

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

THÈSE PAR ARTICLES PRÉSENTÉE À
L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

COMME EXIGENCE PARTIELLE
À L'OBTENTION DU
DOCTORAT EN GÉNIE
Ph.D.

PAR
Denis THIBAUT

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

MONTRÉAL, LE 21 DÉCEMBRE 2010

© Tous droits réservés, Denis Thibault, 2010

PRÉSENTATION DU JURY

CETTE THÈSE A ÉTÉ ÉVALUÉE

PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

M. Philippe Bocher, directeur de thèse
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Marc Thomas, codirecteur de thèse
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

Mme Ruxandra Botez, présidente du jury
Département de génie de la production automatisée à l'École de technologie supérieure

M. Tan Pham, membre du jury
Département de génie mécanique à l'École de technologie supérieure

Mme Nihad Ben Salah, examinateur externe
Pratt & Whitney Canada

ELLE A FAIT L'OBJET D'UNE SOUTENANCE DEVANT JURY ET PUBLIC

LE 15 OCTOBRE 2010

À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

Parler de ce qu'on ignore finit par vous l'apprendre.

Albert Camus

REMERCIEMENTS

Je tiens premièrement à remercier mon directeur Philippe Bocher et mon co-directeur Marc Thomas pour leur confiance tranquille. Je veux remercier aussi Jean-Luc Fihey qui fut la bougie d'allumage qui permit la mise sur pied de ce projet, tout comme tant d'autres. Un merci spécial à Raynald Simoneau qui m'aura longtemps servi de référence absolue et à Stéphane Godin qui m'aura beaucoup aidé avant de retourner à son tour sur les bancs d'école. Merci aussi à Jacques Lanteigne et Carlo Baillargeon pour leur support et pour leur compétence infaillible. Merci à Marjolaine Côté et à Patrice Robichaud qui ont défriché le domaine avant moi, tout comme Lyes Hacini et Hassan Nasri. Merci aussi à Michael Gharghouri, à Pierre Hovington, à Marin Lagacé, à Alexandre Lapointe, à René Dubois, à Vincent Cloutier, à Manon Provencher, à Reynald Rioux, à Michel Trudeau et à René Veillette pour leur aide. Merci aussi à Bernard Massé et à Henri Pastorel et à cette belle entreprise qu'est Hydro-Québec de m'avoir offert l'opportunité de réaliser ce long projet. Merci aux membres du jury pour le temps passé à lire et à juger cette thèse. Merci à tous ceux que j'ai côtoyés pendant ces années très stimulantes.

Merci à mes parents d'avoir accordé autant d'importance à notre éducation.

Merci à Hélène pour sa patience et sa compréhension. Je t'aime.

Bisous et câlins à Victor et à Charlotte, mes deux petits soleils. Bienvenue Mathilde!

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

Denis THIBAUT

RÉSUMÉ

L'objectif de la présente étude est de mieux cerner certains des principaux paramètres régissant le comportement en fatigue des aciers inoxydables 13%Cr-4%Ni utilisés pour la fabrication des roues de turbines hydrauliques. Ainsi deux aspects sont traités dans cette thèse, soit les contraintes résiduelles laissées par le soudage homogène de ces aciers et la transformation sous chargement cyclique de l'austénite de réversion contenue dans cet alliage.

Les contraintes résiduelles laissées après soudage homogène ont été caractérisées à l'aide de quatre méthodes de mesure : la méthode de perçage, la diffraction des rayons-X, la méthode du contour et la diffraction des neutrons. Ces contraintes ont été mesurées dans deux types de joints soudés au métal d'apport 410NiMo avant et après traitement thermique post-soudage. Une distribution de contraintes résiduelles totalement différente de celle retrouvée dans les aciers de structures a été mesurée. Ainsi, des contraintes résiduelles de compression d'environ 400 MPa ont été mesurées dans le dernier cordon de soudure. Des zones de tension résiduelle ont été retrouvées au pourtour de la zone affectée thermiquement et sous la dernière couche de soudure. Cette distribution inédite est expliquée par la transformation de phase austénite-martensite se produisant à basse température ($\sim 300^{\circ}\text{C}$) lors du refroidissement de la soudure. Les résultats de ces mesures montrent aussi que le traitement thermique post-soudage de revenu couramment utilisé par l'industrie est très efficace pour diminuer ces contraintes. Des contraintes maximales d'environ 150 MPa ont été retrouvées après ce traitement.

L'austénite de réversion formée lors du traitement de revenu est par ailleurs instable mécaniquement. Les résultats présentés dans cette thèse montrent qu'après essais de propagation de fissure, toute l'austénite située près de la surface de rupture a été transformée en martensite sous l'effet du chargement cyclique. Ces mesures obtenues directement sur les surfaces de rupture par diffraction des rayons-X ont été corroborées par les résultats obtenus en fatigue oligocyclique qui montrent que cette austénite se transforme graduellement et que cette transformation est complétée après 100 cycles. Le comportement en fatigue-propagation des aciers testés ne semble pas influencé outre mesure par cette transformation qui a lieu à toute valeur de facteur d'intensité de contrainte. Les retombées pratiques de ces résultats pour la fabrication et la réparation des roues de turbines en inox 13%Cr-4%Ni sont discutées à la suite de la présentation des résultats.

Mots-clés : acier inoxydable martensitique, fatigue, contraintes résiduelles, soudage

CONTRIBUTION TO THE STUDY OF 13%CR-4%NI STAINLESS STEEL FATIGUE BEHAVIOUR: RESIDUAL STRESS CAUSED BY WELDING AND STRESS-INDUCED TRANSFORMATION OF REFORMED AUSTENITE

Denis THIBAUT

ABSTRACT

The objectives of the present study are to characterize some of the main parameters affecting fatigue behaviour of 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steels used for hydraulic turbines manufacturing. Two aspects are studied: the residual stresses left after autogenous welding of these steels and the stress-assisted transformation of the reformed austenite contained in this alloy.

The residual stresses induced by welding were characterized by four different methods: the hole-drilling method, X-ray diffraction, neutron diffraction and the contour method. The state of stress was characterized in two different joints geometries, both using 410NiMo weld filler metal. The characterization was made before and after post-weld heat treatment. A stress distribution completely different of the stress distribution commonly found in structural steels was measured. Triaxial compression was found in the last bead with a maximum value of approximately 400 MPa. Tensile stress was measured around the heat-affected zone and just below the last weld layer. The low temperature martensitic transformation occurring during weld cooling (~300°C) explains this unusual stress distribution. The results also showed that the post-weld heat treatment commonly used in the industry is efficient in lowering residual stresses. A maximum stress of about 150 MPa was found after heat treatment.

The austenite formed during this post-weld heat treatment is mechanically unstable. The results presented in this thesis show that after fatigue crack propagation testing, all the reformed austenite found near the fracture surface has transformed to martensite under cyclic stress loading. These measurements made by X-ray diffraction are confirmed by low-cycle fatigue tests showing that the reformed austenite found in this alloy transforms gradually to martensite during strain cycling. The transformation is completed after 100 cycles. The fatigue crack growth behaviour of the tested alloys does not seem to be influenced by this phenomenon occurring at all values of stress intensity factor. The practical implications of this work on fabrication and repair of hydraulic turbines made of 13%Cr-4%Ni are also discussed in this thesis.

Keywords: martensitic stainless steel, fatigue, residual stress, welding

TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION	1
CHAPITRE 1 REVUE DE LITTÉRATURE.....	4
1.1 La fatigue	4
1.1.1 Généralités	4
1.1.2 Mécanique de rupture linéaire élastique	5
1.1.2.1 Théorie de Griffith.....	5
1.1.2.2 Relation avec l'énergie	6
1.1.2.3 Facteur d'intensité de contrainte et zone plastique.....	7
1.1.3 Propagation de fissure par fatigue	10
1.1.4 Comportement des fissures courtes.....	12
1.1.5 Concept de fermeture des fissures.....	15
1.1.6 Fatigue des assemblages soudés	16
1.1.6.1 Généralités	16
1.1.6.2 Concept de fermeture et fatigue des assemblages soudés	17
1.1.7 La fatigue-corrosion.....	18
1.2 Contraintes résiduelles induites par soudage	21
1.3 Effet des contraintes résiduelles sur la fatigue.....	24
1.3.1 Généralités	24
1.3.2 Effet des contraintes résiduelles sur la propagation des fissures.....	25
1.3.2.1 Généralités	25
1.3.2.2 ΔK_{eff}	26
1.3.2.3 Relaxation due à la propagation	27
1.3.2.4 Superposition linéaire des contraintes	28
1.3.3 Approche unifiée	29
1.3.4 Effet des contraintes résiduelles sur la fatigue-corrosion	30
1.4 Conclusion	31
CHAPITRE 2 ARTICLE 1 : RESIDUAL STRESS AND MICROSTRUCTURE IN WELDS OF 13%CR-4%NI MARTENSITIC STAINLESS STEEL	33
2.1 Introduction.....	34
2.2 Experimental approach	36
2.2.1 Material, welding procedure and heat treatment	36
2.3 Results.....	39
2.3.1 Microstructural characterization.....	39
2.4 Microhardness profiles.....	43
2.5 Residual stress measurements	45
2.5.1 Hole-drilling and X-ray diffraction	45
2.5.2 Contour method.....	47
2.6 Discussion.....	48
2.7 Conclusions	50

CHAPITRE 3	ARTICLE 2 : RESIDUAL STRESS CHARACTERIZATION IN LOW TRANSFORMATION TEMPERATURE 13%CR-4%NI STAINLESS STEEL WELD BY NEUTRON DIFFRACTION AND THE CONTOUR METHOD.....	52
3.1	Introduction.....	53
3.2	Experimental procedure	55
3.2.1	Material and welding parameters.....	55
3.2.2	Neutron diffraction	56
3.2.3	Contour method.....	58
3.3	Results.....	59
3.3.1	As-welded joint.....	59
3.3.1.1	Longitudinal stress.....	59
3.3.1.2	Transverse and normal stresses	60
3.3.2	Post-weld heat treated joint	62
3.4	Discussion.....	64
3.4.1	Effect of heat treatment	64
3.4.2	Effect of phase transformation.....	65
3.4.3	Comparison between neutron diffraction and the contour method	67
3.5	Conclusions.....	68
CHAPITRE 4	ARTICLE 3 : REFORMED AUSTENITE TRANSFORMATION DURING FATIGUE CRACK PROPAGATION OF 13%CR-4%NI STAINLESS STEEL	70
4.1	Introduction.....	71
4.2	Experimental procedure	72
4.2.1	Material.....	72
4.2.2	SEM characterization.....	74
4.2.3	X-ray diffraction reformed austenite measurements	76
4.2.3.1	Initial austenite percentage	76
4.2.3.2	Austenite percentage after fatigue crack propagation testing.....	77
4.2.4	Fatigue crack propagation testing.....	77
4.2.5	Low-cycle fatigue testing	78
4.3	Results.....	78
4.3.1	Fatigue crack propagation testing.....	78
4.3.2	SEM fractography.....	80
4.3.3	Austenite percentage after fatigue crack propagation testing.....	83
4.3.4	Low-cycle fatigue testing	86
4.4	Discussion.....	87
4.4.1	Austenite stability and crack propagation behaviour	87
4.4.2	Difference of behaviour at low SIF	88
4.4.3	Intergranular decohesion	89
4.5	Conclusions.....	90

CHAPITRE 5	DISCUSSION ET TRAVAUX FUTURS.....	92
5.1	Contraintes résiduelles induites par le soudage des aciers inoxydables martensitiques 13%Cr-4%Ni	92
5.1.1	Effet de la transformation de phase austénite-martensite.....	92
5.1.1.1	Contraintes longitudinales	92
5.1.1.2	Contraintes transversales et normales.....	93
5.1.2	Contraintes résiduelles et microstructure de la soudure et de la zone thermiquement affectée	94
5.1.3	Effet des paramètres de soudage utilisés	95
5.1.4	Considérations vis-à-vis la réparation et les contrôles non-destructifs	95
5.1.5	Effet du traitement de revenu	96
5.2	Instabilité de l'austénite de réversion et propagation des fissures.....	97
5.3	Fatigue-corrosion	98
5.4	Autres pistes de recherche et recommandations pour travaux futurs.....	99
5.4.1	Soudage sans traitement thermique de revenu.....	99
5.4.2	Soudage suivi d'un traitement thermique de revenu	100
CONCLUSION	102
LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....		104

LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau 2.1	Chemical composition of the base metal and the weldment36
Tableau 2.2	Welding parameters used in this study.....37
Tableau 3.1	Chemical compositions of base (BM) and weld (WM) metals.....56
Tableau 3.2	Welding parameters.....56
Tableau 3.3	Post-weld heat treatment parameters.....56
Tableau 4.1	Chemical composition as measured by optical emission spectroscopy, by combustion (for carbon and sulfur) and by inert gas fusion (for nitrogen)73
Tableau 4.2	Austenite grain size as measured by optical microscopy73
Tableau 4.3	Tensile properties of the tested alloys.....74
Tableau 4.4	Initial reformed austenite content of tested samples76
Tableau 4.5	XRD results on the fracture surface of FCP specimen at different ΔK84
Tableau 4.6	Calculated fraction of the X-ray signal emitted outside cyclic and monotonic plastic zones87

LISTE DES FIGURES

	Page
Figure 1.1	Schématisation d'une fissure.....6
Figure 1.2	Courbe de propagation da/dN.....11
Figure 1.3	Représentation du comportement des fissures courtes sur la courbe da/dN en fonction de ΔK . A et B : comportement de fissures courtes d'un point de vue métallurgique. C et D : comportement de fissures courtes d'un point de vue mécanique. E : comportement usuel d'une fissure longue13
Figure 1.4	Fissure courte du point de vue mécanique : la zone de plasticité de l'entaille englobe la fissure.14
Figure 1.5	Phénomène de dissolution anodique.19
Figure 1.6	Processus liés à la fragilisation à l'hydrogène en fatigue-corrosion.20
Figure 1.7	Propagation de fissures de fatigue-corrosion : les 3 différents types de comportement A) "Vraie" fatigue-corrosion B) Corrosion sous contrainte/fatigue.....21
Figure 1.8	Distribution type des contraintes résiduelles longitudinales dans les aciers doux et dans les alliages ne présentant pas de transformation de phase au refroidissement.23
Figure 1.9	Effet du traitement thermique de relaxation sur la vitesse de propagation de fissure d'un acier doux.27
Figure 2.1	Schematic showing the zones where the hole-drilling and X-ray diffraction measurements were taken.....37
Figure 2.2	Macrograph of the weld.39
Figure 2.3	Phase diagram showing the phases domain and their corresponding HAZ (taken from Folkhard [34])......41
Figure 2.4	Micrograph of the different HAZ.....41
Figure 2.5	Microstructure of the weld, HAZ and base metal (as-welded condition).42
Figure 2.6	Microhardness profiles in the last bead and the adjacent HAZ.....44
Figure 2.7	Residual stresses at the surface of the as-machined plate.45

Figure 2.8	Comparison of residual stresses measured by hole-drilling before and after heat treatment (a) Longitudinal stresses (b) Transverse stresses.....	46
Figure 2.9	Longitudinal stresses measured by the contour method.....	48
Figure 3.1	Weld cross-section polished and etched in the weld zone with neutron diffraction measurement locations indicated.....	55
Figure 3.2	Longitudinal residual stress distribution measured by neutron diffraction in the as-welded plate.....	60
Figure 3.3	Longitudinal residual stress distribution measured by the contour method in the as-welded plate.....	60
Figure 3.4	(a) Transverse and (b) normal residual stress distributions measured by neutron diffraction in the as-welded plate.....	61
Figure 3.5	Residual stress distribution before and after post-weld heat treatment.....	63
Figure 3.6	Yield strength of AISI 415 at different temperatures.....	64
Figure 3.7	Comparison between austenite $\{111\}$ signal intensity and longitudinal stress after welding.....	66
Figure 3.8	Comparison of residual stress profiles measured by neutron diffraction and by the contour method (longitudinal stress) at mid-thickness.....	67
Figure 4.1	Microstructures of the tested alloys (mag. 200x) (a) AISI 415 (b) CA6NM-A (c) CA6NM-B.....	74
Figure 4.2	Reformed austenite lamellae as observed on FE-SEM at high magnification (mag. = 30 000x) (a) AISI 415 (b) CA6NM-A (c) CA6NM-B.....	75
Figure 4.3	Fatigue crack growth behaviour of CA6NM and AISI 415 in air, R = 0.1.....	79
Figure 4.4	SEM fractographies of crack propagation specimens (crack propagation direction is from left to right) CA6NM-B near threshold at.....	80
Figure 4.5	SEM fractographies of crack propagation specimens (crack propagation direction is from left to right) $\Delta K = 8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (mag. = 100x) (a) AISI 415 (b) CA6NM-A (c) CA6NM-B.....	81
Figure 4.6	SEM fractographies of crack propagation specimens (crack propagation direction is from left to right) a) Intergranular decohesion in CA6NM-A (mag. = 45x) b) Onset of intergranular decohesion in CA6NM-B around $\Delta K = 6.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (mag. = 100x).....	82

Figure 4.7	SEM fractographies of crack propagation specimens (crack propagation direction is from left to right) AISI 415 at $\Delta K = 50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ a) mag. = 500x b) mag. = 1000x.....	83
Figure 4.8	Example of XRD spectrum (a) without any austenite peaks (obtained on 415_2 specimen at $\Delta K = 52 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) (b) with presence of reformed austenite (obtained on 415_1 specimen at $\Delta K = 4.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).....	85
Figure 4.9	Results of low-cycle fatigue: austenite percentage after strain-controlled fatigue cycling (deformation = 1% and 2%).	86

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Material
AWS	American Welding Society
BM	Base metal
CT	Compact tension (échantillons de propagation de fissure)
EDM	Electrical discharge machining
FCAW	Flux cored arc welding (Procédé de soudage à l'arc sous protection gazeuse active avec fil fusible)
FCG	Fatigue crack growth
FE	Finite element
FE-SEM	Field emission scanning electron microscope
GMAW	Gas metal arc welding (Procédé de soudage à l'arc sous protection gazeuse active avec fil fusible)
HAZ	Heat affected zone
HT	Heat treatment
ISO	International Standard Organization
LCF	Low cycle fatigue
LTT	Low temperature transformation
MIT	Massachussetts Institute of Technology
NDT	Non destructive testing
PWHT	Post-weld heat treatment
SAE	Society of Automotive Engineers
SAW	Submerged arc welding (Procédé de soudage à l'arc sous flux en poudre)

SEM	Scanning electron microscope
SIF	Stress intensity factor
SMAW	Shielded metal arc welding (Procédé de soudage à l'arc à l'électrode enrobée)
TIG	Procédé de soudage à l'arc sous protection gazeuse inerte à l'électrode de tungstène non fusible (Tungsten-inert gaz)
TRIP	Transformation induced plasticity
UNS	Unified numbering system
WM	Weld metal
XRD	X-ray diffraction
ZTA	Zone thermiquement affectée

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

A	Aire
A	Ampère
Å	Angström
a	Longueur de fissure
Ar	Argon
B	Épaisseur
C	Carbone
C	Constante de régression des courbes de propagation
c	Distance entre le milieu de la soudure et le début de la zone où les contraintes résiduelles deviennent en compression
Cl	Chlore
Cr	Chrome
Cu	Cuivre
d	Profondeur de pénétration des rayons-X
d50%	Diamètre médian
d90%	Valeur 90 per centile de la distribution des diamètres
da/dN	Vitesse de fissuration
d _{mean}	Diamètre moyen
E	Module d'élasticité
E'	Module d'élasticité
f	Demi-largeur de la zone de tension résiduelle
G	Changement d'énergie élastique par unité d'aire (dU _e /dA)
g	Gramme
G _{critique}	Changement d'énergie élastique par unité d'aire critique
G _{IC}	Changement d'énergie élastique par unité d'aire critique en mode I
GPa	Gigapascal
G _x	Fraction de l'intensité des rayons-X diffractés provenant d'une épaisseur x
h	Heures
H	Hydrogène
HV0.1	Unité de dureté Vickers dont la mesure a été prise avec un poids de 100 g
Hz	Hertz
I	Mode de sollicitation de traction perpendiculaire au plan de la fissure
K	Facteur d'intensité de contrainte
K _c	Facteur d'intensité de contrainte critique
K _{cl}	Facteur d'intensité de contrainte à la fermeture
K _I	Facteur d'intensité de contrainte en mode I
K _{IC}	Facteur d'intensité de contrainte critique en mode I
kJ	Kilojoule
K _{max} *	Facteur d'intensité de contrainte maximum
K _{max}	Valeur seuil de facteur d'intensité de contrainte maximale nécessaire à la propagation de fissure
K _{min}	Facteur d'intensité de contrainte minimum
K _{op}	Facteur d'intensité de contrainte à l'ouverture

K_r	Facteur d'intensité de contrainte relié aux contraintes résiduelles
K_α	Raie d'émission des rayons-X provenant de la désexcitation d'électrons du niveau atomique L vers le niveau K
L	Direction longitudinale
m	Constante de régression des courbes de propagation
m	Mètre
M_f	Température de fin de la transformation martensitique
mm	Millimètre
Mn	Manganèse
Mo	Molybdène
MPa	Mégapascal
M_s	Température de début de la transformation martensitique
N	Azote
N	Direction normale
N	Nombre de cycles à la rupture
Ni	Nickel
N_N	Durée de vie en nucléation de fissure en nombre de cycles
N_{P1}	Durée de vie en propagation de fissure courte en nombre de cycles
N_{P2}	Durée de vie en propagation de fissure longue en nombre de cycles
N_T	Durée de vie total en nombre de cycles
O	Oxygène
°C	Degré Celsius
P	Phosphore
ppm	Partie par million
R	Changement d'énergie de surface (dU_s/dA)
R	Ratio de contrainte ($\sigma_{min}/\sigma_{max}$)
r_p	Rayon de la zone plastique en aval de la fissure
rpm	Rotations par minute
r_x	Dimension maximale de la zone plastique dans le plan de la fissure
r_y	Dimension maximale de la zone plastique dans la direction perpendiculaire à la fissure
S	Soufre
S	Contrainte nominale
s	Seconde
Si	Silicium
T	Direction transversale
T	Composante de contrainte d'ordre supérieur (T-stress)
Ti	Titane
U_e	Énergie de déformation relâchée
U_s	Énergie de création de nouvelles surfaces
V	Vanadium
V	Volts
w_{beam}	Largeur du faisceau de rayons-X incident
$w_{excited}$	Largeur de la surface excitée
y	Distance latérale à partir du centre de la soudure

Y	Facteur de forme relié à la géométrie de la fissure
α	Ferrite
γ	Austénite
γ	Énergie de surface spécifique
γ_p	Énergie de déformation plastique
γ_{ref}	Austénite reformée lors du traitement de revenu
δ	Ferrite formée à haute température
ΔK	Facteur d'intensité de contrainte au seuil de propagation
ΔK_{eff}	Variation du facteur d'intensité de contrainte efficace
ΔK_{th}	Valeur seuil de la variation du facteur d'intensité de contrainte nécessaire à la propagation de fissure (approche unifiée)
$\Delta\sigma$	Variation de contrainte
ε	Déformation
ε_L	Déformation dans la direction longitudinale
ε_N	Déformation dans la direction normale
ε_T	Déformation dans la direction transversale
θ	Angle de diffraction
μ	Coefficient d'absorption des rayons-X
μm	Micromètre
ν	Coefficient de Poisson
σ	Contrainte
σ	Phase intermétallique (Fe,Cr) fragile se formant dans les aciers inoxydables
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Contraintes principales
σ_m	Contrainte résiduelle de tension longitudinale maximale dans les joints soudés d'acier doux
σ_m	Contrainte résiduelle de tension longitudinale maximale retrouvée dans l'assemblage
σ_{max}	Contrainte maximale
σ_{min}	Contrainte minimale
σ_{ry}^{stb}	Champ de contrainte résiduelle stabilisé
σ_x	Contrainte résiduelle longitudinale, dans l'axe de la soudure
σ_y	Contrainte parallèle à l'axe y
σ_y	Limite élastique

INTRODUCTION

Les turbines hydrauliques représentent le cœur des installations de production hydro-électriques. La durée de vie des roues d'eau, composante principale de ces turbines, est directement reliée à leur comportement en fatigue. Ces roues opèrent à des vitesses de l'ordre de 100 rpm et subissent des excitations pouvant être de l'ordre de 100Hz. À ces fréquences, le nombre de cycles qu'une roue peut subir pendant sa vie utile est de l'ordre de 10^{11} . Ces roues sont aujourd'hui fabriquées par soudage de trois parties principales (ceinture, aubes et couronne) qui elles, sont normalement des produits de fonderie. Les plus vieilles roues du parc d'Hydro-Québec sont composées de fonte ; l'acier doux coulé a ensuite remplacé la fonte dans la fabrication de ces roues : près du 2/3 du parc de roues d'Hydro-Québec est aujourd'hui en acier doux. Par la suite l'acier inoxydable martensitique de type CA6NM à 13% Cr et 4% Ni s'est imposé dans la fabrication des roues de turbines hydrauliques à travers le monde et ce depuis maintenant près de 30 ans. Aujourd'hui, seuls deux types d'aciers inoxydables martensitiques sont spécifiés dans les devis d'Hydro-Québec : le CA6NM et le CB6 (respectivement 13%Cr-4%Ni et 16%Cr-5%Ni). Pour le moment aucun manufacturier n'a utilisé le CB6 dans les contrats Hydro-Québec : toutes les nouvelles roues livrées depuis le milieu des années 80 ont été faites de CA6NM ou de son équivalent laminé l'acier inox AISI 415.

Ces roues étant aujourd'hui fabriquées et réparées par soudage, un traitement thermique de revenu post-soudage est réalisé après leur assemblage afin d'augmenter la ductilité de la martensite et afin de réduire les contraintes résiduelles de soudage. Par contre, vu la difficulté inhérente à sa réalisation, ce traitement thermique n'est pas effectué lors des réparations en place de ces roues. Ceci est vrai autant pour les réparations de fissures causées par la fatigue, que pour les réparations des dommages causés par la cavitation ou, plus rarement, pour les réparations des dommages causés par l'abrasion et les impacts.

C'est donc l'efficacité de ce traitement de revenu qui est au centre de la présente étude. L'objectif de cette thèse par article est essentiellement d'étudier l'effet du traitement thermique de revenu sur la fatigue des aciers inoxydables 13%Cr-4%Ni.

Cette relation entre le revenu et le comportement en fatigue n'est pas abordé directement mais plutôt en séparant l'effet du revenu en :

- effet sur les contraintes résiduelles ;
- effet sur la microstructure.

Ainsi la première partie de l'étude porte spécifiquement sur les contraintes résiduelles laissées après soudage et l'efficacité du revenu sur la relaxation de ces contraintes.

La deuxième partie de l'étude porte spécifiquement sur un des effets du revenu sur la microstructure soit l'effet de l'austénite de réversion formée lors du revenu sur la fatigue-propagation.

A priori, les contraintes résiduelles induites par le soudage semblent largement étudiées et, par conséquent, la présente étude pourrait paraître peu originale. Ceci serait vrai si l'alliage au cœur de cette étude ne possédait pas une particularité propre à certains aciers martensitiques, soit une basse température de transformation martensitique M_s (autour de 300°C). Cette transformation de phase à basse température change drastiquement la distribution des contraintes résiduelles après soudage par rapport à celle retrouvée dans un acier doux, un aluminium ou un acier inoxydable austénitique.

D'un autre côté, le choix d'étudier spécifiquement l'austénite de réversion découle de son instabilité mécanique à température ambiante. Cette instabilité l'amène à se transformer sous l'effet de déformation (effet "TRIP") ce qui a pour conséquence d'améliorer substantiellement la résilience des 13%Cr-4%Ni [10]. L'absence de revenu lors de réparations ou la réalisation

d'un revenu inadéquat lors de la fabrication ont comme première conséquence l'absence d'austénite de réversion.

La présente thèse se propose donc dans un premier temps de quantifier expérimentalement les contraintes résiduelles introduites par le procédé de soudage dans les aciers inoxydables 13%Cr-4%Ni et de vérifier l'effet du revenu sur celles-ci. Ce sujet est couvert dans les deux premiers articles publiés dans le cadre de ce projet qui correspondent aux chapitres 3 et 4 de cette thèse. Le premier de ces articles pose le problème en reliant contraintes résiduelles et microstructure. Le deuxième présente une caractérisation complète des contraintes résiduelles avant et après revenu par diffraction de neutrons et par la méthode du contour.

La dernière partie de la thèse étudie l'effet de l'austénite de réversion formée lors du traitement thermique sur le comportement en fatigue-propagation. L'article portant sur ce sujet, présenté au chapitre 5, s'attarde à vérifier la présence de l'effet TRIP lors de propagation de fissure de fatigue.

De cette étude des contraintes résiduelles et de l'austénite de réversion dans les aciers inox 13%Cr-4%Ni découlent des pistes d'amélioration du comportement en fatigue de ces alliages et donc par extension des roues de turbines hydrauliques elles-mêmes.

CHAPITRE 1

REVUE DE LITTÉRATURE

Le sujet de la présente étude découle directement de la principale cause de défaillance des roues soit la fatigue. Ainsi, l'étude des contraintes résiduelles et du comportement de l'austénite formée lors du revenu n'a d'intérêt que parce que ces deux aspects sont susceptibles d'influencer le comportement en fatigue des aciers inoxydables utilisés, en l'occurrence les 13%Cr-4%Ni.

Ainsi, la revue de littérature présentée dans ce chapitre ne traitera que de la fatigue afin d'introduire les concepts qui sous-tendent toute l'étude. La revue littéraire spécifique aux contraintes résiduelles induites par soudage dans les inox 13%Cr-4%Ni et à l'effet de l'austénite de réversion en fatigue est incluse dans les introductions de chacun des articles et ne sera pas reprise ici. Cette façon de faire permet de mieux camper le sujet de l'étude dans son contexte général et de limiter la répétition entre ce chapitre et les différents articles.

Ce chapitre présente donc dans un premier temps une revue générale sur le vaste sujet qu'est la fatigue. Une courte introduction sur les contraintes résiduelles causées par le soudage fait ensuite le lien avec une troisième section présentant les relations entre contraintes résiduelles et fatigue qui permet de mieux comprendre l'approche prise dans cette étude.

1.1 La fatigue

1.1.1 Généralités

Schijve [131] présentait il y a quelques années une histoire de la fatigue au 20^e siècle référencant les publications les plus marquantes du siècle passé. D'entrée de jeu il y est mentionné que plus de 100000 références sur la fatigue ont été retrouvées (au 20^e siècle) par Mann [73] par rapport à 100 au 19^e siècle. Cette constatation illustre bien l'importance que la fatigue, sujet d'étude nouveau au début du siècle, a revêtue pendant les derniers cents ans.

Pendant longtemps, le seul outil pour étudier la fatigue était la courbe S-N développée par Wöhler à la fin du 19^e siècle. Une approche plus rationnelle faisant appel aux concepts de la mécanique de rupture a été introduite dans les années soixante. Ces deux approches ont générées deux philosophies pour traiter la fatigue lors de la conception :

- l'approche de la durée de vie assurée se basant sur l'amorçage, soit les courbes S-N et ϵ -N ;
- l'approche de tolérance au dommage se basant sur la mécanique de rupture.

C'est cette dernière approche qui sera utilisée pour la présente étude et qui sera détaillée dans la section qui suit. Ce choix est dicté par la présence de défauts inhérents au soudage de grands ensembles (qui peuvent être traités comme des fissures) et au net avantage que représente l'approche de tolérance au dommage qui permet, contrairement à l'approche de vie assurée, de relier inspection et calcul de durée de vie restante.

1.1.2 Mécanique de rupture linéaire élastique

1.1.2.1 Théorie de Griffith

Avant de parler de propagation de fissure par fatigue il est important de définir les termes de base et de comprendre leur origine. Griffith a développé au début du siècle une théorie basée sur l'énergie qui a servi de base à la mécanique de rupture aujourd'hui utilisée dans la philosophie de tolérance aux dommages [39]. Griffith proposa que pour qu'une fissure puisse se propager dans un matériau élastique, la baisse d'énergie potentielle (due à la perte d'énergie élastique emmagasinée et au travail fait par la charge externe) doit être égale à l'augmentation d'énergie de surface résultant de la présence d'une fissure. Cette approche, basée sur le comportement élastique du matériau peut aussi être étendue aux matériaux communs dans lesquels on retrouve aussi une déformation plastique.

1.1.2.2 Relation avec l'énergie

Pour illustrer la théorie de Griffith, prenons une plaque d'épaisseur B comme celle de la Figure 1.1. La question fondamentale que Griffith posa est : sous quelle condition une fissure propagera-t-elle ? La réponse met en relation l'énergie de déformation relâchée (U_e) et l'énergie de création des nouvelles surfaces (U_s).

Les équations de base définissant ces deux termes étant :

$$U_e = \frac{\pi\sigma^2 a^2 B}{E'} \quad (1.1)$$

$$U_s = 4aB\gamma \quad (1.2)$$

dans lesquelles γ représente l'énergie de surface spécifique, E' est le module d'élasticité (généralisé aux états de contrainte et de déformation plan) et σ est la contrainte appliquée, a est la longueur de la fissure et B représente l'épaisseur de la plaque (voir Figure 1.1).

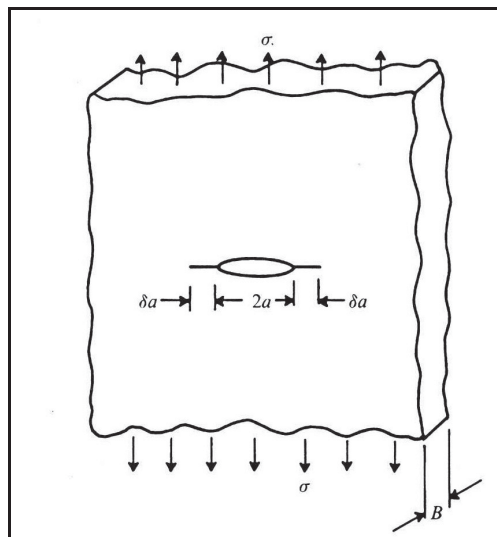


Figure 1.1 Schématisation d'une fissure dans une plaque.

Tirée de Suresh (1998, p.284 [136])

De ces équations de base, on en vient à définir R , le changement d'énergie de surface (dU_s/dA) par unité d'aire ainsi que G , le changement d'énergie élastique par unité d'aire (dU_e/dA).

$$R = 2\gamma \quad (1.3)$$

$$G = \frac{\pi\sigma^2 a}{E'} \quad (1.4)$$

À l'équilibre $G = 2\gamma = R$. Cette équation définit aussi le $G_{critique}$ au-dessus duquel la fissure propagera. Il est important de noter que G et $G_{critique}$ sont différents en ce sens que G provient de la mécanique tandis que $G_{critique}$ est une propriété propre du matériau. On réfère à ce taux critique de relâchement d'énergie de déformation par G_{IC} le I référant au mode de propagation de fissure en déformation plane (soit lorsque la déformation dans une des trois dimensions est nulle).

Comme on l'a vu, G_{IC} est égal à 2γ pour les matériaux élastiques. Pour les matériaux se déformant plastiquement on devra ajouter un terme supplémentaire, l'énergie de déformation plastique (γ_p), terme qui est beaucoup plus grand que γ [49] :

$$G_{IC} = 2(\gamma + \gamma_p) \quad (1.5)$$

Même si la valeur de γ_p est inconnue, on peut tout de même déterminer G_{IC} en mesurant expérimentalement le début de la propagation d'une fissure de géométrie connue.

1.1.2.3 Facteur d'intensité de contrainte et zone plastique

Irwin [50] nota que la contrainte locale près d'une fissure est reliée au produit de la contrainte nominale avec la racine carrée de la moitié de la longueur de la fissure.

Cette relation définissant le facteur d'intensité de contrainte K peut s'écrire pour une fissure élastique dans une plaque infinie :

$$K = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (1.6)$$

Le facteur K ne dépend que de la charge appliquée et de la géométrie de la fissure. Notons au passage que K est directement relié à G selon :

$$G = \frac{K^2}{E'} \quad (1.7)$$

Le facteur d'intensité de contrainte limite K_c pour lequel une fissure se propagera de façon catastrophique (dénomé K_{IC} lors que le chargement est en mode I) peut être déterminé expérimentalement.

Irwin [50] dérivait l'état de contrainte au voisinage immédiat de la fissure à partir des équations de Westergaard [150] pour le mode de sollicitation monotone de traction perpendiculaire au plan de la fissure (mode I) :

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{(2\pi r)^{0.5}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (1.8)$$

$$\sigma_2 = \frac{K_I}{(2\pi r)^{0.5}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (1.9)$$

$$\sigma_3 = \frac{K_I}{(2\pi r)^{0.5}} \cos \frac{\theta}{2} \left(\sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) \quad (1.10)$$

où r et θ sont les coordonnées polaires d'un point en avant de la fissure, σ_1 , σ_2 et σ_3 représentent les contraintes principales et K_I est le facteur d'intensité de contrainte en mode I.

En contrainte plane (soit pour un état de contrainte dans lequel la contrainte dans une des trois dimensions est nulle), on obtiendra dans le plan de la fissure, soit pour $\theta = 0$:

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{(2\pi r)^{0.5}} \quad (1.11)$$

En traction, lorsque la contrainte σ_1 atteint la limite élastique (σ_y) du matériau, il y a alors plastification en fond de fissure telle que :

$$\sigma_1 = \sigma_y = \frac{K_I}{(2\pi r)^{0.5}} \quad (1.12)$$

et donc toujours en contrainte plane :

$$r = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_y^2} \quad (1.13)$$

Pour le cas de la déformation plane on obtient :

$$r = \frac{K_I^2}{6\pi\sigma_y^2} \quad (1.14)$$

Irwin introduisit ainsi le rayon d'une zone plastique en fond de fissure r . Ce concept servira de lien essentiel entre la mécanique de rupture et la métallurgie pour expliquer le comportement des matériaux en fatigue. En réalité, la forme de la zone plastique est plus complexe.

Dans leur ouvrage, Bathias et Baïlon [7] avancèrent que le modèle le plus réaliste dans le cas du mode I de sollicitation serait celui proposé par Levy et al. [66] selon lequel en déformation plane :

$$r_y = 0,15 \frac{K_I^2}{\sigma_y^2} \quad (1.15)$$

$$r_x = 0,036 \frac{K_I^2}{\sigma_y^2} \quad (1.16)$$

où r_y représente la dimension maximale de la zone plastique dans la direction perpendiculaire à la fissure et r_x représente la dimension maximale de la zone plastique dans le plan de la fissure i.e. en avant de celle-ci; σ_y est la limite élastique du matériau tandis que K_I est le facteur d'intensité de contrainte en mode I.

1.1.3 Propagation de fissure par fatigue

La propagation est usuellement divisée en trois stades, bien illustrés par la courbe développée par Paris et al. [105] reliant la vitesse de propagation de la fissure (da/dN) au facteur de concentration de contrainte K (Figure 1.2). La variation du facteur de concentration de contrainte ΔK est donné par :

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (1.17)$$

où Y représente un facteur de forme relié à la géométrie et au type de chargement, a représente la longueur de la fissure tandis que $\Delta \sigma$ représente la variation de contrainte $\sigma_{max} - \sigma_{min}$. Il est usuel de considérer dans cette approche que la fissure n'est pas active lorsque la contrainte est en compression. Donc si σ_{min} est négatif, on considère $\sigma_{min} = 0$.

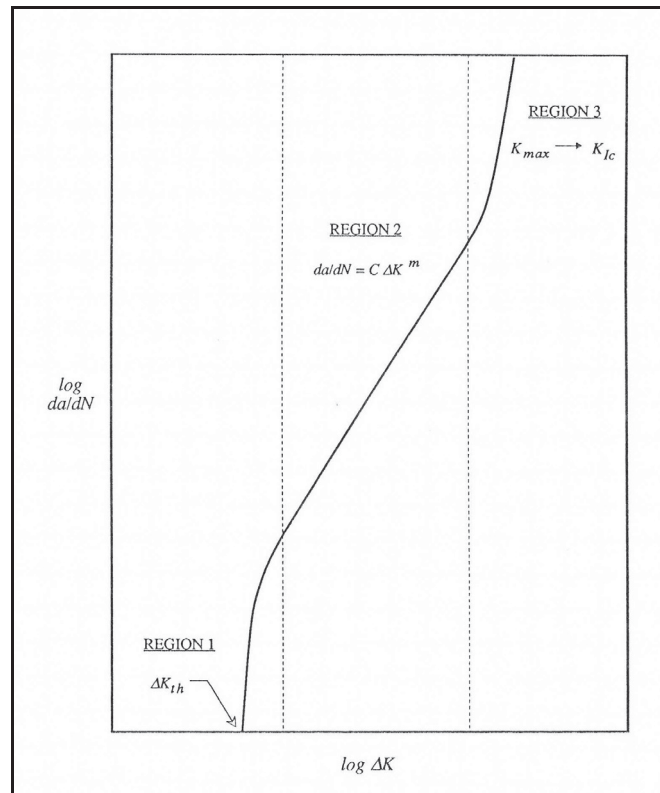


Figure 1.2 Courbe de propagation da/dN en fonction de ΔK .

Tirée de Mohanan (1995, p.28 [79])

Le premier stade débute lorsque le seuil de propagation, ΔK_{th} est dépassé. Ce seuil représente la valeur de ΔK pour laquelle une fissure ne propagera pas. Le deuxième stade est caractérisé par une relation linéaire (en représentation graphique log-log) de la vitesse de propagation versus ΔK . Cette relation peut être écrite :

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad (1.18)$$

où da/dN représente la vitesse de fissuration normalement exprimée en mm/cycle, C et m étant des constantes du matériau.

Le troisième stade voit la vitesse de propagation tendre vers l'infini à une certaine valeur de ΔK . Cette valeur de ΔK est théoriquement proche de la ténacité du matériau (K_c ou K_{Ic} pour le mode I de propagation), pour laquelle la fissure se propage de façon brusque.

Deux singularités de la propagation des fissures se doivent ici d'être abordées : le comportement de fissures courtes qui déroge du modèle de propagation proposé par Paris et le concept de fermeture de fissure qui permet d'expliquer plusieurs phénomènes liés à la propagation de fissures.

1.1.4 Comportement des fissures courtes

Une particularité importante de la propagation des fissures est le comportement des fissures courtes qui s'éloigne du modèle de propagation de Paris. Il a en effet été remarqué que pour une même valeur de ΔK les petites fissures se propageaient plus rapidement que les longues fissures. Les fissures courtes sont aussi capables de croître en deçà du seuil de propagation observé pour les fissures longues. La Figure 1.3 présente les comportements possibles des fissures courtes en comparaison avec le comportement des fissures longues (ligne pleine). On distingue normalement deux types de comportement de fissures courtes : les fissures courtes du point de vue microstructural et les fissures courtes du point de vue mécanique. La plupart des fissures courtes du point de vue microstructural sont aussi courtes du point de vue mécanique, mais l'inverse n'est pas vrai.

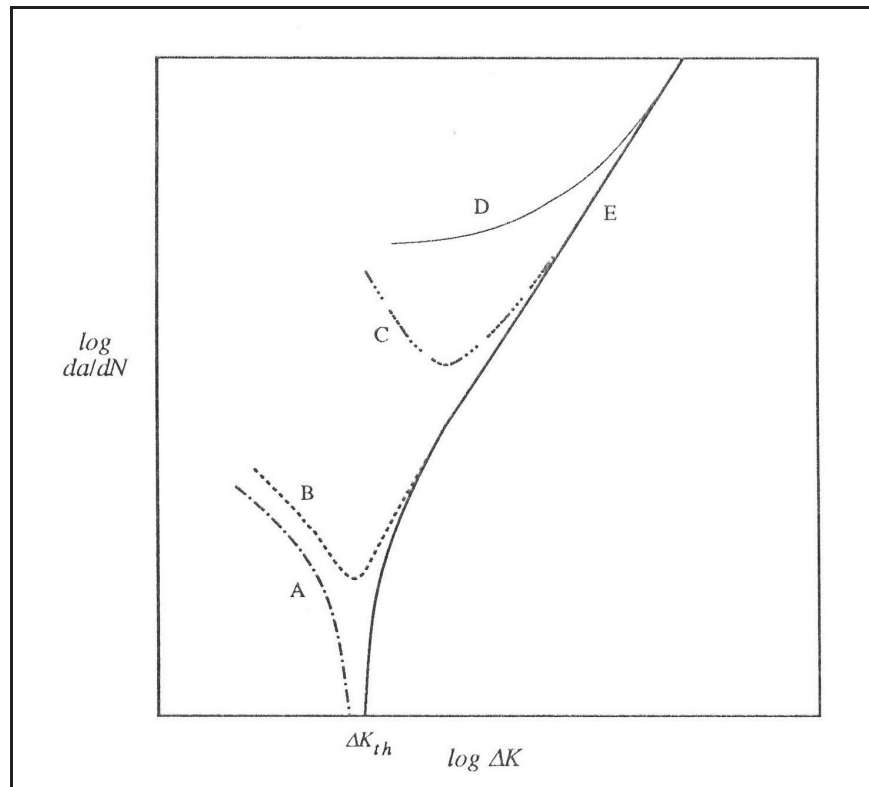


Figure 1.3 Représentation du comportement des fissures courtes sur la courbe da/dN en fonction de ΔK . A et B : comportement de fissures courtes d'un point de vue métallurgique. C et D : comportement de fissures courtes d'un point de vue mécanique. E : comportement usuel d'une fissure longue.
Tirée de Mohanan (1995, p.29 [79])

Lorsque les fissures sont courtes par rapport à la microstructure du matériau dans lequel elles évoluent (typiquement la taille de grain), la zone de plasticité associée à cette fissure peut être de l'ordre de quelques grains (voire d'un seul). Ce type de fissure peut propager de façon plus rapide puis s'arrêter à cause d'un obstacle (souvent au joint de grain). La vitesse de propagation de ce type de fissure est souvent plus rapide que ce qui serait extrapolé par la courbe de Paris obtenue à partir de fissures longues. Plusieurs raisons ont été mises de l'avant pour expliquer le comportement de ce type de fissures courtes, entre autres : les propriétés particulières d'un grain par rapport à l'ensemble [51, 57, 58, 80], les interactions de la fissure avec les joints de grains [106, 146, 149], l'orientation favorable des plans de glissement suite à l'amorçage [12, 16, 33, 38].

Les fissures courtes d'un point de vue mécanique sont, soit celles qui évoluent dans un champ de plasticité dû à une entaille, soit celles dont la zone de plasticité est du même ordre de grandeur que leur taille [78]. La Figure 1.4 représente bien la première de ces possibilités. Leis [65] a donc proposé comme critère la longueur de la zone de plasticité d'entaille. Pour le premier type (les fissures évoluant dans un champ plastique dû à une entaille voisine), l'argument le plus souvent utilisé est que la vitesse élevée de propagation due à la discontinuité mécanique (entailles) diminuera au fur et à mesure que la fissure avance (lorsque a augmente). En effet le gradient des contraintes est tel que l'effet d'entaille décroît rapidement. Lorsque la fissure sort de la zone d'influence de l'entaille, la fissure ne se propage que sous l'influence de sa propre plasticité et elle peut, si cette dernière n'est pas suffisante, devenir non-propageante.

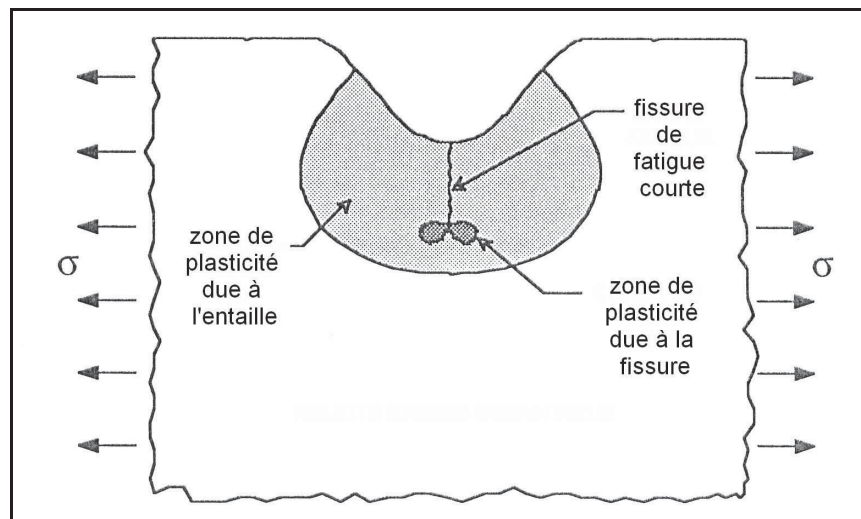


Figure 1.4 Fissure courte du point de vue mécanique : la zone de plasticité de l'entaille englobe la fissure.
Adaptée de Mohanan (1995, p.29 [79])

Dans le deuxième cas, soit celui des fissures courtes d'un point de vue mécanique pour lesquelles la zone plastique en fond de fissure représente une fraction importante de leur taille (parfois le ratio r_p/a est près de l'unité), deux explications sont fournies par la littérature. La première explique les vitesses plus élevées de ces fissures par un développement facilité des zones de plasticité en fond de fissure dans le cas des fissures

courtes [20, 116]. Dans ce cas, la mécanique de rupture linéaire élastique ne serait plus en mesure de bien caractériser l'état de contrainte-déformation en fond de fissure. La deuxième explication met en cause le paramètre T (T-stress) composante d'ordre supérieur découlant des équations de Westergaard. Ce paramètre peu influent pour les fissures longues prendrait pour les fissures courtes beaucoup plus d'importance [68, 136]. Il faudrait introduire ce paramètre dans les analyses afin de mieux expliquer les vitesses de propagation retrouvées pour ce type de fissure.

1.1.5 Concept de fermeture des fissures

Elber [29, 30] fut le premier à constater qu'une fissure pouvait être fermée sous une contrainte de tension. Il expliqua ce phénomène par la déformation plastique laissée lors de la progression antérieure de la fissure et les contraintes résiduelles qui en résultent. D'autres mécanismes de fermeture de fissure ont plus tard été proposés : la fermeture causée par la présence de débris de corrosion [104] et la fermeture causée par la rugosité [147]. Ce phénomène influe sur les formules de mécanique de rupture en altérant le ΔK . En effet la fermeture de fissure implique que les surfaces de la fissure se retouchent alors qu'une contrainte est toujours appliquée i.e. que la force n'est pas encore de retour à zéro. Dans le cas d'un chargement zéro-tension (ratio $\sigma_{min}/\sigma_{max} = 0$), le recollement des surfaces de rupture redistribue la contrainte et fait en sorte que la contrainte vue par le matériau en fond de fissure revient à zéro plus rapidement que la contrainte appliquée.

Par définition, ΔK étant relié à $\sigma_{max} - \sigma_{min}$, on constate que, si la fissure se referme pour une valeur de σ_{min} plus élevée, ΔK devient plus petit. Une amplitude efficace du facteur d'intensité de contrainte est alors défini selon :

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \quad (1.19)$$

K_{max} est le facteur d'intensité de contrainte maximale subi par la fissure et K_{op} ("op" pour "opening") est défini comme le facteur d'intensité de contrainte pour lequel la fissure

redevient ouverte. À noter qu'on ne fait généralement pas de différence entre l'ouverture de la fissure lors de la montée de la charge et la fermeture de la fissure lors de la décharge, i.e. le K_{op} est équivalent au K_{cl} ("cl" pour "closure"). Les effets de la fermeture sont plus importants à des ratios $\sigma_{min}/\sigma_{max}$ qui tendent vers 0 car plus le σ_{min} (et donc le K_{min}) est élevé plus le K_{min} se rapproche de la valeur de K_{op} .

Le mécanisme de fermeture est maintenant considéré comme le premier responsable de plusieurs phénomènes liés à la propagation des fissures [41] :

- effet du ratio R ($\sigma_{min}/\sigma_{max}$) sur le seuil de propagation et sur le taux de propagation ;
- effet du vide, de l'air, de l'hydrogène et de l'environnement corrosif ;
- effet de la microstructure sur la forme du chemin suivi par la fissure ;
- effet de surcharge et de sous-charge ;
- accélération du taux de propagation des micro-fissures.

1.1.6 Fatigue des assemblages soudés

1.1.6.1 Généralités

La présente étude ayant comme objectif de cerner certains des paramètres importants de la fatigue des soudures d'acier inoxydable 13%Cr-4%Ni, il est important de brièvement présenter comment ce sujet a évolué au cours des années. La fatigue des assemblages soudés a en effet depuis longtemps été considérée un peu à part. Quelques particularités influençant le comportement en fatigue sont associées aux joints soudés : microstructure hétérogène, contraintes résiduelles, concentration de contrainte due à la forme du cordon, nombreuses discontinuités liées au procédé (inclusions, porosités, etc.).

Gurney [42] publia en 1969 un ouvrage traitant uniquement du problème de la fatigue des structures soudées. L'arrivée de la mécanique de rupture amena l'auteur à publier une deuxième édition en 1979 (malgré tout la majeure partie du livre concerne l'approche des courbes S-N). L'idée reçue que la période d'amorçage est, la plupart de temps, inexistante

pour les soudures y est présentée. Il est postulé que toute soudure contient une discontinuité qui fait office de fissure. La dernière édition du livre de Maddox [70], datant de 1991, reprenait le même postulat, mais Lawrence [60-63] a contesté cette généralisation en mentionnant entre autres que les soudures légères retrouvées dans le domaine automobile possèdent une vie d'amorçage qui ne peut être négligée dans le calcul de la durée de vie. Il sépara donc la vie totale (N_T) en durée de vie de nucléation (N_N), de propagation de fissure courte (N_{P1}) et de propagation de fissure longue (N_{P2}) (la transition de fissure courte à fissure longue se situant entre $50\mu\text{m}$ à $100\mu\text{m}$). Il est pertinent de garder en tête qu'il existe en effet plusieurs procédés de soudage et qu'il est dangereux de parler de fatigue des soudures sans faire de distinction. Une étude de Singh et al. [134] a utilisé cette approche pour vérifier l'importance du manque de fusion sur la vie en fatigue de soudure en T d'acier inoxydable 304L faite au TIG. Ils ont en effet trouvé que la vie d'amorçage (i.e. dans ce cas la durée de vie avant qu'une fissure de $0,5\text{mm}$ n'apparaisse) pouvait représenter une bonne fraction de la vie totale.

1.1.6.2 Concept de fermeture et fatigue des assemblages soudés

Verreman utilisait déjà en 1985 le mécanisme de fermeture des fissures pour expliquer le comportement des fissures courtes dans les soudures [144]. Hou et Lawrence [44] ont ajouté au modèle de plasticité en fond de fissure développé par Newman [81, 82] l'influence d'une entaille à partir de laquelle la fissure émanerait. Ce modèle, basé sur les éléments finis, permettrait de calculer pour les soudures la fermeture de fissure, donc le ΔK_{eff} . Ce modèle tente d'inclure les contraintes résiduelles en superposant les déplacements donnés par le modèle aux déplacements des lèvres de la fissure causés par une distribution donnée de contraintes résiduelles. Nous le verrons plus tard, ce concept de fermeture est souvent utilisé pour expliquer l'effet des contraintes résiduelles de soudage sur la vitesse de propagation des fissures dans les soudures.

1.1.7 La fatigue-corrosion

L'effet de l'environnement dans lequel le chargement cyclique a lieu est une variable fondamentale qui est souvent oubliée. La synergie entre les phénomènes de corrosion et le chargement cyclique amène souvent des vitesses de propagation plus élevées et des durées d'amorçage plus courtes. Tout comme la fatigue, la fatigue-corrosion est souvent séparée en trois stades : amorçage, propagation et propagation brutale. Dans le stade d'amorçage, la corrosion par piqûration entre en compétition avec la fatigue-corrosion. Le mode de rupture serait gouverné par le plus rapide des deux mécanismes : si la corrosion est plus rapide, l'amorçage se fera par formation d'une piqûre. Si la fatigue est plus rapide l'amorçage classique aura lieu.

À l'intérieur du stade de propagation, on sépare aussi le comportement des fissures courtes des fissures longues. La différence entre le comportement des fissures courtes et celui des fissures longues peut être amplifiée en fatigue-corrosion vu que la cinétique de corrosion peut être ralentie dans les fissures longues par rapport aux fissures courtes. Ainsi, si les mécanismes prédominants de fatigue-corrosion sont régis par les phénomènes de transport d'ions dans l'eau, les fissures courtes pourront propager plus rapidement que les fissures longues car elles se situent plus près de la surface, i.e. près de la source d'ions frais.

Mais revenons ici aux mécanismes de base de la fatigue corrosion, on explique la propagation de fissure sous fatigue-corrosion à l'aide de deux mécanismes distincts : la dissolution anodique et la fragilisation à l'hydrogène. La dissolution anodique, aussi appelée modèle de dissolution/repassivation, lie l'augmentation de la vitesse de propagation observée en fatigue-corrosion à la dissolution du métal dont le film protecteur est brisé par le chargement. La Figure 1.5 présente le cycle fracture-dissolution-repassivation relié à ce phénomène.

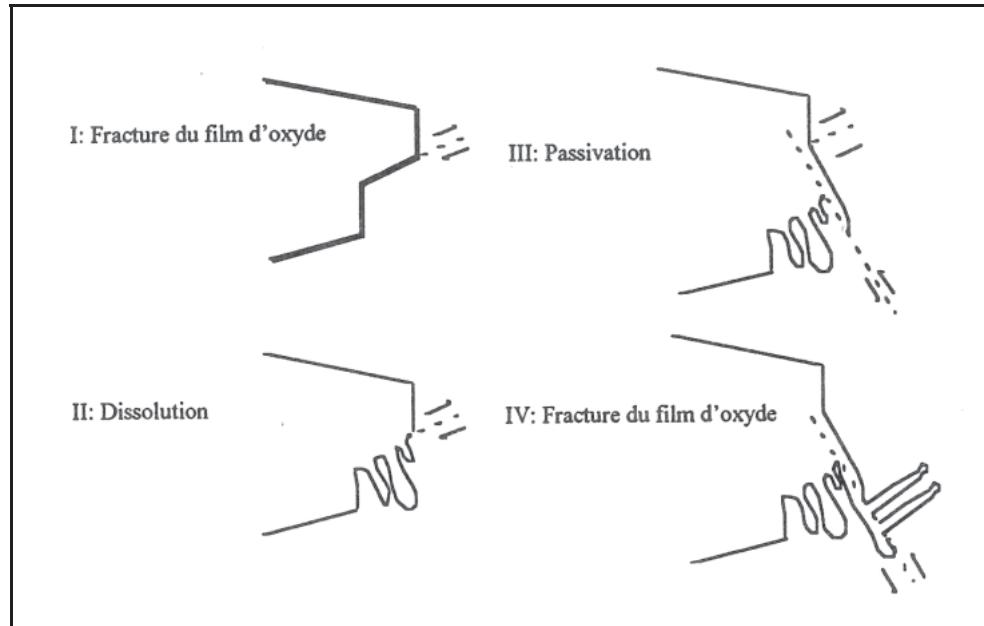


Figure 1.5 Phénomène de dissolution anodique.

Tirée de Bathias et Bailon (1997, p.380 [7])

La fragilisation à l'hydrogène est reliée à la génération d'hydrogène causée par l'interaction entre les nouvelles surfaces créées avec le milieu. Ces surfaces aux propriétés surfaciques différentes des surfaces en amont réagiront avec le milieu (par exemple les nouvelles surfaces d'acier inoxydable ne sont pas passivées et sont donc beaucoup plus réactives). Un fréquent produit de ces réactions chimiques est l'hydrogène. Cet hydrogène entre dans le réseau cristallin et diffuse par la suite dans les zones les plus contraintes i.e. en fond de fissure où il fragilise les liaisons et facilite la rupture mécanique. Selon le cas, l'étape limitante, i.e. l'étape qui contrôlera la cinétique, peut être la production d'hydrogène ou la diffusion de l'hydrogène. Il est à noter que l'hydrogène peut aussi déjà être présent dans le métal. Il peut en effet s'être introduit lors des procédés de fabrication (soudage, placage, etc). La Figure 1.6 présente une schématisation des différents processus reliés à la fragilisation par hydrogène.

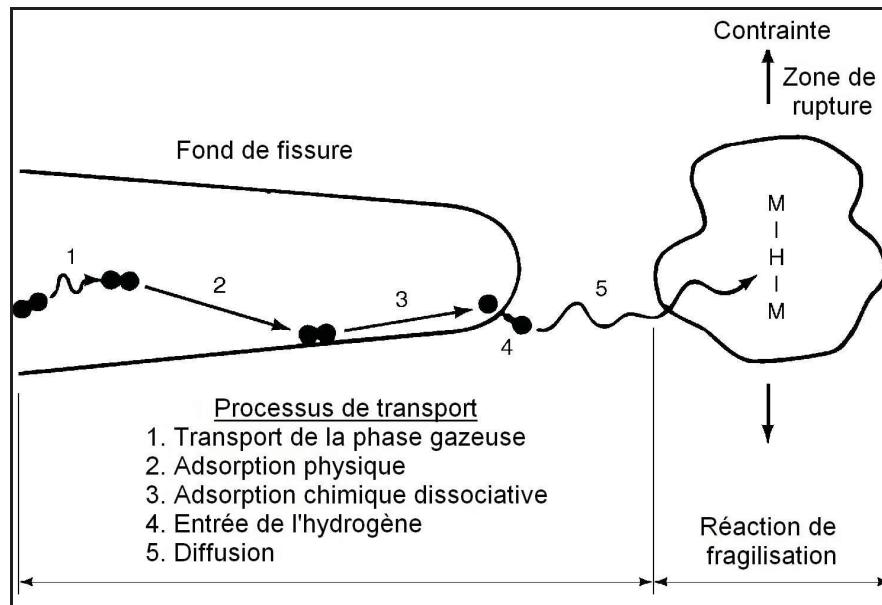


Figure 1.6 Processus liés à la fragilisation à l'hydrogène en fatigue-corrosion.

Adaptée de Pao (1996, [103])

Dans un article sur la fatigue-corrosion d'un acier inoxydable biphasé, Makhoul et al. [72] citant les travaux de Magnin et al. [71], mentionnaient que si le K_{max} est plus grand que le seuil de propagation en corrosion sous contrainte (K_{ISCC}), la corrosion jouera un rôle important lors de la propagation en fatigue. Sinon, l'environnement n'aura aucune influence sur la propagation des fissures.

Une autre position est présentée par Combrade [23] qui sépara quant à lui la fatigue-corrosion des aciers inoxydables selon trois types de comportements, présentés à la Figure 1.7. Deux de ces comportements sont influencés par la corrosion sous contrainte (courbes B et C de la Figure 1.7) et un ne l'est pas (courbe A de la Figure 1.7). Ce dernier comportement est d'ailleurs souvent appelé la "vraie" fatigue-corrosion.

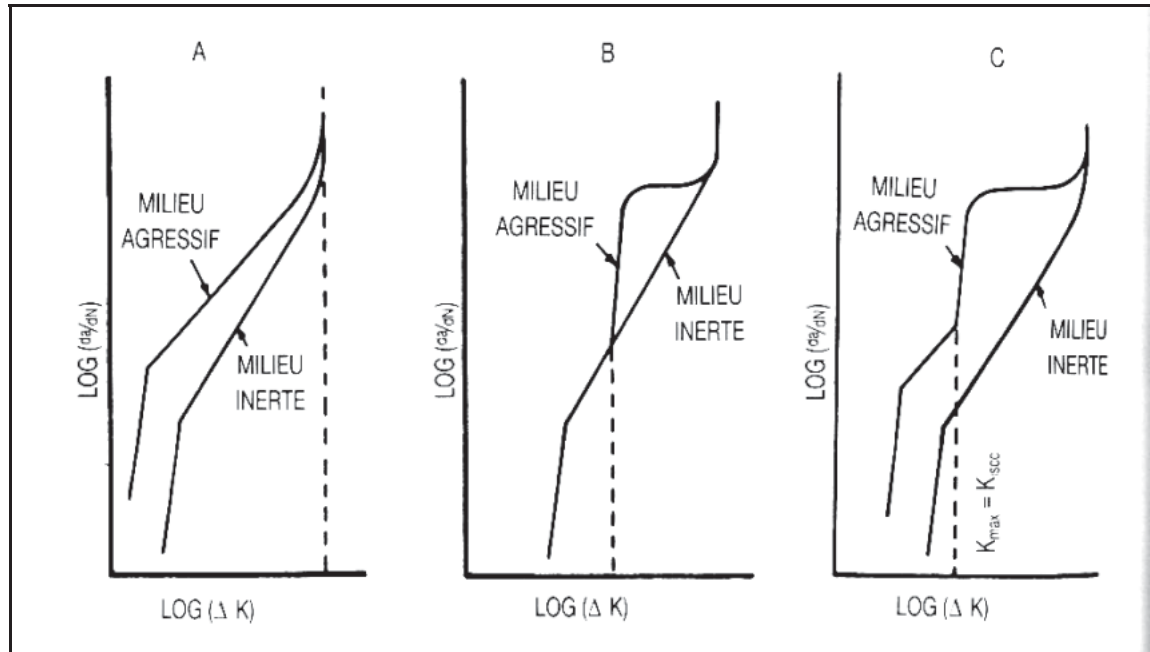


Figure 1.7 Propagation de fissures de fatigue-corrosion : les 3 différents types de comportement A) "Vraie" fatigue-corrosion B) Corrosion sous contrainte/fatigue C) Combinaison de "vraie" fatigue-corrosion et de corrosion sous contraintes/fatigue.

Tirée de Combrade (1990, p. 400 [23])

Une autre observation qui va à l'encontre de la position de Magnin est le fait que les vitesses de propagation dans le vide sont plus faibles que dans l'air pour la plupart des matériaux. Pour expliquer ceci, il faudrait selon la position de Magnin que la plupart des matériaux soient susceptibles à la corrosion sous contrainte dans l'air.

1.2 Contraintes résiduelles induites par soudage

Avant de parler de l'influence des contraintes résiduelle sur la fatigue il est important de comprendre d'où proviennent ces contraintes. Comme le procédé de soudage est celui qui nous intéresse, il est important de rappeler qu'un effort considérable a été effectué par les russes au milieu du siècle afin de caractériser et tenter de prédire les distorsions et des contraintes résiduelles reliées aux procédés de soudage. Deux volumes traduits témoignent de ces travaux : Okerblom [98] et de Vinokurov [145]. Ces ouvrages contiennent plusieurs formules analytiques permettant de calculer les contraintes résiduelles dans divers types de

joints. Ils forment la base de la compréhension des mécanismes de formation des contraintes résiduelles. Un autre ouvrage de référence important sur le sujet est celui de Masubuchi [76] qui résume les travaux faits par le MIT sur le sujet dans les années 60 et 70. Des ouvrages complets ont depuis paru sur le sujet [1, 32, 112]. Des normes d'évaluation des défauts dans les structures incluent aujourd'hui des formules de calculs des distributions de contraintes résiduelles dues au soudage qui permettent de tenir compte de ces contraintes dans les calculs visant à prévenir les ruptures catastrophiques [14, 15].

De façon plus succincte, Nitschke-Pagel et Wohlfart [84] présentèrent les paramètres qui contribuent le plus à la génération des contraintes résiduelles. Ils ont souligné deux mécanismes prédominants : la contraction encastrée de la zone chaude et l'expansion encastrée des phases formées lors du refroidissement. Avec ces deux mécanismes élémentaires, toute distribution de contraintes résiduelles pourrait être déterminée si on connaît les conditions de refroidissement et les propriétés du matériau. Ils soulignèrent que les conditions de bridage du cordon de soudage sont critiques au développement des contraintes résiduelles. Ces conditions sont données par le ratio entre les dimensions de la zone chaude par rapport à la zone froide et non pas par les dimensions absolues de la pièce.

Le premier mécanisme, soit la contraction encastrée de la zone chaude lors du refroidissement a fait l'objet de plusieurs recherches autant du côté expérimental que du côté de la modélisation. Aujourd'hui des outils de simulation par éléments finis modernes permettent de calculer les contraintes résiduelles résultant du procédé de soudage en modélisant le procédé de soudage lui-même. Le présent rapport ne couvrira pas les aspects de modélisation des contraintes résiduelles dues au soudage, cet aspect représente un champ d'étude complet en lui-même.

Il est par contre pertinent de présenter la distribution usuelle attendue dans une soudure bout-à-bout en acier doux. Ce type de distribution est aussi retrouvé dans les alliages ne présentant pas de transformation de phase lors du refroidissement tels que les aluminiums et les aciers

inoxydables auténitiques. Cette distribution schématisée à la Figure 1.8 peut-être paramétrée selon [141] :

$$\sigma_x(y) = \sigma_m \left[1 - \left(\frac{y}{f} \right)^2 \right] \exp \left[-0.5 \left(\frac{y}{f} \right)^2 \right] \quad (1.20)$$

où σ_x représente la contrainte longitudinale, σ_m la contrainte résiduelle de tension longitudinale maximale retrouvée dans l'assemblage, y la distance latérale à partir du centre de la soudure et f est la demi-largeur de la zone de tension résiduelle.

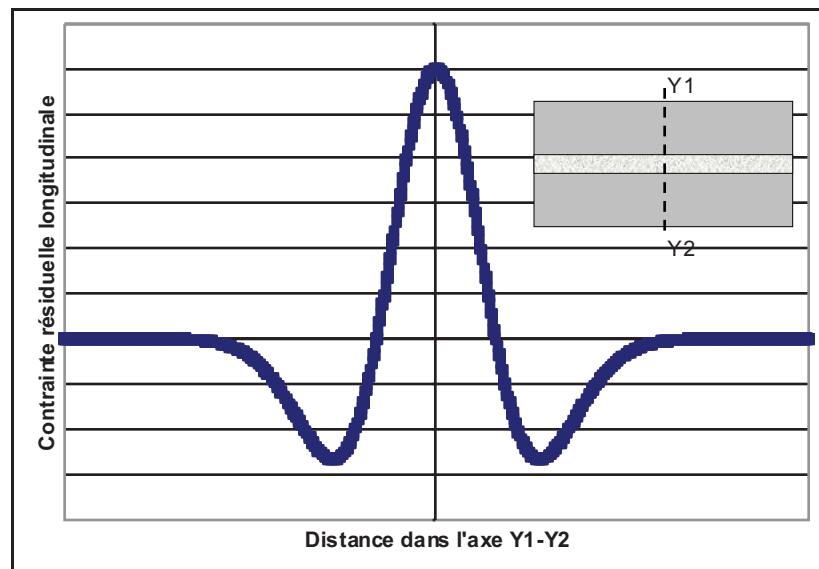


Figure 1.8 Distribution type des contraintes résiduelles longitudinales dans les aciers doux et dans les alliages ne présentant pas de transformation de phase au refroidissement.

Le deuxième mécanisme identifié par Nitschke-Pagel et Wohlfart, soit l'expansion encastrée des phases formées lors du refroidissement, est particulièrement important dans le cas des aciers inoxydables martensitiques de type 13%Cr-4%Ni. Ce phénomène a suscité beaucoup d'intérêt pour la conception de fils de soudage laissant la soudure en compression résiduelle. Martinez et Liu [74, 75] ont montré, lors d'étude sur des aciers inoxydables contenant 10% à 12 % chrome et des pourcentages de nickel et de manganèse, qu'une température de début de transformation martensitique (M_s) inférieure à 450°C se traduisait par des contraintes

résiduelles de compression dans la soudure. Ils ont de plus montré qu'il existe une relation directe entre la température du M_s et l'amplitude des contraintes résiduelles de compression. Plusieurs auteurs ont tenté de concevoir des fils de soudage à basse température de transformation, surtout pour le soudage des aciers doux à haute limite élastique. Quelques-uns de ces fils ont des compositions chimiques similaires au 410NiMo mais avec un contenu de nickel supérieur et un contenu de chrome légèrement inférieur [35, 93, 132, 148, 157]. L'importance de ce phénomène sur la distribution des contraintes résiduelles induites lors du soudage des aciers inoxydables 13%Cr-4%Ni n'a jamais été caractérisée.

1.3 Effet des contraintes résiduelles sur la fatigue

1.3.1 Généralités

Les premiers travaux tentant de vérifier si les contraintes résiduelles avaient une influence sur la vie en fatigue étaient pour la plupart des études comparant la durée de vie en fatigue de soudures ayant subies un recuit de relaxation à des soudures telles que soudées sous des contraintes alternées avec $R = 0$ [121, 135, 151, 152] et $R = -1$ [55, 139]. Certains travaux voyaient des augmentations de la résistance en fatigue après recuit, d'autres non. Une analyse simple superposant les contraintes résiduelles aux contraintes a été proposée par Gurney pour expliquer ces effets [42]. De cette analyse, il est ressorti que les contraintes alternées de compression, normalement non-dommageables pour la vie en fatigue, le deviennent lorsqu'on leur superpose les contraintes résiduelles. Il en découla aussi que le design des soudures pour la fatigue devrait prendre en compte l'amplitude crête-à-crête de la contrainte alternée et non pas le ratio R . Elle expliqua aussi le fait que la vie en fatigue peut être améliorée par relaxation des contraintes résiduelles de tension lorsqu'une partie du cycle des contraintes est en compression.

Plusieurs études ont étudié l'effet du grenailage ("shot-peening") sur la fatigue. Ce procédé induit des contraintes résiduelles de compression à la surface du métal traité. Il est normalement admis que ce traitement augmente le nombre de cycles avant amorçage, sauf dans certains cas de fatigue-corrosion où la piqûration à des micro-entailles serait

responsable d'un amorçage hâtif [69]. Même dans ce cas, la durée de vie totale reste plus longue pour les échantillons grenillés grâce à un effet du champ de contrainte en compression.

Löhe [69] montra l'importance de prendre en compte la relaxation cyclique des contraintes résiduelles qui peut entraîner une redistribution de ces dernières. En effet, dans les aciers à faible résistance, une relaxation importante des contraintes résiduelles a lieu due à la déformation plastique cyclique. Par contre, pour les aciers à moyenne et haute résistance, l'amorçage et la propagation sont fortement influencées par les contraintes résiduelles, celles-ci demeurant stables lors des chargements cycliques. Ceci est évidemment relié à la plasticité cyclique limitée des aciers trempés testés dans les études citées par Löhe qui, faute de relaxation par déformation plastique locale, conservent un maximum de contraintes résiduelles. Un aspect intéressant des conclusions de cet auteur est que les procédés induisant des contraintes résiduelles par déformation plastique, tels le grenillage et le martelage, produisent aussi un écrouissage important qui améliore la résistance du matériau et du même coup réduit la relaxation des contraintes résiduelles lors du cyclage.

Landgraf et al. [56] avaient déjà souligné en 1988 que c'est la limite d'élasticité cyclique qui contrôle le phénomène de relaxation des contraintes résiduelles en fatigue. Ils soulignaient d'ailleurs que pour observer un effet des contraintes résiduelles sur la fatigue, le matériau doit posséder des limites élastiques monotoniques et cycliques élevées afin de minimiser la relaxation des contraintes lors du chargement cyclique.

1.3.2 Effet des contraintes résiduelles sur la propagation des fissures

1.3.2.1 Généralités

Masubuchi [76] constatait, dans son ouvrage de 1980, que la plupart des programmes expérimentaux étudiant l'influence des contraintes résiduelles sur la fatigue des métaux étaient effectués sur la base des courbes S-N avec des échantillons traités thermiquement vs

tel que soudé et qu'il était très difficile de séparer les différents effets de ces traitements, i.e., les effets de changements microstructuraux, de concentration de contraintes due à la géométrie, de contraintes résiduelles, etc.

Depuis la parution de cet ouvrage, quelques études ont porté sur l'étude de la propagation de fissures dans des champs de contraintes résiduelles. Notamment les travaux des japonais Ohta et al. [85-92, 94-96, 128] qui présentent un intérêt capital. Depuis le début des années 80, ils ont étudié le comportement en propagation de fissures dans les soudures. Une revue de leur travaux publiée en 1997 [92] présente leurs principales conclusions. Ainsi, il appert selon leurs études, qu'une même courbe de propagation est obtenue pour des soudures réalisées en utilisant une large gamme de procédés et testées sous différentes sollicitations. Cette gamme est très large puisqu'elle couvre différents types d'acier (deux aciers perlitiques-feritiques, deux martensitiques et un acier inoxydable austénitique 304), différents procédés de soudage (SAW, GMAW, SMAW), plusieurs apports de chaleur et plusieurs ratios R (0.5, 0, -1). Leur conclusion principale est que le phénomène critique contrôlant la propagation des fissures dans les soudures serait les contraintes résiduelles de tension.

1.3.2.2 ΔK_{eff}

Ces mêmes travaux ont par contre démontré qu'il existe une différence marquée au niveau du seuil de propagation après traitement thermique des soudures. La Figure 1.9 présente une des multiples courbes de Paris présentées dans la revue de Ohta et al. qui montre cette différence marquée. Encore ici, le fait que les contraintes résiduelles annulent la fermeture de fissures expliquerait l'insensibilité au ratio R . En effet, à des ratios R faibles dans un échantillon sans contrainte résiduelle, le ΔK est abaissé à ΔK_{eff} vu la fermeture de la fissure. Dans un échantillon contenant des contraintes résiduelles de tension aux abords de la fissure, le ΔK reste inchangé car le mécanisme de fermeture n'a pas lieu vu la tension environnante qui empêche la fissure de se refermer. On obtient ainsi des vitesses de propagation plus élevées lorsqu'il y a présence de contraintes résiduelles de tension.

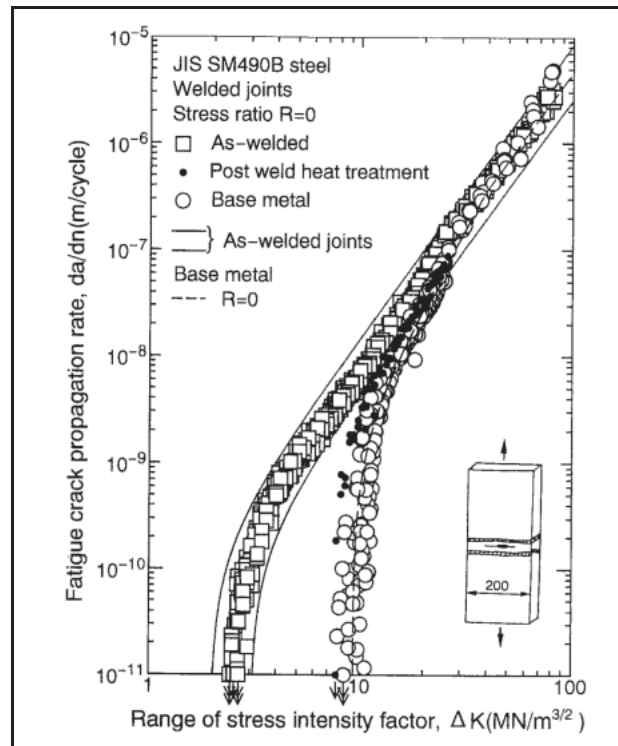


Figure 1.9 Effet du traitement thermique de relaxation sur la vitesse de propagation de fissure d'un acier doux.

Tirée de Ohta et al. (1997, p. 116 [92])

Ceci est par contre moins vrai à ratio R élevé, tout simplement parce qu'à des ratios élevés, la fermeture n'a jamais lieu. Le ΔK reste alors le même avec ou sans contraintes résiduelles. Ils ont de plus trouvé que les essais à amplitude variable donnaient les mêmes résultats que ceux à amplitude constante, ce qui est conséquent avec les résultats obtenus à R différents.

1.3.2.3 Relaxation due à la propagation

Trufyakov et al. [140] ont étudié le comportement des contraintes résiduelles pendant la progression d'une fissure dans un échantillon d'acier à haute résistance. Ils ont trouvé que les contraintes en aval de la fissure diminuent au fur et à mesure que la fissure croît. Ce profil de contrainte se redistribue de telle façon que la fissure évolue toujours dans une zone de tension résiduelle en avant d'elle : elle ne passe jamais dans la zone de compression résiduelle.

De cette observation, ces auteurs ont dérivé une correction du R qui prend en compte un facteur K_r relié à la présence de contraintes résiduelles.

$$R_{\sigma}^r(a) = \frac{K_{\min}(a) + K_r(a)}{K_{\max}(a) + K_r(a)} \quad (1.21)$$

Ce facteur K_r est lui-même fonction du champ de contraintes résiduelles stabilisé $\sigma_{ry}^{stb}(x)$ normal au plan de propagation.

1.3.2.4 Superposition linéaire des contraintes

Il est possible de tenir compte des contraintes résiduelles en les introduisant directement dans les calculs de propagation de fissure. Il existe pour ce faire au moins deux approches [83] :

- La superposition linéaire des contraintes.
- La modélisation explicite de la propagation de la fissure dans le cadre d'une analyse non-linéaire dans laquelle sont modélisés les procédés induisant les contraintes résiduelles.

Bueckner [17] et Tada [137] ont démontré que, pour un comportement linéaire élastique, le facteur d'intensité de contrainte résultant d'une force appliquée quelconque peut être calculé à l'aide de la distribution des contraintes dans le corps non fissuré. Tada et Paris [36] ont ainsi développé une formule permettant de décrire le facteur d'intensité de contrainte d'une fissure dans un champ de contraintes résiduelles. Cette formule découle d'une fonction de distribution des contraintes résiduelles le long du joint soudé. En superposant la fonction de distribution des contraintes résiduelles et la fonction décrivant la contrainte autour d'une fissure, ils proposent une fonction du facteur d'intensité de contraintes dans un champ de contraintes résiduelles. Le facteur d'intensité de contraintes résultant est corrigé par un facteur F , fonction de la longueur de fissure a et de la distance c entre le milieu de la soudure et le début de la zone où les contraintes résiduelles deviennent en compression.

Pour une fissure se retrouvant dans une plaque infinie, K devient :

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} F\left(\frac{a}{c}\right) \quad (1.22)$$

Dans cette équation, $F(a/c)$ est donné par :

$$F\left(\frac{a}{c}\right) = \left\{ \frac{\sqrt{1 + \left(\frac{a}{c}\right)^4} - \left(\frac{a}{c}\right)^2}{1 + \left(\frac{a}{c}\right)^4} \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (1.23)$$

La même logique a été utilisée par Newman [83] pour développer une fonction de Green pour les échantillons CT standardisés. Le TWI a aussi utilisé cette méthode pour déterminer des fonctions décrivant la distribution de contraintes résiduelles ainsi que des facteurs d'intensité de contrainte pour des fissures dans des champs de contraintes résiduelles [28, 64].

La deuxième approche, bien que plus complexe, est déjà introduite dans certains standards. Ainsi la procédure R6 pour évaluer les défauts dans les structures [14] prévoit l'utilisation de la modélisation non-linéaire pour calculer numériquement les profils de contraintes résiduelle causés par le soudage. Ces profils de contraintes peuvent ensuite être introduits dans les calculs de facteur d'intensité de contrainte dans les modèles d'éléments finis.

1.3.3 Approche unifiée

Une nouvelle approche unifiée introduite par Vasudevan et Sadananda [122-127, 142, 143] considère autant le K_{max} que le ΔK comme force motrice de la propagation des fissures. Afin d'unifier tout le processus de dommage (de l'amorçage à la rupture), ils font appel à un troisième paramètre : les contraintes internes. Celles-ci interviennent en modifiant la valeur de K_{max} . Ces contraintes internes peuvent être causées par différents phénomènes :

empilement de dislocations, microporosités et microinclusions, concentrations de contrainte dues aux entailles, transformations de phases, écrouissage, martelage, usinage, soudage, etc. Ces contraintes internes ne sont ni plus ni moins que des contraintes résiduelles de type macroscopiques ou microscopiques selon leur champ d'interaction.

Cette approche sous-tend que le comportement fondamental du matériau est représenté par la courbe de propagation pour les longues fissures. Les auteurs ont affirmé que la plasticité en amont de la fissure ne peut causer de fermeture de fissure et que les autres mécanismes de fermeture de fissure ne peuvent contribuer de façon sérieuse à la propagation [124]. Les deux paramètres (K_{max} et ΔK) seraient selon eux suffisants pour expliquer le comportement du matériau en fatigue. Ils ont ainsi défini deux seuils de propagation : le seuil classique, relié au ΔK (ΔK_{th}^*) et un autre relié à la valeur maximale de K (K_{max}^*).

En utilisant ces deux paramètres et en tenant compte des contraintes internes, les auteurs sont parvenu à expliquer le comportement des fissures courtes, les effets de surcharge et de sous-charge. Les effets du milieu sont aussi incorporés à travers leur influence sur le paramètre K_{max} .

1.3.4 Effet des contraintes résiduelles sur la fatigue-corrosion

Okido et al. [99] ont vérifié l'effet des contraintes de compression induites par le grenailage aux billes ("shot-peening") sur la corrosion sous contrainte de l'acier inoxydable 304. Une nette amélioration a été trouvée par les auteurs dans le cas des échantillons meulés puis grenailés par rapport à ceux simplement meulés. L'amélioration est expliquée par le fait que l'oxyde de surface n'est pas rompu par la charge appliquée dans les échantillons grenailés du fait qu'une forte contrainte de compression est présente en surface.

Prabhugaunkar et al. [108] ont aussi étudié l'effet du grenailage aux billes sur la corrosion sous contrainte et sur la fatigue-corrosion d'un acier martensitique à 12%Cr (la composition exacte n'est pas spécifiée) dans une solution aqueuse de 3,5%. L'amélioration notable des

échantillons grenailés s'expliquerait par le temps nécessaire à une piqûre pour sortir de la zone de contraintes résiduelles de compression. Aucune fissure de corrosion sous contrainte ne se formerait avant que cette zone de compression ne soit traversée. L'auteur expliqua des résultats divergents par le fait que les billes utilisées pour l'étude étaient alors de dimension plus faible et que la profondeur de la zone en compression était moindre.

La relation entre les contraintes résiduelles de soudage et la fatigue-corrosion ne semble pas avoir fait l'objet d'étude en tant que tel. Par contre, comme il a déjà été mentionné, Ohta et al. [87] ont fait des essais de propagation dans l'eau de mer synthétique sur un acier à haute résistance. Leurs résultats montraient une diminution de moitié du seuil de propagation et une insensibilité au ratio R. Cette insensibilité serait liée à l'absence de fermeture elle-même reliée à la présence de contraintes résiduelles de tension.

1.4 Conclusion

Le comportement en fatigue de grands ensembles tels les roues de turbines hydrauliques résulte des effets croisés des propriétés intrinsèques du matériau modifiées par les divers procédés de fabrication et de l'environnement. Les contraintes résiduelles induites par les procédés de fabrication, plus particulièrement par le soudage dans le cas des roues de turbines, représentent une des modifications amenées par les procédés de fabrication qui affecte le plus le comportement en fatigue. Une quantité impressionnante de littérature existe sur l'influence des contraintes résiduelles en fatigue. Il serait difficile de réaliser une revue exhaustive de tout ce qui a été publié à ce sujet : cette section se veut une synthèse des aspects les plus importants de cette problématique.

La fatigue n'est pas un sujet nouveau, mais de plus en plus d'efforts sont dirigés vers la prédiction de la vie utile ainsi que le calcul de la vie résiduelle de pièces et de structures entières. Pour ce faire, différentes approches existent afin de traiter la fatigue. L'approche globale basée sur les courbes S-N et sur le calcul des contraintes nominales cède de plus en plus le pas aux approches locales basées sur le calcul de l'état de contrainte et de déformation local. La modélisation par éléments finis contribue beaucoup à ce changement de philosophie

en facilitant l'identification des zones à risque. Il est alors possible de séparer la vie passée en initiation de fissure de celle passée en propagation de fissure. Ceci permet de pouvoir calculer la vie résiduelle d'une pièce ou d'une structure déjà fissurée. Il est aussi possible avec ces méthodes locales d'isoler l'effet des différents paramètres sur la vie en fatigue et ainsi d'améliorer la compréhension des phénomènes en cause. C'est seulement après avoir compris l'importance relative de chacun des paramètres influant sur la fatigue qu'il est réellement possible de concentrer les efforts visant à améliorer la vie en fatigue d'une pièce ou d'une structure.

C'est précisément le but de la présente étude qui porte sur deux de ces paramètres : les contraintes résiduelles et la transformation de l'austénite lors de la propagation de fissure. L'effet des contraintes résiduelles pouvant être introduit dans les modèles mécaniques sur une base phénoménologique, l'étude s'est donc attardée à quantifier et caractériser l'état de contraintes résiduelles particulier des soudures homogènes d'acier inoxydable 13%Cr-4%Ni. Comme il a déjà été mentionné, le choix d'étudier la transformation de l'austénite de réversion est relié à son caractère inusité qui nous amène à questionner l'importance de ce phénomène dans les aciers de roues de turbines dans une optique de fabrication et de réparation.

CHAPITRE 2

ARTICLE 1 : RESIDUAL STRESS AND MICROSTRUCTURE IN WELDS OF 13%CR-4%NI MARTENSITIC STAINLESS STEEL

Denis Thibault^{1,2a}, Philippe Bocher^{2,b} Marc Thomas^{2,c}

¹Institut de Recherche d'Hydro-Québec (IREQ), 1800 boul. Lionel-Boulet, Varennes,
Québec, Canada

²École de Technologie Supérieure, 1100 Notre-Dame Ouest, Montréal, Québec, Canada

This chapter has been published as an article in the Journal of Materials Processing
Technology vol. 209 (2009) 2195–2202

Résumé

Les objectifs de la présente étude sont la caractérisation expérimentale de la distribution des contraintes résiduelles et la caractérisation des changements microstructuraux induits par l'opération de soudage des aciers inoxydables 13Cr-4Ni utilisés pour la fabrication des roues de turbines hydrauliques. La caractérisation de la distribution des contraintes résiduelles d'une soudure d'acier inoxydable 410NiMo (UNS W41036) déposée sur de l'acier inoxydable laminé de type UNS S41500 a été effectuée en utilisant la méthode du perçage, la diffraction des rayons-X et la méthode du contour. Les résultats de ces mesures ont été comparés avec la microstructure retrouvée dans la zone thermiquement affectée (ZTA) afin d'évaluer leur sévérité. Transversalement à la soudure, un état de compression a été mesuré dans la soudure et dans la ZTA. Longitudinalement, un état de compression a été mesuré alors qu'un état de contrainte de tension a été mesuré près de la ZTA. La méthode du contour a permis de constater que malgré qu'un état de compression existe dans le dernier cordon de soudage, un état de tension sévère existe dans le reste de la soudure ainsi que sous la soudure. La superposition de la distribution des contraintes résiduelles et des résultats de caractérisation microstructurale montre que la susceptibilité à la fissuration dans les soudures multipasses d'acier inox 13Cr-4Ni est plus élevée dans la soudure que dans la ZTA. Cette étude montre aussi que le traitement thermique après soudage est très efficace pour diminuer les contraintes résiduelles ainsi que pour abaisser la dureté de la soudure.

Abstract

The objectives of the present study were to characterize the distribution of residual stress and the microstructure changes induced by welding in the heat-affected zone (HAZ) of 13%Cr-4%Ni used in hydraulic turbine fabrication to deduce best practices. To characterize residual stress after welding, hole-drilling, X-ray diffraction (XRD) and the contour method were used on a FCAW 6 passes UNS W41036 (410NiMo) weld deposited on UNS S41500 (13%Cr-4%Ni) stainless steel; the results were put side to side with the weld microstructure and hardness to assess their criticality. Transverse compression was found in and around the last bead of the weld by XRD and hole-drilling. Longitudinal compression stress was found in and around the last bead while longitudinal tension was found near the low-temperature HAZ. The contour method showed that despite high compression in the last bead, high longitudinal tension exists in the rest of the weld and just below the weld. The superposition of both residual stress distribution and results from microstructural characterization shows that in multipass welding of 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel, cracking susceptibility is higher in the weld than in the HAZ, let it be fatigue cracking, environment-assisted cracking or cold cracking during welding. Post weld heat treatment proved to be very efficient in lowering residual tension found in the first bead and in lowering the hardness of the weld. These results underline the importance of following proper procedures when welding these steels; this being even more true when the assembly is loaded in fatigue.

2.1 Introduction

One of the applications of 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel is the manufacturing of hydraulic turbine runners. As these components are cyclically loaded in the high cycle regime, their fatigue behaviour is of paramount importance. To adequately qualify the service life of these components one has to take into account the residual stress resulting from the manufacturing processes. Recommended residual stress distributions exist in some standards (e.g. [14]). These standardized distributions are mostly based on parametric formulas derived from experimental data made on ferritic or austenitic steels. When it comes to martensitic steels, the volumetric change encountered during the phase transformation from austenite to martensite makes it more difficult to standardize the residual stress distributions, the

importance of this effect depending on the transformation temperature which is itself determined by the steel composition and the weld cycle (cooling rate, peak temperature).

The austenite to martensite transformation range of the 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steels used for hydraulic turbine fabrication is: $M_s \sim 300^\circ\text{C}$ to $M_f \sim 90^\circ\text{C}$ [24]. This low transformation temperature makes the volumetric expansion and transformation plasticity capital parameters in the development of stresses during welding. Only few residual stress studies have been made on these particular steels. Some have measured the residual stresses of a 410 weld by hole-drilling [100] but never in or near the weld: the nearest measurement was made at 15 mm of the weld toe. Others have found compressive stress in the weld of a 13Cr supermartensitic stainless steel but only few measurements were done (only 3 positions) [40].

The objective of this study is to better characterize the residual stress distribution caused by autogenous welding of these steels and to superpose this distribution to microstructural characterization to be able to draw a more precise portrait of the cracking sensitivity of the weld assembly (fatigue cracking, cold cracking and environment-assisted cracking). This article first presents the microstructural characterization of a 6 passes FCAW weld of 410NiMo made on an AISI 415 martensitic stainless steel plate. Microhardness profiles and micrographs of the weld and heat-affected zone are presented. The results of XRD, hole-drilling and contour method residual stress measurements made in the as-welded condition are then presented. Some hole-drilling measurements of residual stresses were made after standard post-weld heat treatment to quantify the stress relaxation in the weldment. A discussion follows on the implication of the distribution of the measured residual stress in relation with the observed microstructure.

2.2 Experimental approach

2.2.1 Material, welding procedure and heat treatment

The material under investigation is a martensitic stainless steel 13%Cr-4%Ni, UNS S41500, ASTM A240 [5], hot rolled and heat treated (alloy EC125 from G.O. Carlson Inc.). The microstructure is mostly martensitic but can contain up to 5% vol. delta ferrite and up to 30% vol. retained austenite depending on the heat treatment [11]. Precipitates of $\text{Cr}_2(\text{C},\text{N})$, Cr_{23}C_6 can also be found. Delta ferrite was not measured in this study but retained austenite measurements were performed using X-ray diffraction. The compositions of the base metal and of the weldment are presented in Table 2.1. These compositions were determined by optical emission spectroscopy, inert gas fusion (for O and N) and high temperature combustion (for C and S). Note that the weld composition was determined on the actual weldment i.e. with dilution.

Table 2.1 Chemical composition of the base metal and the weldment

	Base metal	Weldment
C	0.017%	0.02%
Mn	0.8%	0.4%
Cr	12.0%	12.4%
Ni	4.2%	3.9%
Mo	0.58%	0.52%
Si	0.47%	0.35%
Cu	0.17%	0.05%
V	0.02%	0.02%
P	150ppm	100ppm
S	10ppm	50ppm
Ti	n.d.	0.025%
N	134ppm	690ppm
O	45ppm	630ppm

A 6 passes 410NiMo FCAW weld was performed in a rectangular groove of 40 mm x 300 mm x 4 mm, made on a 255 mm x 455 mm x 54 mm plate (Figure 2.1). The resulting weldment was 50 mm wide by 310 mm long; a macrograph of the weld section is presented in Figure 2.2. This kind of preparation was used to reproduce a refurbishment by weld

surfacing. A preheating of 80°C was applied before the first bead and an interpass temperature of 120°C was maintained afterward i.e. each subsequent bead was made after the temperature of the weld had dropped to 120°C. Table 2.2 presents the welding parameters.

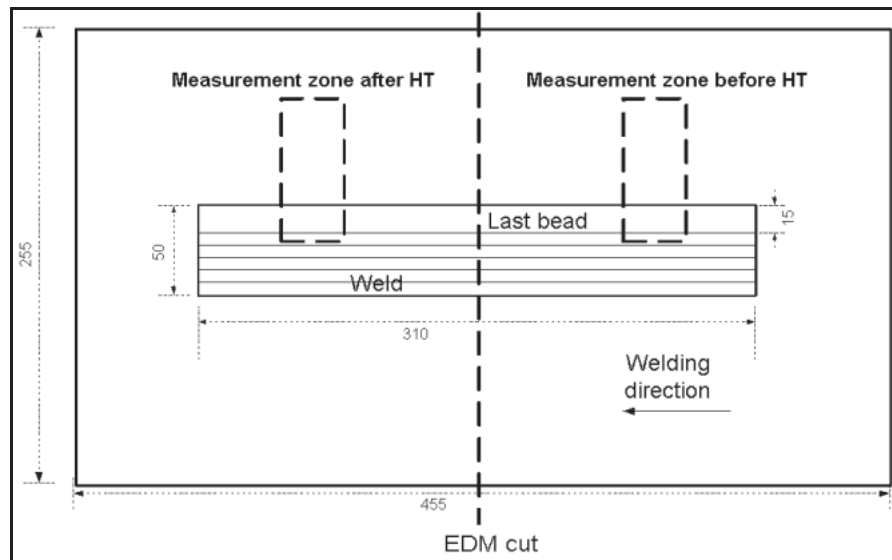


Figure 2.1 Schematic showing the zones where the hole-drilling and X-ray diffraction measurements were taken.

Table 2.2 Welding parameters used in this study

Process	Wire diameter	Voltage	Current	Speed
FCAW	1.2mm	26.8 V	288 A	7 mm/s

Hole-drilling and X-ray diffraction measurements were made after welding. Afterward, the plate was cut in two by electrical discharge machining (EDM) for the contour method measurement. Heat treatment was made on one of these half-plates after the contour profiling. The heat treatment consisted in a tempering at 620°C during 4 hours followed by air cooling as prescribed by ASTM A480 [6]. Four hole-drilling measurements were made after heat treatment.

2.2 Microstructural characterization and microhardness profiles

The microstructure of the weld, HAZ and base metal were observed after etching with Marble's reagent. Microhardness profiles were taken in the weld and HAZ zone with a Struers Duramin 20, using the Vickers scale with a load of 100g. Readings were taken at each 100 μm before and after heat treatment.

2.3 Residual stress measurements

A RS-200 apparatus from Vishay Measurement Group was used to perform the hole-drilling measurements. High-speed drilling with an inverted cone tungsten carbide drill was used. Incremental drilling with steps of 0.254 mm was used with an additional step at the first 0.127 mm. Both the integral analysis developed by Schajer [129, 130] and the uniform stress method described in ASTM E837 [3] were used to analyse the results.

X-ray diffraction measurements were made using 211 diffraction peaks of the martensite, measured using Cr- K_α radiation with a wavelength of 2.291 \AA .

The contour method was also used to quantify the residual stresses at the core of the plate. This destructive method developed by Prime [109] allows one to have a complete pattern of the perpendicular residual stresses on an entire plane. The cutting was made with an EDM with a 250 μm wire. The displacement on the cut surfaces were measured with a non contact profilometer using white light chromatic aberration with a sampling step of 150 μm . The measured surfaces were then filtered using splines on a 3.5 mm radius. The filtered surface was then reparametrized on a grid of 0.8 mm corresponding to the nodes of a finite element (FE) model made on ANSYS. The surface representing a matrix of displacements is then applied on the corresponding nodes of the FE model. The calculated elastic stress resulting from the application of the displacement matrix represents the residual stress normal to the cut. A Young's modulus of 200 GPa was used for the FE calculation.

2.3 Results

2.3.1 Microstructural characterization

The microstructure of the weld consists of martensite and a little ferrite formed at high temperature that did not transform to austenite on cooling. A very small amount of retained austenite (2%) was measured in the as-welded joint, but this austenite is not visible by optical microscopy. The percentage of retained austenite measured in the base metal was 11%. This retained austenite is the result of the heat treatment of the base plate seen before welding during which a small amount of martensite transforms to stable austenite [37]. The formation of austenite during heat treatment has been confirmed on the steel we used in this study by Robichaud [118]. Figure 2.2 presents a macrograph of the weld while Figure 2.4 and Figure 2.5 present the micrographs of the weld zone.

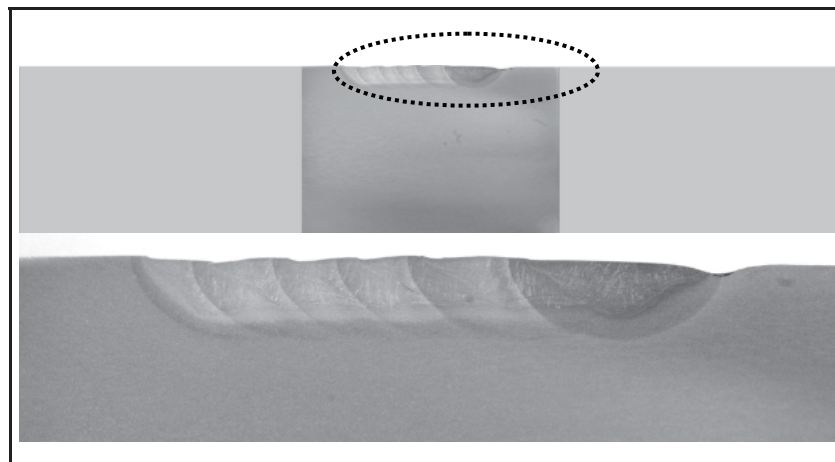


Figure 2.2 Macrograph of the weld.

As described by Carrouge [19], the heat-affected zone (HAZ) contains five zones corresponding to the different heat flow histories seen by the HAZ and the corresponding phase transformation as illustrated by the phase diagram in Figure 2.3.

- zone 1: partially melted zone;
- zone 2: zone in which complete transformation to δ -ferrite on heating occurs with significant grain growth;

- zone 3: zone in which austenite partially transforms to δ -ferrite on heating;
- zone 4: zone in which martensite completely transforms to austenite on heating;
- zone 5: zone in which martensite partially transforms to austenite on heating.

HAZ zone 4 can furthermore be divided in three sub-zones:

- zone 4A: zone with recrystallization, possibly grain growth and carbide dissolution;
- zone 4B: zone with partial recrystallization and carbide dissolution;
- zone 4C: zone without any significant carbide dissolution.

HAZ zone 5 can also be divided in two sub-zones:

- zone 5A: zone in which the austenite formed on heating transforms back into virgin martensite;
- zone 5B: zone in which the austenite formed on heating remains stable on cooling, thus lowering the hardness slightly.

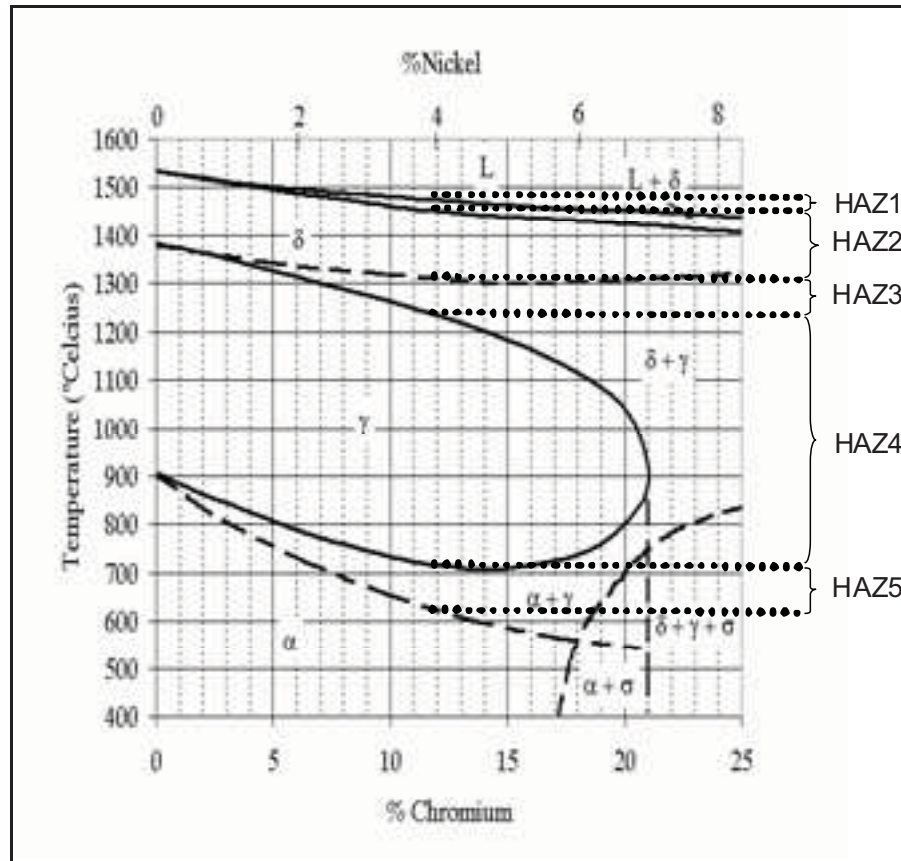


Figure 2.3 Phase diagram showing the phases domain and their corresponding HAZ (taken from Folkhard [34]).

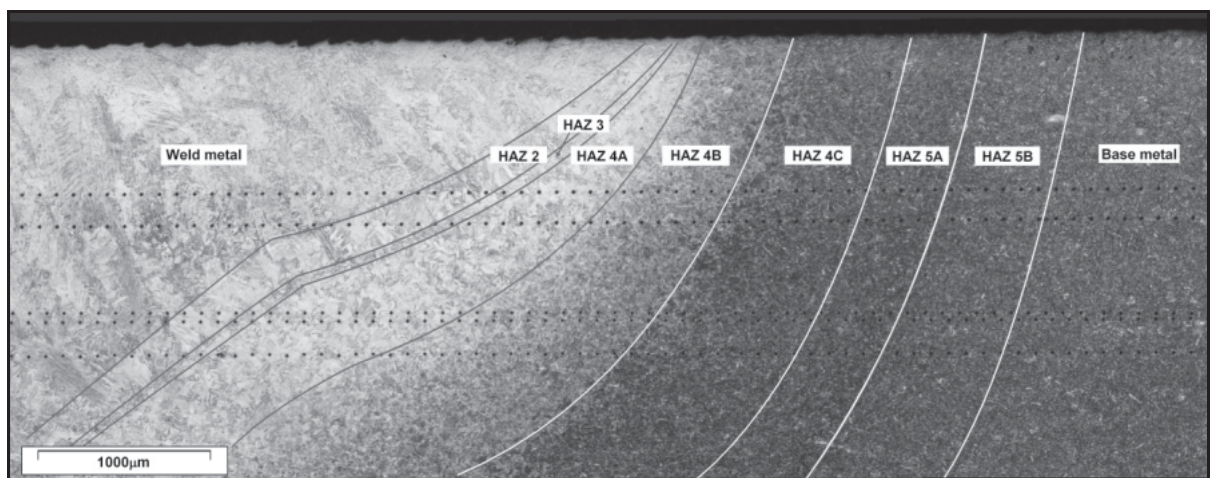


Figure 2.4 Micrograph of the different HAZ.

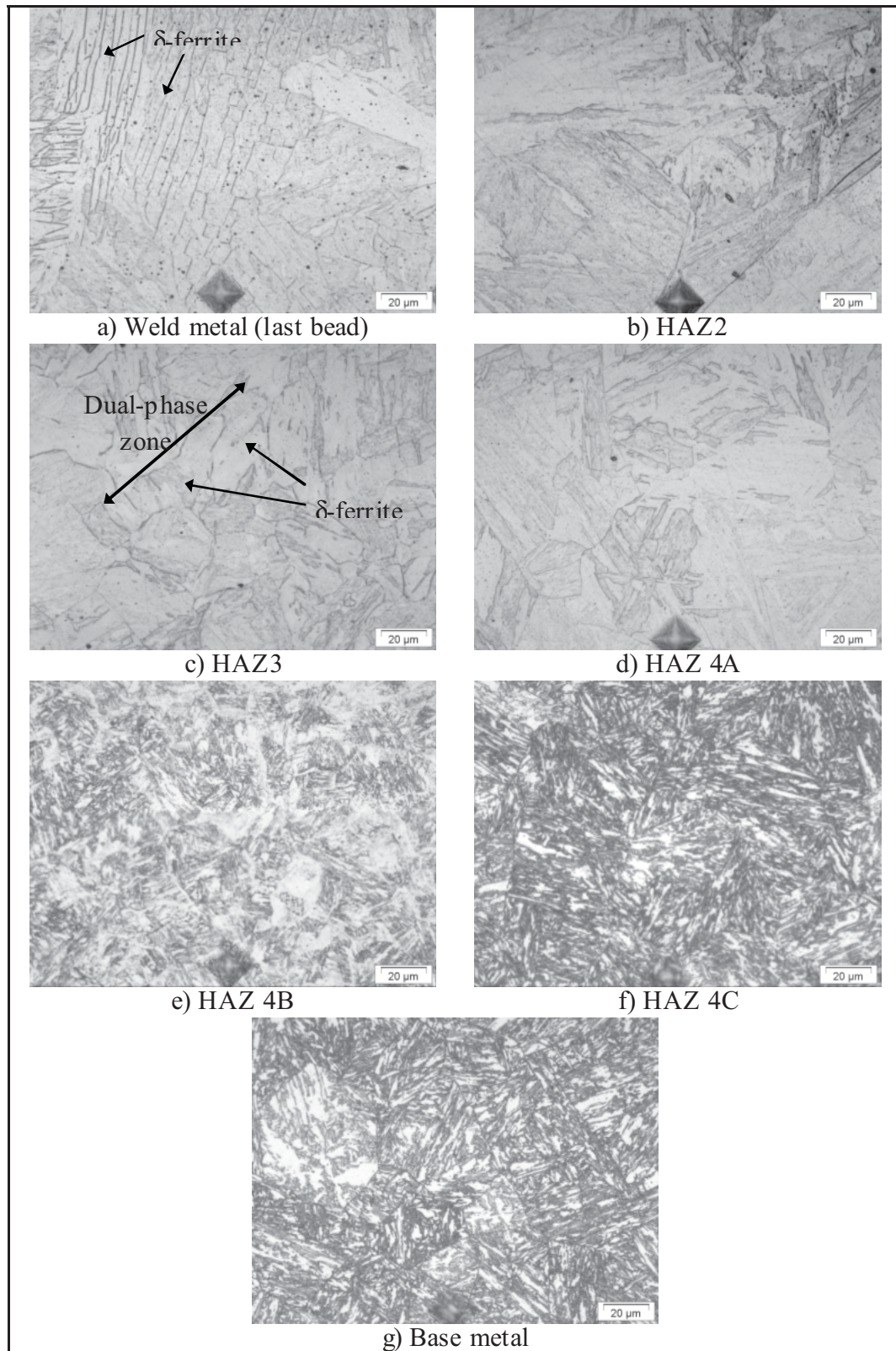


Figure 2.5 Microstructure of the weld, HAZ and base metal (as-welded condition).

For the steel used in this study we know from a previous study [118] that the austenite formed above 630°C during a 1 hour heat treatment transforms back in martensite on cooling while austenite formed between 580°C and 630°C remained as such at room temperature, because of nickel enrichment. The transition from zone 5A to 5B corresponds to this phenomenon; the temperature being higher since time spent at these temperatures is much shorter in welding.

The melted zone has been recognized by the presence of small inclusions or small porosities. Evidence of δ -ferrite in the weld can be seen in Figure 2.5a; in this figure, δ -ferrite can be seen nestled between prior Widmanstätten austenite lathes. The partially melted zone (HAZ1) could not be observed. The coarse-grained zone in which the transformation to δ -ferrite is complete (HAZ2) is presented in Figure 2.5b. The dual phase zone (HAZ3) where stringers of δ -ferrite remain around small austenite grain (Figure 2.5c) is easy to distinguish even if very narrow (around 100 μ m). The different sub-zones of HAZ4 are easily separated by their brightness on Figure 2.4. The frontier between HAZ4 and HAZ 5 has been determined by the microhardness measurements while the separation between HAZ5A and HAZ5B is recognizable by the faint difference in tint and the sudden rise in hardness. HAZ5 is not presented in Figure 2.5 because there is no visible difference between the base metal micrograph (Figure 2.5g) and both HAZ5A and HAZ5B micrographs.

2.4 Microhardness profiles

Microhardness readings were taken across the whole weld. The 400 hardness readings taken in the 6 beads had a high dispersion, probably due to the presence of ferrite stringers. The mean hardness was 362 HV0.1 with a maximum single reading of 394 HV0.1. Figure 2.6 presents the readings taken in the HAZ of the last bead. As it can be seen, the dispersion is high with readings in HAZ2 to HAZ4 mostly contained between 350 and 380 HV0.1. The hardness drops in HAZ5 where transformation to austenite is not completed during heating so that tempered and virgin martensite coexist in HAZ5A, along with some retained austenite. As pointed out before, the somewhat lower hardness in HAZ5B compared to base

metal is most probably due to some decomposition of base metal martensite in stable austenite on heating.

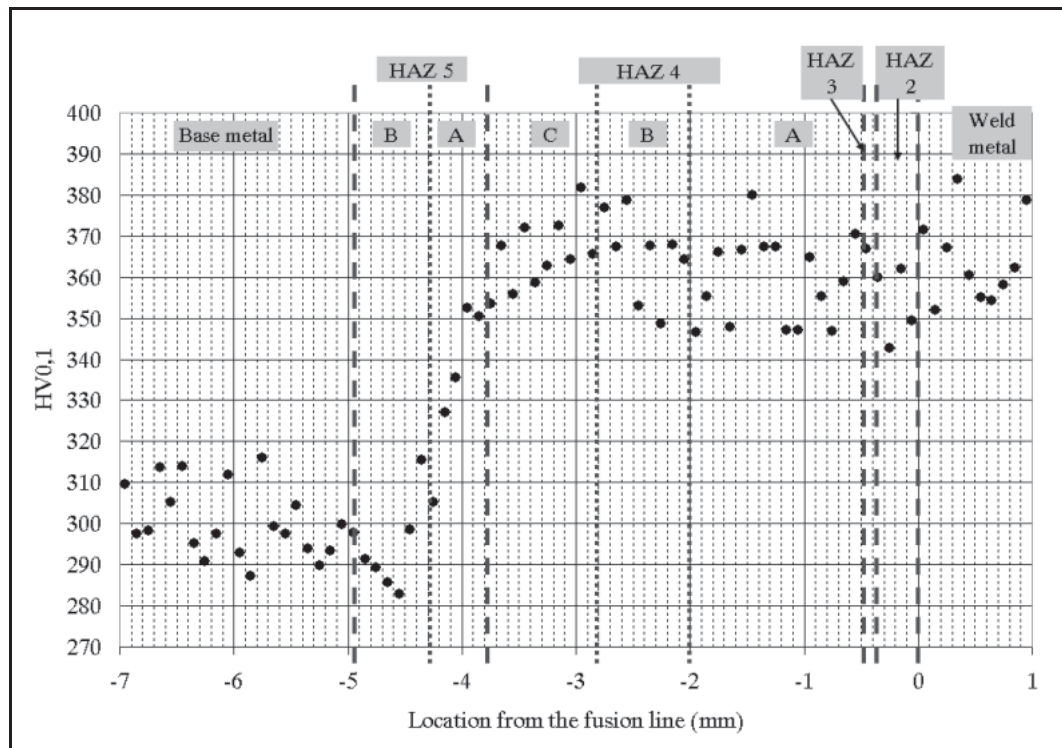


Figure 2.6 Microhardness profiles in the last bead and the adjacent HAZ.

This microhardness profile is quite different from the one presented by Enerhaug et al. [31]: a much smaller HAZ 3 was found, no significant drop in hardness and a higher hardness in all HAZ zones were measured. The smaller HAZ3 can be explained by the higher molybdenum content of the alloy studied by Enerhaug et al. which shrinks the γ loop and expand the δ - γ zone so that the δ -ferrite formed has less time to transform in austenite upon cooling. The higher hardness of the rest of the HAZ is most probably due to the higher carbon and nitrogen content of the steel used in the present study.

Hardness readings taken after post-weld heat treatment showed that heat treatment lowers the hardness of the weld to a mean value of 316 HV_{0.1} with a highest single reading of 342 HV_{0.1}. The highest reading in the HAZ is 347 HV_{0.1} taken in the HAZ4.

2.5 Residual stress measurements

To quantify residual stress, three methods were used:

- the hole-drilling method was used to evaluate the near-surface stresses in the HAZ and the last bead in x and y directions;
- the X-ray diffraction technique was used essentially to validate the hole-drilling measurements;
- the contour method was used to measure the core stresses in the longitudinal (x) direction only.

2.5.1 Hole-drilling and X-ray diffraction

To make sure we had a stress free plate, residual stress was first measured in the as-machined plate i.e. before welding at two locations. High stresses were found in the first microns due to the machining operation. To eliminate these stresses, a zone near the preparation was chemically dissolved at a depth of 1 mm to allow a stress-free zone for measurements. Figure 2.7 shows that the dissolution was able to virtually eliminate the residual stresses due to machining.

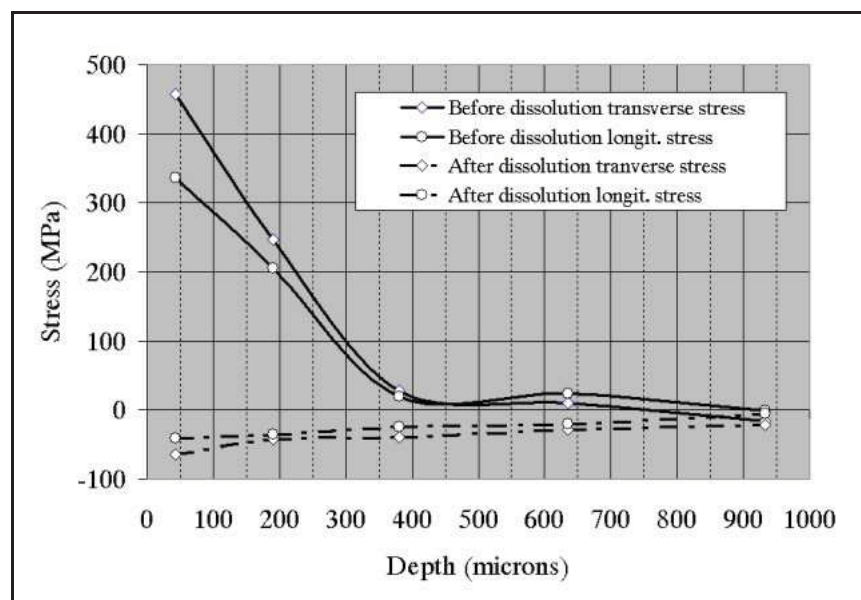


Figure 2.7 Residual stresses at the surface of the as-machined plate.

After welding, residual stress was measured in the last bead and the adjacent HAZ. To measure the effect of the 6-passes weld, hole-drilling and XRD measurements were confined in the chemically dissolved zone, initially stress-free. XRD measurements were performed before hole-drilling to make sure that the relaxation due to hole-drilling did not influence the XRD measurements. Figure 2.8 presents the results of hole-drilling and XRD: the x-axis origin is taken as the weld toe. The negative values on this axis represent the HAZ side; positive values are in the weld itself. Hole-drilling uniform stress results after post-weld heat treatment are also presented on this figure.

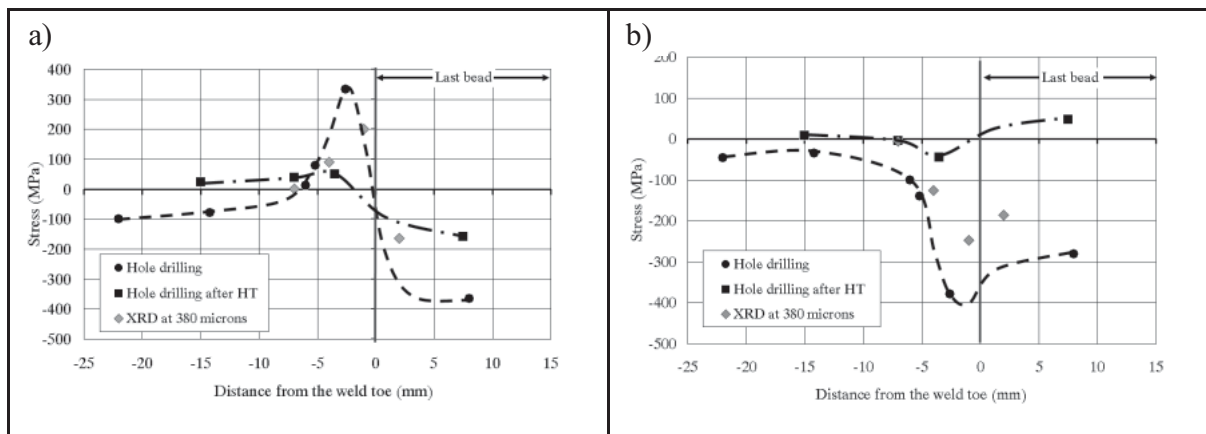


Figure 2.8 Comparison of residual stresses measured by hole-drilling before and after heat treatment (a) Longitudinal stresses (b) Transverse stresses.

What is first striking is that the weld before heat treatment is itself in compression in both directions. Transversally, this compression continues in the HAZ and gradually diminishes toward the base metal. Longitudinal compression is also found in the last bead but this compression is compensated by a somewhat high tension in or near the HAZ. As it has been said in the introduction, the compression in the last bead is the result of the low transformation temperature from austenite to martensite. Dilatometric experiments made on the base metal showed that the M_s of this particular alloy is 300°C ; the M_f being around 90°C [24]. The elastic properties of the alloy at this temperature are high enough that the volumetric expansion resulting from the transformation translates into compression stress. Helping the compression state is the fact that because of the preheating at 120°C , tensile stresses do not have the opportunity to develop after martensite transformation ends.

The efficiency of heat treatment on residual stress relaxation is clearly shown by this graph. The maximum tension (parallel to the weld) measured in the HAZ is lowered from 333 MPa to 50 MPa. The maximum compression (perpendicular to the weld) in the HAZ is also lowered from 379 MPa to 44 MPa.

The XRD measurements were made essentially to validate hole-drilling results. The measurements were made after electrolytically removing 380 μm . The longitudinal stress measurements match the hole-drilling measurements. The XRD transverse stress measurements present the same pattern as the hole-drilling measurements but with less compression. All comparisons are however risky since the hole-drilling values represent the stress in the first millimeter while the XRD values represent the stress at a depth of 0,38 mm. Plus the uncertainty of the measurement for both methods is approximately $\pm 50\text{MPa}$ with an uncertainty on the position of approximately $\pm 1\text{mm}$. Taking all that into account, we consider that the results are similar enough to say that the XRD results corroborate the hole-drilling ones.

2.5.2 Contour method

Stress in the as-welded plate was also measured by the contour method. Figure 2.9 presents the resulting FE calculation obtained from the micro-displacements measured after the EDM cut made in the middle of the plate. Only the longitudinal stresses were measured by this method. The quality of the cut was not perfect but the results show clearly that the last bead is in a compression state with values of compression reaching 400 MPa, confirming the results obtained by XRD and hole-drilling.

Also important to note is the high tension existing just below the weld and also in the beads 1 to 5. Values of tension at the yield strength are normal in a weld; what is different in this weld is the wave pattern giving values of tension diminishing in each bead. This diminution of tension in each bead is a remnant of the compression left after the completion of each bead

due to martensitic transformation. This compression state is lowered or even reversed by the high temperature introduced with the subsequent bead.

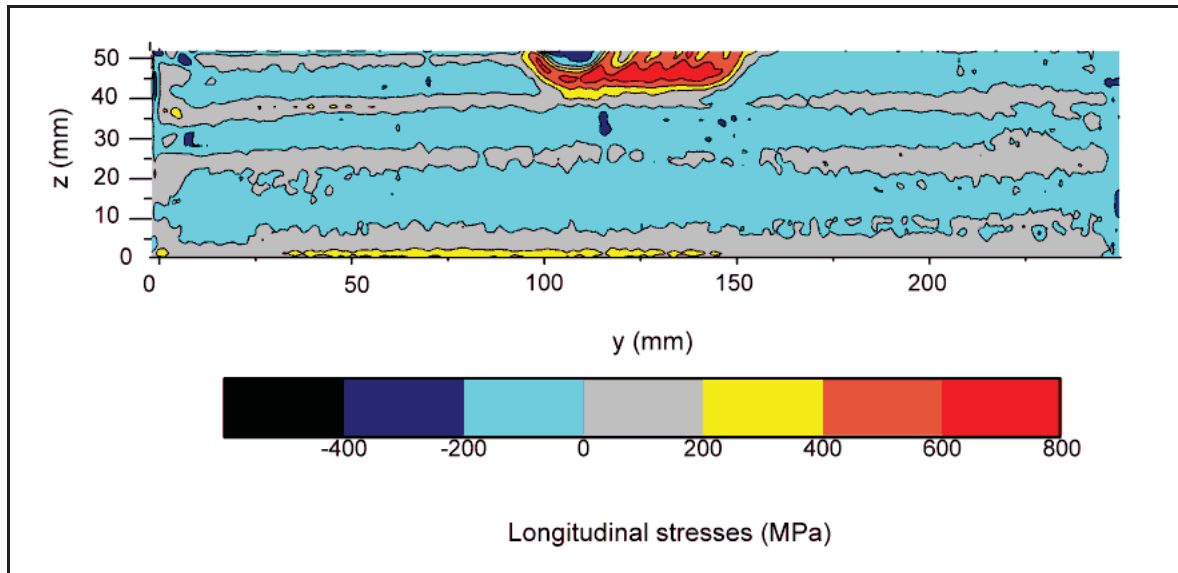


Figure 2.9 Longitudinal stresses measured by the contour method.

2.6 Discussion

As the spatial resolution of the hole-drilling method and the contour method is not very fine, it is difficult to compare the hardness profiles to the residual stress distribution. However, when analysing the results carefully, some observations can be made. The first one is that the peak of tension at the surface is located in the HAZ5 or at the frontier between base metal and HAZ5. This is coherent with the phase transformation mechanism responsible for the compressive stress in the last bead: the original martensite completely transforms to austenite in all the HAZ except in HAZ 5 where it transforms only partially. So on cooling HAZ 1 to 4 are essentially fresh martensite while in HAZ 5 some tempered martensite and retained austenite are still present.

The contour method results show that high tension also exists in the first five beads (Figure 2.9). The hardness of the weld metal being as high as in the HAZ, the weld metal could become more critical than the HAZ in the case of multipass welding. This is even more true

since Carrouge has found that the microstructure found in the dual-phase zone (HAZ3) does not affect significantly the impact properties of the HAZ [18]. The lower resilience of the weld metal exacerbates the criticality of the weld metal quality: it is indeed well known that the weld metal of 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel usually has a lower resilience than the base metal, even after post-weld heat treatment. Most of the time, the resilience of the weld metal is even lower than the HAZ resilience [27].

So, as most of the HAZ finds itself in compression, the high hardness ferrite-containing weld metal in residual tension is most likely the critical zone for cracking; let it be cold cracking, fatigue cracking, stress corrosion cracking or unstable impact cracking. The fact that this high stress is parallel to the weld and that the surface transverse stresses are in compression reduces the criticality of this combination for turbine runners fatigue since, most of the time, the higher operation stress is transverse to the weld. However, the high longitudinal residual tension does affect cold cracking susceptibility during welding. If cracks are not spotted by NDT, they can reduce the fatigue properties of the turbines. As microcracks from cold cracking are impossible to detect by usual NDT techniques, welding procedures have an utmost importance in regard to fatigue behaviour of the runners. The influence of welding procedures on fatigue is threefold.

Proper welding procedures should:

- produce welds without any cold cracking hence without small undetected microcracks;
- result in weld containing minimal defect sizes hence lower applied stress intensity factor (ΔK);
- lower the residual stress peak.

One possible way of minimizing tension in multipass weld is to complete the weld with a single pass by using a weaving pattern. In doing so, the last bead covers the whole surface layer. This last layer cools down uniformly and so transforms to martensite all at the same time, thus putting the whole weld layer in compression. But if weaving is performed to leave the last layer in compression, there is a risk that cold cracking could occur under this last

layer, where residual stresses are in tension. The cracks would then be impossible to detect with liquid penetrant. This kind of subsurface cold cracking has indeed been observed in the past on large 410NiMo overlay in our labs. Because of this possibility, ultrasonic inspection should be mandatory on multipass 410NiMo welds. This advice is also good for non-weaving welding procedures as a high tension zone under the weld also exists when normal welding procedures are used (as shown in Figure 2.9). As noted before, good welding procedures are nevertheless essential as this inspection won't reveal microcracks.

Even if it lowers the residual compression in the last bead, heat treatment will lower the cracking susceptibility because it lowers the residual tension found in the first beads and softens the as-welded martensite. If cold cracking can be avoided by proper welding procedures, the residual tension and the hardness can be substantially lowered by a proper heat treatment. In this case, the lower resilience of the weld metal becomes the weakest point.

2.7 Conclusions

Based on the results of the present study on 13%Cr-4%Ni stainless steel welds, a number of observations can be highlighted.

- a) The hardness in the HAZ and in the weld metal itself is similar, around 362 HV0.1. The hardness only drops in HAZ5.
- b) In surface, biaxial residual compression was found in the last bead while residual tension was found near the low-temperature HAZ (HAZ5) in the longitudinal direction.
- c) The contour method for residual stress measurements showed that longitudinal tension with value close to the yield strength of the material exists in the preceding beads (1-5) and just below the weldment.
- d) The contour method also revealed a high tension zone below the weld.

These observations lead to the conclusion that, in the case of a multipass 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel welded with usual arc-welding procedures, crack susceptibility is higher in the weld metal than in the HAZ. Also, because of the high tension existing below the last layer, ultrasonic inspection should be mandatory when welding these steels to detect

internal flaws in this zone. Respect of welding procedures is essential to avoid non-detectable microcracks and to lower residual tension peaks.

Acknowledgements

The authors would like to express their gratitude to Stephane Godin for all the technical help. They would also like to thank Dr. Raynald Simoneau, Dr. Jean-Luc Fihey and Dr. Jacques Lanteigne for their helpful advices, Lyes Hacini and Hassan Nasri for perfecting the contour method and Marjolaine Côté and Patrice Robichaud for their work on the microstructure and behaviour of the studied alloy.

CHAPITRE 3

ARTICLE 2 : RESIDUAL STRESS CHARACTERIZATION IN LOW TRANSFORMATION TEMPERATURE 13%CR-4%NI STAINLESS STEEL WELD BY NEUTRON DIFFRACTION AND THE CONTOUR METHOD

Denis Thibault^{1,2,a}, Philippe Bocher^{2,b}, Marc Thomas^{2,c},
Michael Gharghour^{3,d}, Marjolaine Côté^{2,4,e}

¹Institut de recherche d'Hydro-Québec (IREQ), 1800 boul. Lionel-Boulet, Varennes, Québec, Canada

²École de technologie supérieure, 1100 rue Notre-Dame Ouest, Montréal, Québec, Canada

³Centre canadien de faisceaux de neutrons, Conseil national de recherches Canada, Édifice 459, Chalk River, Ontario, Canada

⁴now at Pratt & Whitney Canada, 1000 boul. Marie-Victorin, Longueuil, Québec, Canada

This chapter has been published as an article in Materials Science and Engineering: A vol. 527 (2010) p.6205-6210

Résumé

Cette étude présente les résultats de la caractérisation des contraintes résiduelles des soudures d'acier inoxydable 13%Cr-4%Ni réalisées à l'aide du métal d'apport homogène de type 410NiMo. La diffraction des neutrons a été utilisée pour déterminer les composantes transversales, longitudinales et normales de contraintes alors que la méthode du contour a été utilisée pour mesurer la composante longitudinale de contrainte. Un état de compression résiduelle triaxial a été mesuré dans le dernier cordon de soudure. Par contre une tension résiduelle longitudinale a été mesurée dans la partie éloignée de la zone thermiquement affectée ainsi que sous le dernier cordon de soudure. Ces résultats sont expliqués par la transformation de phase austénite-martensite qui a lieu à faible température (~300°C) lors du refroidissement de la soudure. Les mêmes mesures ont été effectuées après que la soudure ait subi un traitement thermique de revenu normalisé. Le revenu a réussi à diminuer la tension résiduelle maximale de 534 à 136 MPa tandis que la compression maximale passait de 371 à 152 MPa.

Abstract

This study presents the results of residual stress characterization by neutron diffraction and the contour method on 13%Cr-4%Ni welds made using 410NiMo weld filler metal. The transverse, longitudinal and normal components of stress were determined by neutron diffraction. The longitudinal stress distribution was also measured by the contour method. The last bead of the weld was found to be in a state of triaxial compression while a part of the heat-affected zone as well as a region beneath the weld were in a state of longitudinal tension. These results are explained with reference to the low martensitic transformation start temperature (M_s) of the alloy. The same measurements were made on an identical weld that had undergone a standardized post-weld heat treatment. The maximum tensile stress was reduced from 534 to 136 MPa, and the maximum compressive stress was reduced from 371 to 152 MPa.

3.1 Introduction

To predict the remaining life of hydraulic turbines, it is important to analyse their fatigue behaviour as it is their prevailing degradation mode. As residual stresses play a crucial role in fatigue, it is imperative to know their distribution and to understand how they form during welding in order to optimize the manufacturing process or any on-site repair. Most recent hydraulic turbine runners are manufactured using martensitic stainless steel CA6NM (13%Cr-4%Ni), the different components of the runner being welded together using weld filler metal 410NiMo. This filler metal has a chemical composition similar to that of CA6NM and has approximately the same martensite transformation range (M_s - M_f). The martensite transformation in CA6NM occurs even under very slow cooling rate (e.g. 1000 to 200°C in 12 h) [25, 67]. This solid state transformation is an invariant-plane strain consisting of a large shear on the habit plane and a dilatational strain normal to the habit plane. If the transformation occurs randomly in the 24 different crystallographic variants, the shear strain cancels out and the macroscopic deformation is solely the result of the volumetric expansion. In the weld, the volumetric expansion translates into a compressive state of stress due to the constraint of the surrounding material. This additional stress, which develops upon cooling when the temperature drops below M_s , counterbalances the tensile stress generated by the

temperature gradient. Many authors have tried to design the perfect low transformation temperature filler metal mainly to weld high strength steels (e.g. [93, 97]). Commercial filler metals meeting the AWS ER410NiMo standard composition used to weld martensitic stainless steels have the same properties but have not been optimized in this way. It is therefore interesting to investigate the potential of these readily available filler metals as compression-inducing low transformation temperature (LTT) filler metals.

A previous study has already shown that the last bead of 410NiMo martensitic stainless steel multipass welds is in a compressive state at the surface, because of its low M_s value (around 300°C) [138]. In the present study the investigation has been extended by measuring the residual stress distribution using neutron diffraction on as-welded and post-weld heat-treated joints. A comparison is made with the contour method for the as-welded joint. The work also shows that the standard post-weld heat treatment (PWHT) for this steel that is used to temper martensite also provides stress relief.

The objectives of this study are threefold:

- to characterize the triaxial state of stress in a whole section of the weld;
- to validate the effectiveness of the standard post-weld heat treatment (PWHT) for stress relief;
- to validate the efficiency of completing the weld with a single-bead-layer using controlled oscillation of the weld torch.

3.2 Experimental procedure

3.2.1 Material and welding parameters

The material under investigation is a martensitic 13%Cr-4%Ni stainless steel (UNS-S41500) welded with 410NiMo (ESAB MC410NiMo) metal-cored wire. The compositions of the base and weld metals as measured by optical emission spectroscopy, by combustion (for carbon and sulfur) and by inert gas fusion (for nitrogen) are presented in Table 3.1.

The base metal microstructure consists of martensite and some retained austenite formed during tempering (referred to as reformed austenite in this article). The weld consists of five beads of 410NiMo deposited using a Scmpi robot. Each bead was adjusted to fill the machined V-preparation of 25 mm width and 20 mm height in a plate of dimensions 238 mm x 125 mm x 31 mm. Controlled oscillation of the welding torch was used to produce only one pass per layer. Oscillation varied from no oscillation at all for the first bead, to 16 mm of tip excursion (± 8 mm on each side) for the 5th (last) bead. A preheat of 100°C was applied with a maximum interpass temperature of 160°C. No external restraint was applied to the plates, no forced convection was used for cooling. Welding parameters are presented in Table 3.2. The resulting weld section is shown in Figure 3.1.

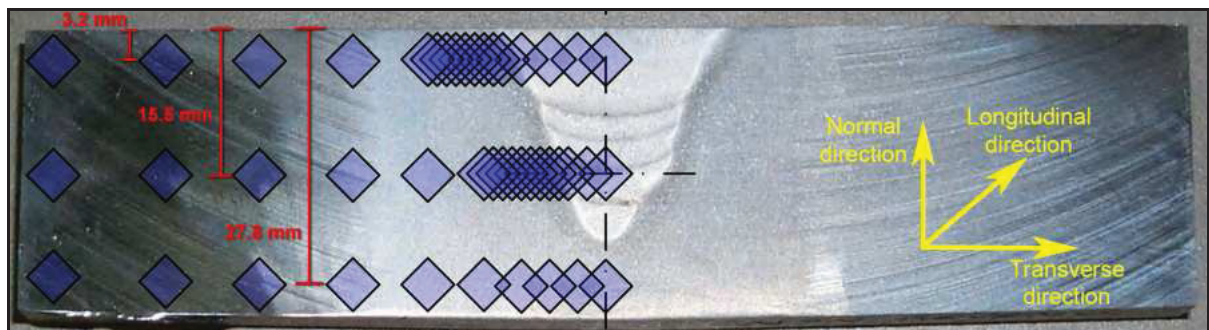


Figure 3.1 Weld cross-section polished and etched in the weld zone with neutron diffraction measurement locations indicated.

Table 3.1 Chemical compositions of base (BM) and weld (WM) metals

Wt. %	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	Cu	P	S	N
BM	0.012	1.0	13.3	4.9	0.75	0.40	0.13	0.01	0.001	0.01
WM^a	0.020	0.48	12.5	3.8	0.47	0.34	0.06	0.02	0.004	n.a.

^a Measured at the centre of the last bead

Table 3.2 Welding parameters

Process	Gas	Wire diameter	Voltage	Current	Speed	Heat input
GM AW-metal-cored wire	Ar / 8% CO ₂	1.2mm	28.3 V	225-234 A	2.6-3.3 mm/s	1.9-2.5 kJ/mm

The investigation focused on two plates: one in the as-welded condition and one heat treated following ASTM A480 [6]. The parameters used for the heat-treatment are presented in Table 3.3.

Table 3.3 Post-weld heat treatment parameters

Temperature	Holding time	Cooling medium
600 ± 10°C	2 h	Air (no convection)

3.2.2 Neutron diffraction

Neutron diffraction measurements were performed on the L3 diffractometer of the Canadian Neutron Beam Centre, Chalk River Laboratories, in Ontario, Canada. Neutrons penetrate easily through many engineering materials, allowing the three-dimensional mapping of residual stress distributions in the interior of weldments. The technique is non-destructive in the sense that the measurement itself does not perturb the stress field under analysis [46, 119, 120, 155]. For these experiments, a monochromatic neutron beam was employed with a nominal wavelength of 1.65 Å. As recommended by ISO standard 21432 [47], the strains in the martensite were determined from shifts in the {211} diffraction peaks that were fitted using a Gaussian function. For this reflection, the nominal scattering angle was $2\theta = 89.5^\circ$. The residual stresses were calculated from the measured lattice strains using the Kröner

diffraction elastic constants for martensite: $E_{\{211\}} = 225.5$ GPa, $\nu_{\{211\}} = 0.28$ [46]. The residual stresses in the longitudinal (L), transverse (T) and normal (N) directions were calculated using the generalized Hooke's Law:

$$\sigma_i = \frac{E}{1+\nu} \left[\varepsilon_i + \frac{\nu}{1-2\nu} (\varepsilon_L + \varepsilon_T + \varepsilon_N) \right] \quad i = \{L, T, N\} \quad (3.1)$$

where the subscripts refer to the components of strain and stress.

A 2 mm x 2 mm x 20 mm sampling volume was used for the normal and transverse strain measurements. For the longitudinal strain measurements, a much smaller sampling volume of 4 mm x 4 mm x 2 mm was used. The 20 mm dimension for normal and transverse strains and the 2 mm dimension for longitudinal strain are parallel to the weld length, i.e. in the longitudinal direction, for which no stress gradients are expected. Figure 3.1 shows the measurements locations represented as blue diamonds corresponding to the actual sections of the sampling volumes for transverse and normal strains (actual diamond heights are 2.83 mm for transverse and normal strains and 5.66 mm for longitudinal strains).

Measurements were made at three depths: 3.2 mm from the plate surface, at mid-thickness (15.5 mm from the weld surface) and at 3.2 mm from the back surface (i.e. 27.8 mm from the plate surface). For strain measurements at a depth of 3.2 mm, an oscillation of ± 1.4 mm was used for the transverse and normal strain measurements to match the range of depths sampled for the longitudinal strain measurements. Measurements were made at 46 locations for each direction (longitudinal, transverse and normal). The weld being symmetric, measurements were made on only one half of the weld section. Symmetry is thus assumed in the following presentation of the results. All the measurements are located at mid-length of the weld.

As suggested by many authors (e.g. [46]), a small comb was machined by EDM to obtain the stress-free lattice spacing d_0 . Furthermore, three small blocks were machined, one in the base metal, one in the heat-affected zone (HAZ) and one in the weld metal. The comb teeth

dimensions were 2 mm x 2 mm x 20 mm while the block dimensions were 4 mm x 4 mm x 20 mm, the long direction (20 mm) being parallel to the thickness of the plate. The values of d_0 ranged from 1.17207 Å in the base metal to 1.17259 Å in the weld, an effective lattice strain of $\sim 400 \times 10^{-6}$, slightly larger than the typical uncertainty of $\pm 100 \times 10^{-6}$.

3.2.3 Contour method

The contour method developed by Prime [109] was used to measure the longitudinal component of stress. As this method allows the visualization of residual stress on the whole section of the assembly, it is possible to compare directly the neutron diffraction measurements with the contour method measurements. The piece was sectioned by wire EDM using a 250 μm wire. The displacement of the cut surfaces was measured with a non-contact profilometer using white light chromatic aberration with a sampling step of 150 μm as described in [43]. Because of a small angular distortion due to welding, the measured surfaces were cropped to obtain a perfect rectangle; less than 1 mm at the surface had to be discarded (i.e. measured points were not taken into account), mostly near the edges ($y = 60$ mm and -60 mm), where stresses are very low. The resulting surfaces were then filtered using a cubic spline filter with a 3.5 mm wavelength cutoff. The two filtered surfaces were then averaged to remove any shear component of stress [109]. The resulting surface was then reparametrized on a 0.5mm grid corresponding to the nodes of a finite element (FE) model developed using ANSYS [43]. The surface representing a displacement matrix is used to calculate the residual stresses normal to the cut that were present before the cut was performed. The maximum peak-to-valley of the measured displacements was 47 μm . A Young's modulus of 200 GPa was used for the FE calculation, representing the modulus of the bulk material.

3.3 Results

3.3.1 As-welded joint

The Renka-Cline interpolation method implemented in Origin™ [22] was used to produce a 2D map of the residual stresses from the 46 measurement points. As previously mentioned, we assume that the stresses are symmetric, so the maps have been mirrored for visualization purposes.

3.3.1.1 Longitudinal stress

Figure 3.2 and Figure 3.3 show the longitudinal stress distributions measured by neutron diffraction and by the contour method, respectively. The highest tensile and compressive stresses were found in this direction. The maximum tensile and compressive stresses measured by neutron diffraction are 534 MPa and -426 MPa, respectively. As previously found [133, 138], both methods show that the last bead is in compression and that there exist balancing zones of longitudinal tensile stress surrounding this bead, both beneath it, and to the left and right of it.

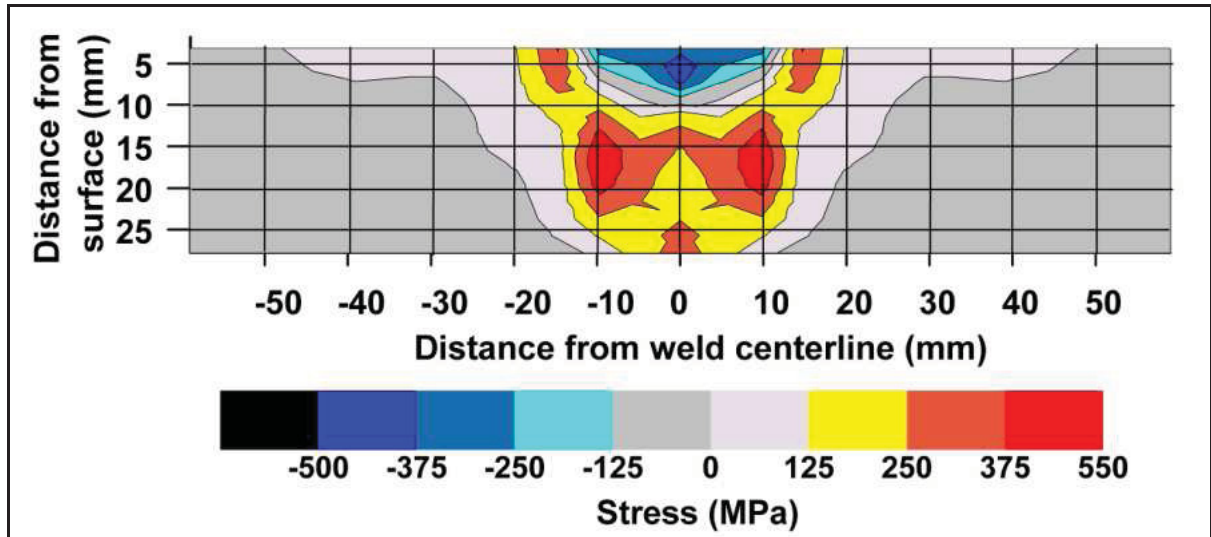


Figure 3.2 Longitudinal residual stress distribution measured by neutron diffraction in the as-welded plate.

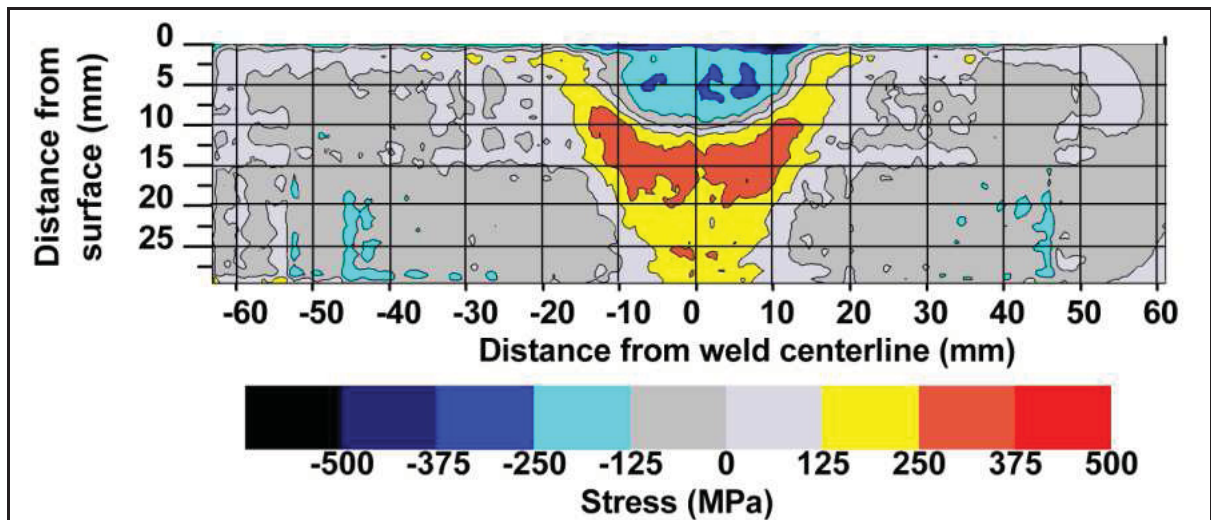


Figure 3.3 Longitudinal residual stress distribution measured by the contour method in the as-welded plate.

3.3.1.2 Transverse and normal stresses

The transverse and normal residual stress distributions in the as-welded plate measured by neutron diffraction are shown in Figure 3.4(a) and (b), respectively. The results show that the last bead is not only in compression in the longitudinal direction, as is quite well known, but is in fact in a state of triaxial compression. This can be rationalized on the basis that the

expansion of the bead is resisted by the rest of the plate. Compressive stresses thus develop in all three directions in the last bead with balancing tensile stresses around it.

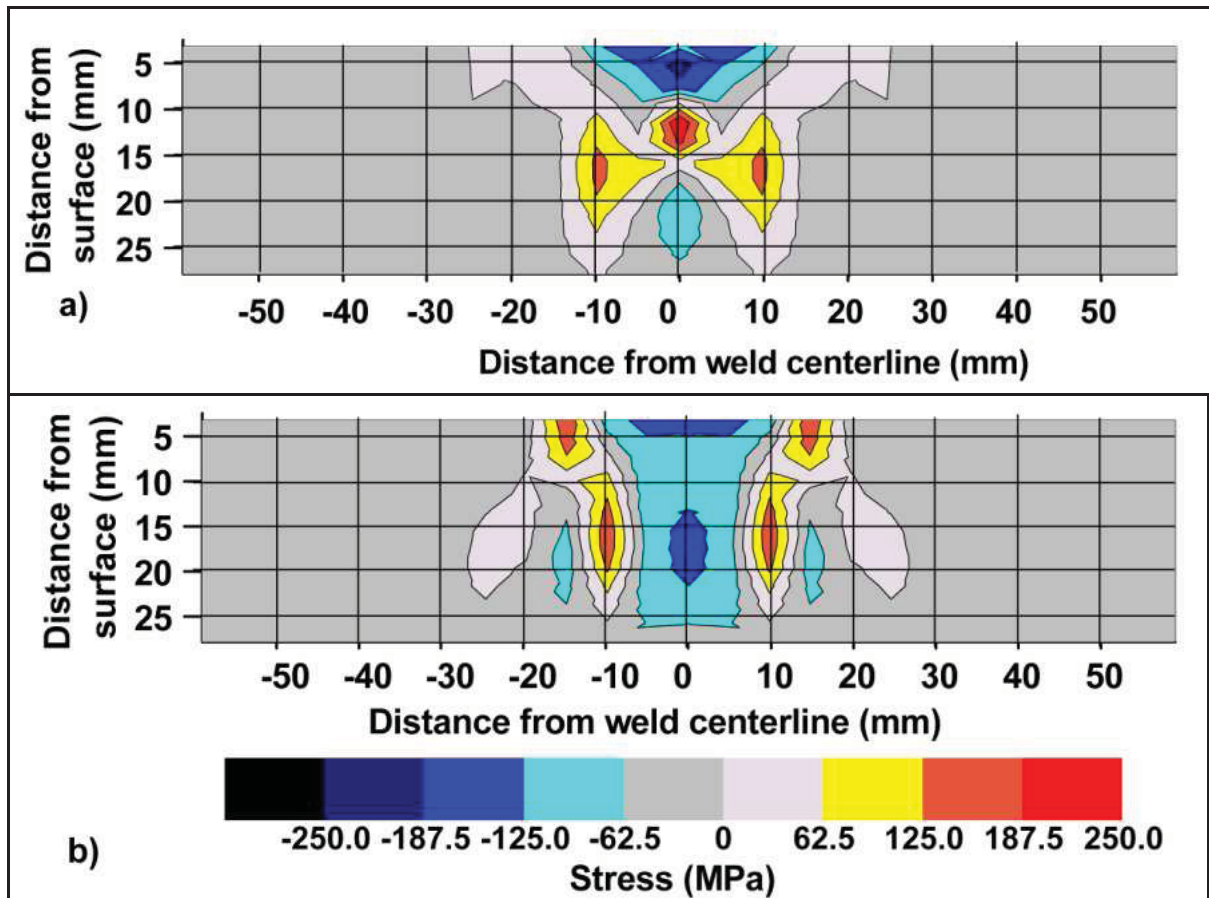


Figure 3.4 (a) Transverse and (b) normal residual stress distributions measured by neutron diffraction in the as-welded plate.

As shown in Figure 3.2 and Figure 3.3, the longitudinal stress at the weld surface changes from strongly compressive in the weld to strongly tensile at the border between the HAZ and the base metal, and back to compressive in the base metal further from the weld. In contrast, the transverse stress is compressive over the entire surface of the plate. Balancing tensile transverse stresses occur only in the core of the plate.

It is interesting to note that the normal stresses (parallel to the thickness direction) are comparable in intensity to the transverse stresses. The highest and lowest measured normal stresses are 235 MPa and -180 MPa, respectively, while the corresponding extreme values

for the transverse stress are 254 MPa and -196 MPa, respectively. The normal stress distribution is somewhat different from that of the transverse and longitudinal stresses: there is no region of tensile stress below the last bead as found in the transverse stress distribution. This is an effect of the phase transformation: the compression caused by volumetric expansion is counterbalanced in the normal direction as well and it translates into some tension adjacent to the weld and only moderate compression beneath the last bead.

3.3.2 Post-weld heat treated joint

The standardized post-weld heat treatment applied to the welded plate proved to be very efficient in lowering residual stress levels. Residual stress profiles at the surface and at mid-thickness of both plates as measured by neutron diffraction are presented in Figure 3.5. These graphs clearly demonstrate the reduction and smoothing effect of the heat treatment. The highest measured tensile stress was 136 MPa (measured in the longitudinal direction) while the highest compressive stress was -152 MPa (measured in the normal direction).

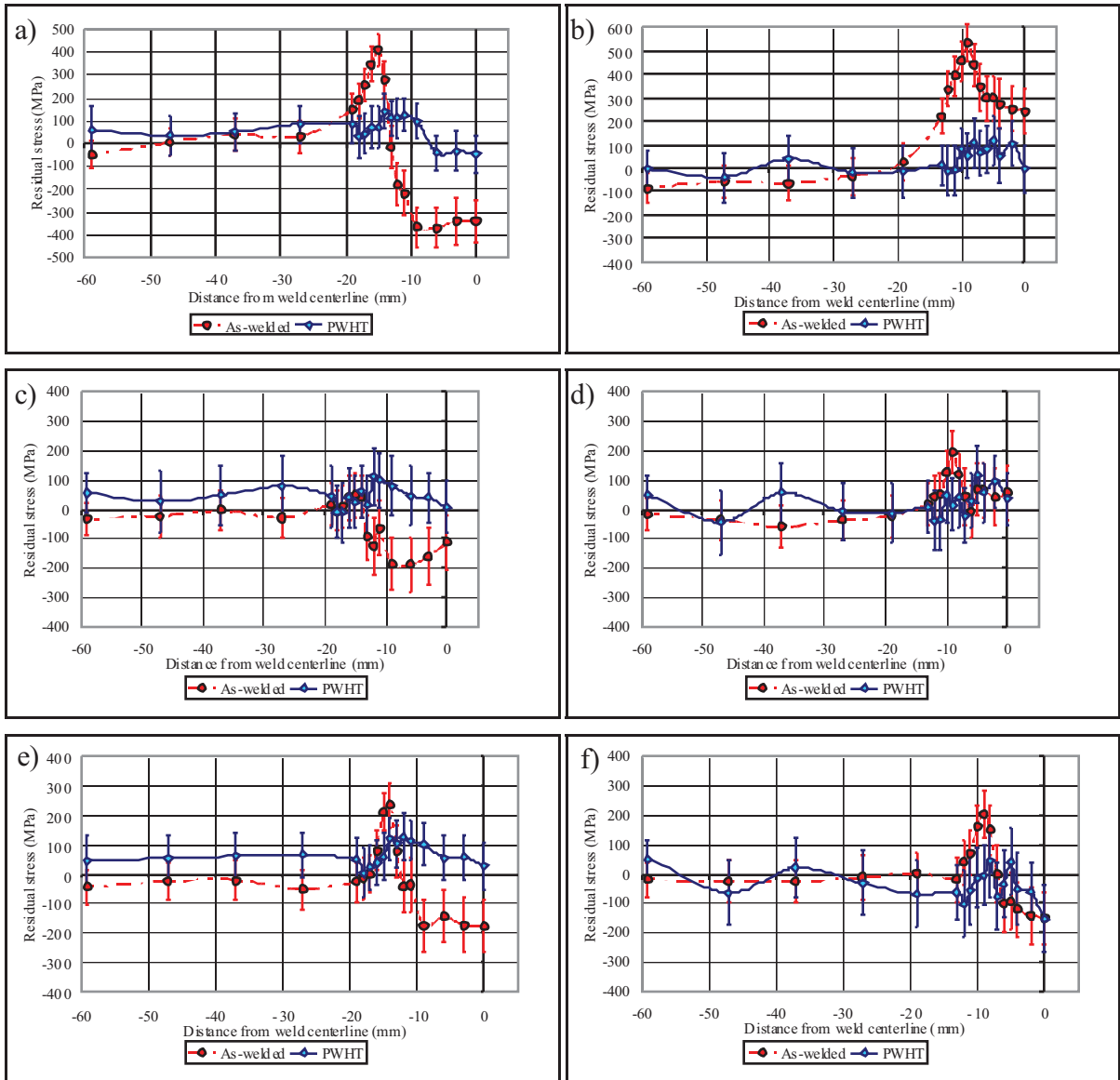


Figure 3.5 Residual stress distribution before and after post-weld heat treatment (from neutron diffraction measurements) (a) Longitudinal stress at the surface (b) Longitudinal stress at mid-thickness (c) Transverse stress at the surface (d) Transverse stress at mid-thickness (e) Normal stress at the surface (f) Normal stress at mid-thickness.

3.4 Discussion

3.4.1 Effect of heat treatment

The reduction in residual stress levels is not surprising if we consider the yield strength of 415 plates at PWHT temperatures. Tensile tests done at high temperatures have shown that the yield strength of this material is ~ 200 MPa when heated at 600°C [24]. The yield strength of the austenite phase at this temperature is even lower. Figure 3.6 shows the yield strength as a function of temperature obtained from tensile tests at different temperatures on heating and on cooling. The yield strength of austenite at 600°C can be found from the “On cooling” curve in Figure 3.6: since the martensitic transformation only begins at 300°C , the alloy is purely austenitic at $T = 600^\circ\text{C}$ on cooling. We find that the yield strength of the reformed austenite is ~ 50 MPa at 600°C . Hence, in the presence of high residual stresses, this reformed austenite will deform plastically, thereby lowering the overall residual stress levels. Consequently, the low yield strength of the alloy and the formation of 10-20 vol.% austenite during PWHT explain the efficiency of the PWHT in lowering residual stress levels.

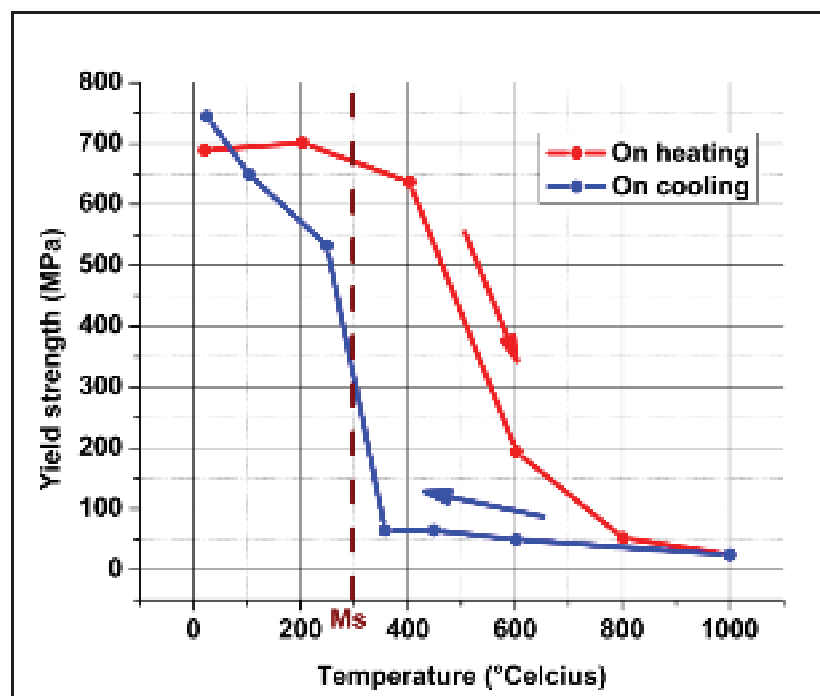


Figure 3.6 Yield strength of AISI 415 at different temperatures.

It is important to stress the importance of the temperature attained during PWHT. Too low a temperature results in no austenite being reformed, while too high a temperature results in excessive austenite that transforms during quenching back to hard untempered martensite [118]. Thus, though a higher PWHT temperature might seem advantageous for stress relief, one has to keep in mind that the main purpose of PWHT is the tempering of martensite and that a few volume percent of hard martensite could be detrimental to weld performance.

3.4.2 Effect of phase transformation

Phase transformation plays a critical role in determining the final residual stress distribution. The 410NiMo tested in this study showed the same behaviour as low transformation temperature filler metals developed for high strength steels. The M_s temperature of the weld metal used in this study was found by dilatometry to be 302°C. As a comparison, the M_s temperature of the 1%Cr-12%Ni alloy tested by Francis et al. [35] was 275°C. The longitudinal residual stresses measured in this study are similar to those presented by these authors. The most significant difference is the extreme values of stress found in their alloy (-600 and 800 MPa compared to -400 and 500 MPa in this study).

In the HAZ, the longitudinal residual stress changes from compressive to tensile with increasing distance from the weld centreline (Figure 3.2 and Figure 3.3). Longitudinal residual stress as a function of distance from the weld centreline is plotted in Figure 3.7, together with the intensity of the austenite $\{11\}$ neutron diffraction peak. Peak intensity is the area under the peak exclusive of the background, and is proportional to the volume of retained austenite [26]. The peak intensity increases significantly through the HAZ with increasing distance from the weld centreline. This change appears to correlate well with the transition from a compressive to a tensile longitudinal stress state. The amount of austenite in the base metal seems, for the most part, to be unaffected by welding (zone 5B in Carrouge [19] and Thibault [138]). As no austenite transforms into fresh martensite upon cooling in the base metal, no volumetric expansion occurs to counteract the tensile stresses developed as the weld solidifies and the plate cools and shrinks. On the contrary, the expansion which occurs

in the weld and part of the HAZ accentuates the tensile stress in the base metal adjacent to the HAZ. Indeed, Figure 3.7 shows that the tensile stress peak is located in the base metal, just next to the HAZ border and not in the HAZ itself. The occurrence of the peak tensile stress in the base metal rather than the HAZ is advantageous, since the base metal should have better fatigue properties than the HAZ. But before this welding procedure can be used without post-weld heat treatment, more validations have to be made: as-welded 410NiMo being often too fragile for industrial applications, the as-welded martensite must usually be tempered. Using a filler metal that leaves some retained austenite in the weld could be an interesting way to improve the ductility of welds. This would at the same time lower the cold cracking susceptibility of 410NiMo welds as retained austenite would serve as hydrogen traps. Before designing a new filler metal, it is necessary to better understand the contribution of retained and reformed austenite on fatigue crack propagation behaviour of 13%Cr-4%Ni welds as fatigue crack propagation resistance is the most important property for hydraulic turbine runners.

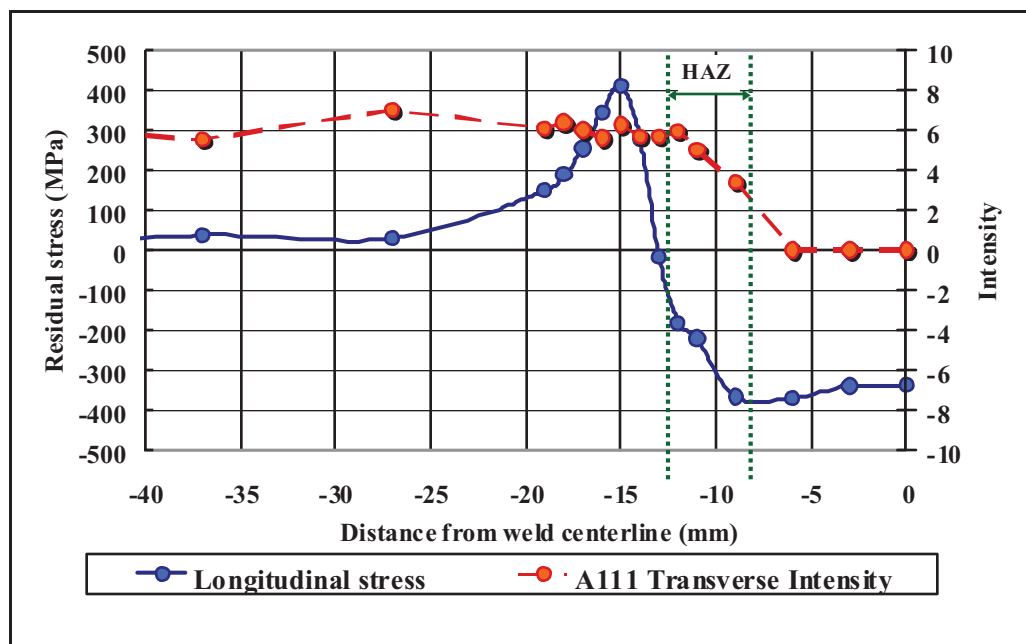


Figure 3.7 Comparison between austenite $\{111\}$ signal intensity and longitudinal stress after welding.

3.4.3 Comparison between neutron diffraction and the contour method

To better compare residual stresses obtained by the two methods, the stress profile measured at mid-thickness by neutron diffraction in the as-welded plate was compared to the corresponding profiles obtained from the contour method (Figure 3.8). As the sampling volume of neutron diffraction measurements is an average of the signal over the sampling volume, contour profiles at $15.5 \text{ mm} \pm 2.75 \text{ mm}$ were average to compare results. Note that due to cropping and to reparametrization of the contour surfaces, we evaluate the positioning error of the contour method at $\pm 0.8 \text{ mm}$.

Overall, both methods give similar stress distributions. However, the neutron diffraction stress measurements near the HAZ are significantly higher than stress measured by the contour method.

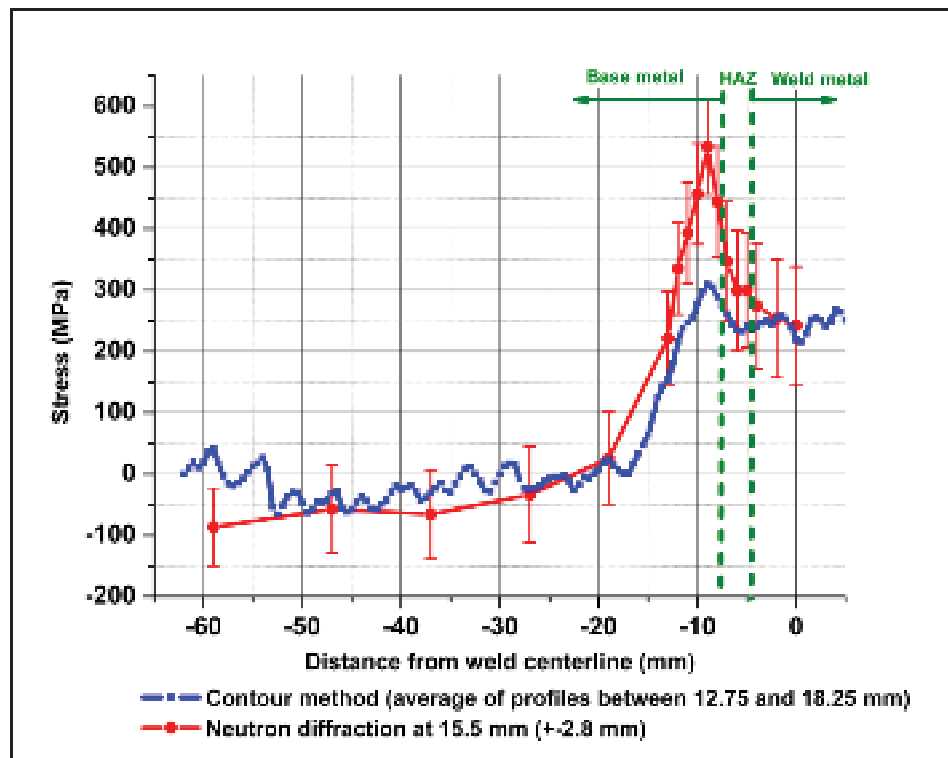


Figure 3.8 Comparison of residual stress profiles measured by neutron diffraction and by the contour method (longitudinal stress) at mid-thickness.

The higher tensile stress peak found by neutron diffraction near the HAZ (530 MPa vs 300 MPa) can be explained by the presence of reformed austenite, in which compressive stress is expected. This stress tends to lower the overall stress (i.e. the stress in martensite and austenite) that is measured by the contour method but that is not measured by neutron diffraction as only strains in martensite are measured with the latter method. The agreement between both methods is indeed better in the weld itself where no austenite is found. Another source of uncertainty is related to the microstructure in the HAZ in which the lattice parameter d_0 is hard to measure adequately since its value changes abruptly in this region. Other studies comparing neutron diffraction measurements with contour method results most often show better agreement between methods [101, 102, 111, 113, 158]. However, other authors have also found lower stress by the contour method when compared to neutron diffraction [153, 154]. Movement during the cutting process in the contour method is sometimes cited as being the cause of a 5% error that tends to lower stress measured with this method [110, 153].

3.5 Conclusions

The following conclusions can be drawn from this work.

On the residual stress distribution:

- a) Due to the low temperature of the martensitic transformation, a triaxial state of compression is found in the last weld bead.
- b) A zone of high tensile longitudinal residual stress exists underneath the last bead. This zone is much smaller for the transverse stress and does not occur for the normal stress.
- c) Most of the HAZ is also in a state of compression: tensile stresses in the longitudinal and normal directions only occur at the far end of the HAZ (adjacent to the base metal), where reformed austenite remains stable on cooling.

On the efficiency of the standardized heat treatment:

- a) The 600°C post-weld heat treatment is very effective in reducing residual stress levels. The maximum tensile stress is lowered from 534 to 136 MPa. Beneficial compression is, however, also reduced from -426 to -152 MPa (maximum values).

On the efficiency of the single-bead-layer welding procedure:

- a) Completing the multipass weld with single-bead layers proved to be an elegant way to leave a state of triaxial compression at the surface of the weld when using low transformation temperature filler metal such as 410NiMo. Transverse stresses are in compression over the entire weld surface.

Acknowledgements

The authors would like to thank Raynald Simoneau for fruitful discussions, René Dubois and Vincent Cloutier for realizing the welds and Stéphane Godin and Carlo Baillargeon for completing part of the characterization work.

CHAPITRE 4

ARTICLE 3 : REFORMED AUSTENITE TRANSFORMATION DURING FATIGUE CRACK PROPAGATION OF 13%CR-4%NI STAINLESS STEEL

Denis Thibault^{1,2}, Philippe Bocher², Marc Thomas², Jacques Lanteigne¹,
Pierre Hovington¹, Patrice Robichaud^{2,3}

¹Institut de recherche d'Hydro-Québec (IREQ), 1800 boul. Lionel-Boulet, Varennes, Québec,
Canada

²École de technologie supérieure, 1100 rue Notre-Dame Ouest, Montréal, Québec, Canada

³now at Centre de recherche et de développement Arvida (CRDA), 1955, boul. Mellon,
Jonquière, Québec, Canada, G7S 4K8

This chapter has been submitted for publication as an article in Materials Science and
Engineering: A

Résumé

Dans leur état brut de trempe, les aciers inoxydables de type 13%Cr-4%Ni sont entièrement martensitiques. Néanmoins une certaine quantité d'austénite est formée lors du traitement thermique de revenu. Cette austénite thermiquement stable à température ambiante peut par contre se retransformer en martensite sous l'effet de contraintes mécaniques. Il est reconnu que cette transformation se produit lors d'essais d'impact. Or la présence de ce phénomène dans les aciers 13%Cr-4%Ni n'a jamais été étudié sous chargement cyclique. Cette étude présente donc les résultats de la caractérisation par diffraction des rayons-x de l'austénite de réversion avant et après la propagation de fissure de fatigue. Les résultats montrent que l'austénite formée lors du traitement thermique transforme en martensite en fond de fissure et ce même à de très faibles valeurs de facteurs d'intensité de contrainte. Des essais de fatigue oligocyclique ont aussi été effectués afin de caractériser le comportement de l'austénite de réversion sous déformation cyclique. Ces essais ont permis de montrer que la transformation de l'austénite n'est que partielle lors du premier cycle de déformation mais que celle-ci est complétée après 100 cycles. Le lien entre le comportement de l'austénite en fatigue oligocyclique et en fatigue-propagation est aussi discuté. Les différences de taux de propagation observées lors des essais de propagation de fissure entre les aciers laminés et coulés sont aussi abordées.

Abstract

In the as-quenched state, 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel are essentially 100% martensitic. However, a certain amount of austenite is formed during tempering of this alloy. This reformed austenite is thermally stable at room temperature but can transform to martensite under stress. This transformation is known to happen during impact testing but it has never been established if it occurred during fatigue crack propagation. This study presents the results of X-ray diffraction measurements of reformed austenite before and after crack growth testing. It has been found that reformed austenite do transform to martensite at the crack tip and that this transformation occurs even at low stress intensity factor. Low-cycle fatigue tests were conducted to verify austenite stability under cyclic straining. It was found that reformed austenite transforms only partially during the first strain reversal but that essentially all austenite has disappeared after 100 cycles. The link between austenite behaviour under low-cycle testing and fatigue crack growth testing are discussed as well as observed differences in fatigue crack growth rate between cast and rolled alloys.

4.1 Introduction

To predict the remaining life of hydraulic turbines, it is important to understand their fatigue crack propagation behaviour as it is their prevailing degradation mode. As the 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steels used for the manufacturing of the turbines runners contain reformed austenite (up to 30% depending on the alloy and on heat treatment) it is important to know if this austenite affects the fatigue crack propagation behaviour of these alloys and to understand what the possible consequences are.

This austenite is formed during tempering of the alloy. The decomposition of martensite into austenite starts at around 600°C. Between 600°C and 630°C [118], all reformed austenite is stable when the alloy is cooled at ambient temperature. This can be explained by the enrichment of austenite in nickel that stabilizes it. However, if tempering temperature is higher than 630°C, too much austenite is formed and nickel enrichment is not significant enough to stabilize austenite at room temperature and so part of the austenite formed at

tempering temperature transforms back to martensite on cooling. So to avoid formation of untempered martensite, tempering is usually realized at temperature lower than 630°C.

It has already been shown that this austenite formed during tempering of 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel was mechanically unstable and transforms to martensite when cold rolled or when tested for toughness [10, 11]. A localized transformation induced plasticity (TRIP) effect has been suggested to explain the impact resistance behaviour of this steel [10, 11]. As this phenomenon has been proven to also influence the fatigue crack propagation behaviour of numerous alloys as Nitinol [77, 117], TRIP high strength steels [36, 45, 115] and austenitic stainless steels [54, 107], it is important to document if it plays a role in fatigue crack growth of 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel as well. To our knowledge, this has never been established.

The objectives of the present study was to determined if reformed austenite during tempering in 13%Cr-4%Ni stainless steels transformed to martensite under fatigue crack propagation conditions. The precise goal of the work was to characterize the crack propagation path and determine if reformed austenite had transformed and how this transformation could have affected the fatigue behaviour. Microstructural features were also characterized to identify the prevalent fatigue crack propagation mechanisms.

4.2 Experimental procedure

4.2.1 Material

For the purpose of this study, 13%Cr-4%Ni stainless steels provided by three different sources were tested: two cast alloys type CA6NM (provided by two different foundries) and one wrought alloy AISI 415. Heats used for fatigue crack growth (FCG) tests and low cycle fatigue (LCF) tests were different, however their chemical compositions were very similar. The results of composition analysis are presented in Table 4.1. These analysis were performed by optical emission spectroscopy, by combustion (for carbon and sulfur) and by

inert gas fusion (for nitrogen). Both CA6NM and AISI 415 were austenitized and tempered following ASTM A743 and ASTM A480 [4, 6] respectively.

The resulting microstructures are presented in Figure 4.1. The microstructure observed by optical microscopy consists entirely of lath martensite, the lamellae of reformed austenite being too thin to be resolved by optical microscopy. Only very small amount of delta ferrite has been observed under optical microscopy. Table 4.2 presents the results of parent austenite grain size measurements obtained by optical microscopy. The mean diameter d_{mean} together with the median diameter and the 90 per centile diameter (noted as $d_{50\%}$ and $d_{90\%}$) are presented. Tensile properties as measured on a servo-hydraulic testing machine are presented in Table 4.3.

Table 4.1 Chemical composition as measured by optical emission spectroscopy, by combustion (for carbon and sulfur) and by inert gas fusion (for nitrogen)

Wt. %	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	Ti	V	N	P	S	O
CA6NM-A	0.013	13.1	4.3	0.51	0.61	0.65	0.22	0.003	0.008	0.006	260 ppm	20 ppm	45 ppm
CA6NM-B	0.020	13.6	4.1	0.61	0.58	0.41	0.19	0.005	<0.01	0.009	190 ppm	25 ppm	40 ppm
415 FCG specimens	0.012	13.7	4.7	0.60	0.83	0.40	0.26	0.004	0.03	0.012	220 ppm	20 ppm	40 ppm
415 LCF specimens	0.020	13.5	4.6	0.50	0.76	0.16	0.23	n.a.	0.03	n.a.	150 ppm	13 ppm	n.a.

Table 4.2 Austenite grain size as measured by optical microscopy

	Parent austenite grain size (Optical microscopy)		
	$d_{50\%}$ (μm)	$d_{90\%}$ (μm)	d_{mean} (μm)
415	64	111	78
CA6NM-A	59	120	77
CA6NM-B	69	156	93

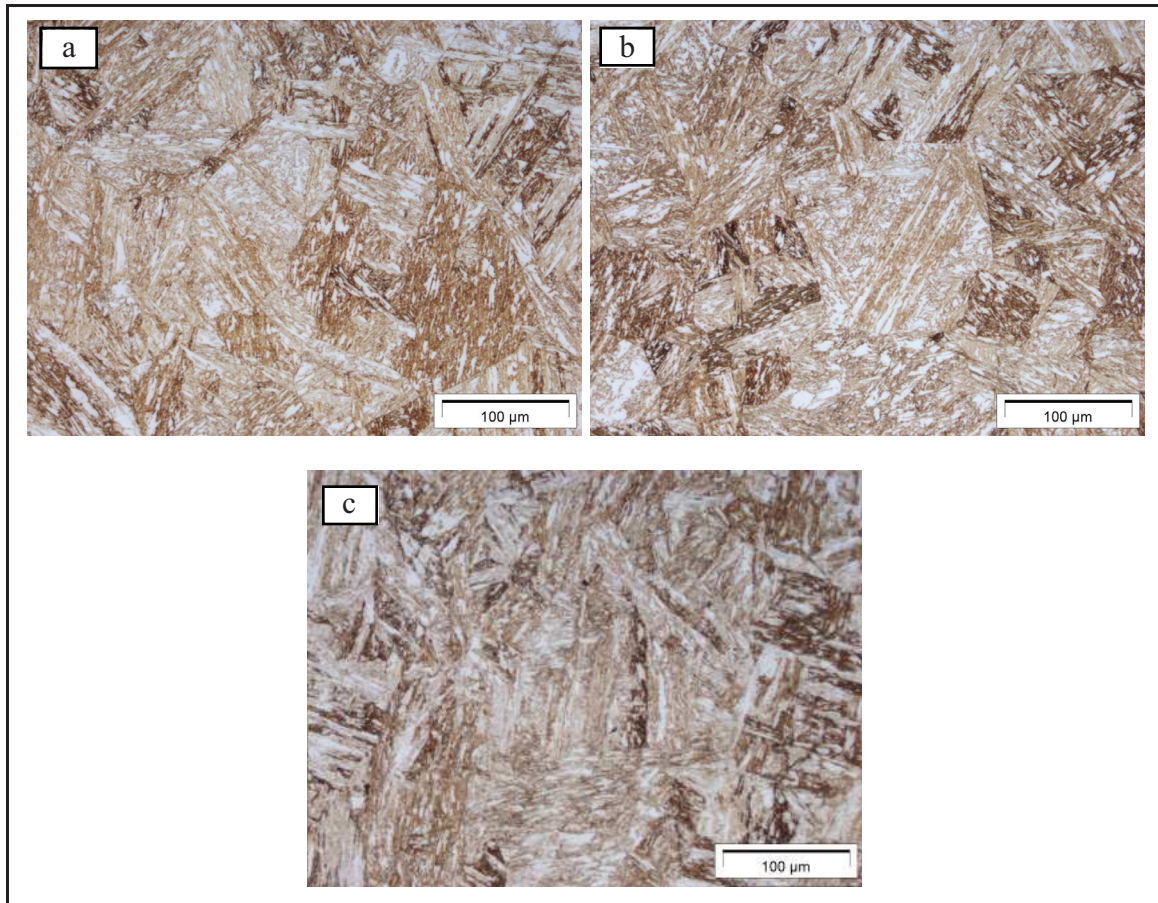


Figure 4.1 Microstructures of the tested alloys (mag. 200x) (a) AISI 415 (b) CA6NM-A (c) CA6NM-B.

Table 4.3 Tensile properties of the tested alloys

Alloy	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
AISI 415	723	842	31.4
CA6NM-A	626	791	27.8
CA6NM-B	763	836	27.0

4.2.2 SEM characterization

Field Emission GUN SEM (FE-SEM) was used to characterize the reformed austenite (RA) lamellae size and inter-spacing. As it is clearly seen in Figure 4.2, the width of the austenite

lamellae is very different from one alloy to the next. All images were obtained after electro-polishing with secondary electron signal. The width of austenite lamellae in CA6NM-B is mostly comprised between 50 to 100 nanometers while the width in CA6NM-A is 5 times larger. Intermediate widths are found in the AISI 415 (100 to 200 nanometers). The three alloys show similar lamellae spacing: 0.56 μm for AISI 415 compared to 0.50 μm for CA6NM-A and 0.45 μm for CA6NM-B.

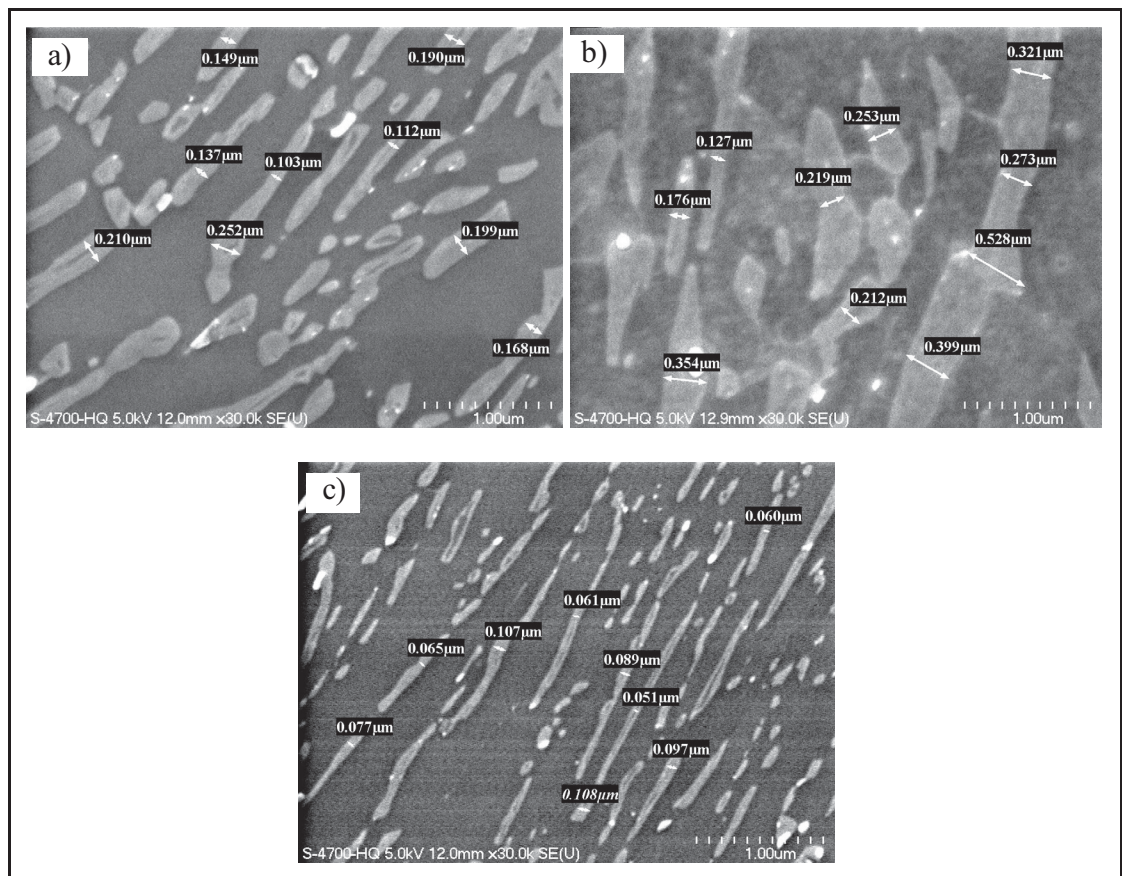


Figure 4.2 Reformed austenite lamellae as observed on FE-SEM at high magnification (mag. = 30 000x) (a) AISI 415 (b)CA6NM-A (c)CA6NM-B.

4.2.3 X-ray diffraction reformed austenite measurements

4.2.3.1 Initial austenite percentage

The reformed austenite percentage of the various samples has been measured by X-ray diffraction using the Rietveld method [156] on spectrums obtained with a Bruker AXS D8-Advance system equipped with a Cu tube. For quantification on the different materials, a careful preparation was used to make sure that no transformation occurred during sample preparation. Electron discharge machining was used to cut 2 mm thick samples that were afterward grinded starting with 1200 grit sandpaper followed by a chemical etching in aqueous solution of 30% HCl and 30% HNO₃. Samples were rotated to assure a more representative sampling.

The obtained amounts of reformed austenite from the Rietveld analysis of XRD spectrums are presented in Table 4.4. It can be seen that the CA6NM-B and AISI 415 used for low-cycle fatigue tests contain less reformed austenite than the CA6NM-A and AISI 415 batch used for crack growth tests. The first objective of the study being to characterize the reformed austenite transformation during crack growth of as-received alloys, the initial fraction of reformed austenite was a fixed parameter of this study. It is however interesting to note the different fractions of reformed austenite in the casting alloys as it could have influence FCG results.

Table 4.4 Initial reformed austenite content of tested samples

Specimen type	Alloy	% γ_{ref} XRD
FCG	AISI 415	17.4
	CA6NM-A	17.1
	CA6NM-B	11.6
LCF	AISI 415	11.3

4.2.3.2 Austenite percentage after fatigue crack propagation testing

To quantify the austenite that has been transformed on the various regions of the fatigue fracture surfaces, X-ray diffraction was used directly on the surface. In this case, samples were not rotated. The penetration depth d of X-rays are related to the diffraction angle 2θ and to the coefficient of absorption μ by:

$$d = \frac{\sin\theta}{2\mu} \ln\left(\frac{1}{1-G_x}\right) \quad (4.1)$$

where G_x is the fraction of the total diffracted intensity which is contributed by a surface layer x .

So, using the same radiation i.e. Cu K α , 90% of the scattered X-rays come from a sampling depth of less than 1.8 μm to 4.8 μm for diffraction angles 2θ of 40° and 140° respectively.

The size of the X-ray incident beam was limited to 0.6 mm so that the surface of the excited volume was itself limited to a width of 1.75 mm at diffraction angle $2\theta = 40^\circ$ and 0.64 mm at $2\theta = 140^\circ$ (Equation 4.2).

$$w_{excited} = \frac{w_{beam}}{\sin\theta} \quad (4.2)$$

4.2.4 Fatigue crack propagation testing

The fatigue tests were carried out using a standardized protocol following ASTM E647 [2]. Standard CT specimens have been used; tests were conducted on a servo-hydraulic testing machine. Crack-length was determined and followed using the compliance measurement technique and were also periodically verified visually with two microscopes fixed on each side of the specimen. Details of the protocol followed for da/dN curves are presented

elsewhere [59]. A ratio K_{min}/K_{max} of 0.1 was used for all tests. Tests were conducted in ambient air at temperature between 20°C and 25°C. Humidity was not controlled and could have varied between 30% and 60%. Test frequency used for 415 tests was 5 Hz while CA6NM was tested at 25 Hz. One propagation curve was obtained for each CA6NM. Three curves were realized with the wrought alloy AISI 415 to improve confidence.

4.2.5 Low-cycle fatigue testing

Low cycle fatigue tests were conducted on the AISI 415 version. The purpose of these tests were to characterize the mechanical stability of reformed austenite in 13%Cr-4%Ni stainless steel and compare the austenite behaviour under low-cycle fatigue with its behaviour in fatigue crack propagation as crack tip behaviour is related to low-cycle fatigue deformation mechanisms.

These low-cycle fatigue tests consisted of strain-controlled tests on a Instron servo-hydraulic mechanical bench made at low frequency (1 Hz) at a ratio $R = -1$. Cycling was performed using strains of 1% and 2% on multiples samples each cycled a different number of times. Most of these results were presented in the Master thesis of Robichaud [118]. Austenite content was measured on each specimen after various numbers of cycles.

4.3 Results

4.3.1 Fatigue crack propagation testing

Figure 4.3 presents the results from crack propagation tests in all CA6NM and AISI 415 alloys. Above $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, all results seem independent of the microstructure characteristics and basically converge to one single curve. This transition most probably represents the transition from a stage for which microstructure plays an important role (stage I) to the Paris regime, for which geometry dominates over microstructural effects (stage II).

This stable regime is usually represented by:

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (4.3)$$

Parameters C and m in Equation 4.3 are scaling constants influenced by environment, load ratio and material. When Equation 4.3 is fitted on the data of AISI 415 in the Paris domain we find:

$$\frac{da}{dN} = 2.2 \times 10^{-9} \Delta K^{3.15} \quad (4.4)$$

The samples from the two foundries showed similar behaviour. Between $\Delta K = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ and $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, both casting alloys have a crack propagation rate significantly lower than AISI 415; the crack growth rate CGR in cast steels being 3 times lower than in AISI 415 at $6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. The possible cause of this discrepancy will be discussed later.

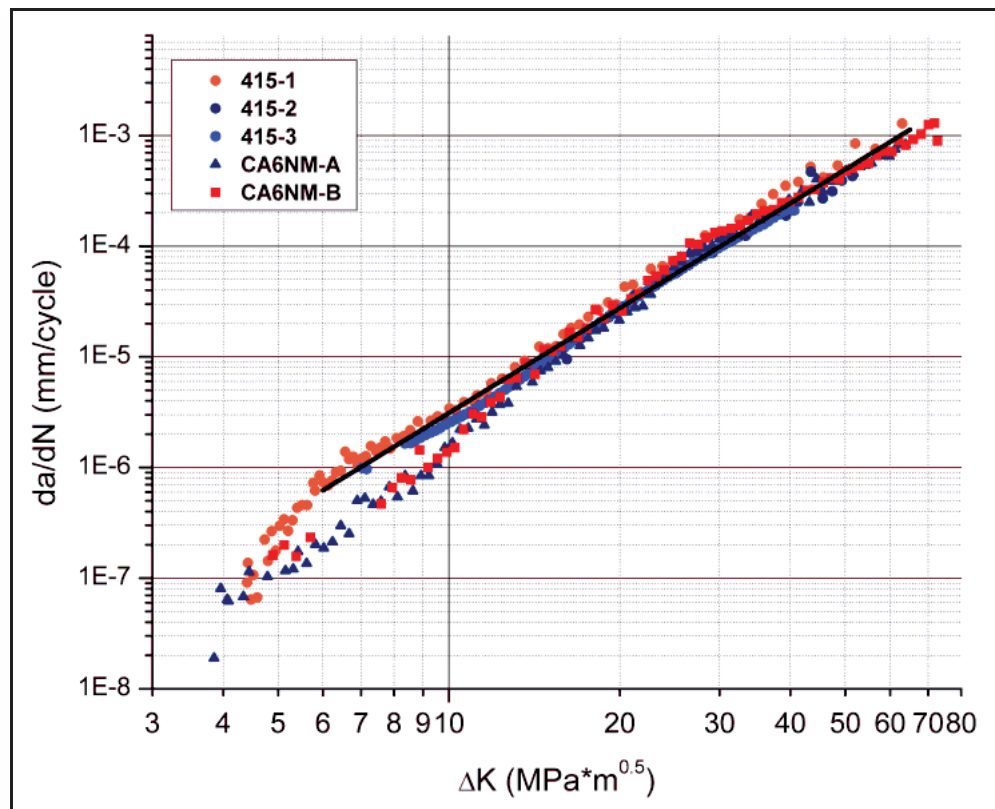


Figure 4.3 Fatigue crack growth behaviour of CA6NM and AISI 415 in air, $R = 0.1$.

4.3.2 SEM fractography

Near threshold i.e. around $\Delta K = 4.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, the crack surfaces in the three alloys are very similar. They all present a smooth surface on which it is easy to recognize the martensite packets at low magnification (Figure 4.4).

The main difference in the morphology of the fracture surface at medium CGR i.e. around $\Delta K = 8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ appears to be the roughness (Figure 4.5). In AISI 415, the same smooth surface observed at threshold is still observed at $\Delta K = 8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. In CA6NM-A the surface is rougher than at $\Delta K = 8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, but the crack propagation still seems to proceed along martensite packets boundaries. In CA6NM-B, the surface still presents propagation along packets but this is mixed with intergranular decohesion.

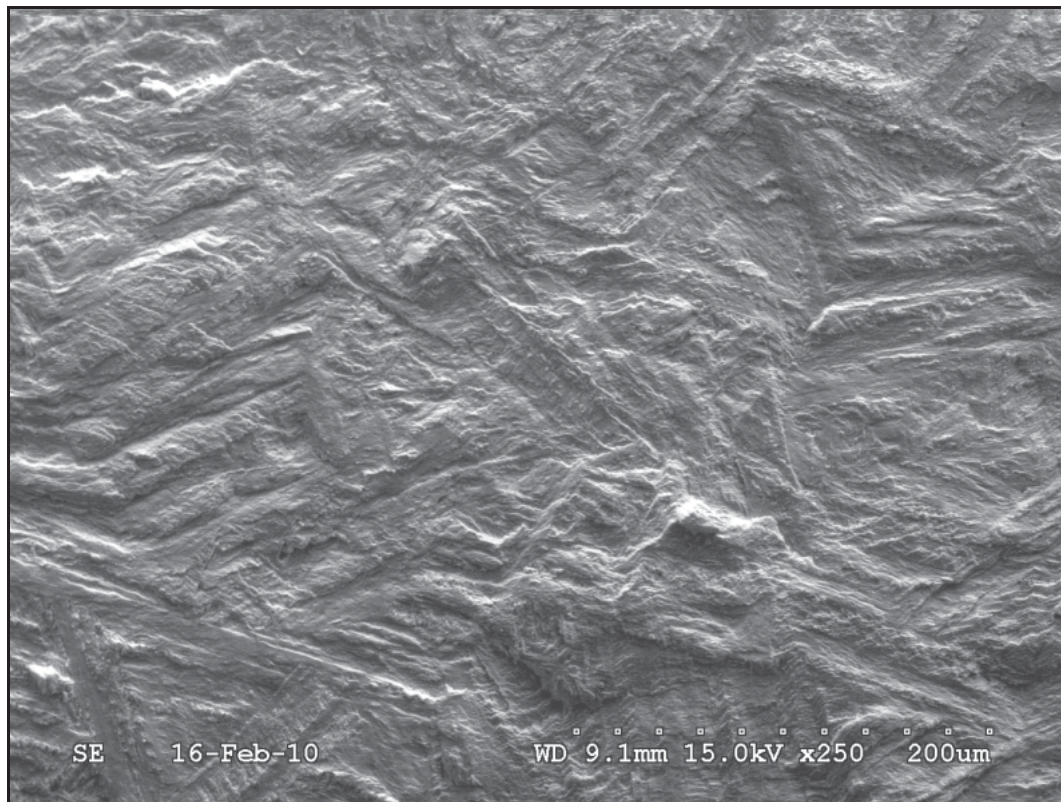


Figure 4.4 SEM fractographies of crack propagation specimens (crack propagation direction is from left to right) CA6NM-B near threshold at $\Delta K = 4.8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (mag. = 250x).

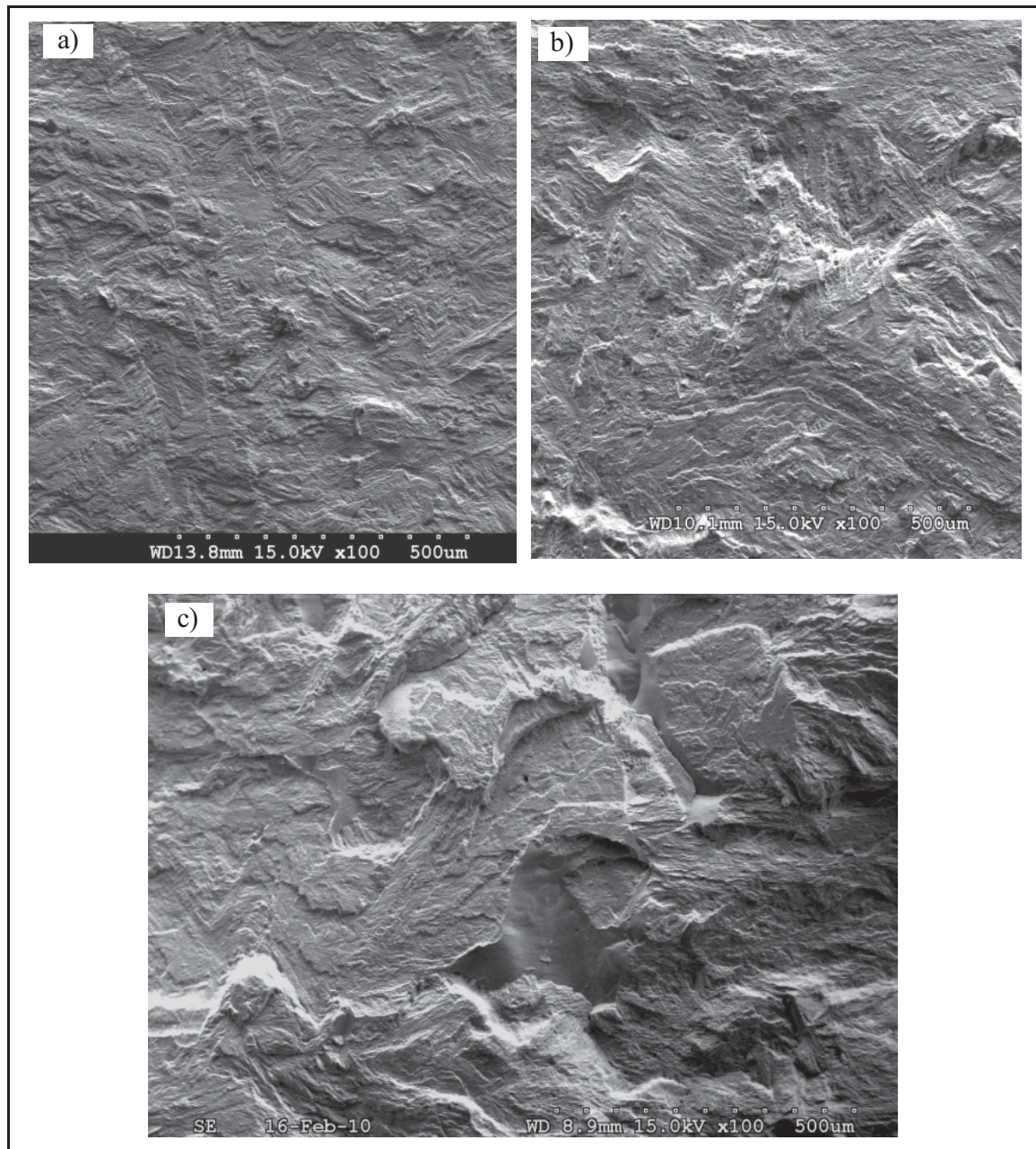


Figure 4.5 SEM fractographies of crack propagation specimens (crack propagation direction is from left to right) $\Delta K = 8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (mag. = 100x) (a) AISI 415 (b) CA6NM-A (c) CA6NM-B.

Intergranular fracture appears on both CA6NM-A and CA6NM-B at intermediate ΔK (Figure 4.6). On CA6NM-A, the intergranular zone region corresponds to a stress intensity factors (SIF) range of $12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ to $24 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ whereas on CA6NM-B, the intergranular zone

corresponds to a larger range of ΔK , from $6.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ to $28 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Surprisingly, this intergranular fracture does not seem to influence CGR as both CA6NM have very similar CGR. Moreover, the intergranular decohesion zone in CA6NM corresponds to the part of the da/dN graph where CA6NM and AISI 415 curves meet (Figure 4.3). No intergranular decohesion was observed on AISI 415. Further discussion on the observed intergranular decohesion is presented in the next section.

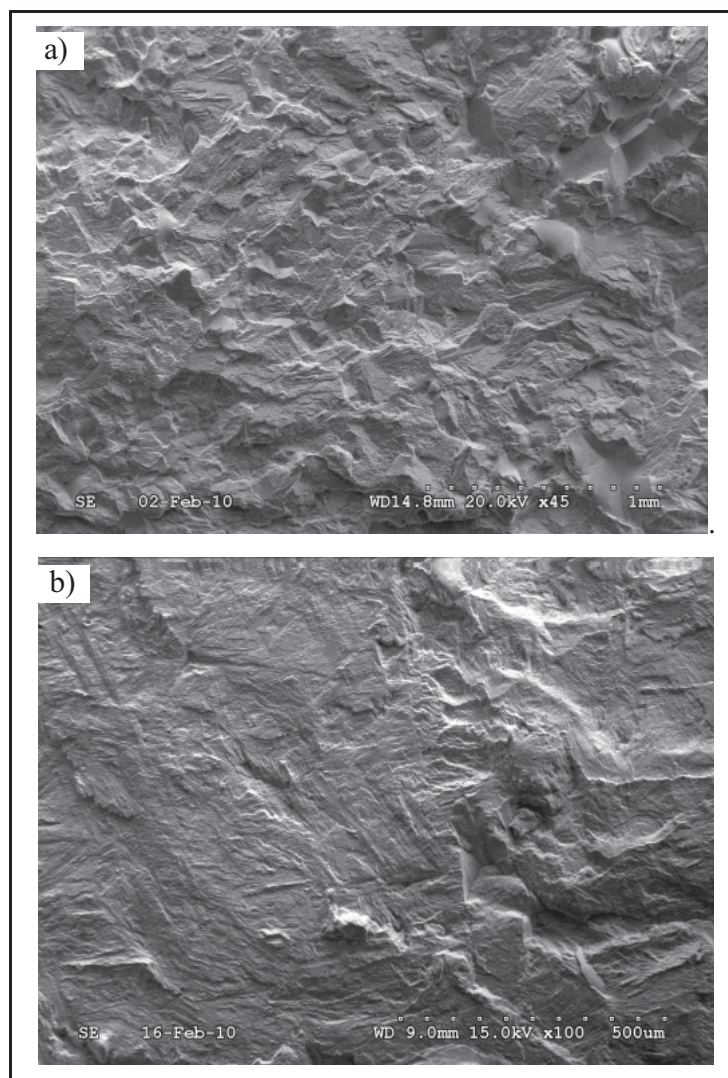
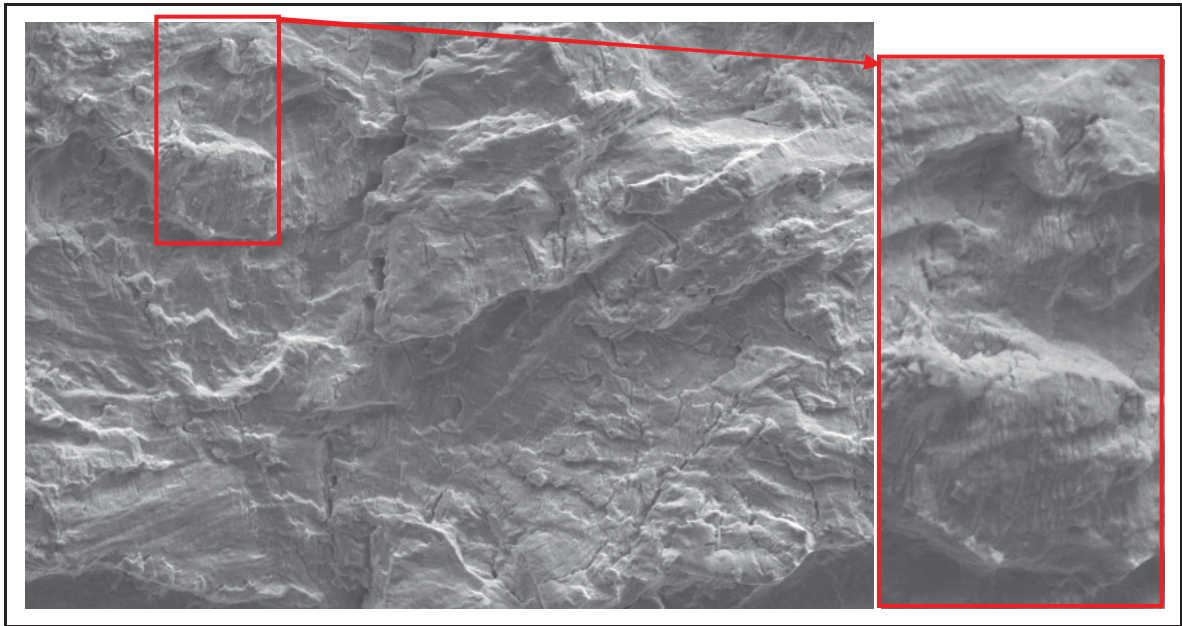


Figure 4.6 SEM fractographies of crack propagation specimens (crack propagation direction is from left to right) a) Intergranular decohesion in CA6NM-A (mag. = 45x) b) Onset of intergranular decohesion in CA6NM-B around $\Delta K = 6.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (mag. = 100x).

Around $\Delta K = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, striations are found. They correlate with the crack advance at each cycle. Those are more easily distinguished at $\Delta K = 50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ (Figure 4.7). Above $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, a lot of secondary cracking can be observed on the three alloys.



**Figure 4.7 SEM fractographies of crack propagation specimens (crack propagation direction is from left to right) AISI 415 at $\Delta K = 50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$
a) mag. = 500x b) mag. = 1000x.**

4.3.3 Austenite percentage after fatigue crack propagation testing

XRD was used on FCG specimens after testing to verify the presence of austenite near crack surface. Because low intensity peaks are observed, the Rietveld analysis is not able to provide quantitative results. Therefore the results are resumed in Table 4.5 in terms of “detection of austenite peaks”. An example of a XRD spectrum with and without austenite peaks is presented in Figure 4.8 with the reference spectrum of the initial AISI 415 (containing 17.4% austenite).

Results showed that above a ΔK value of $8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, no austenite is found on the fracture surface. We can therefore conclude that austenite do transform to martensite during fatigue crack growth in the Paris regime. Below this value, austenite peaks appear on XRD patterns.

Table 4.5 XRD results on the fracture surface of FCP specimen at different ΔK

Alloy	Initial reformed austenite fraction	ΔK (MPa \sqrt{m})	Detection of austenite peaks
AISI 415	17.4%	4.4, 5.3	YES
		8.4, 10, 14, 16, 31, 52	NO
CA6NM-A	17.1%	3.3, 4.8	YES
		8, 15, 30, 50	NO
CA6NM-B	11.6%	4.9, 6.5	YES (very small peaks)
		20, 30, 50	NO

For value between $\Delta K = 3.3$ and 6.5 MPa \sqrt{m} , small but clearly defined austenite peaks were found on 415 and CA6NM-A samples (see Figure 4.8). On the samples of CA6NM-B, austenite peaks were still less intense but nevertheless clearly identifiable. Given the low peak intensities, it is obvious that even if a small amount is still detected at low SIF, most of the reformed austenite has transformed during crack propagation.

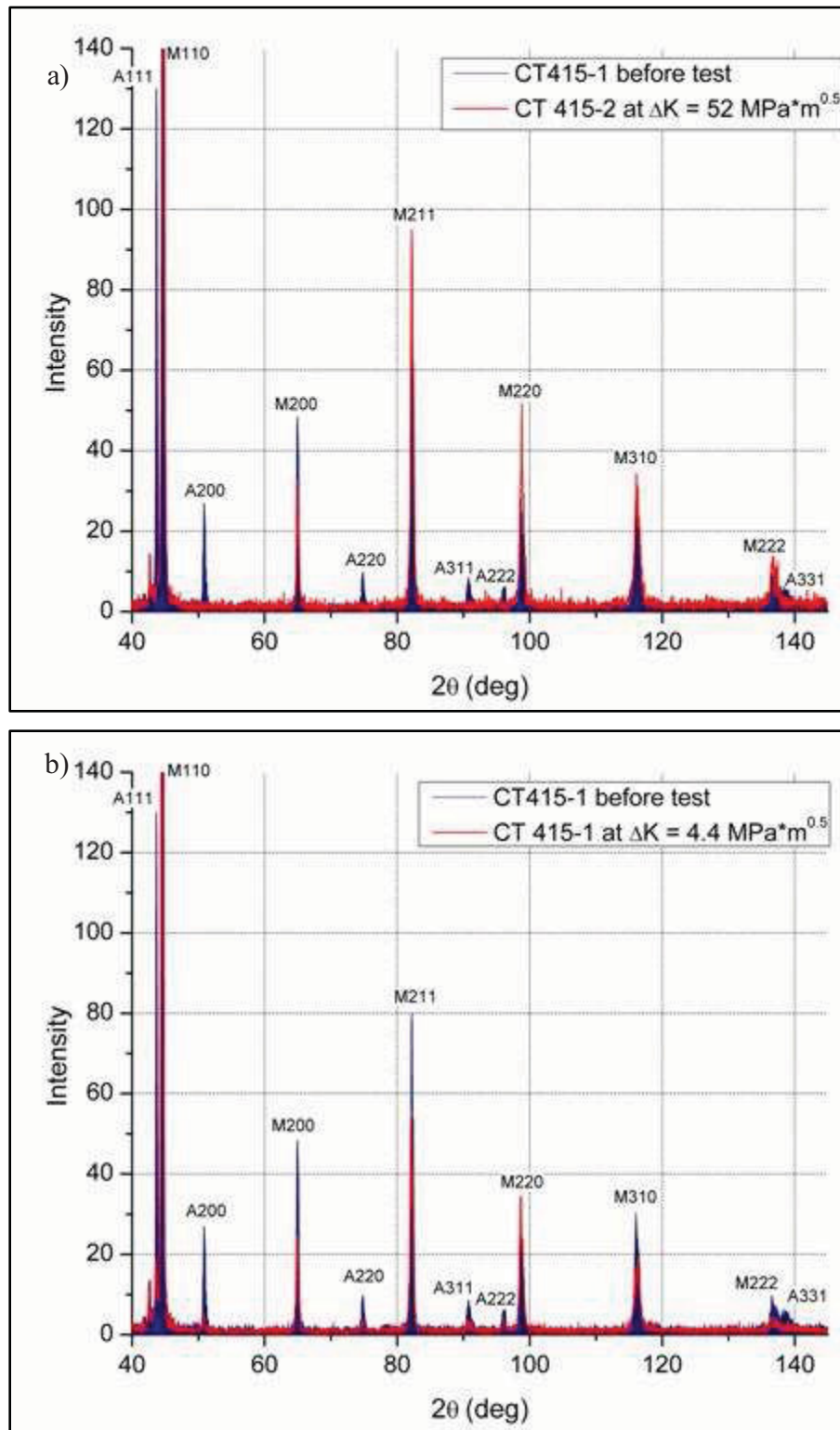


Figure 4.8 Example of XRD spectrum (a) without any austenite peaks (obtained on 415_2 specimen at $\Delta K = 52 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) (b) with presence of reformed austenite (obtained on 415_1 specimen at $\Delta K = 4.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$).

4.3.4 Low-cycle fatigue testing

As mentioned earlier, low-cycle fatigue tests were realized in order to characterize the cyclic behaviour of 13%Cr-4%Ni containing reformed austenite to better understand and explain the observed disappearance of austenite after crack growth. Low-cycle fatigue (LCF) results plotted in terms of austenite percentage after a given number of cycles at two strain amplitudes levels are presented in Figure 4.9. Initial reformed austenite in the LCF samples was 11.3%. The graph shows that transformation to martensite is not complete after the first cycle but progresses rapidly with cycling until it reaches a threshold value. This value is lower at 2% strain amplitude (around 2% austenite) than at 1% strain amplitude (around 3% austenite). Note that for sake of clarity, one point at $n = 380$ cycles has been omitted at 1% strain amplitude in Figure 4.9. The austenite percentage after 380 cycles remained unchanged after 120 cycles (3%), the threshold value is reached after 50 cycles for 2% strain while 120 cycles are needed to reach this threshold at 1% strain.

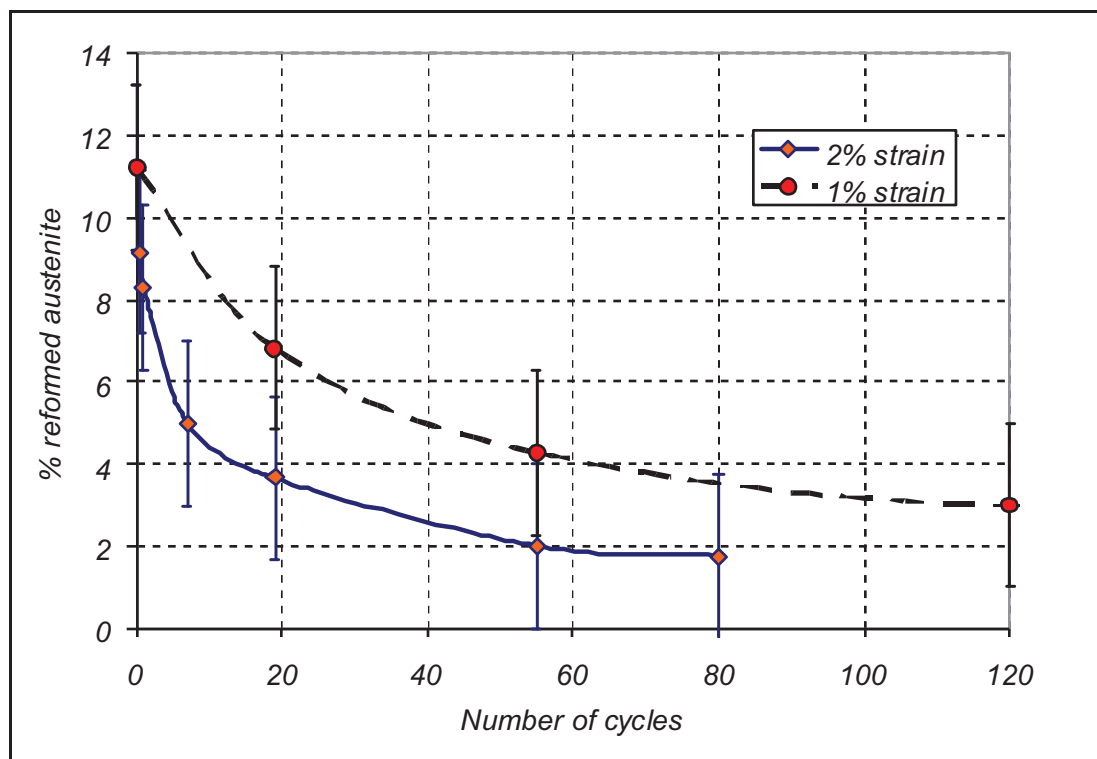


Figure 4.9 Results of low-cycle fatigue: austenite percentage after strain-controlled fatigue cycling (deformation = 1% and 2%).

4.4 Discussion

4.4.1 Austenite stability and crack propagation behaviour

To analyse X-ray diffraction spectrums obtained directly on the fracture surface, the plastic zone corresponding to the current SIF has to be estimated. Following Rice model for plane strain [66] the monotonic plastic zone radius normal to the crack of a material having a yield strength of σ_y is given by:

$$r_y = 0.15 \left(\frac{K_{max}}{\sigma_y} \right)^2 \quad (4.5)$$

Knowing also that the cyclic plastic zone size at the crack tip is $\frac{1}{4}$ of this value [114], the cyclic plastic zone size in which austenite is susceptible to transform to martensite can be estimated. As ratio K_{min}/K_{max} used for all tests was 0.1, K_{max} is equal to $1.1\Delta K$. So the minimum value of the cyclic plastic zone radius (for plane strain) near threshold, i.e. around $\Delta K = 4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, is between $1.0 \mu\text{m}$ and $1.5 \mu\text{m}$ depending on the alloy.

Following Equation 4.1, we can calculate the percentage of X-rays absorbed outside the cyclic plastic zone. By this estimation we can evaluate if the austenite detected on XRD spectrums could actually be located outside the cyclic plastic zone i.e. outside the zone where austenite transformation is expected to occur. Table 4.6 presents the fraction of the scattered X-rays signal estimated in this way for extremes values of diffraction angle 2θ .

Table 4.6 Calculated fraction of the X-ray signal emitted outside cyclic and monotonic plastic zones

	AISI 415		CA6NM A		CA6NM B	
	$2\theta=40^\circ$	$2\theta=140^\circ$	$2\theta=40^\circ$	$2\theta=140^\circ$	$2\theta=40^\circ$	$2\theta=140^\circ$
X-ray signal emitted outside the cyclic plastic zone	23%	51%	24%	52%	37%	58%
X-ray signal emitted outside the monotonic plastic zone	0.2%	12%	0.03%	6%	0.5%	15%

Even for the smaller plastic zones i.e. in CA6NM-B, only 0.5% of the XRD signal for $2\theta = 40^\circ$ comes from outside the monotonic plastic zone size. When austenite is detected on the XRD spectrums, at least one of the plane A111 ($2\theta = 43.6^\circ$) or A200 ($2\theta = 50.8^\circ$) is present. Taking $2\theta = 50.8^\circ$ instead of 40° , we find that only 1.4% of the XRD signal emanates from outside the plastic zone. Considering this, we conclude that the detected austenite is untransformed austenite most probably located in the monotonic plastic zone and not in the cyclic plastic zone.

This statement is supported by the results of low cycle fatigue tests presented in Figure 4.9. These results have proven that reformed austenite do transform at low plastic strain values. However, transformation is not complete on the first strain reversal but after 120 cycles. Considering the low CGR near threshold (1×10^{-7} mm/cycle), it takes around 10 000 cycles before the crack exits the cyclic plastic zone created by the first load reversal. That is to say that the material ahead of the crack tip will be subjected to 10 000 cycles of plastic straining before rupture i.e. crack surfaces creation. Hence, even if the shape of the plastic zone is obviously not perfectly circular, we can assume that all austenite located in the cyclic plastic zone does transform to martensite during fatigue crack propagation. This is coherent with the XRD measurements.

4.4.2 Difference of behaviour at low SIF

Austenite transformation can hardly be invoked to explain the difference in behaviour at stress intensity factors above 8 MPa between AISI 415 and CA6NM since all austenite near crack surface has already transformed to martensite. A more detailed study on the stability of the reformed austenite in the different alloys will have to be initiated before conclusions can definitely be drawn since it could still be argued that the “timing” of the transformation is different from one alloy to the other i.e. given different stabilities, austenite could transform too far ahead of the crack tip and therefore not contribute to the crack growth process or transform near the crack tip and, in this way, lower the energy available for surface creation.

Microstructural features cannot be pointed out either to explain this difference in CGR as measurements showed that parent austenite grain sizes are in fact similar for the three tested alloys (see Table 4.2) and that austenite lamellae width in AISI 415 has an intermediate value i.e. between those of CA6NM-A and CA6NM-B (see Figure 4.2). Note that yield strength also has an intermediate value in AISI 415 (see Table 4.3).

Sulfur and phosphorous content of the three alloys are also almost identical (Table 4.1). These two elements have a tendency to segregate at grains boundaries and could have played a role in fatigue behaviour. Same observation can be made for the oxygen content (Table 4.1) which, for its part, is known to be detrimental to impact properties [13, 52]

In view of all these observations, the different frequencies used for the FGCR tests, i.e. 5 Hz and 25 Hz, appears to be the most probable cause of discrepancies between FCGR at low SIF between AISI 415 and CA6NM. The fact that lower CGR were measured for the higher test frequency is a sign that 13%Cr-4%Ni are sensitive to the test environment i.e. humid air. More tests will be needed to elucidate this aspect.

4.4.3 Intergranular decohesion

Even if intergranular decohesion do not seem to influence CGR, we feel it is important to understand what parameters lead to its onset. One probable cause of the absence of intergranular decohesion in the AISI 415 is the lower test frequency used for this alloy (5 Hz instead of 25 Hz). Clark and al. [21] already noted that for a given ΔK , lower a frequency resulted in a lower percentage of intergranular facets in high strength low-alloy quench and tempered steel. This was rationalized by a “reduced area of clean surface at the crack tip” due to lower da/dt that would retard the diffusion of corrosive species.

Moreover, Irving et al. [48] found that the frequency directly influences intergranular rupture on SAE 4340 steel. From tests made at different frequencies (from 2.5 Hz and 300 Hz) they found a maximum percentage of intergranular facets at an intermediate frequency i.e. around

50 Hz. They postulated that the dependence of intergranular fracture on crack velocity and water vapour suggests a formation mechanism limited by diffusion of active species from the crack tip into the crack tip plastic zone. At low crack velocities the rate of hydrogen production at the crack tip would be insufficient to promote grain boundary decohesion. Following their classification, the intergranular fracture mode in 13%Cr-4%Ni would be classified as an environmentally activated phenomenon that is dependent on crack velocity and not on K_{max} . This conclusion is coherent with the probable effect of test frequency previously discussed.

4.5 Conclusions

The main goal of the study was to determine if transformation of reformed austenite to martensite took place during fatigue crack propagation in 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steels used for hydraulic turbines fabrication. Some conclusions on this aspect can be drawn:

- a) On the three tested alloys, no austenite was found on the crack surfaces except at threshold values of SIF. Even at threshold, the austenite peaks detected on diffraction spectrums are most probably due to the fact that X-rays penetration depth is higher than the cyclic plastic zone size in which it is postulated that all austenite transforms to martensite.
- b) The observed transformation of austenite to martensite at the crack tip during fatigue crack growth is supported by the low-cycle fatigue results that showed uncomplete transformation after one load reversal but almost complete transformation after 100 load reversals.

Even if a definitive conclusion cannot be drawn, there seems to be an influence of frequency (hence of environment) on the behaviour in FCG of the steels tested. The lower FCGR observed in the cast alloys at low stress intensity factors could not be explained by austenite transformation nor by microstructural features. The difference in fracture surface appearance (transgranular vs intergranular) also points out to an influence of humid air environment on these steels.

Acknowledgements

The authors would like to thank Carlo Baillargeon, Stéphane Godin, Michel Trudeau, Marin Lagacé, Manon Provencher, Alexandre Lapointe and René Veillette for their help and for sharing their knowledge.

CHAPITRE 5

DISCUSSION ET TRAVAUX FUTURS

Ce chapitre vise à discuter des résultats dans leur ensemble et ainsi à lier les différents articles entre eux afin de pouvoir tirer des conclusions globales, basées sur l'ensemble des travaux effectués au cours de cette thèse.

5.1 Contraintes résiduelles induites par le soudage des aciers inoxydables martensitiques 13%Cr-4%Ni

5.1.1 Effet de la transformation de phase austénite-martensite

Les deux premiers articles de cette thèse l'ont démontré : les soudures des aciers inoxydables martensitiques 13%Cr-4%Ni présentent des profils de contraintes résiduelles totalement différents de ceux qui sont normalement retrouvés dans les aciers doux, les aciers inoxydables austénitiques, les aciers inoxydables ferritiques, les aluminiums ou tout autre alliage qui ne subit pas de transformation de phase à basse température lors du refroidissement suivant le soudage. Cette transformation de phase d'austénite à martensite se produit dans les aciers étudiés autour de 300°C. À cette température, la soudure possède une limite élastique suffisante pour s'opposer à la résistance qu'offre le reste de l'assemblage à l'expansion volumétrique reliée à cette transformation de phase. Au cours du refroidissement subséquent (de 300°C jusqu'à la température ambiante) se développent dans la soudure d'importantes contraintes de compression qui resteront dans la soudure, modifiant ainsi drastiquement la distribution des contraintes résiduelles après soudage.

5.1.1.1 Contraintes longitudinales

Ainsi, des contraintes de compression de près de 400 MPa ont été mesurées par la méthode du contour dans les soudures réalisées pour les deux études portant sur la mesure des contraintes résiduelles (présentées aux chapitres 2 et 3). Les mêmes valeurs de contraintes

longitudinales ont aussi été mesurées par diffraction des neutrons dans la soudure : un maximum de 426 MPa a été mesuré dans la dernière passe de soudage qui représentait aussi dans ce cas la dernière couche de soudage. Il semble donc que le maximum de compression laissée dans la soudure ne dépende pas, ou très peu, de la géométrie de la soudure

Les maximums de tension longitudinale trouvés hors de la zone thermiquement affectée (ZTA) sont, quant à eux, plus dispersés. Ceci peut être expliqué par les différences inhérentes entre les méthodes de mesure. Dans le chapitre 2, on retrouve 333 MPa par la méthode du perçage alors qu'on obtient par la méthode du contour des valeurs de près de 400 MPa. Ces deux méthodes sont complémentaires et difficilement comparables. En effet la méthode de perçage ne mesure que dans le premier millimètre de la surface alors que la méthode de contour n'est pas précise dans ce premier millimètre mais donne par contre de l'information sur toute la section de la plaque.

Dans le chapitre 3, des valeurs maximales de 410 MPa ont été mesurées près de la surface par diffraction de neutrons alors qu'à cet endroit des valeurs maximales de 250 MPa ont été obtenues par la méthode du contour. Dans ce cas aussi la comparaison est hasardeuse car la valeur obtenue par diffraction de neutrons (410 MPa) est probablement surestimée vu qu'elle représente uniquement la contrainte retrouvée dans la phase martensitique; la contrainte de réaction (i.e. de compression) présente dans l'austénite de réversion n'ayant pas été mesurée.

Nonobstant cette plus grande dispersion, une constante demeure : une forte contrainte de tension longitudinale est toujours mesurée près de la ZTA.

5.1.1.2 Contraintes transversales et normales

La contrainte résiduelle transversale a aussi été mesurée dans la soudure par la méthode de perçage (chapitre 2) et par diffraction de neutrons (chapitre 3). On a ainsi mesuré par perçage une compression de 281 MPa directement dans le dernier cordon tandis qu'on a mesuré un maximum de 196 MPa par diffraction de neutrons. Un état de bridage transversal différent

dans les deux assemblages pourrait être invoqué pour expliquer cette différence. Le ratio entre l'épaisseur du dernier cordon et l'épaisseur de la plaque étant très différent : 0,1 dans le premier cas et 0,29 dans le deuxième cas.

À souligner que les contraintes normales n'ont été mesurées que par diffraction de neutrons. Ces contraintes sont rarement présentées dans la littérature car difficilement mesurables autrement que par cette méthode. À cet égard, l'intérêt de la Figure 3.4b qui présente un portrait 2D des contraintes résiduelles normales dans la soudure, se doit d'être souligné.

5.1.2 Contraintes résiduelles et microstructure de la soudure et de la zone thermiquement affectée

Tel qu'il a déjà été souligné dans le chapitre 2, la distribution des contraintes résiduelles dans la zone thermiquement affectée amenuise sa susceptibilité à la fissuration. En effet tous les résultats de mesures de contraintes résiduelles montrent que la ZTA près de la *dernière passe de soudage* (précision importante) est en compression résiduelle. Ceci est déjà expliqué dans le chapitre 2 par la présence de la transformation de phase austénite-martensite dans la ZTA. Seule la ZTA dénotée 5 ne transforme pas complètement en austénite au chauffage et devient, par conséquent, la première région à réagir à l'expansion volumétrique du cordon de soudage et des ZTA voisines. Cette constatation a été validée par diffraction de neutrons dans le chapitre 3 en comparant l'intensité du signal de l'austénite et les contraintes résiduelles mesurées dans la martensite (voir Figure 3.7). Le pic de tension a été retrouvé dans la zone où l'intensité de l'austénite revient au niveau mesuré dans le métal de base.

Cette observation est importante pour les soudures et les ZTA qui ne subissent pas de traitement thermique car elle nous amène à conclure que les zones en tension dans les cordons de soudures antérieurs deviennent les zones les plus susceptibles à la fissuration. Ceci est d'autant plus vrai que les soudures contiennent souvent de la ferrite- δ et que leur teneur en oxygène est plus élevée que le métal de base, deux aspects qui ont tendance à diminuer leur ductilité et leur résilience [13, 18, 52].

5.1.3 Effet des paramètres de soudage utilisés

Tel qu'il a été souligné précédemment, la géométrie de la soudure ne semble pas affecter outre mesure la valeur de compression longitudinale retrouvée dans la soudure. En fait, tant que les conditions de bridage sont suffisantes pour contraindre adéquatement le dernier cordon de soudage, il est logique que la contrainte développée dans ce cordon soit indépendante de la géométrie de la soudure. La même affirmation peut être faite pour les paramètres de soudage en général qui, tant qu'ils n'influencent pas le pourcentage de martensite, son M_s ou qu'ils ne donnent pas d'orientation cristallographique préférentielle à la martensite, ne peuvent avoir de réelle influence sur la contrainte induite. Comme le pourcentage de martensite et le M_s des aciers 13%Cr-4%Ni utilisés sont à toutes fins pratiques indépendants de la vitesse de refroidissement [25], l'influence probable des paramètres de soudage se limite à l'influence du préchauffage. Une augmentation de la température de préchauffage ou plus spécifiquement une augmentation de la température à laquelle se retrouve la pièce lorsque la dernière passe de soudage atteint le M_s (au refroidissement) devrait diminuer le maximum de contrainte de compression de la soudure en diminuant la limite élastique du reste de l'assemblage qui résiste à l'expansion volumétrique relié à la transformation de phase.

5.1.4 Considérations vis-à-vis la réparation et les contrôles non-destructifs

La distribution des contraintes résiduelles dans les soudures multipasses de 410NiMo résulte en une zone de forte contrainte résiduelle de tension longitudinale et transversale sous la dernière couche de soudage (voir Figure 3.2, Figure 3.3 et Figure 3.4). La présence de ces contraintes est susceptible d'augmenter les risques de fissuration à froid lors du soudage. Les aciers inoxydables 13%Cr-4%Ni étant en effet susceptibles à ce type de fissuration, une contrainte de tension située dans une zone de soudure et donc de martensite non-revenu augmentera la propension à ce type de fissuration. Il faut se rappeler qu'en soudage multipasse cette zone se retrouve dans des cordons de soudage déposés antérieurement, comme c'est le cas pour la soudure utilisée dans l'étude présentée au chapitre 3. Tout défaut dans ces cordons antérieurs est alors soumis à une concentration de contrainte énorme et

risque fort de créer une fissure ou une microfissure lors du refroidissement du cordon de soudure situé au-dessus de lui.

Cette fissure risque de ne pas déboucher en surface car cette surface est soit en compression ou en tension très faible, ou alors de déboucher en surface lors du traitement thermique. Cet aspect nous amène à conclure qu'une méthode d'inspection qui permette de détecter les fissures sous-jacentes (telle la détection par ultrasons) devrait être utilisée pour vérifier les soudures multipasses réalisées avec le 410NiMo.

Par contre, avec des méthodes d'inspection adéquate qui permettent de vérifier l'absence de fissures sous-jacentes, il est possible d'utiliser le fil de 410NiMo et de laisser un champ de contrainte résiduelle de compression dans la soudure bénéfique pour la fatigue. Ceci implique par contre de ne pas réaliser de revenu afin de ne pas éliminer cette compression. Cette absence de revenu a des conséquences métallurgiques, dont l'absence d'austénite de réversion, qui risquent de se répercuter sur les propriétés de la soudure. Il sera donc nécessaire de mieux cerner tous les effets du revenu sur ces propriétés avant de pouvoir utiliser cet effet bénéfique.

5.1.5 Effet du traitement de revenu

Il est aussi intéressant de comparer les contraintes résiduelles mesurées après le traitement thermique post-soudage lors des deux premières études. Ainsi des contraintes de compression longitudinales de 158 MPa ont été retrouvées dans la soudure par la méthode du perçage alors qu'une compression de 45 MPa a été mesurée par diffraction de neutrons (en surface). De la même manière une tension longitudinale de 50 MPa près de la ZTA a été mesurée par perçage alors qu'une tension maximale de 136 MPa a été mesurée en surface par diffraction de neutrons. Cette comparaison n'est pas rigoureuse car ces deux méthodes ne mesurent pas les contraintes au même endroit, la méthode de perçage ne mesurant que le premier millimètre alors que la diffraction de neutrons mesure à une profondeur de 3.2 mm. Malgré tout, on constate que, dans tous les cas, les contraintes maximales mesurées après traitement

thermique ne dépassent pas 158 MPa en tension (contrainte longitudinale mesurée lors de la première étude) et 152 MPa en compression (contrainte normale mesurée lors de la deuxième étude). Il n'est pas étonnant de voir que cette valeur est identique en tension et en compression si on considère que la relaxation des contraintes résiduelles se fait en premier lieu par déformation plastique et par fluage. On peut en effet s'attendre à ce que la limite supérieure des contraintes résiduelles, qui sont toujours de nature élastique, soit de l'ordre de la limite élastique de l'alliage à la température du revenu. Ceci autant pour les valeurs de contraintes résiduelles de compression que celles de tension. La discussion présentée au chapitre 3 sur la limite élastique de l'austénite reformée à cette température (voir section 3.4.1) peut de toute évidence être appliquée aux résultats de la première étude.

5.2 Instabilité de l'austénite de réversion et propagation des fissures

L'étude présentée au chapitre 4 a permis de démontrer que l'austénite formée lors du traitement de revenu des 13%Cr-4%Ni retransforme en martensite sous l'effet de la contrainte lors d'essais de fatigue propagation. Cette transformation qui se produit en fond de fissure a été observée dans les trois aciers testés. Ces aciers ont été testés dans l'état métallurgique qui représente celui qu'on retrouve lors de l'achat des roues de turbines. Leur état est donc similaire à celui des aciers qui se retrouvent réellement dans les turbines d'Hydro-Québec. Il est donc permis de transposer, avec précaution, les conclusions formulées à partir des résultats de cette étude aux aciers inoxydables retrouvés dans le parc de turbines à Hydro-Québec.

Ainsi, il appert que l'austénite de réversion formée lors du revenu serait trop instable pour améliorer les propriétés en fatigue : elle se transforme en effet à tout niveau de facteur d'intensité de contrainte (FIC) et ne semble pas améliorer les propriétés en propagation des 13%Cr-4%Ni, ceux-ci présentant des seuils de propagation plutôt faibles, soit environ $4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Ainsi, une des pistes qui pourraient être intéressantes serait de tenter de stabiliser cette austénite par un enrichissement en éléments gammagènes ou possiblement en changeant sa morphologie, ce qui pourrait retarder sa transformation et améliorer les propriétés en fatigue-propagation des 13%Cr-4%Ni.

Le double traitement thermique parfois utilisé pour le revenu de ces aciers n'est par contre pas très prometteur car la forte teneur en austénite de réversion obtenue après ce traitement, soit autour de 25%, fait en sorte que l'enrichissement en éléments gammagènes de cette austénite devient de facto plutôt faible. Les essais de fatigue oligocyclique Robichaud [118] ont d'ailleurs montré que l'austénite transformait plus rapidement après ces traitements.

L'utilisation d'un autre alliage plus riche en nickel pourrait aussi être envisagée. Les alliages de type 16%Cr-5%Ni déjà acceptés par l'industrie devraient être étudiés afin de vérifier le potentiel de cette avenue. Certains inoxydables supermartensitiques contenant 6% nickel ou plus pourraient aussi être intéressants.

5.3 Fatigue-corrosion

La raison la plus probable pour expliquer la différence de comportement en fatigue-propagation dans les différents aciers inoxydables 13%Cr-4%Ni testés a été identifiée comme étant l'effet de la fréquence d'essai. Comme cet effet est indicateur d'une sensibilité à l'environnement de test, il sera nécessaire d'effectuer des essais complémentaires afin de vérifier l'effet de l'air humide sur la propagation des fissures dans les inox 13%Cr-4%Ni.

Bilmes et al. ont récemment trouvé que le pourcentage d'austénite de réversion avait une influence sur la résistance à la corrosion par piqûration des 13%Cr-4%Ni [9]. Si l'environnement a un effet sur la fatigue-propagation, il est donc possible que le pourcentage d'austénite de réversion ait aussi une influence sur la fatigue-propagation. Il sera nécessaire de tenir compte de cet aspect dans les études futures. Ces essais pourront aussi permettre de mieux cerner les paramètres qui influencent le mode de propagation des fissures par décohésion intergranulaire.

5.4 Autres pistes de recherche et recommandations pour travaux futurs

Cette étude laisse plusieurs questions en suspens en plus d'en avoir fait naître plusieurs autres. Cette section présente quelques-unes de ces questions qui devront faire l'objet de futures études en soulignant au passage quelques pistes de recherches prometteuses qui s'ajoutent à celles déjà identifiées dans les sections 5.1 à 5.3.

5.4.1 Soudage sans traitement thermique de revenu

Le soudage homogène des aciers 13%Cr-4%Ni possède un énorme avantage par rapport à la grande majorité des alliages : la transformation de phase austénite-martensite qui se produit dans la soudure à 300°C. Si le soudage est réalisé correctement et que des méthodes de contrôle de qualité permettent de s'assurer que les tensions sous-jacentes n'induisent pas de fissuration, il est possible de réaliser des soudures dont la surface se retrouve naturellement en compression sans qu'aucun traitement n'ait à être réalisé (grenailage, martelage, etc.). Mieux encore, la ZTA est elle aussi majoritairement en compression. Pour tirer profit de cet avantage, il faut évidemment laisser la soudure telle quelle, i.e. ne pas réaliser de traitement thermique post-soudage. Or, la ductilité et la résilience des soudures de 410NiMo avant revenu post-soudage sont normalement insuffisantes. On sait que l'austénite reformée lors du revenu améliore résilience et ductilité. Par contre, les résultats présentés dans cette thèse laissent croire que les propriétés en fatigue ne sont pas affectées outre mesure par cette austénite. Reste donc le revenu de la martensite lui-même qui permet, en précipitant le carbone de la structure sursaturée, de ramollir la martensite et ainsi d'obtenir des ductilités et des résiliences adéquates [8, 11, 67]. Dans une optique d'utilisation des soudures sans traitement post-soudage, il pourrait être envisagé d'utiliser un métal d'apport à très faible carbone afin de diminuer la dureté de la martensite produite et ainsi d'obtenir une martensite plus ductile et plus résiliente. Les métaux d'apport développés pour le soudage des supermartensitiques seraient, de ce point de vue, une avenue intéressante.

Parallèlement, il est reconnu que la teneur en oxygène et en soufre jouent un rôle important par rapport aux propriétés mécaniques des soudures d'acier inoxydable martensitique [52, 53].

Pour améliorer les propriétés "tel que soudé" des soudures d'inox 13%Cr-4%Ni, il serait donc logique de chercher une façon de réaliser des soudures à faible teneur d'oxygène et de soufre. L'utilisation d'un fil solide et d'un gaz de protection inerte ou d'un métal d'apport contenant plus d'éléments désoxydants est une piste d'amélioration potentielle qui méritera d'être étudiée. L'influence de l'utilisation de ces procédés sur la qualité des soudures devra être prise en compte dans ces études.

Toujours en lien avec le choix du métal d'apport, si l'on considère l'aspect des contraintes résiduelles, il semblerait qu'une température de transformation de phase un peu plus élevée du métal d'apport pourrait permettre de diminuer l'intensité des contraintes de tension sous-jacentes en diminuant la compression imposée par la soudure et les ZTA adjacentes. Bien qu'à contre-sens avec les travaux qui sont normalement présentés dans la littérature [74, 97, 132] qui visent pour la plupart à diminuer le plus possible le M_s afin d'augmenter l'effet de la transformation de phase, cette avenue se devrait d'être étudiée.

Malgré son influence limitée, l'effet du mode opératoire de soudage sur les contraintes résiduelles devra aussi être mieux quantifié. Entre particulier, la température de préchauffage qui risque de jouer un rôle non négligeable sur ces contraintes.

De façon plus générale, le lien entre propriétés en fatigue et propriétés de résilience des soudures de 410NiMo devra être étudié. De même, le lien entre la susceptibilité à la fissuration à froid lors du soudage et les contraintes résiduelles de tension mesurées sous les soudures devra être approfondi. La possibilité d'utiliser un métal d'apport contenant un peu d'austénite résiduelle dans son état "tel que soudé", austénite qui pourrait alors agir en tant que puit à hydrogène, sera à évaluer.

5.4.2 Soudage suivi d'un traitement thermique de revenu

Le traitement thermique demeure la façon la plus efficace pour diminuer les contraintes résiduelles dans une pièce. L'efficacité de ceux-ci pour le cas des aciers inox 13%Cr-4%Ni a

été démontrée dans cette thèse. Le lien entre présence d'austénite de réversion et relaxation des contraintes résiduelle devra être poussé un peu plus loin. A priori il semble logique que la relaxation des contraintes soient favorisée par une teneur plus élevée en austénite, celle-ci ayant une limite élastique très faible à 600°C (température du revenu). Cette faible limite élastique à haute température se traduit par une accommodation par déformation plastique et donc par un faible contenu en contraintes résiduelles après revenu.

Comme l'austénite de réversion ne semble pas jouer un rôle prépondérant en fatigue, et ce malgré sa transformation sous contrainte, mais qu'elle améliore résilience et ductilité des aciers inoxydables 13%Cr-4%Ni, on peut pour l'instant conclure que la présence d'austénite reformée lors du revenu est globalement favorable. Des travaux permettant de mieux quantifier l'effet de ce revenu sur les propriétés en fatigue devront aussi être entrepris.

De même, les traitements thermiques d'austénitisation qui sont faits dans les aciers de base, soit les AISI 415 et CA6NM, devraient aussi faire l'objet d'études expérimentales afin de mieux quantifier l'effet de la microstructure héritée de ce traitement antérieur sur les propriétés mécaniques.

CONCLUSION

La fatigue des roues de turbines hydrauliques est influencée par plusieurs paramètres qui découlent des procédés utilisés pour leur fabrication et leur réparation. Le soudage et les traitements thermiques subséquents sont à cet effet particulièrement importants car ils changent complètement l'état résiduel de contrainte internes tout en modifiant drastiquement la microstructure des aciers inoxydables 13%Cr-4%Ni.

La présente étude a permis de caractériser en détail la distribution des contraintes résiduelles dans les soudures homogènes de cet alliage avant et après revenu et de vérifier la stabilité sous chargement cyclique de l'austénite de réversion formée lors de ce revenu. Les principales conclusions de cette thèse sont :

- a) Le dernier cordon de soudure réalisé avec métal d'apport 13%Cr-4%Ni (type 410NiMo) se retrouve dans un état de compression résiduelle triaxiale. Les valeurs maximales de compression de l'ordre de 400 MPa ont été retrouvées dans l'axe de la soudure. Ceci est dû à la transformation de phase austénite-martensite à basse température (autour de 300°C) se produisant lors du refroidissement de la soudure.
- b) Des zones de tension résiduelles se retrouvent à la limite de la zone thermiquement affectée. Ces zones se retrouvent dans la région où aucune nouvelle austénite n'est formée lors du chauffage et donc dans une zone sans martensite non-revenue. Cet état de fait amenuise la sévérité de cette zone de tension (du côté métal de base) et fait en sorte que les zones critiques en soudage multipasse se retrouvent dans les cordons de soudure antérieurs.
- c) Une zone de tension résiduelle existe sous la dernière couche de soudure. Ceci est susceptible de créer des fissures sous-jacentes non débouchantes impossibles à détecter avec des méthodes d'inspection de ressuage ou de magnétoscopie.
- d) Le traitement thermique de revenu spécifié par la norme ASTM est très efficace pour diminuer les contraintes résiduelles induites par soudage. Un maximum d'environ 150 MPa est retrouvé autant en compression qu'en tension après revenu, soit moins du quart de la limite élastique de l'alliage.

- e) L'austénite de réversion formée lors du traitement de revenu se transforme en fond de fissure. Cette transformation austénite-martensite a lieu à toute valeur de facteur d'intensité de contrainte.
- f) Cette transformation de phase ne se produit pas au premier cycle de fatigue mais se fait graduellement. Les essais en fatigue oligocyclique ont montré qu'elle est, à toutes fins pratiques, complétée après 100 cycles.

Cette thèse a aussi présenté les retombées pratiques découlant de ces conclusions qui devraient orienter les recherches sur les méthodes de soudage et de traitement thermique des aciers inoxydables 13%Cr-4%Ni ainsi que sur le comportement en fatigue de ces aciers.

LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

1. ASM International. 2002. *Handbook of residual stress and deformation of steel*, Materials Park, USA : ASM International.
2. ASTM International. 2000. *Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates*, ASTM E647-00. West Conshohocken, USA, ASTM International.
3. ASTM International. 2001. *Standard test method for determining residual stresses by the hole-drilling strain-gauge method*, ASTM E837-01. West Conshohocken, USA, ASTM International.
4. ASTM International. 2003. *Standard specification for castings, iron-chromium-nickel, corrosion resistant, for general application*, ASTM A743/A743M-03. West Conshohocken, USA, ASTM International.
5. ASTM International. 2004. *Standard for chromium and chromium-nickel stainless steel plate. sheet and strip for pressure vessels and for general application*, ASTM A240/A240M-04a. West Conshohocken, USA, ASTM International.
6. ASTM International. 2004. *Standard specification for general requirements for flat-rolled stainless and heat-resisting steel plate, sheet and strip*, ASTM A480/A480M-04. West Conshohocken, USA, ASTM International.
7. Bathias, C. et J. P. Bâillon. 1997. *La fatigue des matériaux et des structures*, Ed. 2 Paris : Hermes.
8. Bilmes, P. D. et C. L. Llorente. 2000. "Role of retained austenite on the mechanical properties of 13Cr-4NiMo weld metals". In 20th ASM Treating Society Conference proceedings. (St Louis, USA, 2000), p. 556-565. Materials Park, USA : ASM International.
9. Bilmes, P. D., C. L. Llorente, C. M. Mendez et C. A. Gervasi. 2009. "Microstructure, heat treatment and pitting corrosion of 13CrNiMo plate and weld metals". *Corrosion Science*, vol. 51, p.876-881.
10. Bilmes, P. D., C. L. Llorente et J. Pérez-Ipina. 2000. "Toughness and microstructure of 13Cr4NiMo high-strength steel welds". *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 9, no.6, p.609-615.
11. 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". *Material Characterization*, vol. 46, p.285-296.

12. Blochwitz, C., S. Jacob, Tirschler et W. 2008. "Grain orientation effects on the growth of short fatigue cracks in austenitic stainless steel". *Materials Science and Engineering: A*, vol. 496, no.1-2, p.59-66.
13. Bonnel, J. M. et D. J. Butler. 1999. "Supermartensitic 13%Cr stainless steel welding consumables for girth welding linepipe". In *Supermartensitic Stainless Steels '99*. (Bruxelles, 1999), p. 180-187. Bruxelles : KCI Publishing BV.
14. British Energy. 2000. *Assessment of the integrity of structures containing defects*, R6 Revision 4. British Energy.
15. British Standard. 2005. *Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structure*, BS 7910:2005. British Standard.
16. Brown, C. W. et M. A. Hicks. 1983. "A study of short fatigue crack growth behaviour in titanium alloys IMI 685". *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 6, p.67-76.
17. Bueckner, H. 1958. "The propagation of cracks and the energy of elastic deformation". *Transactions of the ASME*, vol. A-D 80, p.1225-1230.
18. Carrouge, D., K. D. H. Bhadeshia et P. Woollin. 2004. "Effect of d-ferrite on impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected zones". *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 9, no.5, p.377-389.
19. Carrouge, Dominique. 2003. "Phase transformations in welded supermartensitic stainless steels". PhD thesis, University of Cambridge.
20. Chiang, W. T. et K. J. Miller. 1982. "Elastic-plastic finite element dissimilitude of short cracks". *Fatigue of engineering materials and structures*, vol. 5, p.249-263.
21. Clark, G., A. C. Pickard et J. F. Knott. 1976. "A note on the effect of stress intensity and frequency on the occurrence of intergranular facets during the fatigue of a low-alloy steel". *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 8, p.449-451.
22. Cline, A. K. et R. L. Renka. 1984. "A storage-efficient method for construction of a Thiessen triangulation". *Rocky Mountains Journal of Mathematics*, vol. 14, p.119-139.
23. Combrade, P. 1990. "Corrosion sous contrainte et fatigue-corrosion" In *Les aciers inoxydables*, p.333-410, Les Ulis : Les Éditions de Physique.
24. Côté, Marjolaine. 2007. "Étude des cinétiques de transformation de phase d'un acier inoxydable martensitique 13%Cr-4%Ni". Master's thesis, École de Technologie Supérieure, Université du Québec.

25. Crawford, J. 1975. "CA6NM -An update". *Steel foundry facts -Steel Founders Society of America*, vol. 313.
26. Cullity, B. D. et R. Stock. 2001. *Element of X-ray diffraction*, Ed. 3 Prentice-Hall.
27. Deleu, E. et A. Dhooge. 2005. "Weldability assessment of thick super-martensitic 13Cr stainless steel welds made with matching consumables". *Welding in the World*, vol. 49, no.5/6, p.34-44.
28. Dolby, R. E., I. J. Munns, C. R. A. Schneider et R. H. Leggatt. 1999. "Welds, their quality and inspection capability for high integrity structures and components" Cambridge : TWI.
29. Elber, W. 1968. "Fatigue Crack Propagation: Some Effects of Crack Closure on the Mechanism of Fatigue Crack Propagation Under Cyclic Tension Loading". PhD thesis, University of New South Wales.
30. Elber, W. 1971. "The significance of fatigue crack closure". In *Damage Tolerance in Aircraft Structures - ASTM STP 486*. (West Conshohocken, USA, 1971), p. 230-242. ASTM.
31. Enerhaug, J., Grong O. et Steinsmo M. 2001. "Factors affecting initiation of pitting corrosion in super martensitic stainless steel weldments". *Science and Technology of Welding and Joining*, no.6, p.330-338.
32. Feng, Z. 2005. *Processes and mechanisms of welding residual stress and distortion*, Boca Raton, USA : CRC Press.
33. Ferrie, E. et M. Sauzay. 2009. "Influence of local crystallographic orientation on short crack propagation in high cycle fatigue of 316LN steel". *Journal of Nuclear Materials*, vol. 386-388, p.666-669.
34. Folkhard, E. 1988. *Welding metallurgy of stainless steels*, Berlin : Springer-Verlag.
35. Francis, J. A., H. J. Stone, S. Kundu, R. Rogge, H. K. D. H. Bhadeshia, P. J. Withers et L. Karlsson. 2007. "Transformation temperature and welding residual stresses in ferritic steels". In *Proceedings of Pressure Vessels and Piping Conference 2007*. (San Antonio, USA, 2007), p. 949-956. ASME.
36. Gauthier, Lacroix. 2007. "On the relationship between microstructure and mechanical properties of TRIP-assisted, multiphase steels: strength, ductility, fracture and fatigue". PhD thesis, Université catholique de Louvain.
37. Gooch, T. G., P. Woolin et A. G. Haynes. 1999. "Welding metallurgy of low carbon 13%Cr martensitic steels". In *Supermartensitic Stainless Steels '99*. (Bruxelles, 1999), p. 25-32. Bruxelles : KCI Publishing BV.

38. Grabowski, L. et J. E. King. 1992. "Modeling short crack behaviour in nickel-base superalloys". *Fatigue & Fracture Engineering of Materials & Structures*, vol. 15, no.6, p.595-606.
39. Griffith, A. A. 1921. "The phenomena of rupture and flow in solids". *Philosophical Transactions of the Royal Society of London*, vol. A221, p.163-198.
40. Griffiths, A., W. Nimmo, B. Roebuck, G. Hinds et A. Turnbull. 2004. "A novel approach to characterising the mechanical properties of supermartensitic 13Cr stainless steel welds". *Materials Science and Engineering A*, no.384, p.83-91.
41. Gross, T. S. 1996. "Micromechanism of monotonic and cyclic crack growth" In *ASM Handbook: Fatigue and fracture*, p.85-120, Materials Park, USA : ASM.
42. Gurney, T. R. 1979. *Fatigue of welded structures -2nd edition*, Ed. 2 Cambridge : Cambridge University Press.
43. Hacini, L., L. Van Ngan et P. Bocher. 2009. "Evaluation of residual stresses induced by robotized hammer peening by the contour method". *Experimental Mechanics*, vol. 49, no.6, p.775-783.
44. Hou, C. Y. et F. V. Lawrence. 1996. "Crack closure in weldments". *Fatigue and Fracture Engineering of Materials and Structures*, vol. 19, no.6, p.683-693.
45. Huo, C. Y. et H. L. Gao. 2005. "Strain-induced martensitic transformation in fatigue crack tip zone for a high strength steel". *Materials Characterization*, vol. 55, p.12-18.
46. Hutchings, M. T., P. J. Withers, T. M. Holden et T. Lorentzen. 2005. *Introduction to the characterization of residual stress by neutron diffraction*, CRC Press, Taylor & Francis Group.
47. International Standard Organization. 2005. *Non-destructive testing -Standard test method for determining residual stresses by neutron diffraction*, ISO 21432:2005 (E). International Standard Organization.
48. Irving P. E. et A. Kurzfeld. 1978. "Measurements of intergranular failure produced during fatigue crack growth in quenched and tempered steels". *Metal Science*, vol. 12, p.495-502.
49. Irwin, G. R. 1948. "Fracture dynamics". In *Proceedings of the ASM Symposium on fracturing of metals*. (Cleveland, USA, 1948), p. 147-166.
50. Irwin, G. R. 1957. "Analysis of stresses and strain near the end of a crack traversing a plate". *Transactions of the ASME Series E: Journal of Applied Mechanics*, vol. 24, no.3, p.361-364.

51. James, M. R. et W. L. Morris. 1986. "The effect of microplastic surface deformation on the growth of small cracks". In *Small fatigue cracks*. (1986), p. 145-156. Warrendale, USA : TMS-AIME.
52. Jochum, C., H. Heuser et R. Sölch. 2002. "Properties of matching filler metals for supermartensitic pipelines". In *Supermartensitic Stainless Steel 2002*. (Bruxelles, 2002), p. 37-43. Bruxelles : KCI Publishing BV.
53. Karlsson, L., S. Rigdal, P. Dyberg, J. Van den Broek et M. Goldschmitz. 2002. "Submerged arc welding of supermartensitic stainless steels: Good as welded toughness - realistic or not?". In *Supermartensitic Stainless Steel 2002*. (Bruxelles, p. 44-53. Bruxelles : KCI Publishing BV.
54. Khan, Z. et R. Ahmed. 1996. "Stress-induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless steels: effect on fatigue crack growth". *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 5, no.2, p.201-208.
55. Kudryatsev, I. V. 1956. "The influence of internal stresses on the fatigue endurance of steel". In *Proceedings of the IMechE Conference on Fatigue*. (1956), London : Institution of Mechanical Engineers.
56. Landgraf, R. et R. A. Chernenkoff. 1988. "Residual stress effects on fatigue of surface processed steels". In *Analytical and Experimental Methods for Residual Stress Effects in Fatigue*. (Phoenix, USA, 1988), p. 1-12. Philadelphie, USA : ASTM.
57. Lankford, J. 1985. "The influence of microstructure on the growth of small fatigue cracks". *Fatigue and Fracture Engineering of Materials and Structures*, vol. 8, p.161-175.
58. Lankford, J. et D. L. Davidson. 1986. "The role of metallurgical factors in controlling the growth of small fatigue cracks". In *Small fatigue cracks*. (1986), p. 51-71. Warrendale, USA : Metall. Soc.
59. Lantaigne, J., M. Sabourin, T. Bui-Quoc et D. Julien. 2008. "The characteristics of the steels used in hydraulic turbine runners". In *IAHR 24th Symposium on Hydraulic Machinery and Systems*. (Fox do Iguassu, 2008),
60. Lawrence, F. V., J. D. Burk et J. Y. Yung. 1982. "Influence of residual stress on the predicted fatigue life of weldments". In *Residual Stress Effects in Fatigue*. (University of Illinois at Urbana-Champaign, USA, 1982), p. 33-43. Philadelphie : ASTM.

61. Lawrence, F. V., S. D. Dimitrakis et N. Chen. 1997. "The fatigue resistance of automotive weldments". In International conference on performance of dynamically loaded welded structures. (San Francisco, USA, 1997), p. 254-264. New York, USA : Welding Research Council - International Institute of Welding.
62. Lawrence, F. V., Dimitrakis, S. D., and Munse, W. H. 1996. "Factors influencing weldment fatigue" In *ASM Handbook no.19: Fatigue and Fracture*, Materials Park, USA : ASM.
63. Lawrence, F. V. et R. J. Mattos. 1978. "Estimating the fatigue crack initiation life of welds". In *Fatigue testing of weldments ASTM STP 648*. (Toronto, Canada, 1977), p. 134-158. Philadelphie, USA : ASTM.
64. Leggatt, R. H. et R. M. Sanderson. 2002. *Stress intensity factors due to standard residual profiles*. TWI Report 734/2002. Cambridge
65. Leis, B. N. 1982. "Fatigue crack propagation through inelastic gradient fields". *International Journal of Pressure Vessel and Piping*, vol. 10, p.141-158.
66. Levy, N., P. V. Marcal, W. J. Ostergren et J. R. Rice. 1971. "Small scale yielding near a crack in plane strain: A finite element analysis". *International Journal of Fracture*, vol. 7, no.2, p.143-156.
67. Leymonie, C., M.-C. Ottmann, R. Risacher et G. Thauvin. 1979. "Contribution à l'étude des transformations structurales des aciers 13%Cr-4%Ni". *Revue de Métallurgie*, p.815-826.
68. Lindley, T. et A. G. Pineau. 1995. "Short cracks effects in fracture and fatigue". *Revue de Métallurgie*, vol. Février 1995, p.187-201.
69. Lohe, D., Lang, K. H., and Vohringer, O. 2002. "Residual stresses and fatigue behavior" In *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*, p.27-53, Materials Park, USA : ASM International.
70. Maddox, S. J. 1991. *Fatigue strength of welded structures*, Ed. 2 Cambridge, UK : Abington Publishing.
71. Magnin, T. et A. Bignonnet. 1988. "Fatigue-corrosion et corrosion sous contrainte des alliages métalliques". *Matériaux et techniques*, p.37-45.
72. Makhlof, K., H. Sidhom, I. Triguia et C. Braham. 2003. "Corrosion fatigue crack propagation of a duplex stainless steel X6 CrNiMoCu 25-6 in air and in artificial sea water". *International Journal of Fatigue*, vol. 25, p.167-179.
73. Mann, J. Y. 1970. *Bibliography on the fatigue of material, components and structures*, Oxford, UK : Pergamon Press.

74. Martinez, F. et S. Liu. 2005. "Development of compressive residual stresses in structural steel welds toes by means of weld metal phase transformations". In 7th International Conference on Trends in Welding Research. (Pine Mountain, USA, 2005), p. 583-588. Materials Park, USA : ASM International.
75. Martinez, F., S. Liu et G. Edwards. 2005. "The development of a compressive residual stress around a structural steel weld by means of phase transformations". In *Joining of Advanced and Specialty Materials VII: Proceedings from Materials Solutions 2004*. (Columbus, USA, 2004), p. 42-48. Materials Park, USA : ASM International.
76. Masubuchi, Koichi. 1980. *Analysis of welded structures*, Oxford, UK : Pergamon Press.
77. McKelvey, A. L. et R. O. Ritchie. 2000. "Fatigue crack growth behavior in the superelastic and shape-memory alloy Nitinol". *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 32A, p.731-743.
78. Mclung, R. C., Chan, K. S., Hudak, S. J., and Davidson, D. L. 1996. "Behavior of small fatigue cracks" In *Fatigue and Fracture*, Materials Park, USA : ASM International.
79. Mohanan, C. C. 1995. *Early fatigue crack growth at welds*, Southhampton, UK and Boston, USA : Computational Mechanics Publications.
80. Morris, W. L. et M. R. James. 1989. "Small cracks and the transition to long cracks". *MRS Bulletin*, vol. 18, p.18-24.
81. Newman, J. C. 1983. "A crack closure model for predicting fatigue crack growth under aircraft spectrum loading". In *Methods and models for predicting fatigue crack growth under random loading - ASTM STP 748*. (1983), p. 53-84. Philadelphia, USA : ASTM.
82. Newman, J. C. 1983. *A nonlinear fracture mechanics approach to the growth of small cracks*. AGARD Report 328:6.
83. Newman, J. C., Y. Yamada et James M.A. 2010. "Stress intensity factor equations for compact specimen subjected to concentrated forces". *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 77, p.1025-1029.
84. Nitschke-Pagel, T. et H. Wohlfart. 2002. "Residual stresses in welded joints -Sources and consequences". In 6th European Conference on Residual Stresses. (Coimbra, Portugal, 2002), p. 215-226. Uetikon-Zürich, Suisse : Transtech Publications.

85. Ohta, A., Y. Maeda, M. Kosuge, S. Machida et H. Yoshinari. 1989. "Fatigue crack propagation curve design of welded structures". *Transactions of the Japan Welding Society*, vol. 20, no.1, p.17-23.
86. Ohta, A., Y. Maeda, S. Machida et H. Yoshinari. 1988. "Near-threshold crack propagation in welded joints under random loading". *Transactions of the Japan Welding Society*, vol. 19, no.2, p.371-380.
87. Ohta, A., Y. Maeda, S. Machida et H. Yoshinari. 1990. "Fatigue crack propagation in welded joints under variable amplitude loading in synthetic sea water". *International Journal of Fatigue*, vol. 12, no.6, p.475-480.
88. Ohta, A., E. Sasaki, M. Kamakura, M. Nihei, M. Kosuge, M. Kanao et M. Inagaki. 1981. "Effect of residual stresses on threshold level for fatigue crack propagation in welded of SM50B steel". *Transactions of the Japan Welding Society*, vol. 12, no.1, p.31-38.
89. Ohta, A., E. Sasaki, M. Kosuge, M. Kanao et M. Inagaki. 1984. "Fatigue crack propagation rates and threshold stress intensity factor for welded joints of HT80 steel at several stress ratios". *International Journal of Fatigue*, vol. 4, no.4, p.223-238.
90. Ohta, A., E. Sasaki, M. Nihei, M. Kosuge, M. Kanao et M. Inagaki. 1982. "Fatigue crack propagation rates and threshold stress intensity factors for welded joints of HT80 at several stress ratios". *International Journal of Fatigue*, vol. 4, no.4.
91. Ohta, A., I. Soya, S. Nishijima et M. Kosuge. 1986. "Statistical evaluation of fatigue crack propagation properties including threshold stress intensity factor". *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 24, no.6, p.789-802.
92. Ohta, A., H. Suzuki et Y. Maeda. 1997. "Effect of residual stresses on fatigue of weldment". In International conference on performance of dynamically loaded welded structures. (San Francisco, USA, 1997), p. 354-374. New York, USA : Welding Research Council - International Institute of Welding.
93. Ohta, A., N. Suzuki, Y. Maeda, K. Hiraoka et T. Nakamura. 1999. "Superior fatigue crack growth properties in newly developed weld metal". *International Journal of Fatigue*, vol. 21, p.S113-S118.
94. Ohta, A., Y. Maeda, M. Nihei et S. Nishijima. 1984. "Variable effects of stress relief on fatigue strength of butt welded joints with different plate thickness". *International Journal of Fracture*, vol. 24, p.R81-R87-.

95. Ohta, A., A. J. McEvily et N. Suzuki. 1993. "Fatigue crack propagation in a tensile residual stress field under a two-step programmed test". *International Journal of Fatigue*, vol. 15, no.1, p.9-12.
96. Ohta, A., N. Suzuki et T. Mawari. 1992. "Effect of Young's modulus on basic crack propagation properties near the fatigue threshold". *International Journal of Fatigue*, vol. 14, no.4, p.224-226.
97. Ohta, A., O. Watanabe, K. Matsuoka, Y. Maeda, N. Suzuki et T. Kubo. 2000. "Fatigue strength improvement of box welds by low transformation temperature welding wire and PWHT". *Welding in the World*, vol. 44, no.3, p.52-56.
98. Okerblom, N. O. 1955. *The calculations of deformations of welded metal structures*, Moscou : Mashgiz Publications.
99. Okido, S., T. Yoshimura, K. Enomoto, H. Saito, R. Morinaka et T. Ishikawa. 2002. "Preventive Effect of Shot Peening on Stress Corrosion Cracking". *Materials Science Research International*, vol. 8, (4), p.193-198.
100. Olabi, A. G. et M. S. J. Hashmi. 1998. "Effects of the stress-relief conditions on a martensitic stainless steel welded component". *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 77, p.216-225.
101. Pagliaro, P., M. B. Prime, B. Clausen, Lovato M.L. et B. Zuccarello. 2009. "Known residual stress specimens using opposed indentation". *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 131, p.031002-1-031002-10.
102. Pagliaro, P., M. B. Prime, H. Swenson et B. Zuccarello. 2010. "Measuring multiple residual stress components using the contour method and multiple cuts". *Experimental Mechanics*, vol. 50, no.2, p.187-194.
103. Pao, P. S. 1996. "Mechanisms of corrosion fatigue" In *Fatigue and fracture*, Materials Park, USA : ASM International.
104. Paris, P. C., R. J. Bucci, E. T. Wessel, W. G. Jr. Clark et T. R. Mager. 1972. "Extensive study of low fatigue crack growth rates in A533 and A508 steels". In *Stress analysis and growth of cracks - ASTM STP 513*. (University of Illinois at Urbana-Champaign, USA, 1972), p. 141-176. Philadelphie, USA : ASTM.
105. Paris, P. C., M. P. Gomez et W. E. Anderson. 1961. "A rational analytical theory of fatigue". *The Trend of Engineering*, vol. 13, p.9-14.

106. Pedersen, K. 1989. "Fatigue crack growth of short cracks in an AlMgSi alloy". In *Advances in Fatigue Science and Technology: Proceedings of the NATO Advanced Study Institute*. (Alvor, Portugal, 1988), p. 773-783. Dordrecht, Pays-Bas : Kluwer Academic Publishers.
107. Pineau, A. G. et R. M. Pelloux. 1974. "Influence of strain-induced martensitic transformations on fatigue crack growth rates in stainless steels". *Metallurgical Transactions*, vol. 5, p.1103-1112.
108. Prabhugaunkar, G. V., M. S. Rawat et C. R. Prasad. 1999. "Role of shot peening on life extension of 12% Cr turbine blading martensitic steel subjected to SCC and corrosion fatigue". In *7th International Conference on Shot Peening*. (Varsovie, Pologne, 1999), p. 177-183.
109. Prime, M. B. 2001. "Cross-sectional mapping of residual stresses by measuring the surface contour after a cut". *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 123, p.162-168.
110. Prime, M. B. 2009. "The contour method: A new approach in experimental mechanics". In *Proceeding of the SEM Annual Conference 2009*. (Albuquerque, USA, 2009), Curran Associates, Inc.
111. Prime, M. B., T. Gnäupel-Herold, J. A. Baumann, R. J. Lederich, D. M. Bowden et R. J. Sebring. 2006. "Residual stress measurements in a thick dissimilar aluminum alloy friction stir weld". *Acta Materialia*, vol. 54, no.15, p.4013-4021.
112. Radaj, D. 1992. *Heat effects of welding: temperature field, residual stress, distortion*, Berlin : Springer-Verlag.
113. Rangaswamy, P., M. L. Griffith, T. M. Holden, M. B. Prime et R. Rogge. 2005. "Residual stresses in LENS components using neutron diffraction and contour method". *Materials Science and Engineering A*, vol. 399, p.72-83.
114. Rice, J. R. 1967. "The mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue". In *Fatigue crack propagation - ASTM STP 415*. (1967), p. 247-309. Philadelphie, USA : ASTM.
115. Ritchie, R. O., V. A. Chang et N. E. Paton. 1978. "Influence of retained austenite on fatigue crack propagation in HP 9-4--20 high strength alloy steel". *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 1, no.1, p.107-121.

116. Ritchie, R. O., W. Yu, A. F. Blom et D. K. Holm. 1987. "An analysis of crack tip shielding in aluminum alloy 2124: A comparison of large, small, through-thickness and surface fatigue cracks". *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 10, p.343-362.
117. Robertson, S. W., A. Mehta, A. R. Pelton et R. O. Ritchie. 2007. "Evolution of crack-tip transformation zones in superelastic Nitinol subjected to in situ fatigue: A fracture mechanics and synchrotron X-ray microdiffraction analysis". *Acta Materialia*, vol. 55, p.6198-6207.
118. Robichaud, Patrice. 2007. "Caractérisation de la stabilité de l'austénite résiduelle du 415 soumis à un cyclage en fatigue oligocyclique". Master's thesis, École de technologie supérieure, Université du Québec.
119. Root, J. H., C. E. Coleman, J. W. Bowden et M. Hayashi. 1997. "Residual stresses in steel and zirconium weldments". *Journal of Pressure Vessel Technology*, vol. 119, p.137-141.
120. Root, J. H., J. Katsaras, J. F. Porter et B. W. Leitch. 2002. "Neutron diffraction maps of stress concentration near notches under load at temperature". *Transactions of the ASME*, vol. 124, p.366-370.
121. Ros, M. 1948. "La fatigue des soudures". *Revue métallurgie*, vol. 11.
122. Sadananda, K. et A. K. Vasudevan. 1997. "Short crack growth and internal stresses". *International Journal of Fatigue*, vol. 19, no.1, p.S99-S108.
123. Sadananda, K. et A. K. Vasudevan. 2001. "Analysis of fatigue crack growth behavior in niobium-hydrogen alloys using the unified approach to fatigue damage". *International Journal of Fatigue*, vol. 23, p.S357-S364.
124. Sadananda, K. et A. K. Vasudevan. 2001. "Extension of the unified approach to fatigue crack growth to environmental interactions". *International Journal of Fatigue*, vol. 23, p.S277-S286.
125. Sadananda, K. et A. K. Vasudevan. 2003. "Fatigue crack growth mechanisms in steels". *International Journal of Fatigue*, vol. 25, p.899-914.
126. Sadananda, K., A. K. Vasudevan, R. L. Holtz et E. U. Lee. 1999. "Analysis of overload effects and related phenomena". *International Journal of Fatigue*, vol. 21, p.S233-S246.
127. Sadananda, K., A. K. Vasudevan et I. W. Kang. 2003. "Effects of superimposed monotonic fracture modes on the delta K and K max parameters of fatigue crack propagation". *Acta Materialia*, vol. 51, p.3399-3414.

128. Sasaki, E. et A. Ohta. 1984. "Significance of compressive residual stress on mode II branch growth under mode I fatigue loading". *International Journal of Fracture*, vol. 26, p.R25-R28.
129. Schajer, G. S. 1988. "Measurement of Non-Uniform Residual Stresses Using the Hole Drilling Method: Part 1". *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 100, no.4, p.338-343.
130. Schajer, G. S. 1988. "Measurement of Non-Uniform Residual Stresses Using the Hole Drilling Method: Part 2". *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 100, no.4, p.345-349.
131. Schijve, J. 2003. "Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art". *International Journal of Fatigue*, vol. 25, p.679-702.
132. Shirzadi, A. A., H. K. D. H. Bhadeshia, L. Karlsson et P. J. Withers. 2009. "Stainless steel weld metal designed to mitigate residual stresses". *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 14, no.6, p.559-565.
133. Simoneau, R., D. Thibault et J. L. Fihey. 2009. "A comparison of residual stress in hammer peened, multipass steel welds A514 (S690Q) and S41500". *Welding in the World*, vol. 53, no.5/6, p.R1-R15.
134. Singh, P. J., D. R. G. Achar, B. Guha et H. Nordberg. 2003. "Fatigue life prediction of gas tungsten arc welded AISI 304L cruciform joints with different LOP sizes". *International Journal of Fatigue*, vol. 25, (1), p.1-7.
135. Soete, W. et R. V. Crombrudge. 1950. "A study of the fatigue strength of welded joints". *Revue Soudure*, vol. 2.
136. Suresh, S. 1998. *Fatigue of materials*, Ed. 2 Cambridge, UK : Cambridge University Press.
137. Tada, H., P. C. Paris et Irwin GR. 2000. *The stress analysis of cracks handbook*, Ed. 3 New York, USA : ASME Press.
138. Thibault, D., M. Thomas et P. Bocher. 2009. "Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel". *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, no.4, p.2195-2202.
139. Trufyakov, V. I. 1959. "Welded joints and residual stresses". *Welding Research Abroad*, vol. 5, no.3, p.11-18.
140. Trufyakov, V. I., P. P. Mikheev, V. V. Knysh et I. S. Kovalenko. 1996. "Cyclic crack resistance of welded joints with non-uniform field of residual welding stresses". *Fatigue fracture Engineering of Materials and Structures*, vol. 19, no.6, p.695-701.

141. Uhlig, H. H. 1963. *Corrosion and Corrosion Control: an Introduction to Corrosion Science and Engineering*, New York : John Wiley and Sons.
142. Vasudevan, A. K. et K. Sadananda. 1999. "Application of unified fatigue damage approach to compression tension region". *International Journal of Fatigue*, vol. 21, p.S263-S273.
143. Vasudevan, A. K., K. Sadananda et G. Glinka. 2001. "Critical parameters for fatigue damage". *International Journal of Fatigue*, vol. 23, p.S29-S53.
144. Verreman, Yves. 1985. "Comportement en fatigue des joints soudés automatiques". PhD thesis.
145. Vinokurov, V. A. 1977. *Welding stresses and distortion*, Wetherby : The British Library.
146. Wagner, L. et G. Lutjering. 1987. "Microstructural influence on propagation behaviour of short cracks in an (X-b) Ti alloy". *Zeitschrift fuer Metallkunde/Materials Research and Advanced Techniques*, vol. 78, p.369-375.
147. Walker, N. et C. J. Beevers. 1979. "A fatigue crack closure mechanism in titanium". *Fatigue of engineering materials and structures*, no.1, p.135-148.
148. Wang, W., L. Huo, Y. Zhang, D. Wang et H. Jing. 2002. "New developed welding electrode for improving the fatigue strength of welded joints". *Journal of Materials Science Technology*, vol. 18, no.6, p.527-531.
149. Weiss, B., R. Stickler et A. Fathulla. 1986. "Initiation and transition of short to long fatigue crack in technical alloys". In *Small fatigue cracks*. (p. 471-497. Warrendale, USA : TMS-AIME.
150. Westergaard, H. M. 1939. "Bearing pressures and cracks". *Journal of applied mechanics*, vol. 6, p.A49-A53.
151. Wilson, W. M., W. H. Bruckner, J. V. Coombe et R. A. Wilde. 1941. "Fatigue tests of welded joints in structural steel plates". *University of Illinois EES Bulletin*, vol. 327.
152. Wilson, W. M. et A. B. Wilder. 1939. "Fatigue tests of butt welds in structural steel plates". *University Illinois EES Bulletin*, vol. 310.
153. Withers, P. J., M. Turski, L. Edwards, P. J. Bouchard et D. J. Buttle. 2008. "Recent advances in residual stress measurements". *Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 85, p.118-127.

154. Woo, W., H. Choo, M. B. Prime, Z. Feng et B. Clausen. 2008. "Microstructure texture and residual stress in a friction stir processed AZ31B magnesium alloy". *Acta Materialia*, vol. 56, no.8, p.1701-1711.
155. Woo, W., Z. Feng, X.-L. Wang, D. W. Brown, B. Clausen, K. An, H. Choo, C. R. Hubbard et S. A. David. 2007. "In situ neutron diffraction measurements of temperature and stresses during friction stir welding of 6061-T6 aluminium alloy". *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 12, no.4, p.298-303.
156. Young, R. A. 1993. "Introduction to the Rietveld method" In *The Rietveld method*, p.1-38, Oxford, UK : Oxford University Press.
157. Zenitani, S., N. Hayakawa, J. Yamamoto, K. Hiraoka, Y. Morikage, T. Kubo, Y. Yasuda et K. Amano. 2007. "Development of new low transformation temperature welding consumable to prevent cold cracking in high strength steel welds". *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 12, no.6, p.516-5.
158. Zhang, Y., S. Ganguly, L. Edwards et M. E. Fitzpatrick. 2004. "Cross-sectional mapping of residual stresses in a VPPA weld using the contour method". *Acta Materialia*, vol. 52, no.17, p.5525-5532.