy, and D. Ravindran, "Microstructure and mechanical property evaluation of diffusion-bonded joints made between SAE 2205 steel and AISI 1035 steel," *Mater. Des.*, vol. 35, pp. 156–169, 2012.



- [8] P. B. Srinivasan, V. Muthupandi, W. Dietzel, and V. Sivan, "An assessment of impact strength and corrosion behaviour of shielded metal arc welded dissimilar weldments between UNS 31803 and IS 2062 steels," *Mater. Des.*, vol. 27, no. 3, pp. 182–191, 2006.
- [9] H. Sarlak, M. Atapour, and M. Esmailzadeh, "Corrosion behavior of friction stir welded lean duplex stainless steel," *Mater. Des.*, vol. 66, pp. 209–216, 2015.
- [10] G. R. Mirshekari, E. Tavakoli, M. Atapour, and B. Sadeghian, "Microstructure and corrosion behavior of multipass gas tungsten arc welded 304L stainless steel," *Mater. Des.*, vol. 55, pp. 905–911, 2014.