

TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 REVUE DE LITTÉRATURE.....	5
1.1 Soudabilité des aciers inoxydables	5
1.2 Soudabilité des aciers inoxydables duplex	10
1.2.1 Équilibre des phases δ/γ	11
1.2.2 L'azote dans les aciers austéno-ferritiques	15
1.2.3 Métal d'apport enrichi de nickel	17
1.2.4 Formation de composés intermétalliques et de phases secondaires.....	17
1.2.4.1 La phase σ et la phase χ	18
1.2.4.2 Nitrures et carbures	19
1.2.5 Transformation martensitique induite par la déformation	21
1.2.6 Fragilisation à 475 °C	21
1.3 Soudabilité des aciers inoxydables martensitiques	22
1.3.1 Généralités	22
1.3.2 Précautions au soudage	25
1.3.3 La ferrite δ dans les aciers inoxydables martensitiques	25
1.3.4 L'austénite résiduelle et reformée dans les aciers inoxydables martensitiques à bas carbone	26
1.3.5 Fragilisation par l'hydrogène.....	28
1.4 Assemblage hétérogène duplex-martensitique	29
1.5 Traitements de parachèvement applicables aux assemblages soudés.....	30
1.5.1 Parachèvements permettant d'améliorer la géométrie du joint soudé	30
1.5.2 Parachèvements modifiant le champ de contraintes résiduelles	31
1.5.2.1 Traitement thermique de relaxation de contraintes.....	31
1.5.2.2 Traitement thermique de revenu	32
1.5.2.3 Le martelage.....	33
CHAPITRE 2 DÉMARCHE EXPÉRIMENTALE	35
2.1 Essais préliminaires	35
2.2 Dépôts E2209 sur acier UNS S41500	35
2.3 Martelage du dépôt E2209	37
CHAPITRE 3 ARTICLE: MICROSTRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES AND HAMMER PEENING EFFECT ON RESIDUAL STRESS OF DISSIMILAR CLADDING BETWEEN E2209 DUPLEX AND S41500 MARTENSITIC STAINLESS STEELS	41
3.1 Introduction.....	42
3.2 Methodology	44
3.2.1 Materials and welding procedures	44
3.2.2 Cooling rate.....	46

3.2.3	Metallurgical characterization	46
3.2.4	Mechanical characterization	47
3.2.5	Residual stress measurements.....	49
3.2.6	Hammer peening process.....	49
3.3	Results and discussion	50
3.3.1	Chemical composition of fusion zones	50
3.3.2	Metallurgical characterization	51
3.3.2.1	Fusion zone	51
3.3.2.2	δ/γ phase proportion.....	55
3.3.2.3	Base metal, heat affected zone and fusion line	58
3.3.2.4	Hammer peened specimens.....	59
3.3.3	Cooling rate.....	60
3.3.4	Mechanical behavior.....	60
3.3.4.1	Tensile and toughness properties.....	60
3.3.4.2	Microhardness profiles.....	62
3.3.4.3	Hammer peening effect on hardness.....	63
3.3.4.4	Residual stress.....	64
3.4	Conclusion	67
	CONCLUSION	69
	RECOMMANDATIONS	71
	RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	73

LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau 1.1	Formules de chrome et de nickel équivalent à utiliser avec la Figure 1.2 (Blondeau, 2008, p.403).8
Tableau 2.1	Plan d'expérience pour le développement du mode opératoire de rechargement36
Tableau 2.2	Paramètres de martelage39
Tableau 3.1	Chemical composition of base metal, filler metal and fusion zones (wt. %)44
Tableau 3.2	Design of experiment.....45
Tableau 3.3	Average welding parameters used for each experiment46
Tableau 3.4	EDS analysis results of phases in fusion zone (average values of 5 analysis per each phases)54
Tableau 3.5	Cooling rates59
Tableau 3.6	Tensile properties and toughness tests results60
Tableau 3.7	Residual stress range of the experiments64

LISTE DES FIGURES

	Page
Figure 1.1	Diagramme de Schaeffler modifié par les formules d’Espy (Espy, 1982) ..6
Figure 1.2	Zones de Bystram superposées au diagramme de constitution de Schaeffler (Adapté de Blondeau, 2008, p.408).....9
Figure 1.3	Diagramme pseudo-binaire 70Fe-Cr-Ni (Pohl, Storz et Glogowski, 2007)12
Figure 1.4	Image SEM. Austénite primaire et secondaire dans un UNS S32205 après réchauffage à 1000 °C durant 1 seconde (Ramirez, Lippold et Brandi, 2003).14
Figure 1.5	Différents précipités qui peuvent se former dans les aciers inoxydables duplex (DuPont, Lippold et Kiser, 2009, p.237)18
Figure 1.6	Diagramme fer-chrome obtenu avec le logiciel Thermo-Calc et la base de donnée thermodynamique PBIN (Computational Thermodynamics Inc., 2011)23
Figure 1.7	Transformations de phases au refroidissement de la zone fondue d'un alliage martensitique avec formation de ferrite eutectique. (Adapté de Lippold et Kotecki, 2005, p.64)26
Figure 1.8	Formation de l'austénite de réversion en fonction de la température de revenu pour un alliage 13%Cr-6%Ni. (Tiré de Gooch, Woollin et Haynes, 1999).....28
Figure 1.9	Concentrations de contraintes (hot spot) en pied de cordons d'une soudure. (Tiré du document IIW : Hobbacher, 2008, p.25).....31
Figure 2.1	Plaque en acier S41500 rainurée avec appendices soudés aux extrémités de la rainure avant rechargement.36
Figure 2.2	Macrographies du rechargement des plaques (a) P1 (0,9 kJ/mm) et (b) P3 (1,8 kJ/mm)37
Figure 2.3	Montage pour l’opération de martelage39

Figure 3.1	(a) Groove dimensions (in mm), (b) typical sequence of bead deposition for 0.9kJ/mm heat input, and (c) hammer peening trajectories. Schematic not on scale	45
Figure 3.2	Schematic illustration of the specimen machined from the filled plates (a) Tensile specimen (b) Charpy specimen (c) EDM cut location for RS measurement	48
Figure 3.3	(a) Hammer peening head geometry (dimensions in mm) and (b) the rearward tilt angle.....	50
Figure 3.4	Typical microstructure of DSS weld deposit from the top surface in non-reheated region	51
Figure 3.5	(a) Intragranular secondary austenite (γ_2) clusters in reheated regions, and (b) nitride colonies along the ferrite subgrain boundaries	53
Figure 3.6	High proportion of Widmanstätten austenite in reheated regions	53
Figure 3.7	Precipitates along ferrite-austenite interfaces on as deposited specimen ..	54
Figure 3.8	Precipitates on specimen heat-treated at 875°C for 45 min.....	54
Figure 3.9	Optical phase analysis: (a) original image from optical microscope, (b) binarized image using Clemex software, and (c) ferrite phase proportion results.....	56
Figure 3.10	Specimen area analyzed by (a) EBSD, and (b) image analysis	57
Figure 3.11	Effect of reheating in a multipass weld deposit over austenite formation.	57
Figure 3.12	Micrographs: (a) Unaffected BM at 100x magnification, (b) Fusion boundary between DSS and SMSS at 200x magnification, (c) 200x magnification, and (d) 500x magnification.....	59
Figure 3.13	Microhardness profiles from weld metal to base metal	63
Figure 3.14	Vickers hardness number of (a) P1 0.9kJ/mm Ar-25% CO2 as welded, (b) P5 0.9kJ/mm Ar-25% CO2 hammer peened.....	64
Figure 3.15	Residual stress in longitudinal direction measured by contour method; (a) As-welded (P1), and (b) Hammer peened (P5)	66
Figure 3.16	Residual stress in longitudinal direction measured by contour method; (a) As-welded (P3), and (b) Hammer peened (P6)	67

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

BM	Base Metal
CFC	Cubique à Faces Centrées
CMT	Cold Metal Transfer
DSS	Duplex Stainless Steel
EBS	Electron BackScatter Diffraction
EDS	Energy Dispersive Spectroscopy - Spectrométrie par fluorescence des rayons X
ESSA	École Supérieure du Soudage et de Ses Applications (France)
FCAW-G	Gas shielded Flux Cored Arc Welding - Soudage à l'arc sous protection de gaz actif avec fil fourré de flux (ISO 4063-136)
FL	Fusion Line
FM	Filler Metal
FZ	Fusion Zone
GBA	Grain Boundary Austenite
GMAW	Gas Metal Arc Welding - Soudage à l'arc sous protection de gaz actif avec fil-électrode fusible (ISO 4063-135)
GTAW	Gas Tungstene Arc Welding - Soudage à l'arc sous protection de gaz inerte avec électrode de tungstène et fil d'apport (ISO 4063-141)
HAZ	Heat Affected Zone
HAZ1	First noticeable subzone of High Temperature Heat Affected Zone
HAZ2	Dual Phase Heat Affected zone
HTHAZ	High Temperature Heat Affected Zone
IGA	Intragranular Austenite
IIW	International Institute of Welding
IREQ	Institut de Recherche d'Hydro-Québec
LTT	Low Transformation Temperature
LPT	Liquid Penetrant Testing
LTHAZ	Low Temperature Heat Affected Zone
MEB	Microscope Électronique à Balayage

XVIII

PH	Precipitation Hardening - Durcissable par Précipitation
PRE _N	Pitting Resistance Equivalent with Nitrogen
PWHT	Post Weld Heat Treatment
RS	Residual Stress
SDSS	Super Duplex Stainless Steel
SEM	Scanning Electron Microscope
SMAW	Shielded Metal Arc Welding – Soudage à l’arc avec electrode enrobée (ISO 4063-111)
SMSS	Super Martensitic Stainless Steel
SAW	Submerged Arc Welding - Soudage à l’arc sous flux (ISO 4063-12)
TTAS	Traitement Thermique Après Soudage
UTS	Ultimate Tensile Strength
VHCF	Very High Cycle Fatigue
WA	Widmanstätten Austenite
YS	Yield Strength
ZAT	Zone Affectée Thermiquement
ZF	Zone Fondue

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

°C	Degré Celsius
µm	Micromètre
kJ	kilojoule
C	Carbone
Cr	Chrome
C _{req}	Chrome équivalent
Cu	Cuivre
KOH	Hydroxyde de potassium
keV	kiloélectronVolt
L	Phase liquide
mm	Millimètre
M _F	Température de fin de transformations martensitique
Mn	Manganèse
Mo	Molybdène
M _S	Température de début de transformations martensitique
MPa	MégaPascal
N	Azote
NaOH	Hydroxyde de Sodium
Nb	Niobium
Ni	Nickel
Ni _{eq}	Nickel équivalent
O	Oxygen
P	Phosphore
s	Seconde
S	Soufre
Si	Silicium
Ti	Titane
ΔT/t ₁₂₋₈	Vitesse de refroidissement entre 1200 °C et 800 °C
ΔT/t ₉₋₆	Vitesse de refroidissement entre 900 °C et 600 °C

XX

Δt_{12-8}	Temps de refroidissement entre 1200 °C et 800 °C
γ	Austénite
γ_1	Austénite primaire
γ_2	Austénite secondaire
γ_3	Austénite tertiaire
σ	Phase sigma (σ)
α	Ferrite alpha (α)
δ	Ferrite delta (δ)
δ_e	Ferrite delta (δ) eutectique
δ/γ	Proportion de phase Ferrite/Austenite
χ	Phase khi

INTRODUCTION

Depuis plusieurs dizaines d'années, les aciers inoxydables martensitiques à bas carbone de type CA6NM (acier coulé) et UNS S41500 (acier laminé) se sont imposés dans la fabrication des roues de turbines hydrauliques grâce à leur excellente résistance mécanique, leur résistance à la cavitation et à la corrosion (Bilmes, Solari et Llorente, 2001). Les roues d'eau sont généralement composées de différentes pièces (couronne, aubes, ceinture) assemblées par soudage homogène en ayant recours au métal d'apport ER410NiMo. Une fois les opérations de soudage complétées, la roue est placée dans un four pour subir un traitement thermique de revenu afin de diminuer le niveau de contraintes résiduelles et adoucir la martensite dure et fragile nouvellement formée dans les joints soudés.

Après une période de fonctionnement plus ou moins longue, les roues peuvent subir de l'endommagement par fatigue, qui se caractérise par l'apparition de fissures dans les régions les plus sollicitées situées aux raccordements aube-couronne et aube-ceinture, particulièrement aux bords de fuite. Pour garder le parc de turbines hydrauliques en bon état de fonctionnement et pour tenter de prolonger leur durée de vie, des procédures de réparation ont été élaborées en tenant compte de ces deux aspects, mais en tenant également compte des contraintes opératoires engendrées par des réparations *in situ*. Les zones fissurées ou érodées par la cavitation sont d'abord gougées jusqu'à atteindre la matière saine, puis rechargées à l'aide du procédé de soudage FCAW-G ou GMAW. À l'heure actuelle, les réparations par rechargement homogène ne sont pas recommandées puisque les technologies disponibles sur le marché rendent très difficile la réalisation d'un traitement thermique de revenu après rechargement dans les puits de turbines. Sans traitement de revenu, la susceptibilité à la fissuration à froid et la présence de martensite fraîche et fragile dans les joints soudés pourraient de beaucoup diminuer la durée de vie de ces équipements et provoquer des défaillances prématurées. C'est pourquoi les réparations *in situ* sont actuellement faites en utilisant un acier inoxydable austénitique de type ER309L. Bien que ses propriétés mécaniques et en fatigue soient plus faibles que celles de l'acier ER410NiMo, le risque d'utiliser l'acier inoxydable austénitique comme métal d'apport est jugé plus faible que celui d'utiliser l'acier ER410NiMo à l'état brut

de soudage. Ainsi, plusieurs travaux de recherches sont actuellement menés afin d'explorer de nouvelles avenues pour améliorer les procédures de réparation *in situ* et la résistance à la fissuration de ces équipements en acier inoxydable martensitique à bas carbone.

Des travaux de recherche récents, menés à l'Institut de recherche d'Hydro-Québec (IREQ), ont permis de mettre en évidence l'effet bénéfique du martelage sur la vie en fatigue et sur les propriétés mécaniques d'un dépôt d'acier E309L sur un acier UNS S41500 (Curtat *et al.*, 2017). Il s'est avéré que le dépôt en E309L martelé résiste aussi bien sinon mieux que l'acier UNS S41500 qui est lui-même déjà bien supérieur au CA6NM (Curtat, 2016). La vie en fatigue du dépôt en 309L martelé est environ 10 fois plus élevée que celle du CA6NM.

La question qui se pose maintenant est de savoir s'il est possible de recourir à des aciers inoxydables, autres que la famille austénitique, qui ne nécessitent pas de revenu, qui offrent des propriétés mécaniques supérieures et qui peuvent être martelés. Dans cette optique, l'acier inoxydable duplex E2209 pourrait peut-être permettre d'obtenir un gain en fatigue supplémentaire comparé à l'acier inoxydable austénitique E309L. Du fait de sa structure biphasée, l'alliage E2209 possède une limite élastique supérieure à celle du E309L tout en ayant une bonne ductilité (ASTM A240, 2004). Pour le moment, très peu d'ouvrages portent sur l'assemblage et le comportement en fatigue d'un acier inoxydable 13%Cr-4%Ni avec un acier inoxydable duplex. D'ailleurs l'un des objectifs du présent projet est de vérifier que ce type d'assemblage est réalisable et offre une compatibilité métallurgique et mécanique. Un autre objectif consiste à évaluer l'effet du martelage après soudage sur la distribution des contraintes résiduelles de ce même dépôt.

Pour déterminer si cet assemblage hétérogène est réalisable, des plaques d'acier en S41500, ayant été rainurées dans le but de simuler une réparation de fissure, seront rechargées avec le métal d'apport E2209 à l'aide du procédé de soudage FCAW-G. Au rechargement des différentes plaques d'essais, les paramètres de soudage tel que l'énergie linéaire et le gaz de protection varieront afin d'étudier leur effet sur la microstructure et les propriétés mécaniques de l'assemblage. Des éprouvettes de traction, de résilience et des échantillons destinés à la

caractérisation métallurgique seront prélevés de chacune de ces plaques. Finalement, des sections de plaques rechargées seront martelées afin d'évaluer l'effet de ce traitement de parachèvement sur la distribution et le niveau de contraintes résiduelles du rechargement.

Le présent document comporte trois chapitres : une revue de la littérature, la démarche expérimentale préconisée pour réaliser l'étude et un article scientifique, soumis en octobre 2019, qui présente les résultats et analyses. Ces chapitres sont présentés dans la suite du présent mémoire.

CHAPITRE 1

REVUE DE LITTÉRATURE

Ce chapitre traite, en premier lieu, de la soudabilité des aciers inoxydables et plus particulièrement des aciers inoxydables martensitiques et austéno-ferritiques (communément appelés aciers duplex). Une revue de l'assemblage par soudage hétérogène des aciers inoxydables duplex et martensitique est également présentée.

1.1 Soudabilité des aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont des aciers fortement alliés basés sur les systèmes Fe-Cr, Fe-Cr-C et Fe-Cr-Ni. Pour être qualifié d'inoxydable, un acier doit (Lippold et Kotecki, 2005) :

- Être constitué majoritairement de fer;
- Ne pas contenir plus de 1,2 % massique de carbone;
- Contenir au minimum 10,5 % massique de chrome.

Il est à préciser que la teneur minimale en chrome d'un acier inoxydable se situe généralement plus près de 12% massique puisqu'une partie du chrome libre tend à s'associer avec le carbone pour former des carbures réduisant ainsi la proportion de chrome disponible pour former une couche passive (Cr_2O_3) continue sur toute la surface du matériau.

Contrairement à la classification standard des aciers qui repose sur la composition chimique, les aciers inoxydables sont classés selon leur structure cristalline. Ils peuvent être divisés en cinq grandes familles parmi lesquelles on retrouve les aciers : ferritiques, martensitiques, austénitiques, austéno-ferritiques (duplex) et les aciers inoxydables à durcissement structural (PH pour Precipitation Hardening). Ces familles se distinguent par les phases qui composent leur microstructure. En fonction de la nature et de la proportion des éléments d'alliages à partir desquels sont élaborés ces aciers, une structure cristalline sera privilégiée par rapport à l'autre

après refroidissement. En effet, certains éléments dits gammagènes tendent à favoriser la formation d'austénite (γ) tels que : le nickel, le carbone, le manganèse, le cuivre et l'azote. Les éléments alphagènes, quant à eux, auront pour effet de favoriser la formation de ferrite (α ou δ) : le chrome, le molybdène, le silicium, le niobium, le vanadium, le titane et l'aluminium. Plusieurs travaux dont ceux de Schaeffler et Espy ont permis l'élaboration de formules empiriques qui permettent de déterminer les indices de chrome équivalent (C_{req}) et de nickel équivalent (Ni_{eq}) en pondérant l'effet gammagène (par rapport au nickel) ou alphagène (par rapport au chrome) des différents éléments d'alliage qui entrent dans la composition chimique des aciers inoxydables (Espy, 1982). En se référant au diagramme de constitution à la Figure 1.1 élaboré par Schaeffler et adapté par Espy, il est possible d'évaluer la constitution de l'acier inoxydable étudié.

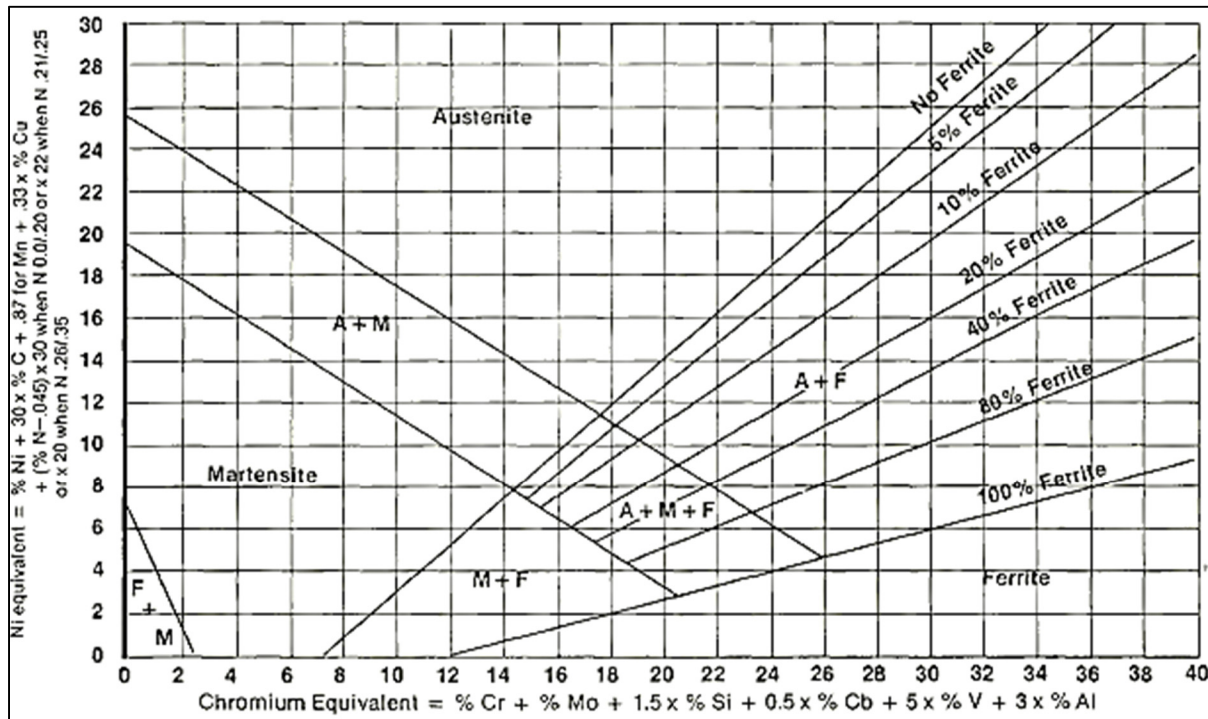


Figure 1.1 Diagramme de Schaeffler modifié par les formules d'Espy (Espy, 1982)

Du point de vue du soudage, il est primordial de connaître le type d'acier inoxydable à assembler puisque chacune de ces grandes familles comporte des particularités métallurgiques

qui leur sont propres. À cet effet, Bystram (Bystram, 1961) a identifié quatre zones de risques majeurs sur le diagramme de Schaeffler (Figure 1.2) soit ; le risque de fissuration à chaud, le risque de fissuration à froid, le risque de fragilisation par grossissement de grains et le risque de fragilisation par précipitation de la phase sigma (σ). Cet outil, permet notamment d'identifier les risques potentiels et les précautions à prendre en fonction de la valeur du Cr_{eq} et du Ni_{eq} du métal de base et du métal d'apport à assembler. En règle générale :

- Les aciers inoxydables austénitiques posent un risque de fissuration à chaud au soudage notamment à cause d'impuretés dans le métal de base comme le soufre et le phosphore. La ségrégation interdendritique de ces impuretés tend à abaisser la température de solidification du film liquide subsistant entre les dendrites de solidification. Le retrait au refroidissement, engendré par le coefficient de dilatation thermique élevé de ce type d'acier, vient séparer les grains de part et d'autre du film liquide ce qui engendre la formation de fissures au centre des cordons.
- Les aciers inoxydables martensitiques posent un risque potentiel de fissuration à froid dû à la nature dure et fragile de la martensite et de la faible solubilité de l'hydrogène au sein de cette structure cristalline. S'il y a présence d'hydrogène dissout en quantité suffisante dans le joint soudé, combiné à des contraintes résiduelles de tension, il y a un risque de voir le joint se fissurer après refroidissement à température ambiante. La fissuration peut parfois se produire plusieurs jours suivant l'opération de soudage. La dureté de la martensite étant principalement fonction de la teneur en carbone de l'alliage, les précautions métallurgiques à prendre varieront essentiellement en fonction de cette teneur.
- Les aciers inoxydables ferritiques posent un risque de fragilisation par grossissement des grains en zone affectée thermiquement (ZAT) dû à l'apport d'énergie thermique lié aux opérations de soudage. Ce phénomène est causé par l'absence de transformation à l'état solide. Les seuls moyens de limiter le grossissement des grains de ferrite δ étant de limiter l'énergie de soudage ou de favoriser la recristallisation des grains de ferrite en procédant à

un martelage entre passes, rendent les opérations de soudage particulièrement délicates sur ce type d'acier.

- Les aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex), comme certains alliages ferritiques et austénitiques, sont constitués en grande proportion d'éléments d'addition; ce qui les rendent susceptibles de former différents composés intermétalliques et phases secondaires. S'ils sont chauffés et maintenus suffisamment longtemps dans l'intervalle de température 300 °C-1000 °C, il est possible que des composés intermétalliques comme la phase sigma (σ) ou la phase khi (χ) précipitent aux joints de grains ou à l'intérieur des grains de ferrite (Redjaïmia *et al.*, 2004 ; Hsieh et Wu, 2012). Ces précipités tendent à fragiliser la microstructure de l'acier inoxydable duplex et sont à éviter (Lippold et Kotecki, 2005, p.237).
- Les aciers inoxydables à durcissement structural ont la particularité de contenir des éléments d'alliages (titane, cuivre ou béryllium) permettant de former de fins précipités au cours d'un traitement thermique. Cette précipitation, généralement combinée à une transformation martensitique, leur permet d'obtenir une résistance mécanique élevée (plus de 1520 MPa pour certains alliages) (Lippold et Kotecki, 2005, p.265). Du point de vue de la soudabilité, les aciers inoxydables à durcissement structural peuvent être divisés en deux catégories : les aciers à transformation martensitique directe et les aciers à transformation martensitique indirecte. Les aciers à transformation martensitique directe peuvent poser un risque de fissuration à froid et doivent, autant que possible, être soudés avant le durcissement par précipitation pour éviter de remettre en solution les précipités et ainsi garantir de bonnes caractéristiques mécaniques. Les aciers à transformation martensitique indirecte doivent, quant à eux, être soudés après le traitement d'hypertrempe et avant le traitement de déstabilisation de l'austénite. La structure avant soudage est alors austénitique et peut poser un risque de fissuration à chaud (Roguin, 2017, p.120).

Le Tableau 1.1 présente les équations empiriques pouvant être utilisées avec le diagramme de constitution de la Figure 1.2 pour déterminer le C_{req} et le Ni_{eq} . La zone blanche située

au centre du diagramme de la Figure 1.2 montre la région considérée sans risque de défaillance métallurgique au soudage par Bystram. Autrement l'alliage à souder est susceptible de présenter au moins un des risques métallurgiques précédemment cités. Dans le cadre de ce mémoire, seuls les aciers inoxydables martensitiques et les aciers inoxydables duplex sont couverts.

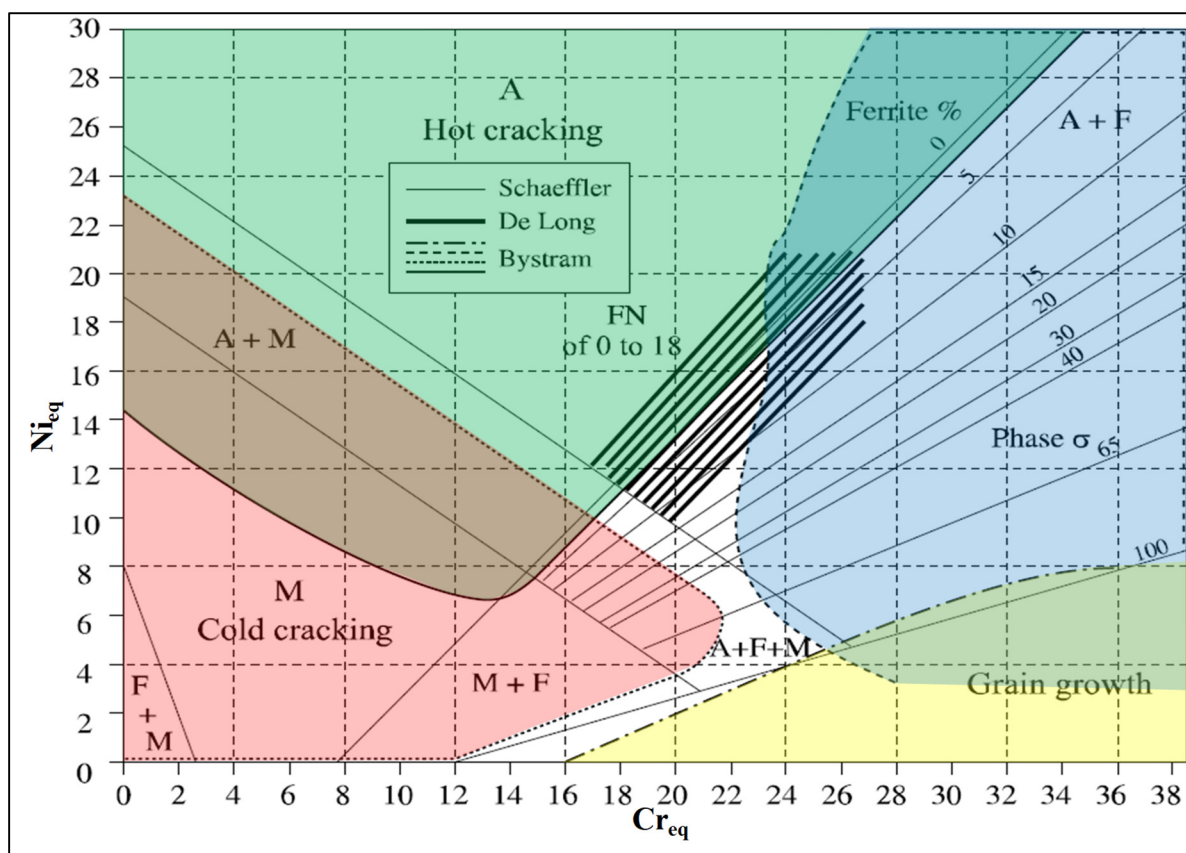


Figure 1.2 Zones de Bystram superposées au diagramme de constitution de Schaeffler (Adapté de Blondeau, 2008, p.408).

Tableau 1.1 Formules de chrome et de nickel équivalent à utiliser avec la Figure 1.2 (Blondeau, 2008, p.403).

	Diagramme	Formule (% massique)
Cr _{eq}	Schaeffler	$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb$
	Delong	$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb$
	Espy	$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb + 5 \times \%V + 3 \times \%Al$
Ni _{eq}	Schaeffler	$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn$
	Delong	$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + 30 \times \%N + 0,5 \times \%Mn$
	Espy	$Ni_{eq} = \%Ni + 30 \times \%C + \Delta^* \times (\%N - 0,045) + 0,87^{**} + 0,5 \times \%Mn$ $^*\Delta = 30$ si $0 < \%N < 0,2$; $\Delta = 22$ si $0,21 < \%N < 0,25$; $\Delta = 20$ si $0,26 < \%N < 0,35$ ** Constante pour Mn lorsque $0 < \%Mn < 10$

1.2 Soudabilité des aciers inoxydables duplex

Considérés comme ayant une bonne soudabilité, les aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex) sont des aciers dont la microstructure, à température ambiante, est principalement constituée d'un mélange d'austénite et de ferrite (ISO 15156-3, 2011). Basée sur le système quaternaire Fe-Cr-Ni-N, la composition chimique est ajustée pour obtenir 50 % de ferrite et 50 % d'austénite à température ambiante. Les alliages duplex se solidifient d'abord en ferrite et dépendent d'une transformation partielle à l'état solide de la ferrite en austénite pour équilibrer la proportion volumique des deux structures cristallines. La nuance standard la plus répandue UNS S32205 (X2CrNiMoN 22-5-3, EN 1.4462) contient 22-23 % de chrome, 4,5-6,5 % de nickel, 3,0-3,5 % de molybdène, 0,14-0,20 % d'azote et un maximum de 0,03 % de carbone (ASTM A240, 2004). Afin de bénéficier de la résistance mécanique de la ferrite tout en conservant la ductilité et la résistance à l'impact de l'austénite, il est primordial de retrouver ces deux phases en proportion volumique équivalente (50/50) ou au minimum de conserver la teneur en ferrite entre 30 % et 65 % (API 938C, 2011). C'est d'ailleurs l'une des principales difficultés rencontrées lors du soudage des duplex de conserver une proportion équivalente de ferrite et d'austénite, notamment dans la zone affectée thermiquement, et d'éviter la formation de phases délétères, telles que les composés intermétalliques et les nitrures (Ramkumar *et al.*, 2014).

1.2.1 Équilibre des phases δ/γ

Le soudage impose un chauffage et un refroidissement rapide à l'acier qui ne permet pas une transformation de phase à l'équilibre. L'acier à l'état liquide se solidifie d'abord sous forme de ferrite delta (δ) puis, au cours du refroidissement, une partie de la ferrite δ se transforme graduellement en austénite (γ). Une proportion trop importante de ferrite ($> 70\%$) diminue la ductilité et la résilience. La résistance à la corrosion par piqûres peut également être affectée par la précipitation de nitrures (Cr_2N) au sein d'une microstructure fortement ferritique sursaturée en azote (Ha et Kwon, 2007). À l'inverse, une proportion trop faible de ferrite ($< 30\%$) tend à abaisser la résistance mécanique et la résistance à la corrosion sous contraintes (Ciofu, Nioata et Dobrota, 2010 ; Roguin, 1998).

Les cycles thermiques rapides en soudage ne permettent pas de former suffisamment d'austénite au refroidissement pour obtenir une microstructure à l'équilibre à température ambiante. De ce fait, le réchauffage de la région soudée au cours d'un cycle thermique subséquent, donne lieu à la diffusion des atomes de se poursuivre et de former davantage d'austénite (Lippold et Kotecki, 2005, p.244). Cet effet est très présent en soudage multipasses.

Selon l'intervalle de température dans lequel elle se forme, l'austénite constituant la microstructure des aciers duplex peut se diviser en trois types (austénite primaire, austénite secondaire et austénite tertiaire) qui se distinguent par une concentration en éléments d'alliages différente et qui, par le fait même, tend à affecter les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion. Bien que le diagramme pseudo-binaire de la Figure 1.3 tiré du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni soit très simplificateur, puisqu'il ne tient pas compte de l'effet de tous les éléments d'alliages, il permet néanmoins de schématiser les transformations microstructurales qui ont lieu au cours du chauffage ou du refroidissement. Le diagramme d'équilibre de la Figure 1.3 considère d'ailleurs une vitesse de refroidissement infiniment lente. Ce qui signifie que les transformations de phases réelles différeront de celles prédites par le diagramme en fonction du cycle thermique imposé à l'acier.

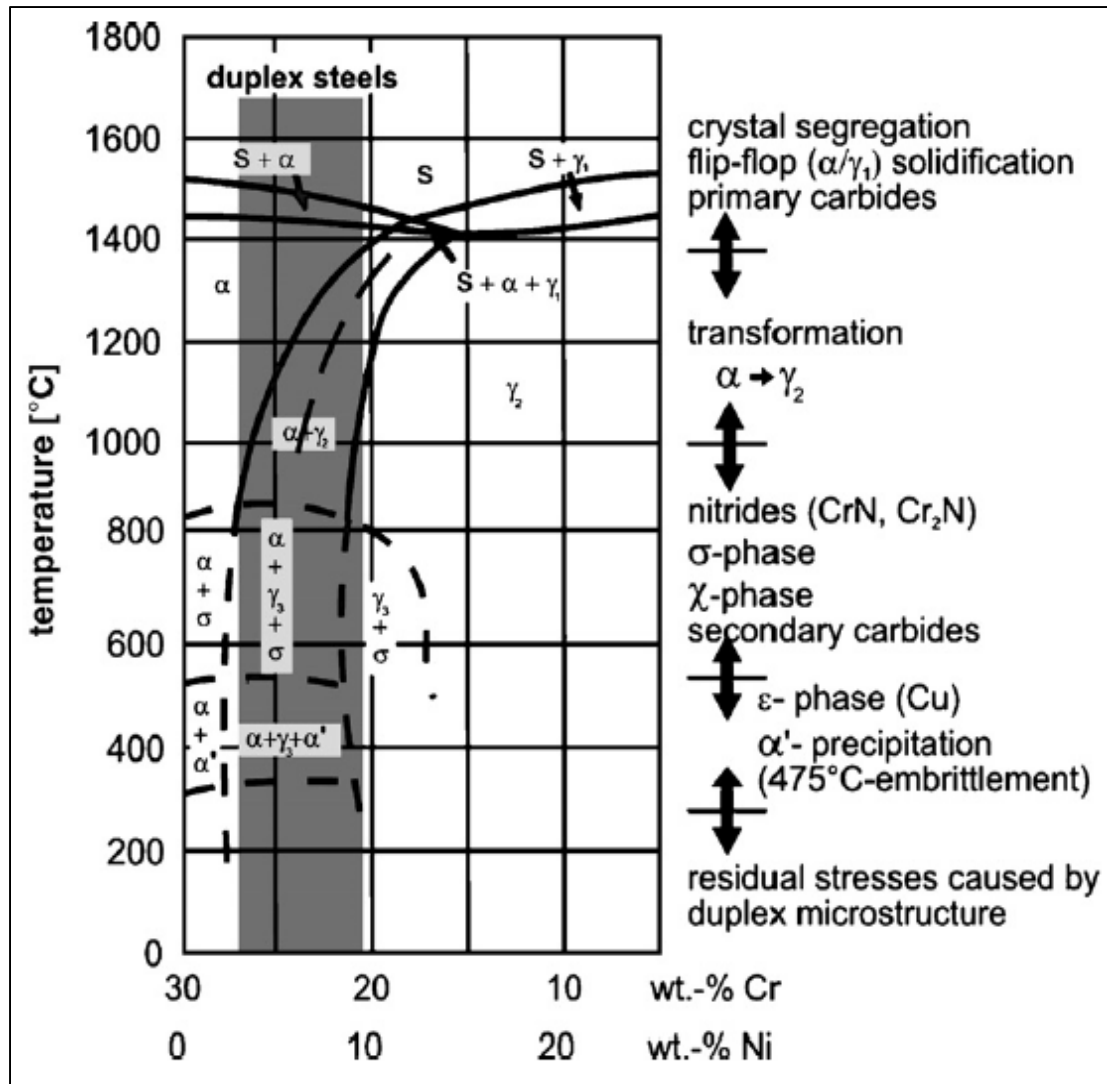


Figure 1.3 Diagramme pseudo-binaire 70Fe-Cr-Ni (Pohl, Storz et Glogowski, 2007)

L'austénite primaire (γ_1) se forme le plus souvent après la solidification ferritique ($L \rightarrow \delta \rightarrow \delta + \gamma_1$) par diffusion des éléments gammagènes aux joints de grains δ (Nowacki et Łukojć, 2005). En fonction de la teneur locale en chrome et en nickel dans la zone fondue, l'austénite primaire peut aussi se former à la solidification par transformation eutectique du métal liquide en deux phases solides ($L \rightarrow \gamma_1 + \delta$) (Zhang *et al.*, 2016). Selon la température à laquelle γ_1 se forme, il est possible de l'observer sous trois morphologies distinctes. Elle se manifeste d'abord sous forme de grains allotriomorphes intergranulaires, puis forme de l'austénite de

Widmanstätten qui croît à partir de l'austénite intergranulaire vers le centre des grains de ferrite, et finalement sous forme de précipités intragranulaires (Muthupandi *et al.*, 2003).

L'austénite secondaire (γ_2) se forme par diffusion ($\delta + \gamma_1 \rightarrow \delta + \gamma_1 + \gamma_2$) lors du réchauffage de la ferrite δ à des températures comprises entre 900 °C et 1250 °C sans toutefois atteindre la température de ferritisation de l'alliage (Garzón et Ramirez, 2006). Elle se forme lors du soudage de joints en plusieurs passes en permettant à la ferrite métastable de poursuivre sa transformation en austénite et de tendre vers l'état d'équilibre thermodynamique, c'est-à-dire vers un état stable et qui n'évolue plus. L'austénite γ_2 , plus pauvre en chrome (Cr), molybdène (Mo) et azote (N) que l'austénite γ_1 , peut se former autour des grains d'austénite γ_1 existants (intergranulaire) et peut également précipiter à l'intérieur des grains de ferrite δ (intragranulaire) (Ramirez, Lippold et Brandi, 2003 ; Nowacki et Łukojć, 2005) tel que montré à la Figure 1.4. Les mécanismes de précipitation intragranulaire de l'austénite γ_2 ne semblent pas encore bien compris, mais pourraient être liés à la remise en solution de nitrures au réchauffage. L'austénite γ_2 peut être plus sensible à la corrosion que l'austénite γ_1 et de la ferrite δ du fait de sa teneur plus pauvre en éléments d'alliage (Ramirez, Brandi et Lippold, 2001). Néanmoins, la précipitation intragranulaire de l'austénite γ_2 permettrait d'améliorer la résilience de l'alliage (Lippold et Al-Rumaih, 1997).

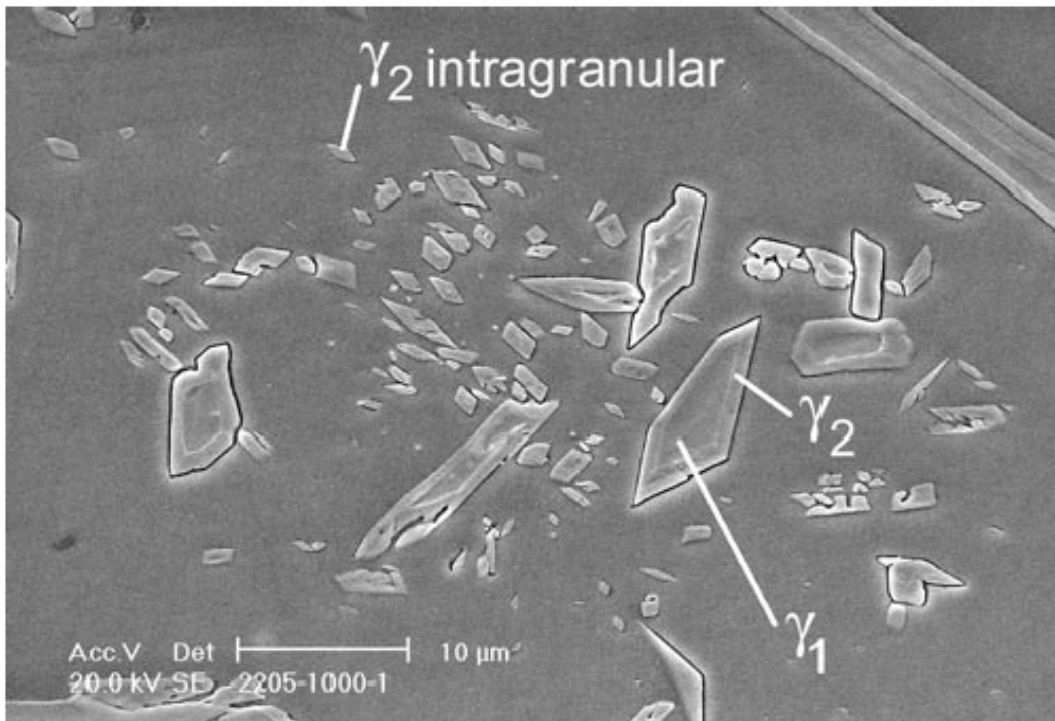


Figure 1.4 Image SEM. Austénite primaire et secondaire dans un UNS S32205 après réchauffage à 1000 °C durant 1 seconde (Ramirez, Lippold et Brandi, 2003).

L'austénite tertiaire (γ_3) serait le résultat d'une transformation eutectoïde de la ferrite en austénite et en phase σ ($\delta \rightarrow \gamma_3 + \sigma$). Cette austénite est parfois considérée comme de l'austénite γ_2 , mais puisqu'elle est le résultat d'un mode de formation différent et qu'elle apparaît être plus pauvre en chrome et en molybdène que l'austénite γ_2 , il est légitime de les nuancer (Pohl et Storz, 2004). Les travaux de Pohl (Pohl, Storz et Glogowski, 2007) ont montré qu'il peut être utile d'éviter sa formation pour des applications en milieu corrosif, puisque la faible teneur en éléments d'alliages (Cr, Mo et Ni) de l'austénite γ_3 lui confère une faible résistance à la corrosion. Ils ont observé que l'austénite issue de la transformation eutectoïde $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_3$ est sujette à une corrosion sélective, ce qui avait également été rapporté dans les travaux de Wilms (Wilms *et al.*, 1994) et Kobayashi (Kobayashi et Wolyneec, 1999).

Un cycle thermique rapide comme en soudage ne permet pas nécessairement d'obtenir l'équilibre δ/γ en zone fondue puisque la diffusion n'a pas le temps de s'opérer. Pour pallier

ce problème, un métal d'apport ayant une teneur plus élevée en nickel peut être utilisé pour favoriser la formation de l'austénite. Il est également possible de recourir à l'utilisation d'un gaz de protection contenant de l'azote en GMAW ou en GTAW pour accroître davantage la formation d'austénite (Muthupandi *et al.*, 2003 ; Muthupandi *et al.*, 2005).

1.2.2 L'azote dans les aciers austéno-ferritiques

L'azote est un élément d'alliage d'une grande importance pour la soudabilité des aciers inoxydables duplex. Ces aciers sont généralement riches en azote (0,15 %-0,5 %) puisque cet élément a un pouvoir gammagène d'environ vingt fois supérieur au nickel (Espy, 1982). La présence de l'azote tend à augmenter la température de transformation $\delta \rightarrow \gamma$ en plus d'augmenter la cinétique de transformation de l'austénite (Muthupandi *et al.*, 2005). Une concentration plus élevée en azote permet donc de diminuer l'influence du cycle de refroidissement sur la constitution de la microstructure en favorisant la formation d'austénite.

Cet élément interstitiel permet entre autre d'améliorer les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion lorsqu'il est ajouté à la composition des aciers inoxydables duplex (Westin, 2010 ; Muthupandi *et al.*, 2005). L'azote a un effet intéressant sur l'austénite puisqu'il restreint le mouvement des dislocations en tant qu'élément d'insertion. Dans un alliage à faible concentration en azote ($< 0.1\% \text{ N}_2$), l'austénite est moins résistante mécaniquement que la ferrite, tandis qu'à concentration plus élevée ($> 0,2\% \text{ N}_2$) elle devient plus résistante (McGuire, 2008, p.96). Les premières générations d'alliages inoxydables duplex contenaient très peu d'azote et possédaient une plus faible résistance à la corrosion. La ferrite résistait alors mieux que l'austénite du fait d'une proportion plus élevée en chrome et en molybdène dans la ferrite. L'ajout d'azote qui s'insère préférentiellement dans l'austénite, permet d'accroître la résistance à la corrosion de celle-ci pour atteindre celle de la ferrite (McGuire, 2008, p.99).

Tel qu'indiqué par la formule permettant de déterminer le PRE_N (Pitting Resistance Equivalent Number), l'azote joue un rôle prépondérant sur la résistance à la corrosion par piqûre des aciers inoxydables. L'équation empirique (1.1) développée par Herbsleb et présentée par Malik

(Malik *et al.*, 1995) permet de considérer l'efficacité relative du chrome, du molybdène et de l'azote sur les propriétés de résistance à la corrosion par piqûres. Cette équation permet notamment d'avoir une appréciation qualitative de la résistance à la corrosion d'un alliage par rapport à un autre. Le facteur multiplicateur de l'azote dans la formule du PRE_N montre que cet élément d'alliage est 16 fois plus performant que le chrome en ce qui a trait à la résistance à la corrosion par piqûres d'un alliage. L'azote peut néanmoins abaisser la résistance à la corrosion dans le cas où il forme des nitrures de chrome (Cr₂N) plutôt que de se retrouver en élément d'insertion. En effet, la précipitation de Cr₂N, qui peut se produire au cours du refroidissement dans l'intervalle de température 900°C-700°C, diminue localement la teneur en chrome et peut poser un risque de corrosion localisée, comme la corrosion par piqûres et la corrosion intergranulaire, en présence d'un milieu chloré (Zhang *et al.*, 2012 ; Zhang *et al.*, 2016).

$$\text{PRE}_N = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N \quad (1.1)$$

Roguin (Roguin, 1998) a observé que l'azote contenu dans le métal de base tend à se volatiliser au cours du soudage. Un acier duplex UNS S32205 peut être sujet à la volatilisation de près de la moitié de sa concentration initiale. La volatilisation n'a cependant pas lieu avec les procédés de soudage utilisant un flux pour protéger le bain de fusion (SMAW, FCAW, SAW) (NF EN 1011-3, 2000). Pour compenser la volatilisation, un gaz de protection enrichi à l'azote peut être utilisé du côté endroit de la soudure pour permettre à la molécule d'azote d'être ionisée par l'arc électrique et d'être absorbée dans le bain de fusion. Il a été démontré que le gaz utilisé pour la protection envers ne contribue que très faiblement à la composition chimique de la zone fondue. Il peut néanmoins permettre d'empêcher la volatilisation de l'azote du côté envers si celui-ci est constitué très majoritairement d'azote (~90 % N₂) (Westin, 2010 ; Westin *et al.*, 2014). Toutefois l'utilisation d'un gaz de protection endroit contenant une forte concentration d'azote (> 6 % N₂) avec le procédé GMAW peut générer des porosités dans la zone fondue, spécialement si les cycles de refroidissement sont suffisamment rapides pour empêcher l'azote de diffuser (Westin, 2010).

1.2.3 Métal d'apport enrichi de nickel

Les métaux d'apport destinés au soudage des aciers duplex contiennent généralement 2 % à 6 % (massique) plus de nickel que la nuance du métal de base. Cet ajout permet de favoriser l'équilibre δ/γ dans le joint soudé en plus d'améliorer les propriétés mécaniques et d'assurer une bonne résistance à la corrosion. Une soudure homogène, qui utilise un métal d'apport ayant une composition chimique similaire au métal de base, aura pour résultat une fraction volumique de ferrite trop importante en zone fondue à cause du refroidissement rapide rencontré en soudage. Des ajouts en chrome, en molybdène et en azote dans le métal d'apport peuvent également être requis afin d'obtenir une résistance la corrosion optimale du joint soudé. Des métaux d'apports ont été spécialement élaborés en fonction de la nuance du métal de base à souder. Par exemple, pour assembler par soudage un acier UNS S32205 (22%Cr-5%Ni-3%Mo), un métal d'apport ER2209 (22%Cr-9%Ni-3%Mo) est à préconiser pour pallier les effets du refroidissement rapide après soudage (Avesta Welding Handbook, 2004 ; Outokumpu Stainless, 2013). Il est toutefois important de ne pas chercher à utiliser un métal d'apport ayant une teneur en élément d'alliage excessif, notamment les éléments alphagènes (Cr, Mo, Si), puisqu'ils accélèrent la transformation de la ferrite δ en phase σ (Hsieh et Wu, 2012).

1.2.4 Formation de composés intermétalliques et de phases secondaires

Dû à la forte teneur en éléments d'alliages contenus dans les aciers inoxydables duplex, différentes transformations de phases peuvent survenir au cours du soudage. Le maintien de ces aciers à des températures comprises entre 300 °C et 1000 °C peut avoir pour conséquence la formation de composés intermétalliques (σ , π , τ , χ , R) et de phases secondaires (carbures et nitrures) qui risquent de fragiliser l'acier et de diminuer sa résistance à la corrosion (Gagnepain *et al.*, 1994 ; Karlsson, Ryen et Pak, 1995).

La Figure 1.5 présente les précipités susceptibles de se former dans les aciers inoxydables duplex en fonction de la température et du temps de maintien. Elle présente également certains

éléments d'alliages qui ont pour effet d'accélérer la cinétique de précipitation de ces phases délétères notamment le tungstène, le molybdène, le chrome et le silicium. Parmi les nombreux composés intermétalliques et phases secondaires qu'il est possible de former dans les aciers inoxydables duplex, seules la phase σ , la phase χ , des nitrures Cr_2N et des carbures (M_7C_3 , M_{23}C_6) peuvent être formés en soudage dû au temps de maintien limité dans l'intervalle de température critique. Des composés intermétalliques comme la phase R peuvent se former que lors d'un maintien à près de 700 °C durant 5 à 30 minutes (Karlsson, Ryen et Pak, 1995).

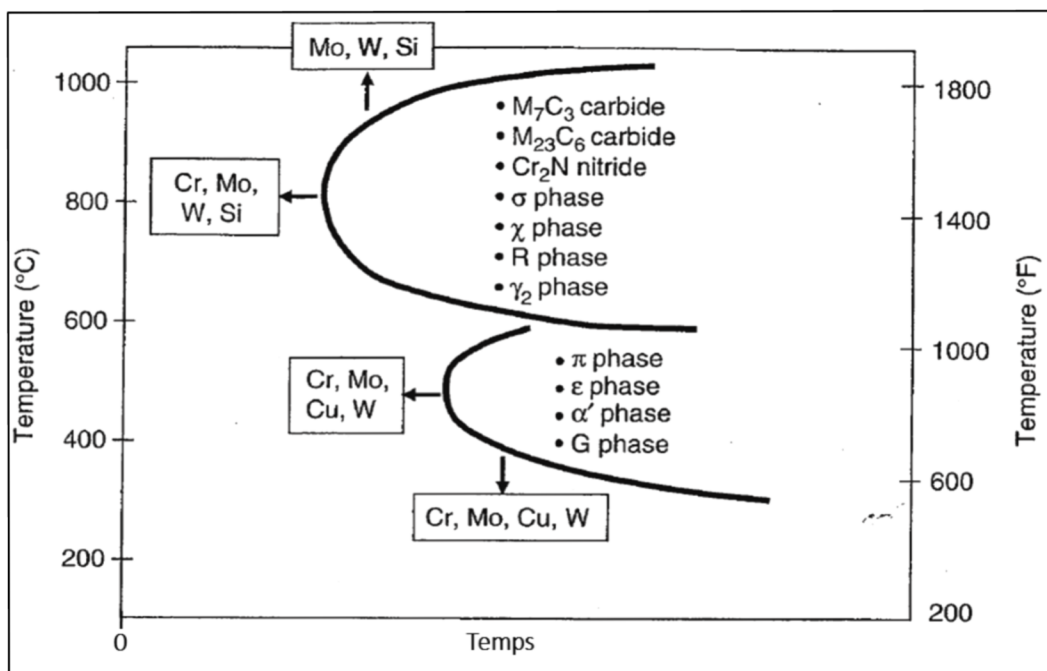


Figure 1.5 Différents précipités qui peuvent se former dans les aciers inoxydables duplex (DuPont, Lippold et Kiser, 2009, p.237)

1.2.4.1 La phase σ et la phase χ

C'est dans l'intervalle de température 950 °C à 650 °C qu'il est possible de former de la phase sigma (σ) et dans une moindre mesure de la phase khi (χ) (Pohl, Storz et Glogowski, 2007). La phase σ est amagnétique et possède une structure cristalline tétragonale complexe comportant 30 atomes au sein de sa maille élémentaire. Elle est le composé intermétallique le plus souvent

rencontré dans les aciers inoxydables duplex et est parfois confondue avec la phase χ qui peut présenter une composition chimique similaire (Llorca-Isern *et al.*, 2016 ; Escriba *et al.*, 2009 ; Gagnepain *et al.*, 1994). La phase σ et la phase χ peuvent exister dans un large domaine de composition et peuvent donc être difficile à identifier en se basant seulement sur la composition stoechiométrique. Il est rare d'observer des précipités de phase σ lorsque la concentration en chrome est inférieure à 20 % (massique). À l'inverse, la phase σ tend à précipiter rapidement lorsque la teneur en chrome de l'alliage atteint 25 % (massique) ou plus (Hsieh et Wu, 2012).

La phase χ , contrairement à la phase σ , n'est pas à l'état d'équilibre thermodynamique et tend à être absorbée par la croissance de la phase σ lors d'un maintien prolongé en température. Les sites de germination préférentiels de la phase σ se trouvent à l'interface de la ferrite et de l'austénite, mais il est également possible de la retrouver aux joints de grains ferrite-ferrite. Elle est le résultat d'une transformation eutectoïde ($\delta \rightarrow \gamma_3 + \sigma$) de la ferrite δ en austénite (γ_3) et en phase σ tel que schématisé sur le diagramme pseudo-binaire de la Figure 1.3 tiré du diagramme ternaire Fe-Cr-Ni (Pohl, Storz et Glogowski, 2007). Une fois précipitée, la phase σ ne peut être remise en solution que par un traitement thermique de recuit à 1050 °C où il est nécessaire de refroidir rapidement après traitement pour éviter de voir cette phase se former de nouveau (Pohl, Storz et Glogowski, 2007).

Karlsson (Karlsson, Ryen et Pak, 1995) a observé une diminution importante de la résilience (moins de 27 J à température ambiante) lorsque plus de 2 % de la microstructure est constituée de composés intermétalliques. La formation de phase σ et de phase χ diminue localement la teneur en chrome et en molybdène de la matrice ferritique de laquelle ces composés sont issus; ce qui tend à diminuer la résistance à la corrosion (Wilms *et al.*, 1994).

1.2.4.2 Nitrures et carbures

Compte tenu de la teneur relativement élevée en azote des nouvelles générations d'alliage inoxydable duplex, la précipitation de nitrures est courante à la suite des opérations de soudage. La formation de nitrures hexagonaux Cr_2N s'opère entre 900 °C et 700 °C (Magnabosco,

2009 ; Gagnepain *et al.*, 1994 ; Pohl, Storz et Glogowski, 2007). L'appauvrissement local en chrome causé par la précipitation de nitrures tend à diminuer la résistance à la corrosion et la ductilité du matériau (Westin, 2010). La présence de nitrures indique généralement un refroidissement trop rapide après soudage. Si le refroidissement est trop rapide, l'azote ne dispose pas de suffisamment de temps pour diffuser dans l'austénite et s'homogénéiser, et tend plutôt à s'associer au chrome pour former des nitrures dans la matrice ferritique. Des germes apparaissent préférentiellement aux interfaces δ/γ_1 où la cinétique de formation γ_2 est plus faible (Ramirez, Lippold et Brandi, 2003) et tendent par la suite à favoriser la croissance de γ_2 . Les nitrures nouvellement formés tendent également à former des sites de germination préférentiels pour la phase χ qui à son tour aura tendance à favoriser la germination de la phase σ (Llorca-Isern *et al.*, 2016).

Puisque la teneur en carbone des aciers duplex est très faible, les carbures n'ont pas tendance à précipiter en grande quantité (Karlsson, 2012). Néanmoins, leur formation affecte les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion de la même manière que la formation de phase σ . C'est pour les alliages moins riches en élément d'addition (S32101, S32022) que l'effet délétère de la formation de nitrures et de carbures sera le plus marquée sur la résistance à la corrosion et la résilience.

Comme les nitrures, les carbures ont tendance à germer à l'interface δ/γ_1 pour croître dans le grain de ferrite plus riche en éléments carburigènes (Badji *et al.*, 2008). La diminution de la concentration en carbone, causée par la formation de carbures, dans la zone fondue peut avoir pour effet de favoriser la phase δ au détriment de la phase γ lors du refroidissement. Il est bon de noter que ce sont les carbures $M_{23}C_6$ qui sont le plus souvent rencontrés dans les aciers duplex bien qu'il soit théoriquement possible de former aussi des carbures de type M_7C_3 et M_3C dans le système ternaire Fe-Cr-C (Gagnepain *et al.*, 1994). Les carbures $M_{23}C_6$ se forment dans l'intervalle de température 1000 °C - 550 °C où la cinétique de précipitation est la plus forte à 850 °C. La cinétique de formation des carbures $M_{23}C_6$ est suffisamment rapide pour être en mesure d'en observer après seulement une minute de maintien à 800 °C (Knyazeva et Pohl, 2013).

1.2.5 Transformation martensitique induite par la déformation

Des travaux menés par Lo et Lai ont démontré la stabilité thermique de la phase austénitique dans les duplex à des températures cryogéniques (Lo et Lai, 2010). Cependant, sous l'effet d'une déformation mécanique à température ambiante, l'austénite peut subir une transformation martensitique. Cette transformation sans diffusion de l'austénite dans les alliages duplex standards (22 % Cr) se produit de manière moins importante que dans un acier austénitique même à des niveaux de déformations élevés (85 % de déformations) (Breda *et al.*, 2015). La taille et la morphologie des grains d'austénite, de même que la composition chimique de l'alliage, sont deux facteurs qui influencent la transformation martensitique. Une microstructure dominée par des grains fins équiaxes aura pour effet de retarder la transformation comparativement à une microstructure en bande typique d'un alliage duplex laminé à chaud (Xie *et al.*, 2017).

Si l'alliage est chauffé et maintenu entre 400 °C et 600 °C il est possible de renverser la transformation martensitique induite par la déformation et de reformer de l'austénite (Padilha, Aguiar et Plaut, 2012). Cependant, la réalisation d'un tel traitement thermique risquerait de fragiliser la ferrite par décomposition spinodale, c'est-à-dire que la phase peut se décomposer en phases de compositions chimiques différentes (voir 1.2.6); ce qui le rend inapplicable.

1.2.6 Fragilisation à 475 °C

Les aciers inoxydables duplex et ferritiques ne sont pas un choix judicieux lorsque la température de service se situe au-delà de 280 °C (Lippold et Kotecki, 2005, p.237). La raison à cela vient du fait que ces deux familles d'aciers sont sujettes à un vieillissement dû à la décomposition spinodale de la ferrite. Cette décomposition a pour effet de ségréger les éléments de même nature entre eux pour former de nouvelles phases enrichies en chrome (α''), en fer (α') et d'autres composés intermétalliques (Örnek *et al.*, 2017). Selon les travaux de Miller, la phase ferritique contenue dans un alliage duplex tend à se décomposer plus rapidement qu'un acier inoxydable entièrement ferritique (Miller, Hyde et Smith, 1995). Ce

mode de fragilisation fait souvent référence à la « fragilisation à 475 °C » puisque c'est à cette température que la cinétique de décomposition spinodale de la ferrite est la plus forte. Avec le maintien prolongé dans l'intervalle de température de fragilisation, la résilience et la ductilité diminuent à cause de la précipitation de ces phases et composés intermétalliques fragiles (α' , α'' , G et R). Néanmoins, ce phénomène de fragilisation ne pose pas de réel problème en soudage puisque le temps de maintien dans l'intervalle de température de fragilisation est très court comparé au temps de maintien nécessaire (plusieurs dizaines, voire centaines d'heures) pour observer une dégradation de la résistance à l'impact et de la ductilité.

1.3 Soudabilité des aciers inoxydables martensitiques

1.3.1 Généralités

Les aciers inoxydables martensitiques sont constitués de martensite à température ambiante obtenue par trempe à l'air. Ces aciers comportent généralement de 11,5 % à 18 % de chrome pour leur conférer leur propriété inoxydable et pour permettre l'obtention d'une structure martensitique. Aussi, du carbone est ajouté à la composition chimique de ces alliages pour augmenter leur dureté, mais surtout pour favoriser l'austénitisation de la ferrite après solidification. Cet ajout a pour effet d'accroître la boucle austénitique du diagramme fer-chrome (Figure 1.6) qui assure une austénitisation complète permettant ainsi une transformation martensitique au refroidissement. Dû à la formation d'une martensite dure et fragile, les alliages martensitiques sont considérés comme étant les plus difficiles à souder des alliages inoxydables. Pour cette raison, des précautions doivent être prises avant et après soudage en particulier pour les alliages à plus de 0,1 % de carbone. Un traitement thermique de revenu après soudage est souhaitable pour permettre la diffusion du carbone; ce qui aura pour résultat d'adoucir la microstructure en abaissant sa dureté. Ces précautions seront discutées plus en détail à la section 1.3.2.

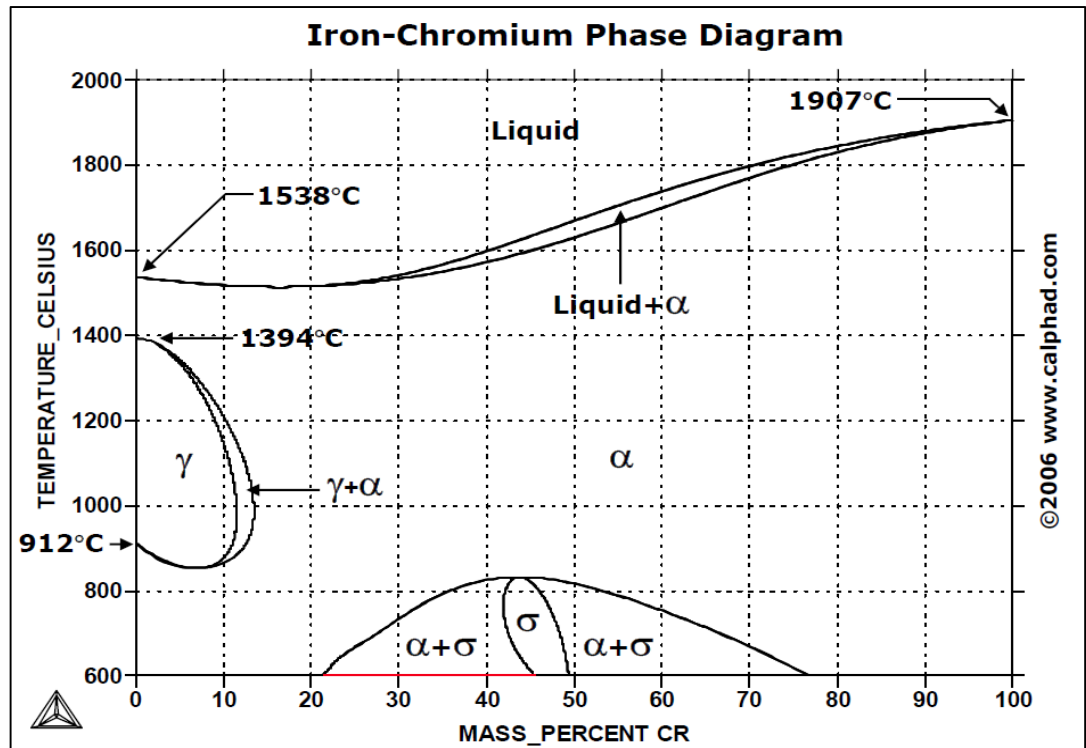


Figure 1.6 Diagramme fer-chrome obtenu avec le logiciel Thermo-Calc et la base de donnée thermodynamique PBIN (Computational Thermodynamics Inc., 2011)

Les aciers inoxydables martensitiques peuvent être classés en différentes sous-familles selon leur teneur en carbone. Celle-ci détermine non seulement la dureté après soudage de ces aciers, mais aussi le risque de fissuration à froid. Si la teneur en carbone se situe entre 0,02 et 0,06 %, il est question d'acier inoxydable martensitique doux. Tandis qu'il sera question d'acier super martensitique (SMSS) si la teneur en carbone est inférieure à 0,02 %. La faible teneur en carbone des martensitiques à bas carbone et des SMSS leur confère une dureté plus faible et une meilleure soudabilité que les aciers martensitiques conventionnels dont la teneur en carbone se situe entre 0,06 et 0,3 % (Lippold et Kotecki, 2005, p.57).

Pour compenser la faible teneur en carbone des aciers martensitiques doux et supermartensitiques, du nickel et/ou du manganèse peuvent être ajoutés à la composition chimique. Si la teneur de ces éléments est insuffisante, une faible proportion de ferrite peut subsister après refroidissement dû à une transformation incomplète de la ferrite en austénite.

À l'inverse, une teneur en éléments gammagènes importante a pour effet de conserver une certaine proportion d'austénite résiduelle après transformation martensitique qui peut être bénéfique pour les propriétés de résilience et de fatigue (Porter et Easterling, 1992).

À la solidification, les aciers martensitiques forment d'abord de la ferrite δ , puis au cours du refroidissement dans l'intervalle de température 1300 °C – 1200 °C, la ferrite se transforme progressivement en austénite (Bilmes, Solari et Llorente, 2001). La plupart des alliages martensitiques contenant de 0,1 % à 0,25 % de carbone vont débiter leur transformation martensitique entre 400 °C et 200 °C. La transformation martensitique s'opère par un mécanisme de transformation athermique et sans diffusion des atomes qui peut se propager extrêmement rapidement (1000 m/s). La température de début de transformation martensitique (M_s) varie en fonction de l'alliage puisqu'elle est directement liée à sa composition chimique. L'équation (1.2) formulée par Gooch permet de prédire le M_s en fonction de la concentration massique (%) de différents éléments d'alliage (Gooch, 1977). En règle générale, l'ajout d'éléments d'alliage abaisse le M_s , le carbone étant l'élément ayant le plus d'influence.

$$M_s (\text{°C}) = 540(\text{°C}) - (497C + 6,3Mn + 36,3Ni + 10,8Cr + 46,6Mo) (\text{°C}) \quad (1.2)$$

Le M_s d'un alliage martensitique à bas carbone 13%Cr - 4%Ni (UNS S41500) avait été déterminé par dilatométrie à environ 300 °C par Thibault (Thibault, 2010). Il est généralement admis que la température de fin de transformation martensitique (M_f) se situe à environ 100°C sous le M_s . Ce qui signifie que la transformation martensitique de cet alliage devrait normalement être complète à température ambiante. Cependant, pour les nuances alliées à 4 % Ni ou plus, le M_f se situe très près voire sous la température ambiante. Ce qui a pour effet qu'une certaine proportion d'austénite résiduelle stable thermiquement peut demeurer après refroidissement complet (Lippold et Kotecki, 2005, p.63).

1.3.2 Précautions au soudage

La grande majorité des aciers inoxydables martensitiques sont sensibles à la fissuration à froid lorsqu'ils sont soumis à des opérations de soudage (voir section 1.3.5). Malgré la soudabilité améliorée des aciers martensitiques doux et supermartensitiques, par rapport aux martensitiques conventionnels qui ont une teneur de carbone plus élevée, certaines précautions doivent être prises avant et après soudage afin d'obtenir des propriétés mécaniques (ductilité et résilience) acceptables en régions soudées. Pour un alliage contenant moins de 0,03 % de carbone, un préchauffage avant soudage reste nécessaire et peut être réalisé à 120 °C. En comparaison, un alliage ayant une teneur en carbone se situant entre 0,06 % et 0,3 % nécessitera un préchauffage à 315 °C en plus de procédures de soudage spécialisées pour éliminer le risque de fissuration (Lippold et Kotecki, 2005).

Une fois les opérations de soudage complétées, un traitement thermique après soudage (TTAS) de revenu est à prévoir dans le but de diminuer le niveau de contraintes résiduelles induites par le soudage et par le fait même adoucir la martensite nouvellement formée. Ce qui a pour résultat d'améliorer la ténacité et la ductilité de ce type de matériau. Un TTAS de revenu a également comme avantage de former de l'austénite de réversion ou reformée, bénéfique pour la ténacité et la résilience des aciers martensitiques à basse température de transformation comme les 13%Cr-4%Ni (CA6NM, S41500, X3CrNiMo 13-4, 1.4313). La température et la durée de maintien sont deux facteurs qui influenceront la proportion d'austénite reformée après revenu (Song *et al.*, 2011).

1.3.3 La ferrite δ dans les aciers inoxydables martensitiques

La ferrite δ se forme et ne peut généralement être observée qu'à haute température. Or, la ségrégation d'éléments d'alliages entre les dendrites de solidification a pour effet de stabiliser la ferrite δ à basse température. Cela permet de la retrouver, à l'occasion, en faible proportion à température ambiante. Comme la ferrite δ abaisse la résilience des aciers martensitiques (Wang *et al.*, 2010), il est préférable de tenter d'éviter sa formation. Pour ce faire, il est possible d'augmenter la concentration en éléments gammagènes afin d'élargir le domaine austénitique

représenté sur le diagramme de la Figure 1.6. L'ajout d'une quantité suffisante de nickel permet théoriquement d'éviter la formation de ferrite δ pour un refroidissement à l'équilibre thermodynamique. Or, les conditions réelles de solidification du bain de fusion en soudage sont tout autres. Les éléments d'alliages peuvent ségréger devant le front de solidification et entraîner la solidification eutectique en ferrite δ du film liquide résiduel interdendritique (Mokhtabad Amrei, 2016). La Figure 1.7 présente de manière schématisée, la formation de ferrite δ entre les dendrites en fin de solidification.

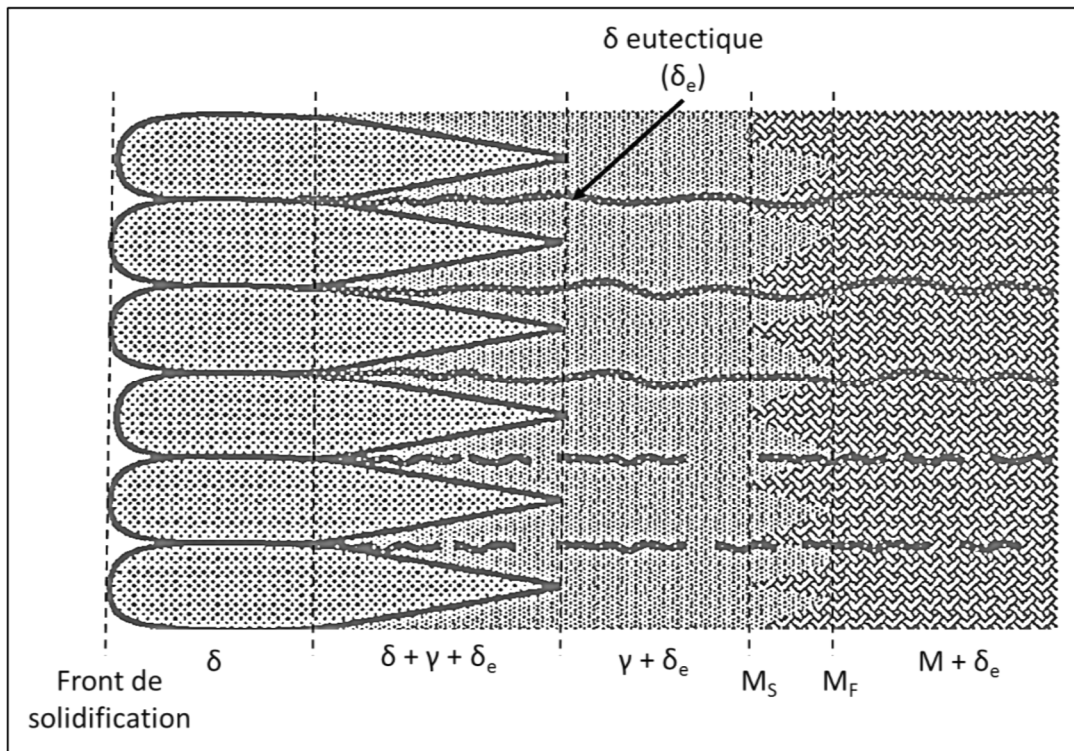


Figure 1.7 Transformations de phases au refroidissement de la zone fondue d'un alliage martensitique avec formation de ferrite eutectique.
(Adapté de Lippold et Kotecki, 2005, p.64)

1.3.4 L'austénite résiduelle et reformée dans les aciers inoxydables martensitiques à bas carbone

L'austénite observable à température ambiante se trouve dans un état thermodynamique métastable et est le résultat d'une transformation martensitique non complétée. La présence de

cette austénite résiduelle ou reformée (selon l'historique thermique) permet d'améliorer la ductilité, la résilience et la vie en fatigue-propagation de ce type d'acier. Toutefois, une partie de cette austénite peut sous l'effet d'une déformation mécanique, poursuivre sa transformation martensitique en absorbant une partie de l'énergie de déformation (Bilmes, Llorente et Pe, 2000). Ce phénomène est connu sous le nom d'effet TRIP (Transformation Induced Plasticity). L'augmentation de volume engendré par cette transformation martensitique en fond de fissure, générerait des contraintes de compression qui tendraient à refermer l'ouverture à la pointe de la fissure. Ce mécanisme semblerait être la principale cause contribuant à l'amélioration de la résilience et de la résistance à la propagation des fissures en fatigue (Bilmes, Solari et Llorente, 2001).

Le TTAS de revenu tend à former une certaine proportion d'austénite de réversion ou reformée qui dépend de la composition chimique de l'alliage, mais également de la température et de la durée du maintien à la température de revenu. La Figure 1.8 présente l'effet de la température de revenu sur la quantité d'austénite de réversion ou reformée obtenue après refroidissement d'un alliage 13%Cr-6%Ni. Il est possible de former une quantité plus importante d'austénite de réversion ou reformée en augmentant la température de revenu jusqu'à atteindre un maximum à environ 600 °C. Au-delà de 600 °C, une partie de l'austénite formée au revenu se transforme de nouveau en martensite au refroidissement et diminue la proportion restante à température ambiante (Gooch, Woollin et Haynes, 1999). Les travaux de Godin ont montré que pour un traitement thermique de 1 heure à 630 °C, il était possible de former jusqu'à 29 % d'austénite de réversion ou reformée dans un alliage 13%Cr-6%Ni. Ce qui correspond essentiellement à la teneur maximale présentée à la Figure 1.8. Tandis que pour un alliage 13%Cr-4%Ni, il est possible d'en former jusqu'à 8% sous l'effet du même cycle thermique (Godin, 2014).

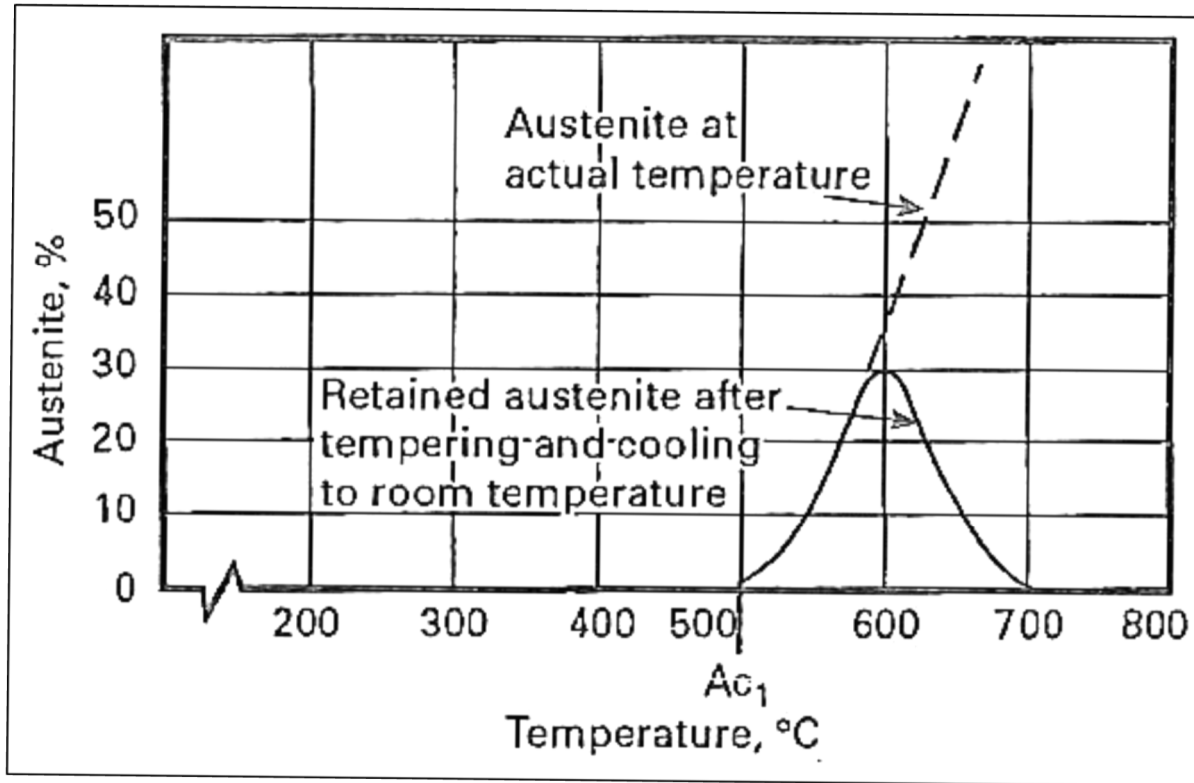


Figure 1.8 Formation de l'austénite de réversion en fonction de la température de revenu pour un alliage 13%Cr-6%Ni. (Tiré de Gooch, Woollin et Haynes, 1999)

1.3.5 Fragilisation par l'hydrogène

Les aciers inoxydables martensitiques peuvent poser un risque de fissuration à froid dans le cas où une quantité suffisante d'hydrogène diffusible se retrouve emprisonnée dans la structure martensitique fragile combinée à des contraintes résiduelles de tension. Au cours de l'opération de soudage, une quantité plus ou moins importante d'hydrogène peut être absorbée par le bain de fusion dépendamment du procédé de soudage et du type de métal d'apport utilisé. L'hydrogène ayant une bonne solubilité dans l'austénite, cela lui permet de demeurer en solution après solidification. Au moment de la transformation martensitique, l'hydrogène en solution se retrouve sursaturé dans la maille martensitique qui offre une faible solubilité. Au bout d'un certain temps, une quantité suffisante d'hydrogène peut diffuser vers un même site privilégié et générer des contraintes internes de tension. Ces contraintes, se combinant aux contraintes résiduelles, peuvent engendrer la fissuration à froid. La fragilité de la martensite

est d'autant plus importante que la teneur en carbone est élevée, ce qui peut, par le fait même, augmenter la période après soudage durant laquelle la fissuration à froid est susceptible de se manifester (Granjon, 1998). Il est alors question de fissuration à froid différée.

La fissuration à froid ne se manifeste que si trois conditions sont réunies. À savoir : la présence d'une structure martensitique fragile, des contraintes résiduelles de tension et un taux d'hydrogène dissout suffisant. En éliminant une seule de ces trois conditions, la fissuration à froid peut être évitée. La teneur en hydrogène dissout est le facteur sur lequel il est généralement plus facile d'avoir une influence. C'est pourquoi il est judicieux de recourir au préchauffage, et/ou au postchauffage, afin de donner le temps à un maximum d'hydrogène de diffuser hors de la pièce avant d'atteindre la température ambiante (Lippold et Kotecki, 2005). Puisque l'hydrogène a une forte solubilité dans la phase austénitique, il peut être bénéfique d'utiliser un métal d'apport qui permette la formation d'une faible quantité de cette phase. L'étuvage des produits d'apports et la sélection de nuances garantissant une basse teneur en hydrogène sont d'autres facteurs permettant de diminuer le risque de fissuration à froid.

1.4 Assemblage hétérogène duplex-martensitique

Plusieurs études ont été menées dans le but d'approfondir les connaissances sur la soudabilité des aciers inoxydables duplex et des aciers inoxydables martensitiques, mais très peu se sont penchées sur le comportement de l'assemblage hétérogène de ces deux familles d'acier. Une étude en ce sens a été menée par Bettahar (Bettahar *et al.*, 2015), portant sur l'assemblage par soudage d'un acier inoxydable duplex 2205 avec un acier inoxydable super martensitique (SMSS) 13%Cr-7%Ni. Du point de vue métallurgique, cet assemblage dissemblable permet une solidification par épitaxie de la zone fondue puisque les deux alliages possèdent une structure ferritique à haute température. Dans le cas des travaux de Bettahar, l'alliage super duplex (SDSS) ER 2507 a été sélectionné comme métal d'apport afin d'obtenir une limite élastique et une résistance à la corrosion supérieure de la soudure. Dans l'industrie pétrochimique, il est pratique courante d'assembler un SMSS à l'aide d'un SDSS dans le but de respecter les recommandations des industriels. Ces derniers précisent qu'un joint soudé

circconférentiel doit présenter des propriétés mécaniques supérieures au métal de base de la tuyauterie (Ramirez, 2007).

1.5 Traitements de parachèvement applicables aux assemblages soudés

Un traitement de parachèvement est une opération réalisée après les opérations de soudage dont le but est d'apporter aux assemblages soudés, sur lesquels ils sont appliqués, une amélioration notamment du comportement en fatigue. Ces traitements permettent aux assemblages traités de résister à un nombre de cycles plus élevé pour un chargement donné qu'un assemblage n'ayant pas subi de parachèvement.

Le mauvais comportement en fatigue des assemblages soudés est souvent dû à la présence simultanée de discontinuités géométriques, de zones de concentration de contraintes et de contraintes résiduelles de tension pouvant atteindre la limite élastique. C'est donc à l'une ou l'autre de ces causes que les traitements de parachèvement vont s'attaquer.

1.5.1 Parachèvements permettant d'améliorer la géométrie du joint soudé

Parmi les traitements de parachèvement permettant d'améliorer la géométrie du joint soudé il y a le meulage, l'usinage, la refusion GTAW, ... Ces traitements consistent à redonner aux joints soudés une géométrie permettant de diminuer fortement la concentration de contraintes en pied de cordons (Figure 1.9) et d'éliminer certains défauts de surface inhérents au soudage.

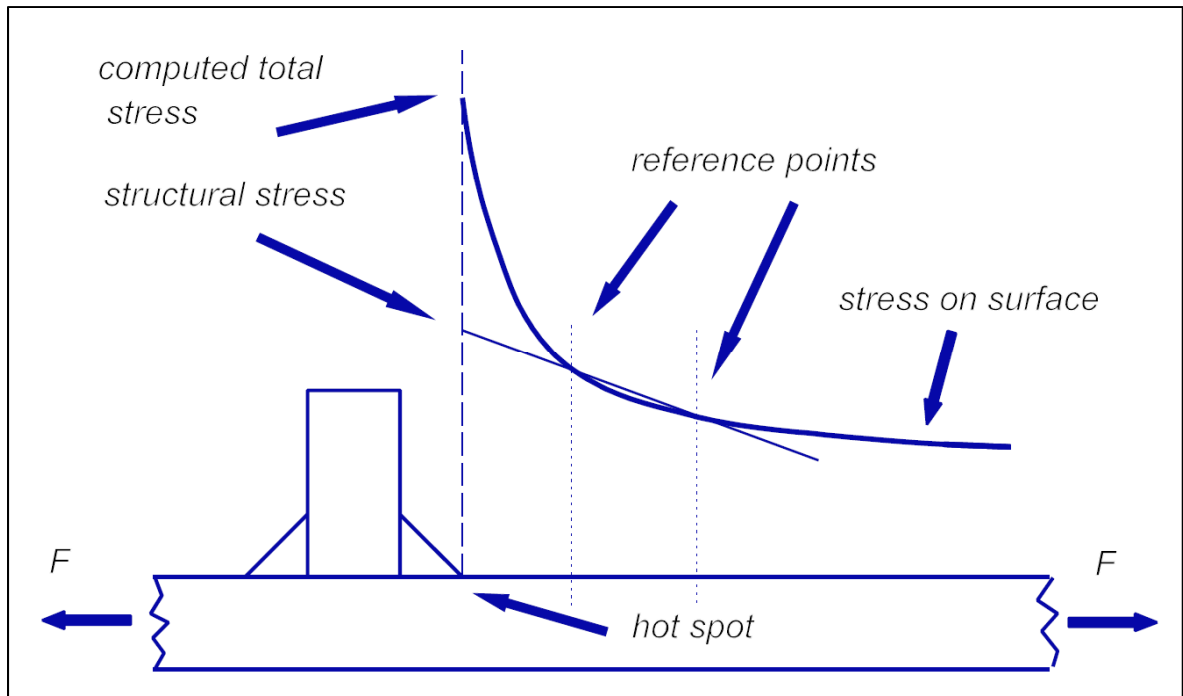


Figure 1.9 Concentrations de contraintes (hot spot) en pied de cordons d'une soudure.
(Tiré du document IIW : Hobbacher, 2008, p.25)

1.5.2 Parachèvements modifiant le champ de contraintes résiduelles

Les traitements de parachèvement, permettant de modifier le champ de contraintes résiduelles induites par les opérations de soudage, peuvent être divisés en deux classes soit les traitements thermiques et les traitements mécaniques. Le grenailage et le martelage sont des exemples de traitement de parachèvement permettant de modifier le niveau de contraintes résiduelles par une opération mécanique appliquée à la surface de la région soudée. Tandis que les traitements thermiques de relaxation et de revenu nécessitent d'enfourner l'assemblage afin de permettre une réorganisation cristallographique des régions fortement contraintes.

1.5.2.1 Traitement thermique de relaxation de contraintes

Le traitement thermique de relaxation de contraintes (stress relief) ou recuit de détente consiste à chauffer l'assemblage et le maintenir à une température suffisante pour diminuer la limite élastique du matériau et permettre des déformations plastiques locales par le réarrangement

des dislocations internes qui abaisse le niveau de contraintes résiduelles. Le choix de la température à atteindre dépend essentiellement de la nuance d'acier et du niveau de contraintes résiduelles recherché après traitement. Au cours du traitement de relaxation, l'acier ne subit aucune transformation de phase (Dorlot et Baïlon, 2002). L'assemblage est maintenu à la température désirée pour une période variant en fonction de l'épaisseur de la section la plus volumineuse afin de s'assurer que la température est atteinte dans la masse. L'assemblage est ensuite refroidi lentement jusqu'à la température ambiante. Le niveau de contraintes résiduelles après traitement, est généralement de l'ordre de la limite élastique du matériau à la température de maintien.

Les traitements thermiques de relaxation de contraintes sont des traitements qui ne peuvent habituellement être appliqués que sur l'ensemble de l'assemblage. Pour cette raison ils sont généralement utilisés sur des assemblages complexes dont les dimensions permettent d'être placés à l'intérieur d'un four. Dans le cas de certains alliages, comme les aciers inoxydables duplex, un traitement thermique de relaxation ne peut être réalisé puisqu'il en résulterait des changements microstructuraux plus néfastes que le niveau de contraintes résiduelles observé après soudage.

1.5.2.2 Traitement thermique de revenu

Dans le cas des aciers ayant subi une transformation martensitique au cours du soudage, un traitement de revenu est généralement pratiqué afin d'adoucir cette martensite nouvellement formée et la rendre moins fragile. Au cours d'un traitement thermique de revenu, réalisé sur un acier trempant ou auto-trempant, la pièce est chauffée à une température de l'ordre de 150 °C – 650 °C, puis maintenue en température pour permettre au carbone en solution sursaturé dans la structure martensitique de diffuser au joints de grains et de former des carbures (Dorlot et Baïlon, 2002 ; Granjon, 1998). La diffusion de l'excédent de carbone a pour effet d'améliorer la ténacité de l'acier, mais aussi d'abaisser la dureté et la limite élastique de celui-ci. Tel que mentionné à la section 1.3.4, le revenu a également pour effet de former de

l'austénite de réversion ou reformée dans les aciers inoxydables martensitiques à bas carbone contenant du nickel.

1.5.2.3 Le martelage

Le martelage est un traitement de parachèvement qui consiste à déformer plastiquement la surface d'une pièce afin d'y induire des contraintes de compression. Ces contraintes induites permettent d'éliminer, et même d'inverser, les contraintes de tension qui avaient été générées lors des opérations de soudage. De cette manière, les contraintes de service appliquées devront surpasser les contraintes résiduelles de compression induites par le martelage pour initier des fissures de fatigue. Les travaux de Curtat (Curtat, 2016) ont montré qu'un champ de contraintes résiduelles de compression peut être mesuré jusqu'à 5 mm sous la surface martelé pour un acier inoxydable de type 309L.

Le procédé de martelage utilise un outil, souvent pneumatique dont la pointe arrondie vient percuter à répétition la surface de la pièce à traiter. Ce procédé peut être appliqué manuellement ou à l'aide d'un bras robotisé. L'impact répété de la pointe de l'outil pneumatique sur la surface de la pièce, forme des indentations dont la forme et la profondeur sont fonction du type de pointe et des paramètres de martelage utilisés (force, fréquence d'impact, oscillation de l'outil). À chaque impact de la pointe, la zone de la pièce située sous celle-ci se déforme plastiquement et crée une zone de compression qui vient éliminer et même inverser les contraintes résiduelles de tension liées au soudage. La forme arrondie de la pointe est particulièrement importante afin de ne pas générer d'irrégularités de forme qui pourraient se traduire par autant de zones potentielles d'amorces de fissures.

Les travaux de Curtat portant sur la vie en fatigue d'un rechargement martelé ont démontré qu'il est préférable d'éliminer les indentations par meulage ou par usinage afin d'augmenter la durée de vie en fatigue (Curtat *et al.*, 2017). Ces travaux ont également permis de démontrer qu'un martelage en plusieurs passages superposés est moins efficace du point de vue de la fatigue qu'un martelage en un seul passage. Dans le même ordre d'idées, Hacini était arrivé à

la conclusion qu'il est préférable d'augmenter l'énergie d'impact plutôt que le nombre d'impacts à un même endroit pour obtenir les meilleurs résultats et par le fait même réduire la durée de l'opération (Hacini, Van Lê et Bocher, 2008).

CHAPITRE 2

DÉMARCHE EXPÉRIMENTALE

Dans ce chapitre, est présenté de manière succincte la démarche expérimentale utilisée pour évaluer la soudabilité de l'acier inoxydable duplex E2209 déposé sur un acier inoxydable martensitique doux UNS S41500. Le programme expérimental se divise en deux parties. La première partie de l'étude vise principalement à développer un mode opératoire de rechargement permettant d'obtenir une région rechargée (ZAT et ZF) acceptable du point de vue mécanique et métallurgique. La seconde partie de l'étude consiste à évaluer l'effet du martelage sur le champ de contraintes résiduelles générées par le rechargement du métal d'apport AWS E2209T déposé sur l'acier UNS S41500.

Les opérations de rechargement par soudage ont entièrement été réalisées à l'aide du bras robotisé SCOMPI développé par l'Institut de recherche d'Hydro-Québec couplé à une machine à souder Lincoln Power Wave 455M/STT.

2.1 Essais préliminaires

Des essais préliminaires ont d'abord été effectués dans le but d'établir le modèle de fusion du métal d'apport E2209. Le modèle de fusion permet de lier les propriétés physiques de l'alliage aux mesures de courant obtenues par la machine à souder. Les paramètres de soudage ont par la suite été ajustés en réalisant des lignes de fusion simple déposées sur une plaque d'acier UNS S41000. À partir des essais préliminaires, l'énergie de soudage la plus élevée permettant d'obtenir un cordon de soudure sans porosité en surface a été déterminée à environ 1,8 kJ/mm.

2.2 Dépôts E2209 sur acier UNS S41500

Afin de déterminer le mode opératoire de rechargement adéquat pour le présent cas d'application, six plaques rainurées schématisées à la Figure 3.1a de 9 po x 10 po x 1,125 po en acier UNS S41500 ont été rechargées en variant la composition du gaz de protection ou

l'énergie linéaire de soudage. Le plan d'expérience pour déterminer le mode opératoire est présenté au CHAPITRE 3 dans le Table 3.2.

Des appendices en acier UNS S41500 ont été fixés aux extrémités des plaques tel que présenté à la Figure 2.1 et ont été retirés après rechargement afin d'éliminer les irrégularités de départs et d'arrêts. Le préchauffage des plaques à 100 °C a été réalisé manuellement à l'aide d'un chalumeau oxyacétylénique puis validé à l'aide d'un thermocouple à sonde de type K. Les plaques rechargées avec une énergie linéaire de 0,9 kJ/mm ont nécessité 22 cordons pour remplir la rainure, tandis que les deux plaques rechargées avec une énergie linéaire de 1,8 kJ/mm ont nécessité entre 10 et 11 cordons. Le taux de dépôt est dépendant de l'intensité du courant utilisé dans le cas du procédé FCAW-G ce qui génère des plus gros cordons de soudure en augmentant l'énergie linéaire de soudage. Les Figure 2.2a et Figure 2.2b présentent une coupe macrographique d'un rechargement avec 0,9 kJ/mm et 1,8 kJ/mm respectivement.. La Figure 3.1b du CHAPITRE 3 présente la séquence de rechargement typique employée avec une énergie linéaire de soudage de 0,9 kJ/mm.



Figure 2.1 Plaque en acier S41500 rainurée avec appendices soudés aux extrémités de la rainure avant rechargement.

Une fois le rechargement complété, les plaques ont été découpées en plein centre par électroérosion afin d'obtenir une coupe transversale à la direction du rechargement. Cette coupe a pour effet de relâcher les contraintes résiduelles longitudinales en générant des déplacements du plan de coupe qui ont pu être mesurés par profilométrie. L'acquisition des déplacements a par la suite permis d'évaluer la distribution des contraintes résiduelles longitudinales par la méthode du contour (Prime, 2001).

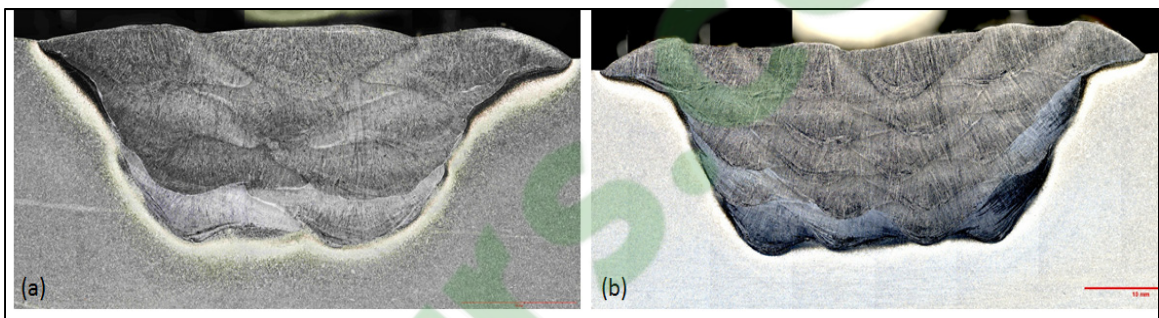


Figure 2.2 Macrographies du rechargement des plaques (a) P1 (0,9 kJ/mm) et (b) P3 (1,8 kJ/mm)

De chacune des plaques rechargées ont ensuite été prélevées trois éprouvettes d'essai de traction suivant la norme ASTM E8 (ASTM E8, 2016) et cinq éprouvettes d'essai de résilience suivant la norme ASTM E23 (ASTM E23, 2016). D'autres échantillons ont également été prélevés pour déterminer la composition chimique, faire des profils de micro duretés et finalement pour réaliser des observations au microscope optique et au microscope électronique à balayage (MEB). Davantage de détails sur la méthodologie employée sont présentés au CHAPITRE 3.

2.3 Martelage du dépôt E2209

Pour être en mesure d'évaluer et de comparer l'effet du martelage sur le champ de contraintes résiduelles du dépôt tel que soudé, deux autres plaques (identifiées P5 et P6) ont été rechargées en utilisant les mêmes paramètres de soudage que les plaques P1 (0,9 kJ/mm Ar - 25 % CO₂) et P3 (1,8 kJ/mm Ar - 25 % CO₂). Après rechargement, les appendices ont été retirés puis le

dépôt a été martelé à froid en utilisant les mêmes paramètres de martelage que Curtat (Curtat, 2016 ; Curtat *et al.*, 2017) présentés au Tableau 2.1. La pointe de l'outil de martelage ainsi que l'angle d'inclinaison de l'outil par rapport à la pièce sont représentés à la Figure 3.3b. Le martelage a été réalisé en quatre passages successifs de l'outil afin de couvrir l'intégralité de la surface du dépôt tel que présenté à la Figure 3.1c. La Figure 2.3 présente l'outil de martelage pneumatique installé sur le robot et la plaque fixée à la table juste avant martelage.

Tableau 2.1 Paramètres de martelage

Outil de martelage	Atlas Copco RRH06P
Angle d'inclinaison de l'outil	4°
Vitesse d'avance	4.5 mm/s
Fréquence d'impact	36 Hz
Force	105 N
Amplitude d'oscillation	6 mm



Figure 2.3 Montage pour l'opération de martelage

Les résultats obtenus sont présentés et discutés au CHAPITRE 3 sous forme d'article scientifique. Cet article a, par ailleurs, été soumis pour publication en octobre 2019.

CHAPITRE 3

ARTICLE: MICROSTRUCTURE, MECHANICAL PROPERTIES AND HAMMER PEENING EFFECT ON RESIDUAL STRESS OF DISSIMILAR CLADDING BETWEEN E2209 DUPLEX AND S41500 MARTENSITIC STAINLESS STEELS

Jean-Benoît Hudon^a, Stéphane Godin^b, Jacques Lanteigne^c, Jean-Benoît Lévesque^d, Xuan-Tan Pham^e

^{a, e} Department of Mechanical Engineering, École de Technologie Supérieure (ETS), 1100 Notre-Dame Ouest, Montréal, Québec, Canada H3C 1K3

^{b, c, d} Institut de recherche d'Hydro-Québec (IREQ), 1800 Boulevard Lionel-Boulet, Varennes, Québec, Canada J3X 1S1

Article submitted for publication, October 2019

Résumé

Les objectifs de ces travaux de recherche, sont d'évaluer la microstructure, la proportion de phase, les propriétés mécaniques et l'effet du martelage sur les contraintes résiduelles d'un rechargement d'acier inoxydable duplex E2209 déposé sur l'acier inoxydable martensitique à bas carbone UNS S41500. Deux niveaux d'énergie linéaire de soudage ainsi que deux compositions chimiques de gaz de protection ont été étudiées. Les taux de ferrite et d'austénite ont été quantifiés par analyse d'images et par analyse EBSD. Les résultats obtenus ont montré que l'énergie de soudage et la composition du gaz de protection ont peu d'influence sur la proportion de phases comparativement à la teneur en éléments d'alliage du métal d'apport. Par ailleurs, l'analyse d'images tend à surestimer la teneur en ferrite par rapport aux résultats obtenus par EBSD. Il a également été observé que l'énergie linéaire de soudage et la composition du gaz de protection ont peu d'influence sur les propriétés de traction et de résilience. Le niveau de contraintes résiduelles a été évalué à l'aide de la méthode du contour. Les résultats obtenus ont montré qu'une énergie linéaire de soudage élevée diminue le niveau de contraintes résiduelles. Le martelage après rechargement a pour effet d'inverser les

contraintes résiduelles de tension, donnant lieu à des contraintes résiduelles de compression jusqu'à environ 5 mm sous la surface martelée.

Abstract

The objective of this work is to evaluate the microstructure, the phase proportion, the mechanical properties and the effect of hammer peening on residual stress of E2209 duplex stainless steel weld metal cladding deposited on a UNS S41500 soft martensitic stainless steel. Two levels of heat input energy with two shielding gas concentrations were applied in this study. The ferrite phase proportion was quantified by both image analysis and electron backscattered diffraction (EBSD) examination. It was found that the heat input and shielding gas composition had little effect on phase proportion over alloying elements in filler metal. However, the image analysis tends to overestimate ferrite content compared to the EBSD results. It was also observed that the heat input and shielding gas composition had little influence over tensile and toughness properties. The residual stress in the fusion zones was investigated using the contour method. Results showed that the higher was the heat input, the smaller was the residual stress. Hammer peening of the fusion zones after deposition reversed the high tensile residual stress into compressive ones up to 5 mm deep from the surface.

3.1 Introduction

Low carbon soft-martensitic stainless steels (SMSS) such as 13Cr-4Ni (CA6NM and S41500) have become very popular for the manufacturing of turbine runners in the hydroelectric industry because of their high mechanical strength, their good cavitation and corrosion resistance and their relatively good weldability. However, the very long required lifespan of these types of equipment implies that many of them will require maintenance and repairs at some point during their operating life to ensure proper functioning. Fatigue cracks can appear in the most stressed regions located at the crown-blade or belt-blade connections. The damaged regions have to be gouged and filled by either the gas-shielded flux-cored arc welding (FCAW-G) or the gas metal arc welding (GMAW) processes without removing the runners from their pit. Because of the complexity to apply an in-situ post weld heat treatment (PWHT) on the

repaired regions, an heterogeneous filler metal, such as 309L austenitic stainless steel, is used most of the time to avoid the PWHT. The mismatch of the mechanical properties between the base metal and 309L can be lessened by hammer peening the fusion zone after deposition. The hammer peening process on the 309L filler metal showed also promising results in fatigue life (Curtat *et al.*, 2017). Several research projects are being conducted at IREQ to explore new avenues to improve repair procedures and improve fatigue crack resistance of SMSS equipments. The purpose of the present work is to investigate the use of E2209 duplex stainless steel (DSS) as filler metal instead of 309L for fatigue cracks repairs of CA6NM turbine runners. The higher tensile properties, combined with a good work hardening capability and the two-phase structure of this alloy could make it an attractive candidate for this kind of repair.

Only few research studies have investigated the metallurgical behavior of dissimilar joining involving martensitic and duplex stainless steels (Bettahar *et al.*, 2015 ; Ozlati et Movahedi, 2018). Some studies presented the effect of shot peening on the residual stress of S32205 duplex alloy (Sanjurjo *et al.*, 2010 ; Feng *et al.*, 2013), but none of them involved deposited E2209 alloy nor the hammer peening process. The difficulties reported by researchers in welding DSS is to obtain the δ/γ phase proportion close to 50/50 (50 % ferrite and 50 % austenite) in the melted regions and to avoid deleterious phases formation, such as sigma-phase or nitrides, on cooling and reheating of multipass weld deposit (Lippold et Kotecki, 2005 ; Gunn, 2003 ; Jebaraj *et al.*, 2017).

In this paper, the weldability of E2209 DSS filler metal (FM) deposited on S41500 SMSS base metal (BM) is presented and discussed by analyzing on one hand the impact of heat input and shielding gas composition on the phase proportion, and on the other hand, the effect of hammer peening on the mechanical properties and the distribution of the residual stress in the fusion zone (FZ) and heat affected zones (HAZ).

3.2 Methodology

3.2.1 Materials and welding procedures

The BM used in this work is quenched and tempered UNS S41500 SMSS steel plates. This steel is the hot rolled version of CA6NM casting alloy. Before welding, the BM plates were machined to the dimensions of 229 mm x 254 mm x 32 mm (9 in. x 10 in. x 1.25 in.) using a milling machine. A groove was made to the plate to receive the FM. The final geometry of the plate with groove's dimensions is shown in Figure 3.1a. The E2209 DSS alloy was used as FM. The chemical compositions of the BM and FM are given in Table 3.1. The chemical composition of undiluted FM was obtained by forming a weld pad with multiple superposed beads using FCAW-G and pure argon as shielding gas. All welding operations were conducted using a SCOMPI robotized arm developed at IREQ in order to insure constant travel speeds.

Table 3.1 Chemical composition of base metal, filler metal and fusion zones (wt. %)

Experiment	Cr	Ni	C	Mo	Mn	Si	N	O	P	S	Ni _{eq}	Cr _{eq}
Base Metal	12.3	4.6	0.019	0.64	0.75	0.49	0.012	0.005	0.015	0.003	4.9	13.9
Filler metal	23.7	9.1	0.016	3.10	1.14	0.49	0.150	0.064	0.018	0.014	13.7	27.8
P1	23.1	8.9	0.024	3.30	1.05	0.40	0.140	0.093	0.018	0.013	13.4	27.2
P2	23.3	8.9	0.023	3.20	1.09	0.43	0.140	0.080	0.017	0.013	13.4	27.4
P3	22.9	8.8	0.021	3.20	1.03	0.43	0.140	0.083	0.017	0.013	13.2	27.0
P4	23.3	9.0	0.023	3.20	1.07	0.45	0.150	0.080	0.017	0.014	13.8	27.4

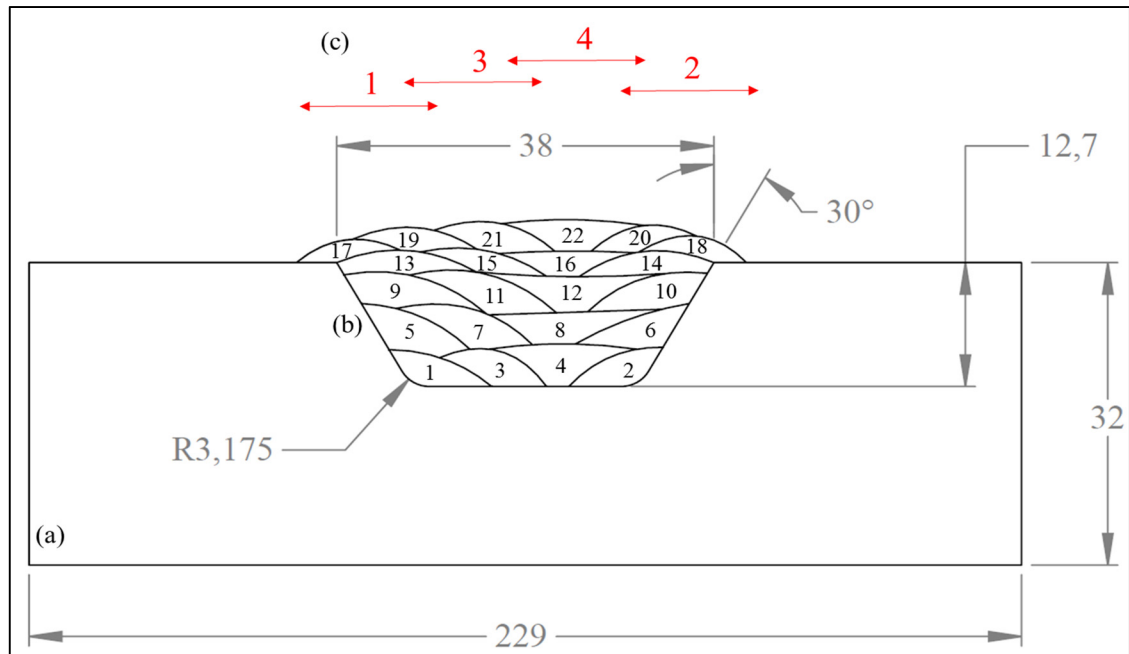


Figure 3.1 (a) Groove dimensions (in mm), (b) typical sequence of bead deposition for 0.9kJ/mm heat input, and (c) hammer peening trajectories. Schematic not on scale

Four grooved plates were filled by using the FCAW-G process with the same DSS alloy and different levels of heat input and/or the shielding gas composition as presented in Table 3.2. Two plates (P1 and P2) were filled using 0.9 kJ/mm heat input and two other plates (P3 and P4) were filled using 1.8 kJ/mm. P1 and P3 were filled using Ar-25%CO₂ as shielding gas, while P2 and P4 were using Ar-15%CO₂. Two additional plates (P5, P6) were filled using the same welding parameters as for P1 and P3 respectively, in order to apply hammer peening process after deposition.

Table 3.2 Design of experiment

Heat input	Shielding gas	
	Ar-25% CO ₂	Ar-15% CO ₂
0.9 kJ/mm	P1, P5	P2
1.8 kJ/mm	P3, P6	P4

The heat input was adjusted by varying the welding parameters as presented in Table 3.3. Twenty-two weld beads were needed to fill the groove with 0.9kJ/mm heat input and eleven were needed with 1.8kJ/mm heat input. The weld beads depositing sequence for the low heat input case is depicted in Figure 3.1b. Before deposition, all the plates were preheated to 100 °C using an oxyacetylene flame and the interpass temperature was strictly kept lower than 150 °C. The gas flow was fixed to 14 L/min for all experiments.

Table 3.3 Average welding parameters used for each experiment

Experiment	Voltage (V)	Current (A)	WFS* (mm/s)	WS* (mm/s)	Heat input (kJ/mm)
P1	30.8	188.6	181.6	6.5	0.891
P2	30.8	186.6	181.6	6.5	0.884
P3	33.5	236.1	258.8	4.4	1.798
P4	33.5	238.5	258.8	4.4	1.815
P5	30.8	189.6	181.6	6.6	0.887
P6	33.4	234.5	258.8	4.4	1.774

*WFS: wire feed speed, WS: welding speed

3.2.2 Cooling rate

Cooling rates curves were obtained by the harpoon method, which consist of dipping a K-type thermocouple into the weld pool during welding. These measurements were conducted with a single weld bead deposited on a preheated UNS S41000 plate (12 in. x 12 in. x 1.25 in.). The results would be good enough since the thermal conductivity and the specific heat of UNS S41000 and UNS S41500 are almost identical.

3.2.3 Metallurgical characterization

In order to characterize the microstructure in the FZ, HAZ and BM; cross-sectional specimens were prepared from the test plates (P1, P2, P3, P4). The samples for optical metallographic

examination were first ground with water-cooled silicon carbide papers P320, P800 and P1200, then polished in three steps using 9 μm , 3 μm and 1 μm diamond suspension solutions. They were cleaned properly after each preparation step. The etching was carried out right after the last polishing step using Beraha's reagent (Beraha et Shpigler, 1977) for the FZ observations, and Kalling's #2 reagent (ASTM E407, 2007) for the BM and the HAZ, respectively.

Optical microscopy images were taken using the Olympus BX61 microscope. The metallographic samples were examined in order to determine the ferrite/austenite (δ/γ) phase proportion in the FZ and the behavior of the weld metal at high dilution rate near the fusion line (FL).

The σ -phase and χ -phase precipitation were investigated using a Hitachi S4700 scanning electron microscope (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS). EBSD was employed as a second measurement method to quantify the amount of ferrite and austenite in the FZ. The preparation of SEM and EBSD samples was carried out using the same grinding and polishing procedure as for optical samples with an additional polishing step using 0.1 μm diamond suspension solution. SEM and EDS samples underwent electrolytic etching (3 V, 10 – 15 s) in 1N KOH solutions as described by Michalska (Michalska et Chmiela, 2014). Whereas the final stage of EBSD specimen's preparation required the use of colloidal silica suspension of 0.06 μm grit size and a MD-Chem polishing cloth.

3.2.4 Mechanical characterization

Vickers microhardness, tensile and Charpy impact tests were performed to characterize the mechanical properties of the FZ and the HAZ of the BM. The microhardness tests were conducted with a Matsuzawa MMT-X7 microhardness tester. The hardness profiles were obtained using 100 g force as load, a dwell time period of 13 s and an interval of 100 μm between indents. Indents were performed crossing from the FZ to the BM. In addition, hardness measurements were conducted on both as-welded and hammer peened specimens. The hammer peened specimens used for hardness testing were machined to make a flat surface on the top

of the deposit prior to hammer peening operations. The first row of hardness mappings started at $80\ \mu\text{m}$ under the top surface and covers an area of $15\ \text{mm} \times 15\ \text{mm}$. A total of 5700 (75×76) indentations at 200 g force load and a constant spacing of $200\ \mu\text{m}$ were necessary in order to cover the defined area of each specimens.

Tensile test specimens were sampled transversally to the deposited area (Figure 3.2a) and dimensioned as per ASTM E8/E8M-16a standard (ASTM E8, 2016) requirements. Three samples were machined from each of (P1, P2, P3 and P4) plates to insure reliable results. A Tinius Olsen Super L 398 testing machine of 450kN capacity and a Instron 8502 servo-hydraulic of 250kN capacity was used. A cross head displacement speed of 2 mm/min was employed for the tensile testing. Charpy V-notch impact tests were taken from the FZ. Five samples were prepared from each plate in accordance with ASTM E23-16b (ASTM E23, 2016), with the notch positioned in the center of the deposit, (Figure 3.2b). The tests were performed at 0°C using a Zwick and Roell RKP 450 pendulum impact tester.

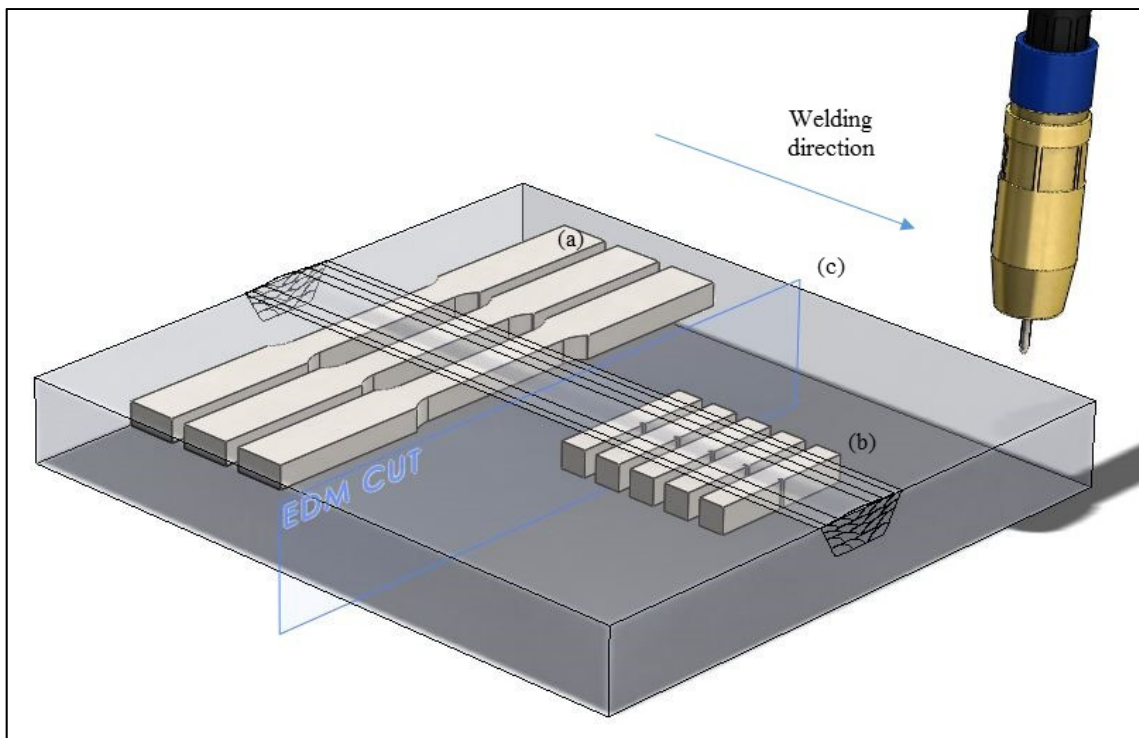


Figure 3.2 Schematic illustration of the specimen machined from the filled plates (a) Tensile specimen (b) Charpy specimen (c) EDM cut location for RS measurement

3.2.5 Residual stress measurements

The contour method developed by Prime (Prime, 2001) was used to quantify the distribution of residual stresses (RS) in the longitudinal direction of the FZ and the HAZ. This destructive technique requires the use of a straight cut in the studied plate at the location of interest. As the residual stress content relaxes along with the ongoing cutting operation, the surfaces of the intended straight cut are elastically deformed. Once the surface distortions are measured, it further allows, with the use of a finite element model, to use the measurement of the surface profile to calculate residual stress perpendicular the cut plane (Simoneau, Thibault et Fihey, 2009 ; Nasri, Lanteigne et Champliand, 2007). Accordingly, each plate was cut from the middle, perpendicular to the weld direction (Figure 3.2c), by electrical discharge machining using a 250 μm wire. Cut surfaces were properly cleaned after machining. In order to measure the displacements of the cut surface, a non-contact profilometer using light chromatic aberration with a sampling step of 100 μm and a focal lens of 1.4 mm was employed. These measurements were also used in the preparation of a finite element mesh with respect to the studied plate's final geometry. Linear hexahedral elements with a 1 mm maximum side length were used in the mesh preparation. Finite element calculations were performed with an elasticity modulus of 200 GPa and a Poisson's ratio of 0.3.

3.2.6 Hammer peening process

The hammer peening was conducted on P5 and P6 plates. The peening was performed on the as-welded surface deposit at 22 °C after cooling of the deposited metal. The process was executed using the SCOMPI robot with the same peening parameters used by Curtat (Curtat *et al.*, 2017). Atlas Copco RRH06P pneumatic hammer was used and equipped with a hemispherical head (Figure 3.3a) of 13 mm diameter and 25.4 mm tip curvature radius. The tool has a rearward tilt angle of 4° from the vertical direction (Figure 3.3b) and oscillates along the trajectory with an amplitude of 6 mm. In order to cover the entire surface of the deposit, four passages of the oscillating tool were needed as shown in Figure 3.1c. Each passage of the

tool generated roughly 15 mm wide peened path and these passages overlapped by about 5 mm.

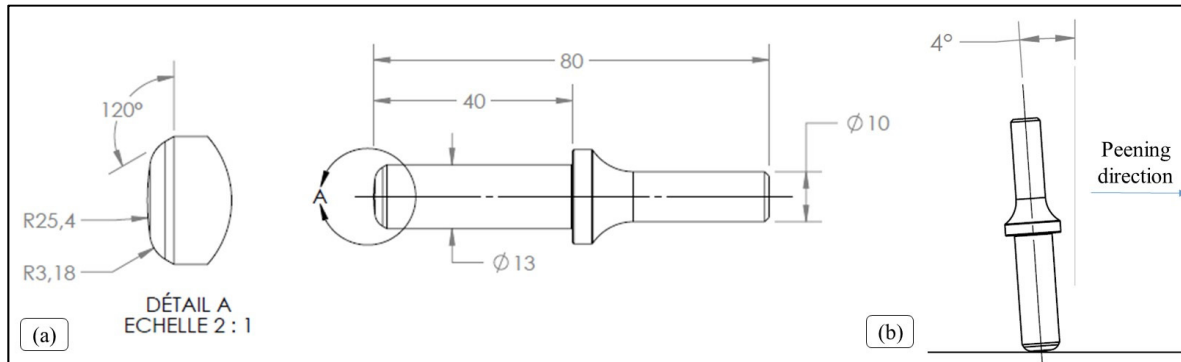


Figure 3.3 (a) Hammer peening head geometry (dimensions in mm) and (b) the rearward tilt angle

3.3 Results and discussion

3.3.1 Chemical composition of fusion zones

Chemical composition analysis results of BM, FM and FZ of each experiment were done in accordance with standards ASTM E1019 (ASTM E1019, 2018) and ASTM E1479 (ASTM E1479, 2016). Carbon, sulfur, oxygen, and nitrogen contents were measured by Combustion and Inert Gas Fuel, and other elements by Inductively-Coupled Plasma Atomic Emission Spectrometer. Results are presented in Table 3.1. Equivalent chromium (Cr_{eq}) and equivalent Nickel (Ni_{eq}) were determined using equations developed by Espy (Espy, 1982), which take nitrogen alloying effect into account. Chemical compositions show that shielding gas composition did not affect the carbon content in the weld pool. The nitrogen content was also identical for the four experiments, which confirms that the slag prevents volatilization independently from the heat input.

3.3.2 Metallurgical characterization

3.3.2.1 Fusion zone

The E2209 DSS alloy solidifies initially in the fully ferritic mode involving epitaxial growth from the parent metal at the fusion line. The solidification is oriented in relation to the thermal gradient to produce a columnar ferritic structure. Upon cooling, δ -ferrite starts to transform into primary austenite γ_1 in the solid state. Austenite transforms under different morphologies according to chemical composition, heat input, and thermal cycle. The first to form at high temperature is grain boundary allotriomorph austenite (GBA) at prior ferrite-ferrite (δ/δ) grain boundaries. With further cooling, Widmanstätten side plates austenite (WA) starts to nucleate and grows into the ferrite grains from initially formed GBA (Alvarez-armas et Degallaix-Moreuil, 2009). Figure 3.4 shows the typical as-welded microstructure of the FZ, which consists of ferrite (blue) and austenite (white).

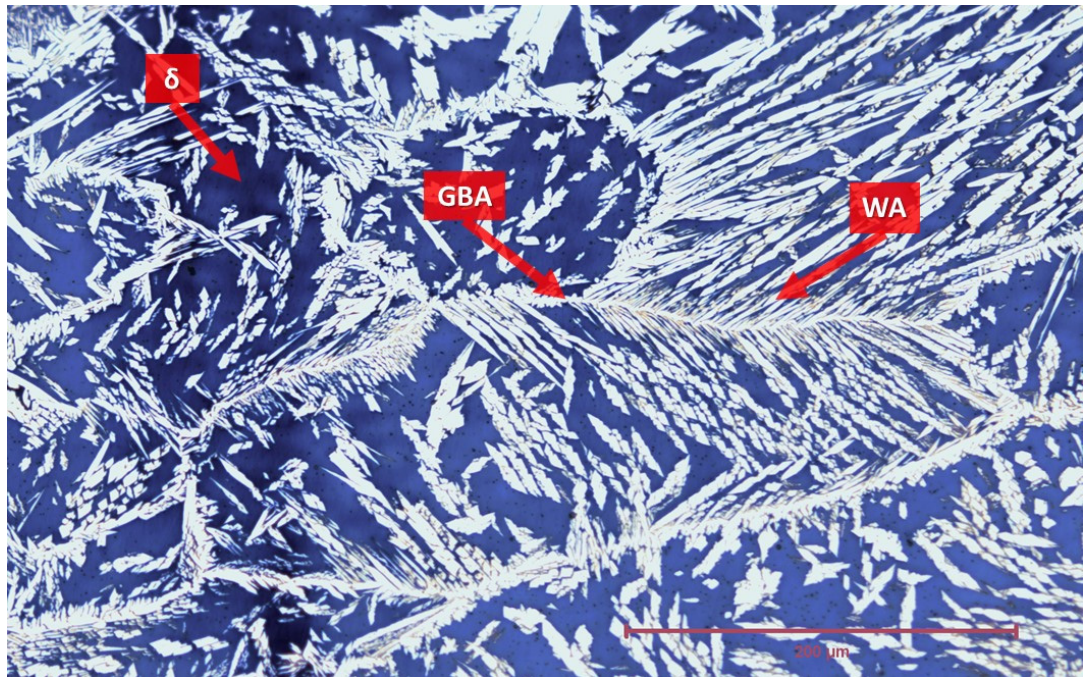


Figure 3.4 Typical microstructure of DSS weld deposit from the top surface in non-reheated region

In multipass welding, each pass reheats the previous ones and activates diffusion of atoms, which allow ferrite-austenite transformation. The austenite that forms on reheating is called secondary austenite γ_2 and can be distinguished from γ_1 , because of its lower content in alloying elements (Nilsson, Karlsson et Andersson, 1995). In reheated regions of the FZ, it was possible to observe what appears to be clusters of small intragranular γ_2 (IGA) that precipitated from nitrogen supersaturated δ ferrite as shown in Figure 3.5a (Chen, Yen et Yang, 2007 ; Gunn, 2003). The pepperlike structures revealed by Kalling's #2 reagent in Figure 3.5b, are nitrides that precipitated in ferrite grains during the cooling along the ferrite subgrain boundaries (Ramirez, Brandi et Lippold, 2004). The dissolution of those nitrides on reheating could be responsible for IGA nucleation (Ramirez, Lippold et Brandi, 2003).

The amount of austenite formed increases significantly in reheated regions, particularly WA that continues to form and grow to create complex entanglement of austenite and ferrite as shown in Figure 3.6. The δ/γ phase proportion can reach 25/75 in these particular regions.

Moreover, between 950 °C and 650 °C, eutectoid decomposition of ferrite occurs and intermetallics (σ -phase and χ -phase) with ternary austenite γ_3 can form depending on ferrite stabilizer elements (Cr, Mo, Si) content and cooling rate ($\Delta T/t_{9-6}$) (Gunn, 2003 ; Pohl, Storz et Glogowski, 2007). Because of the relatively high chromium and molybdenum contents of DSS, σ -phase precipitation starts after only 10 to 30 minutes when maintained between 650 °C and 950 °C. The presence of only 1 % of σ -phase in the structure is enough to reduce the impact toughness by about 50 % (Folkhard, 1988). Moreover, impact toughness may decrease under 27J at room temperature if the volume fraction of σ -phase reach 2% (Karlsson, Ryen et Pak, 1995). However, the time passed in the 950-650°C temperature range is very short in welding condition even in multipass welds, decreasing the probability of σ -phase precipitation. In counterpart, small precipitation of chromium nitride (Cr_2N) and coarser globular particles of carbide containing χ -phase can form at the δ - γ grain boundaries after only two minutes passed in the same temperature range (Folkhard, 1988, p.130).

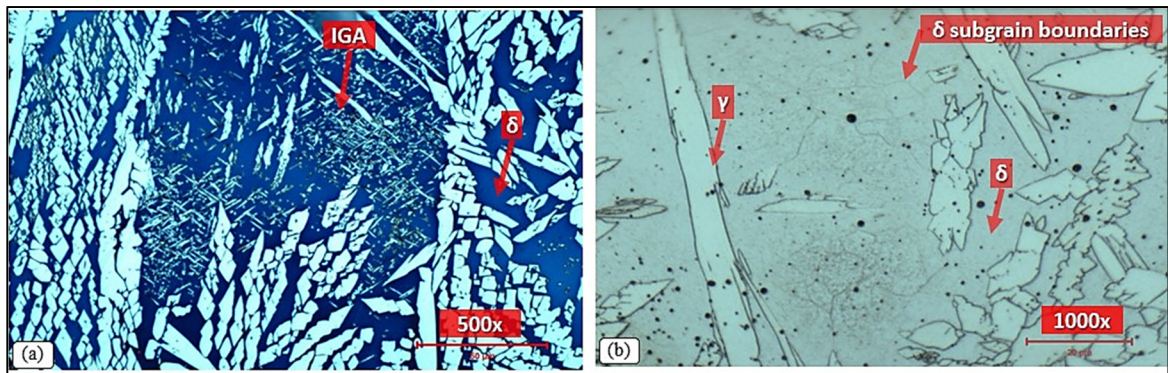


Figure 3.5 (a) Intragranular secondary austenite (γ_2) clusters in reheated regions, and (b) nitride colonies along the ferrite subgrain boundaries

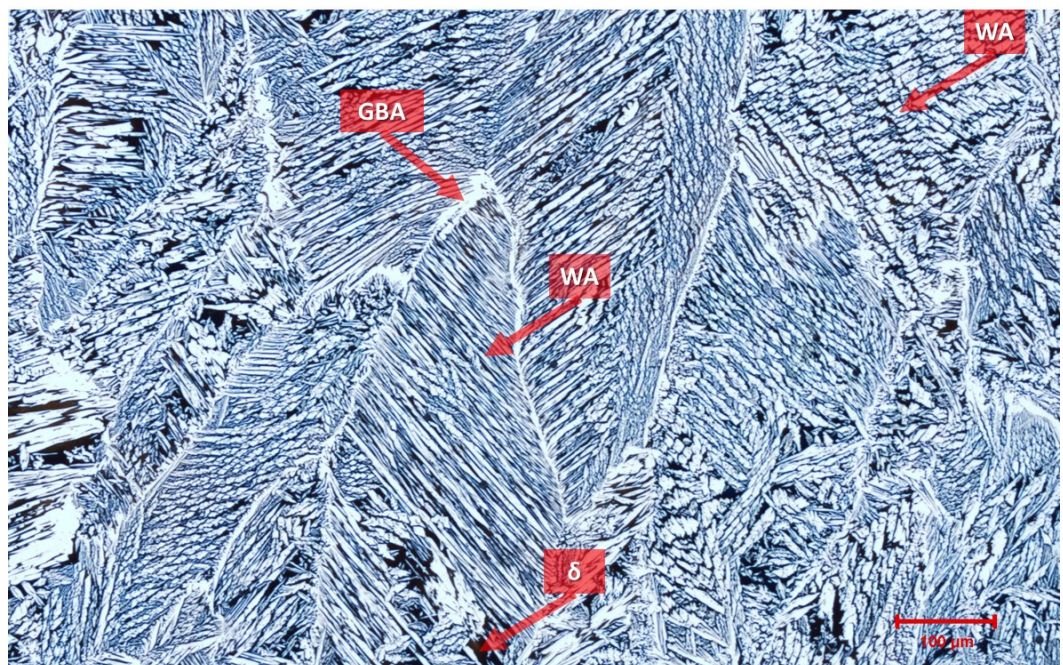


Figure 3.6 High proportion of Widmanstätten austenite in reheated regions

The presence of small precipitates along δ - γ interfaces was observed using SEM as shown in Figure 3.7. EDS analyses of those precipitates did not allow their identification based on the chemical composition since the chromium and molybdenum content of those precipitates appear in the same range of the DSS alloy composition as shown in Table 3.4. As mentioned by Michalska, further investigation should have been conducted with EBSD in order to identify

and quantify these precipitates based on their crystallographic orientation (Michalska et Chmiela, 2014). It is safe to assume that precipitates observed in Figure 3.7 are σ -phase or χ -phase, based on the previous studies on duplex alloys (Llorca-Isern *et al.*, 2016 ; Michalska et Chmiela, 2014 ; Karlsson, Ryen et Pak, 1995). A heat treatment at 875 °C for 45 minutes showed that these precipitates continued to form and grow up to very similar morphologies presented in those previous works (Figure 3.8). It appears that electrochemical etching using KOH, creates an oxide film over the precipitates that charges under an electron beam. This could be the reason why they appear brighter on the field.

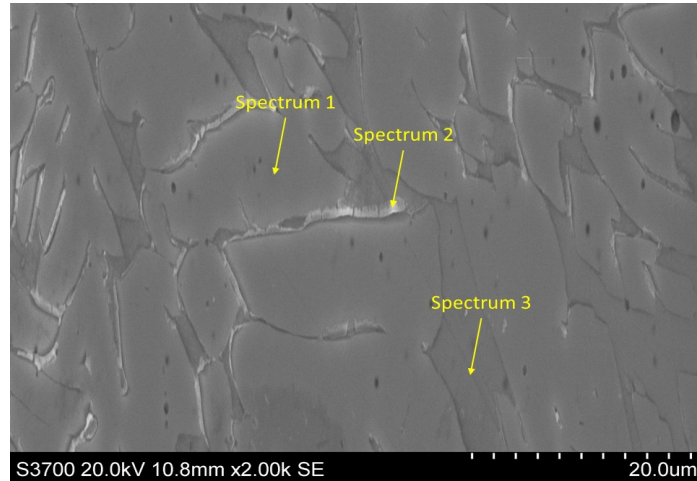


Figure 3.7 Precipitates along ferrite-austenite interfaces on as deposited specimen

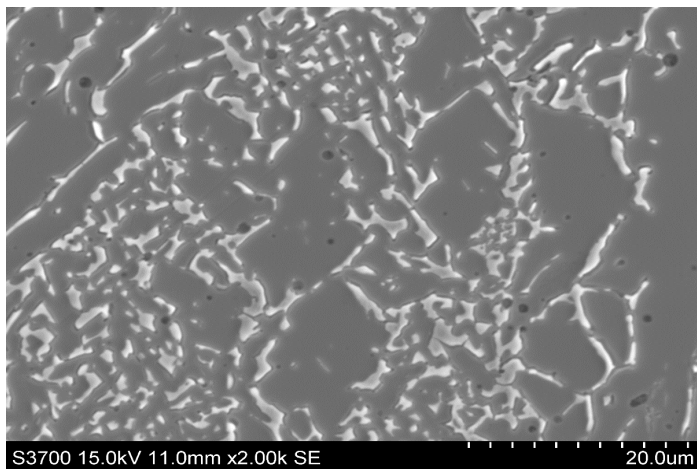


Figure 3.8 Precipitates on specimen heat-treated at 875°C for 45 min

Table 3.4 EDS analysis results of phases in fusion zone
(average values of 5 analysis per each phases)

Spectrum	Phase	Content of chemical elements (wt. %)						Espy	
		Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Fe	Cr _{eq}	Ni _{eq}
1	Austenite	22.5	9.8	2.8	1.3	0.4	63.2	25.9	10.2
2	Precipitate	21.9	8.5	3.6	1.3	0.5	64.2	26.3	8.9
3	Ferrite	24.7	7.2	4.1	1.1	0.4	62.5	29.4	7.4

3.3.2.2 δ/γ phase proportion

Phase proportion analyses were performed using Clemex Vision software. The optical microscope analysis results presented in Figure 3.9 were obtained by averaging the phase proportion calculated on 70 images covering around 220 mm² of the FZ taken at 50x magnification for each test plate. Additional experiments were conducted at 100x and 200x magnification, but similar results were obtained. In order to confirm the results obtained from the optical image analysis method, a region of 0.2 mm² (570 μ m x 350 μ m) of one specimen has been analyzed using both EBSD at 25 keV with 1 μ m steps and optical imaging at 200x. From the comparison of the two measurement methods (Figure 3.10), it was found that optical analysis tends to overestimate the ferrite proportion of the deposit. This is probably because every dark fields of the image, like grain boundaries and inclusions, are considered to be ferrite in the optical method. EBSD allow more precision on constitution compared to image analysis since the EBSD analysis is based on crystal structure.

From the results obtained by image analysis, it is still possible to note that shielding gas composition and heat input has little effect on the δ/γ phase proportion. The experiments with Ar-15% CO₂ shielding gas seem to have a lower ferrite content at both heat input levels. However, the chemical composition of the filler metal has a predominant effect over the thermal cycle on the final microstructure composition.

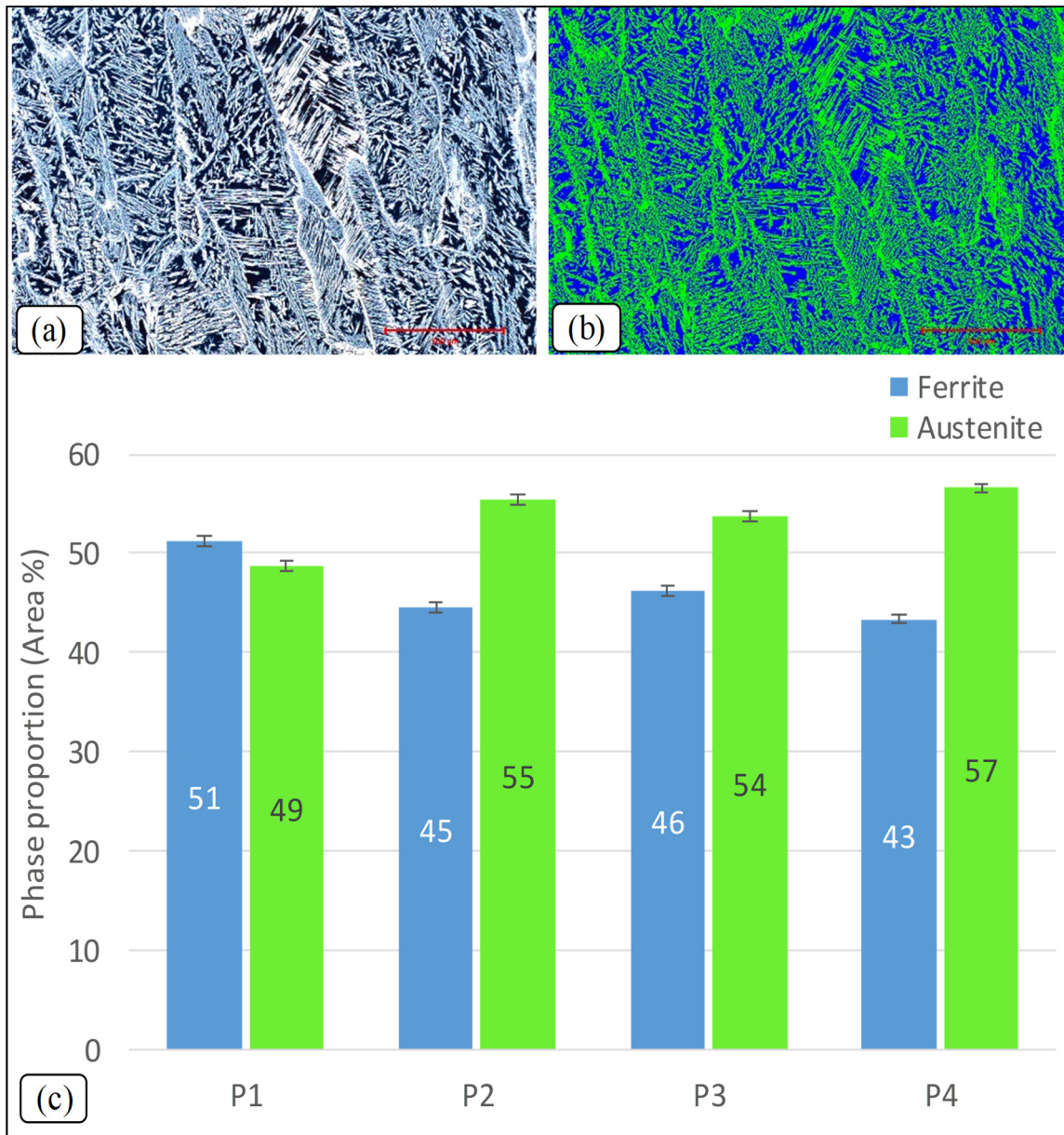


Figure 3.9 Optical phase analysis: (a) original image from optical microscope, (b) binarized image using Clemex software, and (c) ferrite phase proportion results

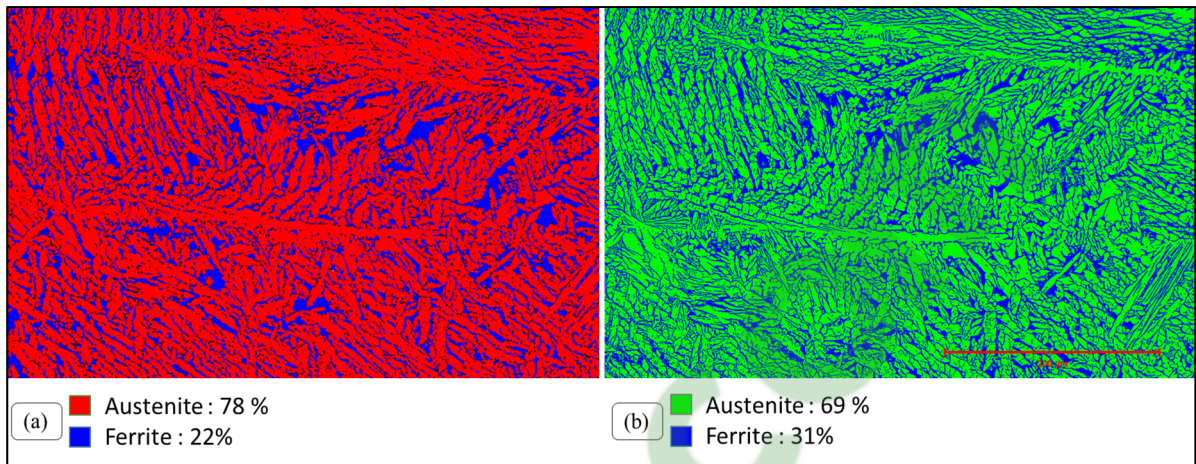


Figure 3.10 Specimen area analyzed by (a) EBSD, and (b) image analysis

From the metallographic observations, the effect of the reheating by the multipass deposition on the prior bead deposited can be detected as shown in Figure 3.11. In the same way, it is possible to observe a higher austenite proportion at the bottom of the deposit compared to the top where reheating has had less influence on the structure. It was observed that samples taken from 1.8 kJ/mm experiments have a more homogeneous distribution of the austenite phase than those deposited at 0.9 kJ/mm.

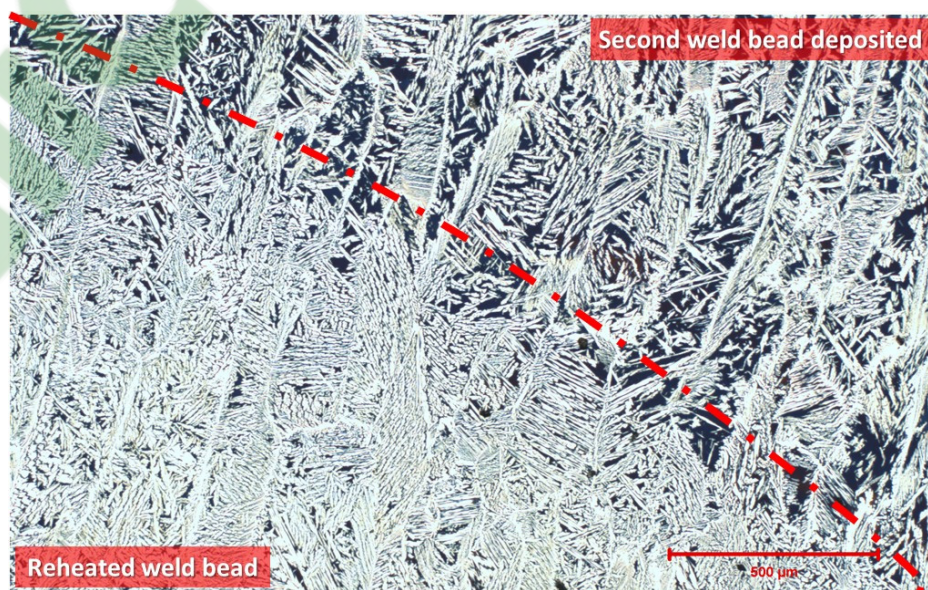


Figure 3.11 Effect of reheating in a multipass weld deposit over austenite formation

3.3.2.3 Base metal, heat affected zone and fusion line

The microstructure of the non-heat-affected BM (Figure 3.12a) is mainly composed of martensite. A small amount of δ -ferrite of around 5 vol.% and up to 18 vol.% of retained austenite can be found as a result of martensite transformation to stable austenite from the tempering heat treatment during the manufacturing process of the plate (Fréchette, 2018).

The HAZ of the BM shows different subzones as described by Thibault (Thibault, Bocher et Thomas, 2008). However, the first subzone of the high temperature HAZ (HAZ1) noticeable from the fusion boundary, in which the transformation of austenite to δ -ferrite is completed on heating (Figure 3.12b), presents some fine martensite laths regions that could be caused by multiple heat cycles generated by multipass deposition (Figure 3.12c). The fine martensite laths were found only in the HAZ1 regions that were heated more than once during deposition. Similar observations were made in the HAZ of an E410NiMo multipass weld deposit by Amrei (Mokhtabad Amrei et al., 2015). Some remaining δ -ferrite can be found around prior austenite grain boundaries in the HAZ1 as well as in the dual phase zone (HAZ2) where austenite partially transformed to δ -ferrite on heating.

Because of the fully ferritic solidification mode of E2209 DSS alloy, the epitaxial growth of the δ -ferrite grains starts from the BM. As the S41500 SMSS and E2209 DSS alloys are both fully ferritic right after solidification, and both undergo solid-state austenitic transformation upon cooling, a narrow line of dendritic austenite at the fusion boundary can be observed as a remnant of this austenitic transformation from both sides (Figure 3.12d). The martensitic transformation that occurred from BM stopped abruptly within these austenite dendrites mainly due to the variation of chemical composition, this variation does not allow further transformation through this boundary at room temperature.

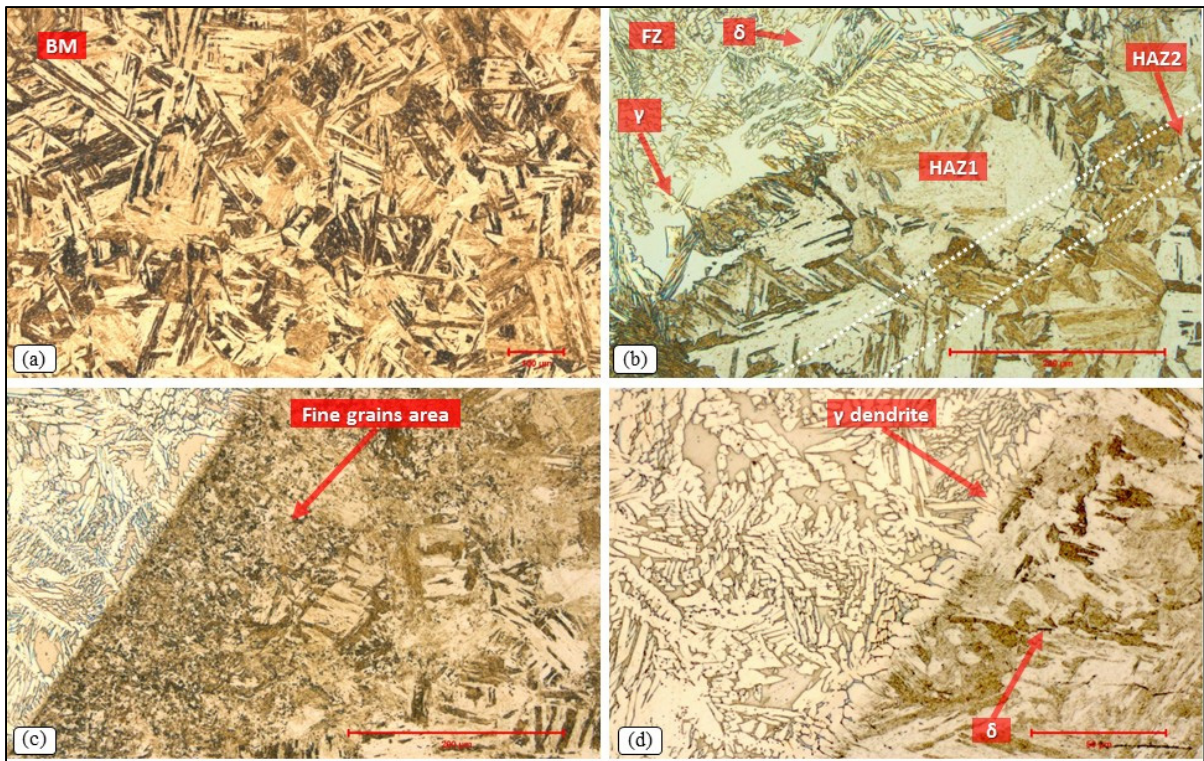


Figure 3.12 Micrographs: (a) Unaffected BM at 100x magnification, (b) Fusion boundary between DSS and SMSS at 200x magnification, (c) 200x magnification, and (d) 500x magnification

3.3.2.4 Hammer peened specimens

To evaluate if hammer peening induced cracks at the free surface of the deposit, observations were made using non-destructive and destructive methods. The hammer peened surfaces were inspected using liquid penetrant testing (LPT) and metallographic examination. No cracks were found at the surface and the subsurface of the peened path.

Many research works report austenite transformation into martensite under mechanical deformations (Breda *et al.*, 2015 ; Xie *et al.*, 2017). Nevertheless, the austenite contained in DSS alloys needs high deformation rates to undergo a martensitic transformation, because of the microstructure morphology and alloying elements contents such as nickel and nitrogen (Johansson, Odén et Zeng, 1999 ; Muthupandi *et al.*, 2005). Based on optical characterization, no microstructural changes were noticeable between peened and unpeened specimens.

3.3.3 Cooling rate

As shown in Table 3.5, the shielding gas composition does not affect the cooling rate under 1200 °C, but the heat input has a major influence on it as expected. If the heat input is doubled, the cooling time in the range 1200 °C – 800 °C (Δt_{12-8}) is also twice as long. Consequently, as the heat input is increased more time is given to ferrite to transform into austenite. In counterparts, the cooling time in the range 900 °C – 600 °C (Δt_{9-6}) is also doubled meaning that more time is given to σ -phase to precipitate. But, despite overestimating ferrite, δ/γ phase proportion obtained by optical imaging (Figure 3.9) shows little variations between average cooling rate ($\Delta T/t_{12-8}$) of -118 °C/s and -60 °C/s measured, which means that chemical composition has a predominant effect on the austenite formation over cooling rate.

Table 3.5 Cooling rates

Experiment	Δt_{12-8} (sec)	$\Delta T/t_{12-8}$ (°C/s)	Δt_{9-6} (sec)	$\Delta T/t_{9-6}$ (°C/s)
P1	3.4	-118	4.8	-62
P2	3.4	-118	4.6	-65
P3	6.7	-60	8.9	-34
P4	7.0	-57	9.2	-33

3.3.4 Mechanical behavior

3.3.4.1 Tensile and toughness properties

The yield strength (YS), ultimate tensile strength (UTS) and elongation obtained from all experiments show similar results and are in accordance with AWS A5.22-10 (AWS A5.22, 2010) requirements. In-house tensile tests were conducted to measure the tensile properties of the BM listed in Table 3.6 (Deschênes, 2016). A slight undermatch of tensile properties between the FZ and BM can be noted as expected. However, the undermatch from E2209 is significantly lower compared with E309L deposit (YS = 353 MPa and UTS = 647 MPa) (Curtat

et al., 2017) Observations of specimens after break revealed that fracture always occurred in the center of the FZ and only the FZ was deformed, which confirms this undermatch. Unfortunately, results from the P4 test plate are based on only one sample, because of the presence of large slag inclusions on the other specimens that had not been detected from prior phased array inspection.

Table 3.6 Tensile properties and toughness tests results

Experiment	Yield strength (MPa)	Ultimate strength (MPa)	Elongation (%)	Toughness 0°C (J)
UNS S41500 (Deschênes, 2016)	660	822	32	-
P1	613.3	798.4	33.1	52.3 ± 0.9
P2	618.3	809.1	29.0	53.2 ± 1.0
P3	572.0	801.0	37.7	57.2 ± 1.7
P4	600.0*	798.0*	31.1*	63.6 ± 1.7

* Result based on one test specimen

Charpy V-notch impact properties obtained from the different experiments listed in Table 3.6 show comparable results to that of homogenous FCAW-G DSS weld joints presented in previous studies (Kıyasöz, Tümer et Karaaslan, 2017 ; Kang et Lee, 2012) (the ± sign shows the standard error and it serves the same purpose for the rest of the text). The low heat input test specimens (P1 and P2) show lower impact toughness compared to high heat input ones (P3 and P4), which were also observed in (Kıyasöz, Tümer et Karaaslan, 2017). The toughness properties are directly influenced by the microstructure and the chemical composition of the alloy. The precipitates observed by SEM could be responsible to lower toughness as well as δ/γ phase proportion and the oxygen level in the deposit inherent to FCAW (Gunn, 2003). E2209 offer better toughness compared to homogenous deposit with E410NiMo (20J), but its toughness is significantly lower than S41500 base metal (160J) (Simoneau, Thibault et Fihey, 2009). It was shown that ferrite proportion up to 50 % - 60 %, has very little influence on

toughness, but there is a clear negative effect at higher levels (Gunn, 2003). Moreover, the heterogeneity of the BM and FM in the present study could be responsible to lower the toughness properties of the FZ because of the dilution of the FM by the BM during the deposition of the first beads.

3.3.4.2 Microhardness profiles

The evolution of the microhardness crossing from the FZ to the BM is presented in Figure 3.13. Despite the peak microhardness recorded on the P2 experiment in the high-temperature heat affected zone (HTHAZ) (maximum of 369 HV0.1), no significant variation in microhardness is noticed between experiments. P3 experiment shows a different profile in the low-temperature heat affected zone (LTHAZ) and BM, but this can be explained by the variation of the FL inclination from initial groove geometry after deposition.

The average hardness of the FZ is 271 ± 1.0 HV0.1, whereas the average hardness of the BM is 281 ± 1.2 HV0.1. The maximum hardness of the HAZ (333 ± 1.8 HV0.1) is located in HTHAZ where untempered martensite can be found. No significant variation is noticeable from the different experiments whether they were performed using low heat input (P1 and P2) or high input (P3 and P4).

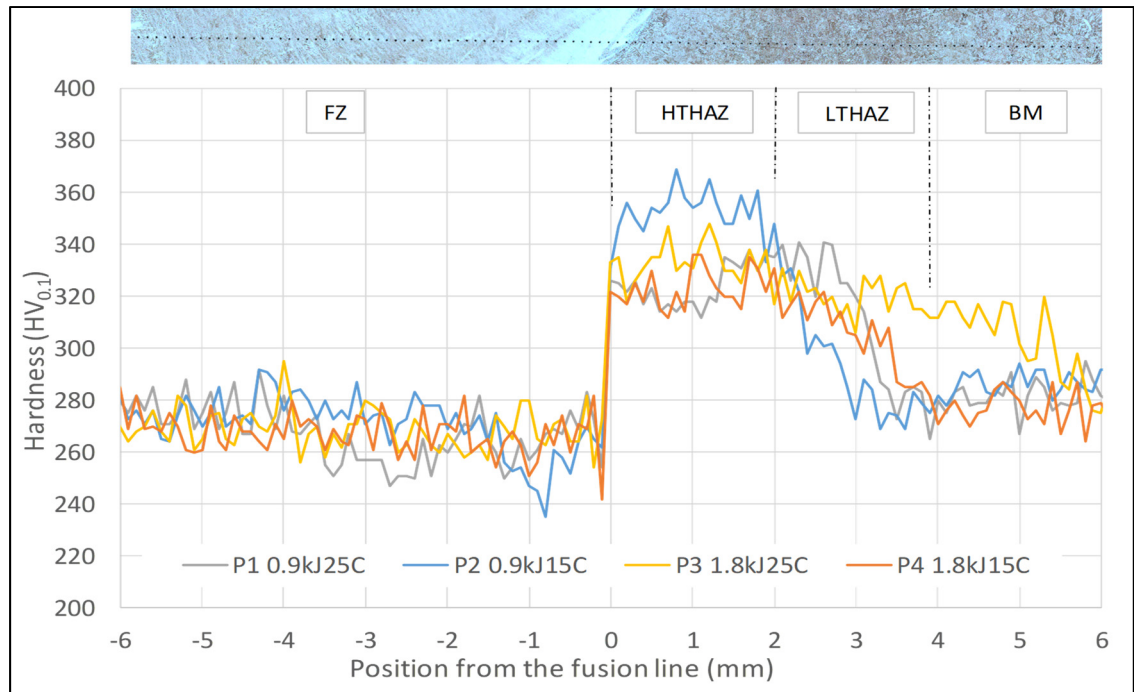


Figure 3.13 Microhardness profiles from weld metal to base metal

3.3.4.3 Hammer peening effect on hardness

The hammer peening process induces deformations at the surface, which cause the work hardening of the peened deposit. This hardening effect can be observed from the top surface to approximately 4 mm deep below the surface. The unpeened specimen (Figure 3.14a) presents an average hardness of 264 ± 1.0 HV0.2 in the FZ, while the top surface of the peened specimen (Figure 3.14b) has an average hardness of 352 ± 1.1 HV0.2.

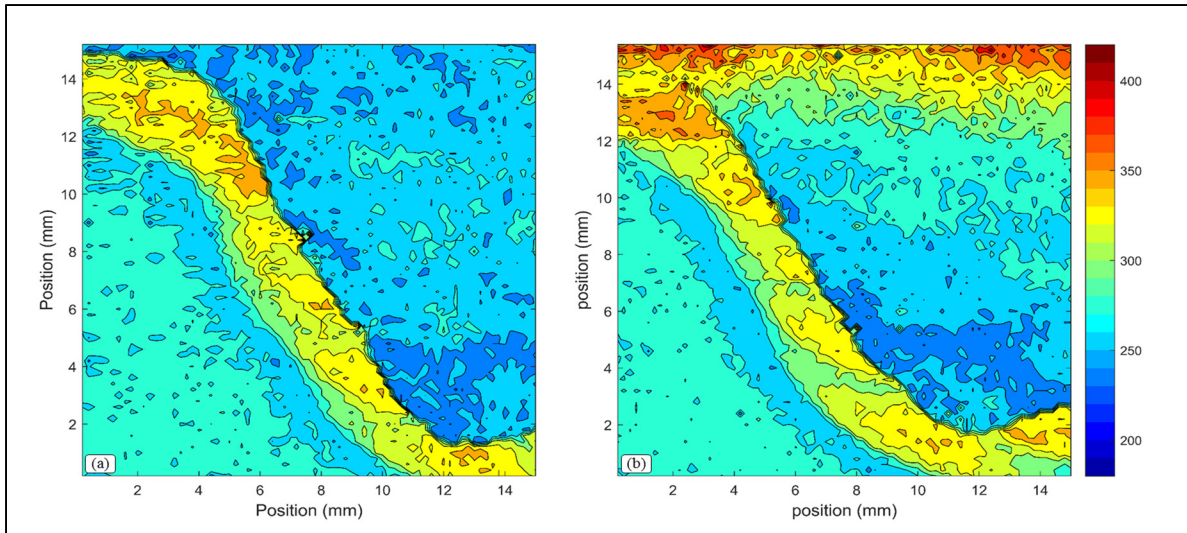


Figure 3.14 Vickers hardness number of (a) P1 0.9kJ/mm Ar-25% CO₂ as welded, (b) P5 0.9kJ/mm Ar-25% CO₂ hammer peened

3.3.4.4 Residual stress

Figure 3.15a and Figure 3.16a reveal the high tensile residual stresses within the FZ in the as-welded plates P1 and P3, respectively. The center of the deposits reaches 644 MPa for P1 and 502 MPa for P3 in the longitudinal direction, which is slightly higher to the YS for P1 and slightly lower for P3. Residual stresses inherent to welding operations are the result of the high thermal gradient in the vicinity of the weld. During heating, a thermal expansion gradient arise, function of the temperature distribution and the homogeneity of the material, generating thermal strains. In addition, the FZ and HAZ are constrained by the surrounding colder BM generating plastic strains as the thermal expansion is not freely allowed upon cooling. The solid state phase transformations occurring upon cooling, such as martensitic transformation in the BM, are characterized by a volumetric expansion at lower temperature and can possibly affect the residual stress distribution in the deposit (Schajer, 2013 ; Thibault, Bocher et Thomas, 2008). This high level of tensile residual stresses can be detrimental in terms of fatigue life by significantly reducing material strength and causing premature failure. It can be noticed from the residual stress ranges presented in Table 3.7 that the higher is the high heat input, the lower are the tensile residual stresses. This could be explained by the reduced

welding speed and the increased wire feed speed used for high energy weldments, as noted in Table 3.3. It ended in larger deposited weld bead at a lower speed, thus allowing a better thermal uniformity in the vicinity of the weld and less thermal mismatch across the bead section. The cooling rates reported in Table 3.5 also give indication of a more uniform heat distribution for higher heat input as the recorded cooling rates are reduced by half. It is noteworthy that, as the experiments are held on relatively small welded pieces, the capability of the plates to sink the welding heat is reduced when compared to a large runner. It therefore implies an increased average temperature of the welded plates after the high heat input process completion and a slower cooling rate limiting the generation of residual stresses. From Table 3.7 it can be seen that shielding gas composition has a little effect on tensile residual stress level, but it is not significant enough compared to the precision of the measurement method (± 25 MPa). Nonetheless, these results are based on only one measurement for each experiment.

Table 3.7 Residual stress range of the experiments

Experiment	Maximum Tension RS (MPa)	Maximum compressive RS (MPa)
P1	644	243
P2	625	210
P3	502	222
P4	452	258
P5	611	631
P6	538	646

One way to prevent premature failure is to induce compressive residual stress by hammer peening the surface of the deposit because fatigue cracks usually initiate from the surface. Figure 3.15b and Figure 3.16b show the compressive residual stress layer generated by hammer peening operations, which allows completely reversing the prior tensile residual stress of the surface layer. The compressive residual stress induced reaches -631 MPa for P5 and -646 MPa for P6. The compressive residual stress layer extends approximately 5 mm deep from the top surface, which is in accordance with a previous work done on austenitic stainless steel (Curtat

et al., 2017). The HAZ on top left surface of Figure 3.15b presents tensile residual stresses instead of compressive ones. This was caused by the improper peening in this region because of the rough surface finish of the as-welded deposit. In order to prevent these unpeened regions, the deposit surface should be machined prior to peening as recommended by Curtat (*Curtat et al.*, 2017).

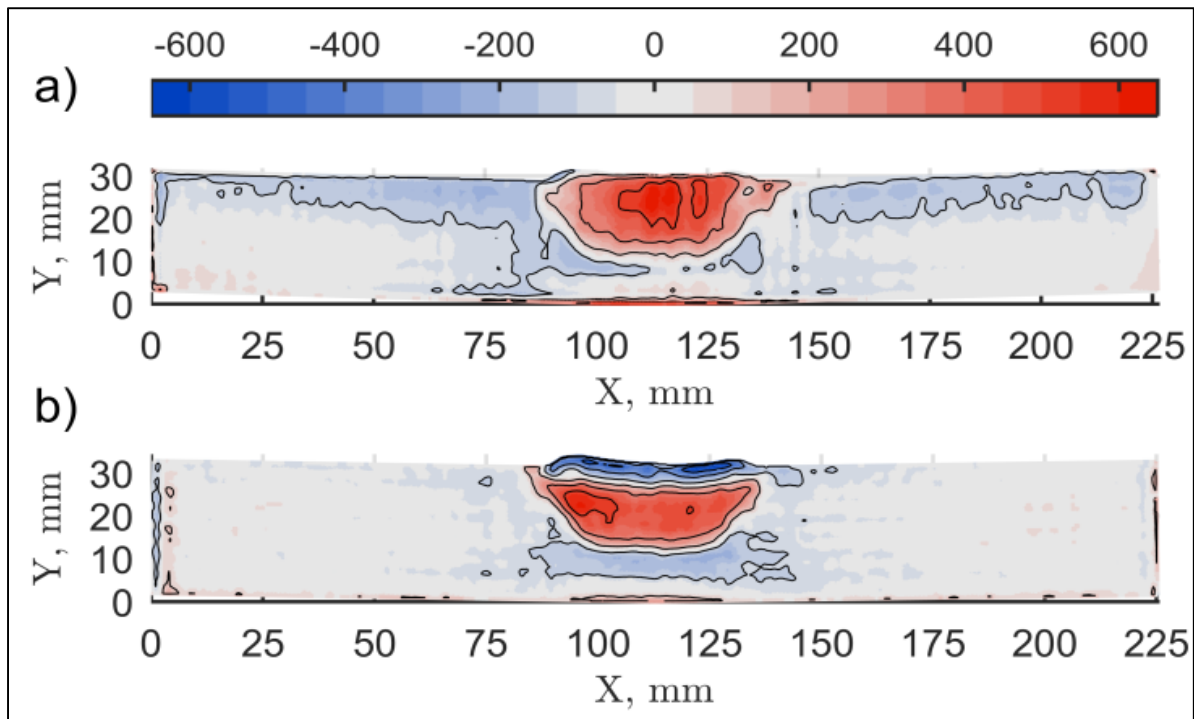


Figure 3.15 Residual stress in longitudinal direction measured by contour method; (a) As-welded (P1), and (b) Hammer peened (P5)

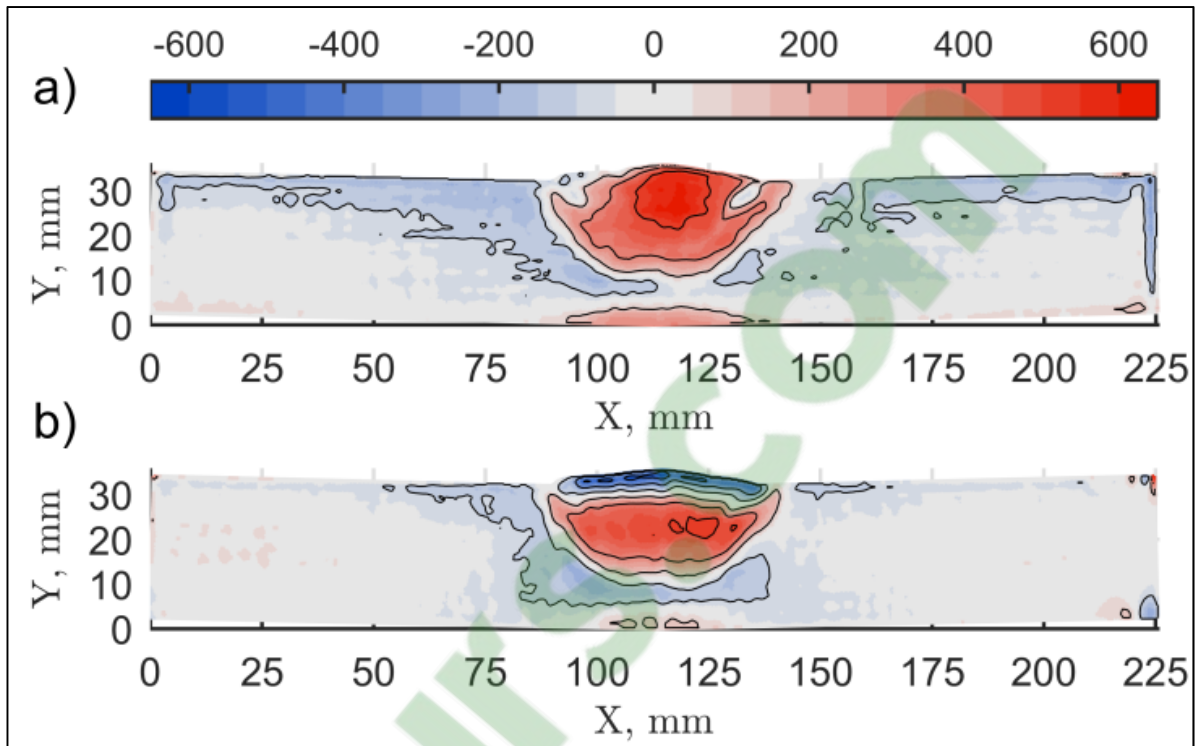


Figure 3.16 Residual stress in longitudinal direction measured by contour method; (a) As-welded (P3), and (b) Hammer peened (P6)

3.4 Conclusion

Heterogeneous cladding between E2209 filler metal deposited using robotized FCAW on the S41500 base metal was investigated by metallurgical and mechanical characterization. Different heat input and shielding gas combinations were carried out. The hammer peening process was also under investigation to evaluate its effect on tensile residual stresses generated during weld deposition. Based on the results of this study, the following conclusions can be drawn:

- The optical phase analysis method is a rapid and easy way to estimate δ/γ phase proportion, but ferrite proportion tends to be overestimated when compared to EBSD measurement because of grains boundaries and inclusions that also appears as dark fields on images.

- The E2209 DSS alloy shows metallurgical compatibility over the S41500 SMSS, but the FZ presents a slight undermatch on tensile properties ($YS \approx 600$ MPa and $UTS \approx 800$ MPa) compared to the BM ($YS = 660$ MPa and $UTS = 820$ MPa). This alloy could then be an interesting candidate to replace the E309L alloy for repairs on a 13Cr-4Ni turbine runner.
- The hammer peening process induces compressive residual stresses (-631 MPa and -646 MPa) on the first 5 mm of the deposit, which could be beneficial for fatigue strength. However, high tensile residual stress (611 MPa and 538 MPa) were measured at some locations inside the deposit.
- The use of high heat input induces lower level of tensile residual stress (502 MPa and 425 MPa) compared to the use of low heat input (644 MPa and 625 MPa) in an E2209 DSS multipass deposit.
- The surface of the deposit should be machined prior to peening operation in order to obtain a uniform compressive residual stress layer and to avoid unpeened regions of the deposit.

Acknowledgements

The authors would like to thank Pierre-Antony Deschênes for his assistance on EBSD that were of great importance on this research. René Dubois, Alexandre Lapointe, Carlo Baillargeon and Manon Provencher, are gratefully acknowledged for their help in experimental tasks. This research was undertaken under the CoReTHy project and financially supported by the Natural Sciences and Engineering Research Council of Canada (NSERC), Hydro-Québec and Finkl Steel.

CONCLUSION

Ce projet de recherche avait pour but d'étudier les propriétés d'un rechargement hétérogène réalisé à l'aide du procédé de soudage robotisé FCAW, afin d'ouvrir la voie à de nouvelles méthodes de réparation des roues de turbines hydrauliques endommagées par fatigue ou cavitation. Le rechargement à l'étude était composé de l'acier inoxydable duplex E2209 déposé sur l'acier inoxydable martensitique à bas carbone UNS S41500. Différentes combinaisons de gaz de protection et d'énergie linéaire de soudage ont été étudiées afin de déterminer l'influence de chacune de ces variables sur les propriétés mécaniques et la microstructure de la région rechargée. L'effet du martelage sur les contraintes résiduelles générées lors du rechargement par soudage a également été étudié.

Basés sur les résultats obtenus et présentés dans ce mémoire, il est possible d'affirmer que l'alliage E2209 est compatible avec l'alliage UNS S41500 du point de vue métallurgique. Les deux alliages forment de la ferrite δ à la solidification puis, au cours du refroidissement, subissent une transformation de phase à l'état solide de cette ferrite en austénite. L'analyse d'images de la microstructure a permis de déterminer que les compositions de gaz de protection et les niveaux d'énergie linéaire de soudage étudiés ont eu peu d'influence sur le taux de ferrite de la zone fondue après rechargement. Des analyses supplémentaires par EBSD ont, par ailleurs, montré que la proportion des phases mesurées par analyse d'images tend à surestimer la proportion de ferrite dans la microstructure. Cela a été expliqué par le fait que toutes régions sombre sur l'image, comme les inclusions de laitier et les joints de grains, sont considérées être de la ferrite qui elle aussi apparaît sombre sur l'image en raison du réactif d'attaque utilisé.

Du point de vue mécanique, la zone fondue possède des propriétés de traction légèrement inférieures au métal de base. En effet, la limite élastique et la limite ultime de la zone fondue atteignent respectivement environ 600 MPa et 800 MPa, contre 660 MPa et 822 MPa respectivement pour le métal de base. Les valeurs obtenues dans la zone fondue avec le métal d'apport E2209 sont cependant bien supérieures aux valeurs obtenues avec l'alliage E309L qui est actuellement utilisé pour effectuer des réparations *in situ* sur les roues endommagées. La

résilience de la zone fondue, quant à elle, varie de 52 J à 64 J à 0 °C en fonction des paramètres de soudage utilisés.

Les mesures de contraintes résiduelles ont permis de constater que l'utilisation d'une énergie linéaire de soudage élevée permet de réduire le niveau de contraintes résiduelles de tension d'environ 150 MPa par rapport à celles induites avec un niveau d'énergie linéaire plus faible. Le parachèvement de la zone fondue par martelage permet de convertir les contraintes résiduelles de tension en contraintes résiduelles de compression de même intensité jusqu'à environ 5 mm sous la surface martelée. Pour assurer un martelage uniforme de la zone rechargée il est préférable d'araser les cordons de soudure avant de marteler plutôt que de conserver la surépaisseur de rechargement.

RECOMMANDATIONS

Puisqu'il y a compatibilité entre l'acier UNS S41500 et l'acier E2209, et que ce dernier offre des propriétés mécaniques supérieures à l'acier E309L, tout en offrant des contraintes de compression élevées après martelage, il est recommandé de poursuivre les travaux en faisant des essais de fatigue et de comparer les résultats à ceux obtenus avec l'acier E309L.

Il est également recommandé d'explorer d'autres procédés de soudage comme le GMAW sous différents modes de transfert avancés qui permettent un contrôle plus précis de l'apport d'énergie thermique, comme le CMT (Cold Metal Transfert) ou le STT (Surface Tension Transfer), et de les comparer aux résultats de la présente étude.

Il serait également intéressant de tenter d'identifier et potentiellement quantifier, par analyse d'image, la présence de phase σ à l'aide d'une attaque électrolytique à 20 % NaOH. Le contrôle de la phase σ est important puisque la présence d'une proportion suffisante de cette phase au sein de la microstructure peut avoir un effet néfaste sur la résilience et la résistance à la corrosion.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- Alvarez-armas, Iris et Suzanne Degallaix-Moreuil. (2009). *Duplex stainless steels*. John Wiley & Sons, Inc., 437 p.
- API 938C. (2011). *Use of duplex stainless steels in the oil refining industry*.
- ASTM A240. (2004). *Standard Specification for Chromium and Chromium-Nickel Stainless Steel Plate , Sheet , and Strip for Pressure Vessels and for General Applications*. <<https://doi.org/10.1520/A0240>>.
- ASTM E1019. (2018). *Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Inert Gas Fusion Techniques*. <<https://doi.org/10.1520/E1019-18.2>>.
- ASTM E1479. (2016). *Standard Practice for Describing and Specifying Inductively-Coupled Plasma Atomic Emission Spectrometers*. <<https://doi.org/10.1520/E1479-99R11.2>>.
- ASTM E23. (2016). *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*. *ASTM Int.* <<https://doi.org/10.1520/E0023-07AE01>>.
- ASTM E407. (2007). *Standard Practice for Microetching Metals and Alloys*. <<https://doi.org/10.1520/E0407-07R15E01.2>>.
- ASTM E8. (2016). *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. *ASTM Int.* <<https://doi.org/10.1520/E0008>>.
- Avesta Welding Handbook. (2004). *Practice and products for stainless steel welding*. 294 p.
- AWS A5.22. (2010). *Specification for Stainless Steel Flux Cored and Metal Cored Welding Electrodes and Rods*.
- Badji, Riad, Mabrouk Bouabdallah, Brigitte Bacroix, Charlie Kahloun, Brahim Belkessa et Halim Maza. (2008). *Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds*. *Materials Characterization*, vol. 59, n° 4, p. 447-453. <<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2007.03.004>>.
- Beraha, E. et B. Shpigler. (1977). *Color Metallography*. Metals Park, Ohio : American society for metals, 160 p.
- Bettahar, K., M. Bouabdallah, R. Badji, M. Gaceb, C. Kahloun et B. Bacroix. (2015). *Microstructure and mechanical behavior in dissimilar 13Cr/2205 stainless steel welded pipes*. *Materials and Design*, vol. 85, p. 221-229. <<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.07.017>>.

- Bilmes, P. D., C Llorente et J Pe. (2000). *Toughness and Microstructure of 13Cr4NiMo High-Strength Steel Welds*. vol. 9, n° December, p. 609-615.
- Bilmes, P. D., M. Solari et C. L. Llorente. (2001). *Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr – NiMo martensitic steel weld metals*. *Materials Characterization*, vol. 46, p. 285-296.
- Blondeau, Régis. (2008). *Metallurgy and mechanics of welding*, Wiley. London, 487 p.
- Breda, Marco, Katya Brunelli, Francesco Grazzi, Antonella Scherillo et Irene Calliari. (2015). *Effects of Cold Rolling and Strain-Induced Martensite Formation in a SAF 2205 Duplex Stainless Steel*. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 46A, n° February, p. 577-586. <<https://doi.org/10.1007/s11661-014-2646-x>>.
- Bystram, M. C. T. (1961). *Welding Stainless Steels*. *Nuclear Engineering*, vol. 6, n° 60, p. 193-198.
- Chen, C. Y., H. W. Yen et J. R. Yang. (2007). *Sympathetic nucleation of austenite in a Fe-22Cr-5Ni duplex stainless steel*. *Scripta Materialia*, vol. 56, n° 8, p. 673-676. <<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.12.021>>.
- Ciofu, Florin, Alin Nioata et Dan Dobrota. (2010). *Welds in the Duplex Stainless Steel. Fascicle of Management and Technological engineering*, vol. IX, n° XIX, p. 8.
- Computational Thermodynamics Inc. (2011). <http://www.calphad.com/iron-chromium.html>.
- Curtat, Jean-Loup. (2016). *Étude de l'effet du martelage sur la vie en fatigue de l'acier E309L utilisé pour la réparation de turbines en acier 13Cr-4Ni*.
- Curtat, Jean Loup, Jacques Lantaigne, Henri Champliaud, Zhaoheng Liu et Jean-Benoît Lévesque. (2017). *Influence of hammer peening on fatigue life of E309L steel used for 13%Cr-4%Ni blade runner repairs*. *International Journal of Fatigue*, vol. 100, p. 68-77. <<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2017.03.007>>.
- Deschênes, P. A. (2016). *Comportement des fissures de fatigue dans un champ de contraintes résiduelles de tension*. (Thèse de doctorat, École Polytechnique de Montréal).
- Dorlot, Jean-Marie et Jean-Paul Bailon. (2002). *Des Matériaux*, 3e édition. Montréal, 756 p.
- DuPont, John N., John C. Lippold et Samuel D. Kiser. (2009). *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*, Wiley. John Wiley & Sons, inc., 456 p. <<https://doi.org/10.1017/CBO9781107415324.004>>.
- Escriba, D. M., E. Materna-Morris, R. L. Plaut et A. F. Padilha. (2009). *Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel*. *Materials Characterization*, vol. 60, n° 11, p. 1214-1219. <<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.04.013>>.

- Espy, R. H. (1982). *Weldability of Nitrogen-Strengthened Stainless Steels*. *Welding Research Supplement*, p. 149-156.
<http://aws.perusion.com/wj/supplement/WJ_1982_05_s149.pdf>.
- Feng, Qiang, Chuanhai Jiang, Zhou Xu, Lechun Xie et Vincent Ji. (2013). *Effect of shot peening on the residual stress and microstructure of duplex stainless steel*. *Surface and Coatings Technology*, vol. 226, p. 140-144.
<<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.03.047>>.
- Folkhard, Erich. (1988). *Welding Metallurgy of Stainless Steels*, 1st éd. New-York, NY, USA : Springer, 279 p.
- Fréchette, Guillaume. (2018). *Étude du comportement au fluage de l'alliage 13Cr-4Ni en vue de simuler la redistribution des contraintes résiduelles lors du traitement thermique post-soudage*. (Thèse de doctorat, École de technologie supérieure).
- Gagnepain, J., F. Dupoirion, B. Bonnefois et J. Charles. (1994). *Transformations structurales dans les aciers inoxydables austeno-ferritiques : influence des éléments d'alliage*. *Journal de Physique IV*, vol. 4, p. 75-82.
- Garzón, C. M. et A. J. Ramirez. (2006). *Growth kinetics of secondary austenite in the welding microstructure of a UNS S32304 duplex stainless steel*. *Acta Materialia*, vol. 54, p. 3321-3331. <<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.03.018>>.
- Godin, Stéphane. (2014). *Effet d'un enrichissement en nickel sur la stabilité mécanique de l'austénite de réversion lorsque soumise à de la fatigue oligocyclique*.
- Gooch, T. G. (1977). *Welding martensitic stainless steels*. *The welding institute research bulletin*, n° December, p. 343-349.
- Gooch, T. G., P. Woollin et A. G. Haynes. (1999). *Welding metallurgy of low carbon 13% chromium martensitic steels*. In *Supermartensitic stainless steels 99*. (1999), p. 188-195. Belgian Welding Institute.
- Granjon, Henry. (1998). *Les bases métallurgiques du soudage*, 2e édition. Villepinte, 251 p.
- Gunn, Robert N. (2003). *Duplex stainless steels : Microstructure, properties and applications*, 3rd éd. Cambridge : Woodhead Publishing Ltd, 204 p.
- Ha, Heon Young et Hyuk Sang Kwon. (2007). *Effects of Cr2N on the pitting corrosion of high nitrogen stainless steels*. *Electrochimica Acta*, vol. 52, n° 5, p. 2175-2180.
<<https://doi.org/10.1016/j.electacta.2006.08.034>>.
- Hacini, Lyes, Ngan Van Lê et Philippe Bocher. (2008). *Effect of impact energy on residual stresses induced by hammer peening of 304L plates*. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 208, n° 1-3, p. 542-548.
<<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.01.025>>.

- Hobbacher, A. (2008). *IIW Recommendations for fatigue design of welded joints and components (XIII-2151r4-07/XV-1254r4-07)*. Paris, France : International Institute of Welding. <<https://doi.org/10.1007/978-3-319-23757-2>>.
- Hsieh, Chih-chun et Weite Wu. (2012). *Overview of Intermetallic Sigma (σ) Phase Precipitation in Stainless Steels*. *ISRN Metallurgy*, n° 4, p. 16. <<https://doi.org/10.5402/2012/732471>>.
- ISO 15156-3. (2011). *Matériaux pour utilisation dans des environnements contenant de l'hydrogène sulfuré (H₂S) dans la production de pétrole et de gaz de l'hydrogène sulfuré (H₂S) Partie 3 : ARC (alliages résistants à la corrosion) et autres alliages résistants à la fissurati*.
- Jebaraj, A. Vinoth, L. Ajay Kumar, C. R. Deepak, A. Vinoth Jebaraj, L. Ajay Kumar et C. R. Deepak. (2017). *Investigations on Anisotropy Behavior of Duplex Stainless Steel AISI 2205 for Optimum Weld Properties*. *Procedia Engineering*, vol. 173, p. 883-890. <<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2016.12.132>>.
- Johansson, J., M. Odén et X. H. Zeng. (1999). *Evolution of the residual stress state in a duplex stainless steel during loading*. *Acta Materialia*, vol. 47, n° 9, p. 2669-2684. <[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(99\)00149-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00149-4)>.
- Kang, Dong Hoon et Hae Woo Lee. (2012). *Effect of different chromium additions on the microstructure and mechanical properties of multipass weld joint of duplex stainless steel*. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, vol. 43, n° 12, p. 4678-4687. <<https://doi.org/10.1007/s11661-012-1310-6>>.
- Karlsson, L., L. Ryen et S. Pak. (1995). *Precipitation of Intermetallic Phases in 22 % Cr Duplex Stainless Weld Metals*. *Welding Research Supplement*, n° January, p. 28-40.
- Karlsson, Leif. (2012). *Welding Duplex Stainless Steels — A Review Of Current Recommendations*. *Welding in the World*, vol. 56, n° 5-6, p. 65-76. <<https://doi.org/10.1007/BF03321351>>.
- Kırsasöz, Alptekin, Mustafa Tümer et Ahmet Karaaslan. (2017). *Effect of Multipass Welding on Microstructural and Mechanical Properties of AISI 2205 Duplex Stainless Steel*. In *3rd Iron and Steel Symposium*. (2017), p. 4.
- Knyazeva, Marina et Michael Pohl. (2013). *Duplex Steels. Part II: Carbides and Nitrides. Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 2, n° 5, p. 343-351. <<https://doi.org/10.1007/s13632-013-0088-2>>.
- Kobayashi, Darlene Yuko et Stephan Wolynec. (1999). *Evaluation of the Low Corrosion Resistant Phase Formed During the Sigma Phase Precipitation in Duplex Stainless Steels*. *Materials Research*, vol. 2, n° 4, p. 239-247.
- Lippold, J. C. et A. M. Al-Rumaih. (1997). *Toughness and pitting corrosion of duplex stainless*

- steel weld heat-affected zone microstructures containing secondary austenite. In Duplex Stainless Steels 97 - 5th World conference. (1997), p. 1005-1009.*
- Lippold, J. C. et D. J. Kotecki. (2005). *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. John Wiley & Sons, inc., 357 p.
- Llorca-Isern, Núria, Héctor López-Luque, Isabel López-Jiménez et Maria Victoria Biezma. (2016). *Identification of sigma and chi phases in duplex stainless steels. Materials Characterization*, vol. 112, p. 20-29. <<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.12.004>>.
- Lo, K. H. et J. K. L. Lai. (2010). *On the cryogenic magnetic transition and martensitic transformation of the austenite phase of 7MoPLUS duplex stainless steel. Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, vol. 322, n° 16, p. 2335-2339. <<https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2010.02.034>>.
- Magnabosco, Rodrigo. (2009). *Kinetics of Sigma Phase Formation In a Duplex Stainless Steel 2 . Experimental Procedure. Materials Research*, vol. 12, n° 3, p. 321-327. <<https://doi.org/10.1590/S1516-14392009000300012>>.
- Malik, A. U., N. A. Siddiqi, S. Ahmad et I. N. Andijani. (1995). *The effect of dominant alloy additions on the corrosion behavior of some conventional and high alloy stainless steels in seawater. Corrosion Science*, vol. 37, n° 10, p. 1521-1535.
- McGuire, Michael. (2008). *Stainless Steels For Design Engineers*, First edit. Materials Park, 305 p. <<https://doi.org/10.1361/ssde2008p091>>.
- Michalska, J. et B. Chmiela. (2014). *Phase analysis in duplex stainless steel: Comparison of EBSD and quantitative metallography methods. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, vol. 55, n° 1. <<https://doi.org/10.1088/1757-899X/55/1/012010>>.
- Miller, M. K., J. M. Hyde et G. D. W. Smith. (1995). *Comparison of low temperature decomposition in Fe-Cr and duplex stainless steels. Applied Surface Science*, vol. 88, p. 323-328.
- Mokhtabad Amrei, Mohsen. (2016). *Characterization of microstructure and texture of 13Cr4Ni martensitic stainless steel weld before and after tempering. (Thèse de doctorat, École de technologie supérieure (ÉTS))*.
- Mokhtabad Amrei, Mohsen, Yves Verreman, Florent Bridier, Denis Thibault et Philippe Bocher. (2015). *Microstructure Characterization of Single and Multipass 13Cr4Ni Steel Welded Joints. Metallography, Microstructure, and Analysis*, vol. 4, p. 207-218. <<https://doi.org/10.1007/s13632-015-0202-8>>.
- Muthupandi, V., P. Bala Srinivasan, S. K. Seshadri et S. Sundaresan. (2003). *Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. Materials Science and Engineering*, vol. 358, n° 1-2, p. 9-16.

<[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00077-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00077-7)>.

Muthupandi, V., P. Bala Srinivasan, V. Shankar, S. K. Seshadri et S. Sundaresan. (2005). *Effect of nickel and nitrogen addition on the microstructure and mechanical properties of power beam processed duplex stainless steel (UNS 31803) weld metals*. *Materials Letters*, vol. 59, n° 18, p. 2305-2309. <<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2005.03.010>>.

Nasri, Hassan, Jacques Lantaigne et Henri Champlaud. (2007). *Usage of the contour method in measuring residual stress in welding and peen-welding applications*. In *AsiaMS '07: Proceedings of the IASTED Asian Conference on Modeling and Simulation*. (2007), p. 89-95.

NF EN 1011-3. (2000). *Recommandations pour le soudage des matériaux métalliques - Partie 3 - Soudage à l'arc des aciers inoxydables*.

Nilsson, J.-O., L. Karlsson et J.-O. Andersson. (1995). *Secondary austenite formation and its relation to pitting corrosion in duplex stainless steel weld metal*. *Materials Science and Technology*, vol. 11, n° 3, p. 276-283.

Nowacki, J. et A. Łukojć. (2005). *Structure and properties of the heat-affected zone of duplex steels welded joints*. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 164-165, p. 1074-1081. <<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.02.243>>.

Örnek, Cem, M. G. Burke, T. Hashimoto et D. L. Engelberg. (2017). *748 K (475 ° C) Embrittlement of Duplex Stainless Steel: Effect on Microstructure and Fracture Behavior*. *Metallurgical and materials transactions A*, vol. 48, n° April, p. 1653-1665. <<https://doi.org/10.1007/s11661-016-3944-2>>.

Outokumpu Stainless. (2013). *Handbook of Stainless Steel*. 195 p.

Ozlati, A. et M. Movahedi. (2018). *Effect of welding heat-input on tensile strength and fracture location in upset resistance weld of martensitic stainless steel to duplex stainless steel rods*. *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 35, n° August, p. 517-525. <<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.08.039>>.

Padilha, A. F., D. J. M. Aguiar et R. L. Plaut. (2012). *Duplex Stainless Steels : a Dozen of Significant Phase Transformations*. *Defect and diffusion forum*, vol. 322, p. 163-174. <<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.322.163>>.

Pohl, Michael et Oliver Storz. (2004). *Sigma-phase in duplex stainless steels*. *Zeitschrift fuer Metallkunde*, vol. 95, n° 7, p. 631-638.

Pohl, Michael, Oliver Storz et Thomas Glogowski. (2007). *Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel*. *Materials Characterization*, vol. 58, n° 1, p. 65-71. <<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.03.015>>.

Porter, D. A. et K. E. Easterling. (1992). *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Second

- Edi. London : Chapman & Hall, 514 p. <<https://doi.org/10.1007/978-1-4899-3051-4>>.
- Prime, Michael B. (2001). *Cross-Sectional Mapping of Residual Stresses by Measuring the Surface Contour After a Cut*. *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 123, n° April, p. 162-168. <<https://doi.org/10.1115/1.1345526>>.
- Ramirez, A. J., S. D. Brandi et J. C. Lippold. (2001). *Study of Secondary Austenite Precipitation by Scanning Electron Microscopy*. *Acta Microscopica*, vol. 10, n° November, p. 147-148.
- Ramirez, A. J., S. D. Brandi et J. C. Lippold. (2004). *Secondary austenite and chromium nitride precipitation in simulated heat affected zones of duplex stainless steels*. *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 9, n° 4, p. 301-313. <<https://doi.org/10.1179/136217104225021715>>.
- Ramirez, A. J., J. C. Lippold et S. D. Brandi. (2003). *The Relationship between Chromium Nitride and Secondary Austenite Precipitation in Duplex Stainless Steels*. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 34A, n° August, p. 1575-1597. <<https://doi.org/10.1007/s11661-003-0304-9>>.
- Ramirez, J. E. (2007). *Weldability Evaluation of Supermartensitic Stainless Pipe Steels*. *Welding Journal*, vol. 86, n° 5, p. 125-134.
- Ramkumar, K. D., G Thiruvengatam, S. P. Sudharsan, Debidutta Mishra, N. Arivazhagan et R. Sridhar. (2014). *Characterization of weld strength and impact toughness in the multi-pass welding of super-duplex stainless steel UNS 32750*. *Materials and Design*, vol. 60, n° 1, p. 125-135. <<https://doi.org/10.1016/j.ctmat.2015.04.004>>.
- Redjaïmia, A., A. Proult, P. Donnadieu et J. P. Morniroli. (2004). *Morphology, crystallography and defects of the intermetallic χ -phase precipitated in a duplex ($\delta + \gamma$) stainless steel*. *Journal of Materials Science*, vol. 39, n° 7, p. 2371-2386. <<https://doi.org/10.1023/B:JMSC.0000019999.27065.13>>.
- Roguin, P. (1998). *Improved weld microstructure in welding austenitic-ferritic stainless steels*. *Welding International*, vol. 12, n° 6, p. 461-467. <<https://doi.org/10.1080/09507119809448515>>.
- Roguin, P. (2017). *Métallurgie du soudage des aciers*. École supérieure du soudage et de ses applications (ESSA), 260 p.
- Sanjurjo, P., C. Rodríguez, I. F. Pariente, F. J. Belzunce et A. F. Canteli. (2010). *The influence of shot peening on the fatigue behaviour of duplex stainless steels*. *Procedia Engineering*, vol. 2, n° 1, p. 1539-1546. <<https://doi.org/10.1016/j.proeng.2010.03.166>>.
- Schajer, Gary S. (2013). *Practical residual stress measurement methods*. Vancouver, Canada : John Wiley & Sons, Inc., 303 p.

- Simoneau, Raynald, Denis Thibault et Jean Luc Fihey. (2009). *A comparison of residual stress in hammer-peened, multi-pass steel welds - A514 (S690Q) and S41500*. *Welding in the World*, vol. 53, n° 5-6, p. 1-15. <<https://doi.org/10.1007/BF03266717>>.
- Song, Yuanyuan, Xiuyan Li, Lijian Rong et Yiyi Li. (2011). *The influence of tempering temperature on the reversed austenite formation and tensile properties in Fe-13%Cr-4%Ni-Mo low carbon martensite stainless steels*. *Materials Science and Engineering A*, vol. 528, n° 12, p. 4075-4079. <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.01.078>>.
- Thibault, Denis. (2010). *Contribution à l'étude du comportement en fatigue des aciers inoxydables 13%Cr-4%Ni : Contraintes résiduelles de soudage et transformation sous contrainte de l'austénite de réversion*. (Thèse de doctorat, École de technologie supérieure, Montréal).
- Thibault, Denis, Philippe Bocher et Marc Thomas. (2008). *Residual stress and microstructure in welds of 13 % Cr – 4 % Ni martensitic stainless steel*. vol. 9, p. 2195-2202. <<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.05.005>>.
- Wang, P., S. P. Lu, N. M. Xiao, D. Z. Li et Y. Y. Li. (2010). *Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr-4Ni martensitic stainless steel*. *Materials Science and Engineering A*, vol. 527, n° 13-14, p. 3210-3216. <<https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.01.085>>.
- Westin, E. M. (2010). *Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101*. 65 p. <<http://kth.diva-portal.org/smash/record.jsf?pid=diva2:376827>>.
- Westin, E. M., M. M. Johansson, L. A. Bylund et R. F. A. Pettersson. (2014). *Effect on microstructure and properties of super duplex stainless steel welds when using backing gas containing nitrogen and hydrogen*. *Welding in the World*, vol. 58, n° 3, p. 347-354. <<https://doi.org/10.1007/s40194-014-0120-4>>.
- Wilms, M. E., V. J. Gadjil, J. M. Krougman et F. P. Ijsseling. (1994). *The effect of sigma-phase precipitation at 800°C on the corrosion resistance in sea-water of a high alloyed duplex stainless steel*. *Corrosion Science*, vol. 36, n° 5, p. 871-881.
- Xie, Lin, Tian-Lin Huang, Yu-Hui Wang, Gui-Lin Wu, Nobuhiro Tsuji et Xiao-Xu Huang. (2017). *Deformation Induced Martensitic Transformation and its Initial Microstructure Dependence in a High Alloyed Duplex Stainless Steel*. *Steel Research International*, vol. 88, n° 12, p. 1-9. <<https://doi.org/10.1002/srin.201700169>>.
- Zhang, Zhiqiang, Hongyang Jing, Lianyong Xu, Yongdian Han et Lei Zhao. (2016). *Investigation on microstructure evolution and properties of duplex stainless steel joint multi-pass welded by using different methods*. *Materials and Design*, vol. 109, p. 670-685. <<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.110>>.
- Zhang, Ziying, Zhiyu Wang, Yiming Jiang, Hua Tan, Dong Han, Yanjun Guo et Jin Li. (2012).

Effect of post-weld heat treatment on microstructure evolution and pitting corrosion behavior of UNS S31803 duplex stainless steel welds. Corrosion Science, vol. 62, p. 42-50. <<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2012.04.047>>.

