

**Titre:** Étude expérimentale de l'effet du contenu inclusionnaire sur les propriétés mécaniques de résilience et de fatigue-propagation au seuil de soudures en acier 410 NIMO  
**Title:**

**Auteur:** Bouchra Tenni  
**Author:**

**Date:** 2018

**Type:** Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis

**Référence:** Tenni, B. (2018). Étude expérimentale de l'effet du contenu inclusionnaire sur les propriétés mécaniques de résilience et de fatigue-propagation au seuil de soudures en acier 410 NIMO [Master's thesis, École Polytechnique de Montréal]. PolyPublie. <https://publications.polymtl.ca/3113/>  
**Citation:**

 **Document en libre accès dans PolyPublie**  
Open Access document in PolyPublie

**URL de PolyPublie:** <https://publications.polymtl.ca/3113/>  
**PolyPublie URL:**

**Directeurs de recherche:** Myriam Brochu, Denis Thibault, & Stéphane Godin  
**Advisors:**

**Programme:** Génie mécanique  
**Program:**

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉTUDE EXPÉRIMENTALE DE L'EFFET DU CONTENU INCLUSIONNAIRE SUR LES  
PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DE RÉSILIENCE ET DE FATIGUE-PROPAGATION AU  
SEUIL DE SOUDURES EN ACIER 410 NiMo

BOUCHRA TENNI

DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE  
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION  
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES  
(GÉNIE MÉCANIQUE)

AVRIL 2018

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé :

ÉTUDE EXPÉRIMENTALE DE L'EFFET DU CONTENU INCLUSIONNAIRE SUR LES  
PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DE RÉSILIENCE ET DE FATIGUE-PROPAGATION AU  
SEUIL DE SOUDURES EN ACIER 410 NiMo

présenté par : TENNI Bouchra

en vue de l'obtention du diplôme de : Maîtrise ès sciences appliquées

a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de :

M. TURENNE Sylvain, Ph. D., président

Mme BROCHU Myriam, Ph. D., membre et directrice de recherche

M. THIBAUT Denis, Ph. D., membre et codirecteur de recherche

M. GODIN Stéphane, M. Ing., membre et codirecteur de recherche

M. DEMERS Vincent, Ph. D., membre

## DÉDICACE

À ma mère, Badiaa, et mon père, Abdelaziz.

À mes sœurs, Zineb, Salma, et Imane.

## REMERCIEMENTS

J'aimerais tout d'abord remercier ma directrice de recherche Myriam Brochu de m'avoir acceptée dans son groupe de recherche, de sa confiance, et de l'autonomie qu'elle m'a accordée. Ses conseils, ses précieuses connaissances, et sa rigueur exceptionnelle ont grandement contribué au projet de recherche. Je remercie également mes co-directeurs de recherche, Stéphane Godin, et Denis Thibault, pour l'encadrement qu'ils m'ont offert à l'IREQ, leur soutien financier, et leur apport technique et scientifique précieux sur le sujet. Je tiens par l'occasion à souligner le soutien exceptionnel de Stéphane Godin tout au long de ce projet de maîtrise, et le remercie d'avoir toujours été à l'écoute et d'avoir fait preuve d'une grande disponibilité.

Mes remerciements vont également aux membres du jury, Sylvain Turenne et Vincent Demers, pour le temps qu'ils ont accepté d'accorder à l'examen de ce mémoire.

Un très grand merci à tous les chercheurs et étudiants de l'unité *Mécanique métallurgie et hydroélien* de l'IREQ que j'ai côtoyé ces dernières années, et avec qui j'ai partagé des bons moments. Je m'ennuierai des dîners partagés dans le rire et la bonne humeur!

Merci à Roger Marin Lagacé pour le logiciel RML, et à Jean-Benoît Hudon pour les dessins d'usinage. Un très grand merci aux technologues de l'IREQ, leur expérience et conseils précieux m'ont été d'une grande aide pour assurer la partie expérimentale du projet, je tiens donc à exprimer mes profonds remerciements à Carlo Baillargeon, René Dubois, Alexandre Lapointe, Manon Provencher, et Marie-Andrée Ayotte.

Merci à tous mes amis, collègues, et colocataires, qui ont partagé ma nouvelle vie à Montréal, et qui m'ont soutenue dans la réalisation de ce projet, je n'aurais pas réussi sans vous.

Je tiens également à remercier mes collègues de Pratt & Whitney Canada, de leur soutien et encouragements. J'aimerais remercier tout particulièrement mon superviseur Denis Blanchet d'avoir été compréhensif, et de m'avoir accordé la flexibilité qui m'a permis de mener à terme ce projet de maîtrise, tout en occupant mon premier emploi professionnel.

Enfin, tout cela n'aurait pas été possible sans le soutien continu de ma famille, mes parents et mes trois petites sœurs. Je vous aime.

## RÉSUMÉ

Ce mémoire présente une étude de l'influence du contenu inclusionnaire sur le seuil de propagation des fissures de fatigue dans des soudures en acier inoxydable martensitique, plus précisément, il s'agit de soudures fabriquées à partir du métal de base CA6NM et du métal d'apport ER410NiMo. Ces deux matériaux font partie de la famille des aciers 13 %Cr – 4 %Ni, couramment utilisés dans la fabrication des roues de turbines hydrauliques. Les valeurs de seuil obtenues, serviront d'intrants à l'établissement du diagramme de Kitagawa, utilisé comme outil d'évaluation de la fiabilité des turbines hydrauliques.

Afin d'obtenir des soudures avec des contenus inclusionnaires variés, différents procédés avec différents mélanges de gaz de protection ont été utilisés, menant à la fabrication des trois soudures suivantes : GMAW 100 %Ar, GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub>, et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>. Les densités d'inclusions obtenues ont été de 678 100, 2 729 400, et 2 203 000 inclusions par cm<sup>2</sup> dans les trois soudures respectivement. L'analyse chimique semi-quantitative par EDX a montré que ces inclusions sont des oxydes, grâce à la détection d'un pic d'oxygène.

À la suite du soudage, les soudures ont subi un traitement thermique de revenu à 600°C pendant 20 heures, ce qui a permis de créer de l'austénite reformée. Cette dernière a été quantifiée par diffraction de rayons X, les proportions mesurées ont été de 21 %, 25 % et 27 % dans les soudures GMAW 100 %Ar, GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub>, et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> respectivement. Des mesures de dureté ainsi que des cartographies de microdureté ont été réalisées, montrant un abaissement de la dureté de 18 %, 23 %, et 14 % respectivement par rapport à l'état brut de soudage, suite au traitement thermique de revenu. Alors que les contraintes résiduelles n'ont pas été mesurées, celles-ci sont supposées négligeables suite au traitement thermique prolongé qui a été réalisé, selon la littérature.

Dans le but d'une caractérisation plus complète des matériaux étudiés, d'autres propriétés ont également été étudiées, en plus du seuil de propagation des fissures de fatigue. Il s'agit principalement des propriétés d'impact et des propriétés de traction.

Les propriétés de traction mesurées n'ont varié que légèrement d'une soudure à l'autre. Les limites d'élasticité et les résistances à la traction obtenues ont été de 724 et 918 MPa pour le GMAW 100%Ar, 746 et 927 MPa pour le GMAW 85%Ar – 15%CO<sub>2</sub>, et 711 et 864 MPa pour le FCAW 75%Ar – 25%CO<sub>2</sub>. Les différences observées ont pu être expliquées en tenant compte du

contenu en carbone, la proportion d'austénite reformée, et le contenu inclusionnaire dans chacune des soudures.

Les essais de résilience (Charpy) réalisés à 0°C, ont montré quant à eux, un effet marqué du contenu inclusionnaire sur les propriétés mesurées. Les énergies absorbées ont été de 195, 63, et 66 J pour les soudures GMAW 100 %Ar, GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub>, et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>, respectivement. L'analyse des faciès de rupture des éprouvettes a révélé une rupture majoritairement ductile, par un mécanisme de germination de microcavités à partir des inclusions, tel que prouvé par la présence d'inclusions au fond des cupules. L'effet des inclusions sur l'énergie absorbée a été rationalisé comme suit : plus il y a d'inclusions dans le matériau, plus il y a de sites d'amorçage de microcavités, celles-ci croissent et coalescent ce qui mène à la rupture. En revanche, lorsque moins d'inclusions sont présentes, il y a moins de sites d'amorçage de microcavités, le stade de croissance, qui est plus énergivore, est alors plus important.

Les essais de fatigue-propagation au seuil ont été réalisés sur les soudures GMAW 100 %Ar et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>. Les seuils obtenus ont été de 6.11 et 5.74 MPa $\sqrt{m}$  respectivement, malgré le fait que la deuxième soudure contient 3 fois plus d'inclusions, montrant un effet peu marqué du contenu inclusionnaire sur le seuil de propagation des fissures de fatigue dans les soudures étudiées. Ceci a été expliqué par l'espacement inter-inclusions supérieur à la taille de la zone plastique. L'analyse des faciès de rupture, n'a révélé aucune interaction entre les inclusions et le front de fissuration, et le trajet de fissuration a été entièrement transgranulaire et peu tortueux, confirmant l'absence de bifurcations liées à la présence d'inclusions.

L'étude a toutefois pu démontrer l'efficacité du traitement thermique post-soudage, qui a permis grâce à des proportions élevées d'austénite reformée (21 % et 27 % respectivement), d'atteindre des valeurs de seuil similaires, voire supérieures à celles mesurées sur le métal de base. Il serait donc recommandé d'intégrer le traitement thermique post-soudage aux procédures de réparation in-situ, afin d'améliorer la résistance à la propagation de fissures des soudures et éviter la propagation des fissures et défauts inhérents au procédé de soudage.

## ABSTRACT

The present thesis is an experimental study of the effect of the inclusion content on the fatigue propagation threshold of martensitic stainless steel weldments. More specifically, the studied weldments were made of CA6NM base metal and ER410NiMo filler metal. Both materials belong to the 13 %Cr – 4 %Ni family of steels, widely used to manufacture hydraulic turbine runners. The measured propagation thresholds, will serve as inputs to construct a Kitagawa diagram, used in reliability studies of hydraulic turbines.

In order to obtain welds with various inclusion contents, different processes using different shielding gas mixtures were used. The following weldments were produced: GMAW 100 %Ar, GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub>, et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>, the inclusions were quantified in each weld, yielding densities of 678 100, 2 729 400, and 2 203 000 inclusions per cm<sup>2</sup> respectively. EDS analysis, semi-quantitative method, of the inclusions showed a high oxygen content, which means the studied inclusions consist of oxides.

The weldments then underwent post-weld heat treatment at 600°C for 20 hours. Such treatment results in softening of the martensite, welding residual stress relaxation, and creation of reformed austenite. This latter was quantified by means of X-ray diffraction, the measured contents were 21 %, 25 % et 27 % in GMAW 100 %Ar, GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub>, and FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> respectively. Hardness measurements and microhardness mappings were realised as well, showing the softening effect of the tempering heat treatment. A hardness decrease of respectively 18 %, 23 %, and 14 % was noted, showing the softening effect of the tempering. Residual stresses were not measured but were supposed negligible based on literature and the lengthy tempering heat treatment that was applied.

In the prospect of a more complete characterization of the studied weldments, the weldments were tested for other properties as well, consisting primarily of impact toughness and tensile tests.

The measured tensile properties varied only slightly from a weld to another. The obtained yield stresses and ultimate tensile strengths were: 724 and 918 MPa for GMAW 100%Ar, 746 and 927 MPa for GMAW 85%Ar-15%CO<sub>2</sub>, et 711 et 864 MPa for FCAW 75%Ar-25%CO<sub>2</sub>. The small variations could be explained by the carbon content, the proportion of reformed austenite, and the inclusion content.

On the other hand, impact toughness tests showed a more pronounced effect of the inclusion content. The Charpy-V-notch absorbed energies obtained at 0°C were 195, 63, and 66 J for GMAW 100 %Ar, GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub>, and FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> respectively. The fractography revealed a mostly ductile fracture, evidenced by dimples. Microvoids initiated from inclusions as evidenced by the presence of inclusions in the dimples. The effect of inclusions on impact toughness properties was rationalised as follows: a high inclusion content provides more nucleation sites for microvoids, which grow and coalesce leading to instantaneous rupture. However, in the case of a low inclusion content, there are less nucleation sites available, which leads to a more important growth stage, leading to more deformation, hence a higher absorbed energy.

Fatigue crack propagation tests were conducted on GMAW 100 %Ar et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> welds, with the purpose of determining fatigue propagation thresholds. The obtained results were 6.11 et 5.74 MPa√m for the two welds respectively, despite the second one having 3 times less inclusions, showing a less pronounced effect of the inclusion content on the fatigue propagation threshold of the studied weldments. This was explained by comparing the plastic zone size with the estimated inclusion spacing, which was found much larger than the plastic zone size. The fractography could confirm this finding, as no interactions between the inclusions and the crack front were observed. Moreover, the fracture was entirely transgranular, and the crack path exhibited a linear aspect with no branching, meaning the inclusions did not influence the crack's trajectory.

Despite showing no marked effect of the inclusion content on the fatigue propagation threshold, this study has the merit of showing the effectiveness of the applied post-weld heat treatment on the crack propagation properties of the studied materials, which had permitted to achieve crack propagation thresholds as high or higher than those measured on the base metal. As well, the measured austenite proportions (21 % et 27 % respectively), are close to the maximum reported in the literature. Post-weld heat treatment, considerably improves the fatigue crack propagation properties of the studied weldments, and is thus recommended after welding operations, to avoid propagation of existing cracks and defects, which are inherent to the welding process.

## TABLE DES MATIÈRES

DÉDICACE.....	III
REMERCIEMENTS .....	IV
RÉSUMÉ.....	V
ABSTRACT .....	VII
TABLE DES MATIÈRES .....	IX
LISTE DES TABLEAUX.....	XIII
LISTE DES FIGURES.....	XV
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS .....	XVIII
LISTE DES ANNEXES .....	XX
CHAPITRE 1 INTRODUCTION.....	1
1.1 Mise en contexte.....	1
1.2 Objectifs .....	3
1.3 Organisation du mémoire .....	4
CHAPITRE 2 REVUE DE LITTÉRATURE .....	5
2.1 Généralités sur les aciers 13 %Cr – 4 %Ni .....	5
2.1.1 Matériau .....	5
2.1.2 Traitement thermique de revenu et austénite reformée .....	7
2.2 Soudage .....	10
2.3 Propriétés mécaniques.....	14
2.3.1 Propriétés de traction.....	14
2.3.2 Résilience .....	14
2.3.3 Fatigue, mécanique de la rupture et régime du seuil.....	16
2.4 Synthèse .....	30

CHAPITRE 3	MÉTHODES ET DÉMARCHE EXPÉRIMENTALES .....	31
3.1	Matériaux et soudures .....	31
3.2	Traitement thermique .....	33
3.3	Caractérisation microstructurale .....	34
3.3.1	Mesures du taux d'austénite reformée .....	34
3.3.2	Détermination de la composition chimique .....	34
3.3.3	Quantification des oxydes .....	35
3.3.4	Cartographies de microdureté .....	36
3.4	Propriétés mécaniques .....	37
3.4.1	Essais de traction .....	37
3.4.2	Essais Charpy .....	38
3.4.3	Essais de fatigue-propagation.....	39
3.5	Sommaire des travaux expérimentaux .....	42
3.6	Stratégie de publication .....	43
CHAPITRE 4	ARTICLE 1: SHIELDING GAS AND INCLUSION CONTENT EFFECTS ON IMPACT TOUGHNESS AND TENSILE PROPERTIES OF 410NIMO WELDMENTS.....	44
	Abstract .....	44
4.1	Introduction and background .....	45
4.2	Experimental methodology .....	47
4.2.1	Materials.....	47
4.2.2	Post-weld heat treatment .....	49
4.2.3	Austenite measurements.....	49
4.2.4	Chemical composition measurements.....	49
4.2.5	Hardness measurements .....	49
4.2.6	Quantification of oxides .....	50

4.2.7	Tensile testing .....	50
4.2.8	Impact toughness properties .....	51
4.3	Results and discussion .....	51
4.3.1	Reformed austenite measurements .....	53
4.3.2	Microstructure of the welds .....	54
4.3.3	Hardness .....	55
4.3.4	Quantification of oxides .....	56
4.3.5	Chemical composition of the oxides .....	57
4.3.6	Tensile properties .....	58
4.3.7	Impact toughness properties .....	59
4.4	Conclusions .....	62
	Acknowledgements .....	62
CHAPITRE 5	ESSAIS DE FATIGUE-PROPAGATION AU SEUIL .....	63
5.1	Caractérisation de pré-usinage .....	63
5.2	Résultats de propagation .....	66
5.2.1	Courbes a-N .....	66
5.2.2	Courbes de propagation .....	68
5.2.3	Fractographie .....	71
5.3	Taille de la zone plastique et espacement inter-inclusions .....	77
5.4	Sommaire .....	78
CHAPITRE 6	DISCUSSION GÉNÉRALE .....	80
6.1	Sommaire des résultats .....	80
6.2	Effet du gaz de protection de soudage .....	81
6.3	Effet du contenu inclusionnaire sur les propriétés de résilience et de traction .....	82

6.4	Effet du contenu inclusionnaire sur le seuil de propagation des fissures de fatigue .....	83
6.5	Limites de l'étude.....	87
CHAPITRE 7 CONCLUSIONS ET RECOMMANDATIONS .....		89
BIBLIOGRAPHIE .....		90
ANNEXES .....		95

## LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1: Compositions chimiques des aciers 410NiMo et CA6NM (%m) .....	7
Tableau 2.2: Propriétés mécaniques typiques du 410NiMo et minimales du CA6NM .....	14
Tableau 3.1: Conditions de soudage utilisés pour préparer les soudures destinées aux essais de fatigue-propagation et de résilience .....	33
Tableau 3.2: Paramètres du MEB utilisés pour l'observation des oxydes .....	35
Tableau 3.3: Conditions de soudage utilisés pour préparer les soudures destinées aux essais de traction.....	37
Tableau 3.4: Dimensions des éprouvettes de traction (mm) .....	38
Tableau 3.5: Dimensions des éprouvettes CT usinées (mm) .....	39
Tableau 3.6: Résumé des essais mécaniques réalisés, les chiffres représentent le nombre d'essais réalisés .....	42
Tableau 3.7: Tableau résumant les sections de l'article présenté au Chapitre 4 .....	43
Tableau 5.1: Paramètres du modèle .....	70
Tableau 5.2: Vitesses de propagation expérimentales au seuil des soudures.....	70
Tableau 5.3: Fractographies des faciès de rupture .....	73
Tableau 5.4: Tortuosité de la fissure à différents $\Delta K$ pour les deux éprouvettes.....	76
Tableau 5.5: Espacement inter-inclusions et tailles des zones plastiques des soudures étudiées ..	78
Tableau 6.1: Récapitulatif des caractéristiques microstructurales et mécaniques des trois soudures étudiées .....	80
Tableau 6.2: Comparaison des résultats obtenus avec les travaux de Jocelin Chaix sur le métal de base CA6NM [40] .....	85

## LISTE DES TABLEAUX (ANGLAIS)

Table 4.1: Welding conditions used to prepare the weldments for impact toughness testing .....	48
Table 4.2: Welding conditions used to prepare the weldments destined for tensile testing .....	49
Table 4.3: Chemical compositions of ER410NiMo and CA6NM as per material specifications, and measured chemical compositions of the welds, base metal, and filler metals (weight %) ....	52
Table 4.4: Mean percentage of austenite (% $\gamma$ ) with the standard deviation of the measurements, and theoretical Ac1 temperature.....	53
Table 4.5: Hardness and standard deviation of the weldments before and after tempering post-weld heat treatment .....	55
Table 4.6: Oxides median size, mean size, and density .....	56
Table 4.7: Elements present in the oxides .....	58
Table 4.8: Tensile properties of the welds .....	58

## LISTE DES FIGURES

Figure 1.1: Roue de turbine Francis photographiée à la centrale des cèdres .....	2
Figure 2.1: Diagramme de Schaeffler [2].....	6
Figure 2.2: Constitution de la martensite dans les aciers 13 %Cr – 4 %Ni [5].....	6
Figure 2.3: Diagramme de phase ternaire Fe-Cr-Ni pour un ratio Cr/Ni de 3 [7] .....	8
Figure 2.4: Évolution de la proportion d’austénite reformée en fonction de la température de revenu pour un traitement de 30 minutes (figure adaptée de Song [8]).....	9
Figure 2.5: Contrainte résiduelle transversale [19] .....	13
Figure 2.6: Contrainte résiduelle longitudinale [19] .....	14
Figure 2.7: Courbe de transition ductile-fragile .....	15
Figure 2.8: Exemple de courbe S-N montrant la limite d’endurance à $10^8$ cycles .....	17
Figure 2.9: Chargement cyclique sinusoïdal reflétant une contrainte alternée .....	18
Figure 2.10: Représentation schématisée d’une courbe de propagation $da/dN = f(\Delta K)$ typique.	19
Figure 2.11: Schématisation du diagramme de Kitagawa-Takahashi .....	20
Figure 2.12: Indice de fiabilité des turbines hydrauliques en fonction du temps pour différentes valeurs du seuil de propagation, par Thibault et al. [26].....	21
Figure 2.13: Cycle de chargement mettant en évidence $K_{max}$ , $K_{min}$ et $K_{op}$ .....	23
Figure 2.14: Illustration des zones plastiques monotone et cyclique.....	26
Figure 2.15: Schéma d’une fissure bifurquée.....	27
Figure 3.1: Dimensions des plaques soudées (mm) .....	32
Figure 3.2: Échantillon prélevé de la soudure GMAW 100 %Ar pour la quantification des oxydes .....	35
Figure 3.3: Schéma montrant les dimensions de la surface cartographiée et l’espacement entre les indentations .....	36
Figure 3.4: Schéma illustrant une éprouvette de traction.....	38

Figure 3.5: Géométrie des éprouvettes Charpy .....	38
Figure 3.6: Géométrie des éprouvettes CT standards, ASTM E647 [25] .....	39
Figure 4.1: Dimensions of the bare plates (a) side view, (b) view from the top of the weld, and (c) side view showing the U-notch (mm) .....	48
Figure 4.2: Tensile test specimen geometry (mm) .....	50
Figure 4.3: Schematic drawing showing Charpy specimen orientation with respect to the weld..	51
Figure 4.4: Macrographs of the welds: (a) GMAW 100%Ar, (b) GMAW 85%Ar-15%CO <sub>2</sub> , and (c) FCAW 75%Ar-25%CO <sub>2</sub> .....	54
Figure 4.5: Weld microstructure observed in FCAW 75%Ar-25%CO <sub>2</sub> weld, (a) macrograph of the weld, (b) magnified view displaying a column-shaped martensite, and (c) magnified view displaying a HAZ with finer grains. The red arrows show the orientation of martensite columns, corresponding to the heat flow directed towards the top of the weld.....	55
Figure 4.6: SEM images of as-polished cross-sections transverse to the welds displaying oxides: (a) GMAW 100 %Ar, (b) GMAW 85 %Ar – 15 %CO <sub>2</sub> , and (c) FCAW 75 %Ar – 25 %CO <sub>2</sub> .....	56
Figure 4.7: Size distribution of oxides. ....	57
Figure 4.8: Charpy absorbed energy results and the oxide content in each weld .....	59
Figure 4.9: Fracture surfaces of Charpy-V-notch specimens with the corresponding lateral expansions: (a) GMAW 100 %Ar, (b) GMAW 85 %Ar – 15 %CO <sub>2</sub> , and (c) FCAW 75 %Ar – 25 %CO <sub>2</sub> .....	60
Figure 4.10: Dimpled fracture on Charpy fracture surfaces: (a,b) GMAW 100 %Ar, (c,d) GMAW 85 %Ar – 15 %CO <sub>2</sub> , and (e,f) FCAW 75 %Ar – 25 %CO <sub>2</sub> at magnifications of 500x and 1500x respectively.....	60
Figure 4.11: Examples of cleavage observed on fracture surfaces: (a) GMAW 100 %Ar, (b) GMAW 85 %Ar – 15 %CO <sub>2</sub> , and (c) FCAW 75 %Ar – 25 %CO <sub>2</sub> .....	61
Figure 5.1: Macrographies montrant les surfaces sur lesquelles les cartographies de microdureté ont été réalisées et leurs dimensions .....	64

Figure 5.2: Cartographies de microdureté Vickers à l'état tel que soudé (a, b) et à l'état revenu (c,d) pour les soudures GMAW 100 %Ar et FCAW 75 %Ar – 25 %CO <sub>2</sub> respectivement. (e,f) macrographies montrant les positions des entailles des éprouvettes CT dans des régions équivalentes en proportion de martensite colonnaire, 65 % et 66 % respectivement .....	65
Figure 5.3: Schéma montrant le positionnement de l'éprouvette CT par rapport à la soudure .....	66
Figure 5.4: Courbe a-N de la soudure FCAW 75 %Ar – 25 %CO <sub>2</sub> .....	67
Figure 5.5: Courbe a-N de la soudure GMAW 100 %Ar .....	67
Figure 5.6: Courbe de propagation $da/dN = f(\Delta K)$ de la soudure FCAW 75 %Ar-25 %CO <sub>2</sub> .....	69
Figure 5.7: Courbe de propagation $da/dN = f(\Delta K)$ de la soudure GMAW 100 %Ar .....	69
Figure 5.8: Les courbes de propagation GMAW 100 %Ar et FCAW 75 %Ar – 25 %CO <sub>2</sub> superposées .....	71
Figure 5.9: Photos macroscopiques des faciès de rupture des deux éprouvettes. Les flèches rouges indiquent les zones de martensite colonnaire, tandis que les flèches jaunes indiquent les lignes d'arrêt .....	72
Figure 5.10: Photo capturée au MEB à 1000X sur le faciès de rupture de l'éprouvette FCAW 75 %Ar-25 %CO <sub>2</sub> . Des inclusions sont visibles sur le faciès .....	75
Figure 5.11: Schéma représentant une distribution uniforme d'inclusions espacées de « d » .....	77
Figure 6.1: Énergie absorbée en fonction de la température pour les aciers CA6NM et 415, comparées avec les résultats obtenus sur les soudures à 0°C, adaptée de [23] .....	82
Figure 6.2: Schéma montrant l'amorçage de microfissures au niveau des interfaces entre les inclusions et la matrice .....	86

## LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

### Sigles

$a$	Longueur de fissure
$\alpha$	Phase ferritique
$Ac_1$	Température de début du domaine $\alpha + \gamma$ ,
$Ac_3$	Température de fin du domaine $\alpha + \gamma$ ,
$b$	Constante du matériau (modèle de Lantaigne et al.)
$C$	Constante de la loi de Paris
$m$	Constante de la loi de Paris
$C_g$	Gradient normalisé du facteur d'intensité de contrainte
$d$	Espacement entre les inclusions
$D$	densité inclusionnaire
$da/dN$	Vitesse de propagation
$\Delta K$	Variation du facteur d'intensité de contrainte
$\Delta K_{th}$	Seuil de propagation de fissures
$\Delta K_{th,eff}$	Seuil de propagation de fissures efficace
$\gamma$	Phase austénitique
$\% \gamma_{ref}$	Proportion d'austénite reformée
$HV$	Dureté vickers
$N$	Nombre de cycles
$R$	Rapport des contraintes
$r_{y,c}$	Taille de la zone plastique cyclique
$r_{y,m}$	Taille de la zone plastique monotone
$\sigma$	Contrainte nominale

$\sigma_{y\ 0.2\%}$	Limite d'élasticité à 0.2%
$\sigma_{UTS}$	Résistance à la rupture
$T_{Ymax}$	Température correspondant au maximum d'austénite reformée

## Abréviations

ASTM	American Society for Testing and Materials
CT	Compact Tension
CVN	Charpy-V-notch
EDS/EDX	Energy-dispersive X-ray spectroscopy
FCAW	Flux Cored Arc Welding
GMAW	Gas Metal Arc Welding
IREQ	Institut de recherche d'Hydro-Québec
LEFM	Linear Elastic Fracture Mechanics
MEB	Microscope Électronique à Balayage
TRIP	Transformation induced plasticity
TTPS (PWHT)	Traitement thermique post-soudage (Post-weld-heat treatment)
XRD	X-ray diffraction
ZAT	Zone Affectée Thermiquement

## LISTE DES ANNEXES

Annexe A – Dess in d’usinage – éprouvette de traction .....	95
Annexe B – Dessin d’usinage – Éprouvette Charpy .....	96
Annexe C – Dessin d’usinage – Éprouvette CT .....	97

## CHAPITRE 1 INTRODUCTION

### 1.1 Mise en contexte

Hydro-Québec est une société d'état québécoise fournissant l'électricité au Québec depuis 1944. Avec ses 62 centrales hydroélectriques, Hydro-Québec se positionne comme chef de file en production d'hydroélectricité au Canada et dans le monde.

Dans le contexte environnemental actuel, il devient indispensable de développer les secteurs d'énergies propres et renouvelables. Dans le cas d'Hydro-Québec, cela passe par une meilleure gestion et maintenance de ses actifs, dont les turbines hydrauliques.

Le projet présenté dans ce mémoire fait partie d'un plus vaste programme de R&D, initié par l'Institut de recherche d'Hydro-Québec, nommé PréDDIT (Prédiction de la Dégradation et Diagnostic Intégré des Turbines). Il s'agit d'un projet visant à développer des modèles prédictifs de la dégradation des roues de turbines hydrauliques d'Hydro-Québec, dans une optique de maximisation de leur vie utile, d'amélioration de leur sécurité et de leur fiabilité. Avoir des modèles fiables de la dégradation des turbines permettrait de réduire la fréquence des arrêts non planifiés et de gérer de façon plus optimale le parc hydroélectrique de l'entreprise.

Les roues de turbines hydrauliques peuvent être de grandes dimensions, à titre d'exemple, certaines roues de type Francis peuvent mesurer jusqu'à 10 mètres de diamètre. Un exemple de roue de turbine est donné à la Figure 1.1, montrant une photo prise lors d'une visite à la centrale des Cèdres, qui est une centrale d'Hydro-Québec en service depuis 1914.

La taille, ainsi que la géométrie complexe des roues de turbine, ajoutent des contraintes de fabrication. En effet, des pièces de si grandes dimensions sont difficiles à fabriquer en une seule pièce, d'où la nécessité d'assembler les différentes sous-parties par soudage. Typiquement, l'opération d'assemblage consiste à souder les aubes à la ceinture et à la couronne.



Figure 1.1: Roue de turbine Francis photographiée à la centrale des cèdres

Les roues de turbines sont sujettes à différents types d'endommagement, dont l'érosion-cavitation, la corrosion aqueuse, et la fissuration par fatigue. C'est ce dernier type d'endommagement qui nous intéresse dans cette étude. En effet, la présence de fissures de fatigue cause des arrêts de maintenance non planifiés, engendrant des pertes de revenu importantes à cause des délais de réparation. Ces fissures s'amorcent souvent au niveau des soudures. De plus, la procédure de réparation des fissures, consiste elle-même en une réparation par soudage. Il devient donc nécessaire d'étudier le comportement des soudures pour une meilleure compréhension des mécanismes menant à la fissuration, afin d'éviter que de nouvelles fissures ne se forment.

La fissuration est avant tout un problème relevant de la mécanique des matériaux. Dans le monde de la fabrication des roues de turbines, un des matériaux les plus utilisés est le CA6NM, qui est un acier inoxydable martensitique doux. Aujourd'hui, le parc de roues d'Hydro-Québec compte 40% de roues fabriquées de cet acier.

Actuellement, le soudage est majoritairement réalisé par FCAW (Flux Cored Arc Welding), nécessitant un gaz de protection de soudage de composition  $75\% \text{Ar} - 25\% \text{CO}_2$ . Des études préliminaires menées à l'interne par l'IREQ ont démontré que plus le gaz de protection est riche en  $\text{CO}_2$ , plus le bain de fusion est riche en  $\text{O}_2$ , favorisant ainsi la formation d'oxydes au sein des

soudures [1]. Les oxydes, et plus généralement les inclusions, sont reconnus pour abaisser les propriétés mécaniques des aciers, les propriétés en fatigue en particulier. En effet, ces particules agissent comme des concentrateurs de contrainte propices à l'amorçage de fissures.

Afin d'étudier l'effet des oxydes sur la résistance à la propagation de fissures en fatigue d'un joint soudé, il est proposé de faire varier le contenu en oxydes en modifiant la teneur en  $\text{CO}_2$  du gaz de protection de soudage. L'effet des oxydes peut ensuite être étudié, en testant en fatigue des joints soudés avec différents contenus en oxydes.

Une des pistes d'amélioration possibles permettant de générer une moindre quantité d'oxydes dans les soudures, serait d'utiliser par exemple, un procédé de soudage nécessitant une plus faible quantité de  $\text{CO}_2$  dans le gaz de protection de soudage. Un des procédés permettant de faire cela pour les aciers inoxydables est le GMAW (Gas Metal Arc welding) qui est similaire au FCAW, à la différence que le FCAW, utilise un fil fourré comme métal d'apport, tandis que le GMAW utilise un fil plein.

## 1.2 Objectifs

L'objectif principal de ce projet de maîtrise est d'étudier l'effet du contenu inclusionnaire sur le seuil de propagation de fissures en fatigue dans des soudures réalisées avec du ER410NiMo comme métal d'apport, et du CA6NM comme métal de base. Des éprouvettes de type CT (Compact Tension specimens) seront extraites de façon à ce que le trajet de fissuration soit dans la zone fondue des soudures. Les seuils obtenus constitueront des intrants aux modèles de prédiction et au raffinement du diagramme de Kitagawa-Takahashi, qui est un exemple d'outil prédictif, permettant de déterminer si la présence d'un défaut de taille « a » à un chargement  $\Delta\sigma$  donné risque de se propager.

En outre, des essais supplémentaires seront réalisés, dans le but de caractériser de façon plus complète les matériaux étudiés, et de comparer leurs performances selon les propriétés mesurées. Il s'agit entre autres de cartographies de microdureté, d'essais de traction et d'essais de résilience (Charpy). Les différents facteurs pouvant avoir un effet seront également pris en compte, tels que la microstructure, le traitement thermique, et les contraintes résiduelles.

### **1.3 Organisation du mémoire**

Le chapitre 1 du présent mémoire est dédié à la revue de littérature couvrant le sujet d'étude. Ce chapitre débute par une présentation générale du matériau étudié, préluant le comportement du matériau en soudage. Le chapitre s'intéresse ensuite aux propriétés mécaniques et aux différents facteurs pouvant les influencer dans le cas du matériau étudié.

Le chapitre 2 est consacré quant à lui, à la description des méthodes expérimentales et des différentes techniques employées pour la réalisation du projet.

Le chapitre 3 présente un article rédigé dans le cadre du projet de maîtrise et soumis à la revue Materials Science and Engineering A. Il traite de l'effet du gaz de protection de soudage sur le contenu inclusionnaire et les propriétés de traction et de résilience des soudures étudiées.

Le chapitre 4 est dédié à la partie traitant des essais de fatigue-propagation réalisés pour déterminer le seuil de propagation des soudures. Deux conditions de soudage, l'une avec un contenu inclusionnaire faible, et l'autre élevé, ont été testées en fatigue afin de déterminer le seuil de propagation.

Le chapitre 5 consiste en une discussion générale résumant les informations et trouvailles des différents chapitres.

Enfin, le chapitre 6 donne les conclusions et les recommandations de l'étude.

## CHAPITRE 2 REVUE DE LITTÉRATURE

### 2.1 Généralités sur les aciers 13 %Cr – 4 %Ni

#### 2.1.1 Matériau

Les aciers 13 %Cr – 4 %Ni sont des aciers inoxydables martensitiques, développés dans les années 60 en vue d'élaborer des matériaux pour la fabrication de roues de turbines hydrauliques. Ils répondent ainsi aux exigences de propriétés mécaniques, de résistance à la corrosion aqueuse et à la cavitation, pour l'application visée. On les retrouve dans d'autres applications également, comme les turbines à gaz opérant à des températures relativement basses, oléoducs et gazoducs, arbres et engrenages, ou encore, des instruments chirurgicaux [2]. Parmi les matériaux appartenant à cette famille, on peut citer : le CA6NM, le 410NiMo utilisé comme métal d'apport pour le soudage du CA6NM, et le S41500 qui est une version laminée du CA6NM.

Avant les aciers 13 %Cr – 4 %Ni, les aciers martensitiques existants étaient sujets à de nombreux problèmes, des améliorations ont ainsi été introduites afin d'y remédier. Parmi ces améliorations, on peut citer la réduction du taux de carbone qui a amélioré la soudabilité. En effet, un taux de carbone élevé résulte en une martensite plus dure et plus fragile, rendant le matériau plus sensible à la fissuration induite par l'hydrogène. Une autre amélioration a été l'ajout de nickel, élément gammagène, afin de maintenir la structure martensitique, minimiser la quantité de ferrite delta, et par conséquent maintenir des bonnes propriétés, en l'occurrence la résilience.

Les aciers 13 %Cr – 4 %Ni se solidifient d'abord en ferrite delta avant de se transformer en austénite entre 1300 et 1200°C [3]. Une proportion de ferrite delta peut demeurer présente dans la microstructure à la fin de la transformation, jusqu'à 5% [3], surtout en cas de refroidissement rapide. Généralement, le refroidissement à l'air est suffisant pour que la majorité de l'austénite se transforme en martensite, ces aciers peuvent ainsi être qualifiés d'auto-trempants. De même que pour la transformation ferrite → austénite, une faible quantité d'austénite peut demeurer présente dans la matrice martensitique, comme résidu de la transformation austénite → martensite, cette proportion ne dépasse pas 1% selon les travaux de Godin [4]. La microstructure finale se compose ainsi de martensite, ainsi que de petites quantités de ferrite delta et d'austénite résiduelle [3], même si le diagramme de Schaeffler, représenté à la Figure 1.1, indique une structure entièrement martensitique pour un acier 13 %Cr – 4 %Ni.

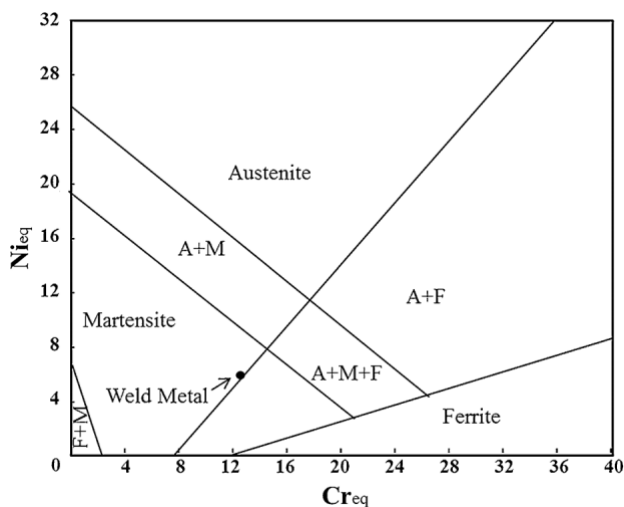


Figure 2.1: Diagramme de Schaeffler [2]

Lors du refroidissement, les grains parents austénitiques, se divisent en paquets. Chaque paquet est ensuite un ensemble de blocs, et dans chaque bloc on retrouve des sous-blocs constitués d'un ensemble de lattes de martensite. La microstructure qui en résulte est schématisée à la Figure 2.2.

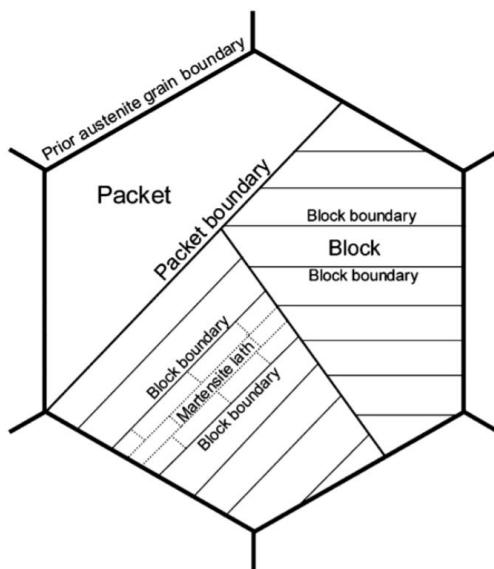


Figure 2.2: Constitution de la martensite dans les aciers 13 %Cr – 4 %Ni [5]

Les matériaux utilisés dans la présente étude sont le métal de base CA6NM et le métal d'apport 410NiMo. Ce dernier a été développé spécifiquement pour souder le CA6NM, d'où leurs compositions chimiques similaires telles qu'indiquées dans le Tableau 2.1. Il est à noter que dans

les spécifications de l'entreprise, un taux de carbone de 0.03 maximum est exigé aux fournisseurs du métal d'apport 410 NiMo afin de réduire les risques de fissuration lors du soudage.

Le carbone, le nickel, l'azote, et le manganèse sont appelés éléments gammagènes, étant donné leur effet stabilisateur de la phase austénitique  $\gamma$ . Tandis que le chrome, le silicium, et le molybdène sont des éléments alphagènes qui stabilisent la ferrite. Ce point sera abordé un peu plus en détail au paragraphe suivant.

Tableau 2.1: Compositions chimiques des aciers 410NiMo et CA6NM (%m)

	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo
ER410NiMo [2]	0.06 max	0.6	0.5 Max	-	-	11 – 12.5	4 – 5	0.40 – 0.7
CA6NM [6]	0.035 max	1.0 max	1.0 max	0.03 max	0.04 max	11.5 – 14	3.5 – 4.5	0.4 – 1.0

Les aciers inoxydables martensitiques doux nécessitent généralement un traitement thermique de revenu, afin d'adoucir la martensite fraîche de trempe, dure et fragile. Cet adoucissement permet d'améliorer la ductilité et la résilience, grâce aux deux actions conjointes du traitement de revenu: d'une part, la dureté de la martensite est abaissée suite à la relaxation des contraintes résiduelles dans la maille martensitique, et d'autre part, il y a formation d'austénite reformée [3]. Ce type d'austénite, n'est pas à confondre avec l'austénite résiduelle mentionnée ci-haut, qui est un résidu de coulée formé à des températures au-dessus d' $Ac_3$ . L'austénite reformée se forme lors du traitement de revenu entre les températures  $Ac_1$  et  $Ac_3$  qui marquent le début et la fin du domaine  $\alpha + \gamma$ , tel qu'indiqué à la Figure 2.3.

### 2.1.2 Traitement thermique de revenu et austénite reformée

Tel que mentionné au paragraphe précédent, une des conséquences du traitement de revenu est la création de l'austénite reformée. Vu que cette phase demeure présente à la température ambiante, elle est qualifiée de stable thermiquement, cependant, lorsqu'une déformation lui est appliquée, elle se retransforme en martensite. Il s'agit de l'effet TRIP, signifiant *Transformation induced plasticity*, l'austénite reformée est ainsi instable mécaniquement [3].

Lors du chauffage, la martensite commence à se transformer en austénite à partir d'une température critique, désignée par  $Ac_1$ , correspondant à la limite inférieure du domaine  $\alpha + \gamma$ . La fin du

domaine correspond à la température  $Ac_3$ , telle que montrée sur le diagramme de phase représenté à la Figure 2.3.

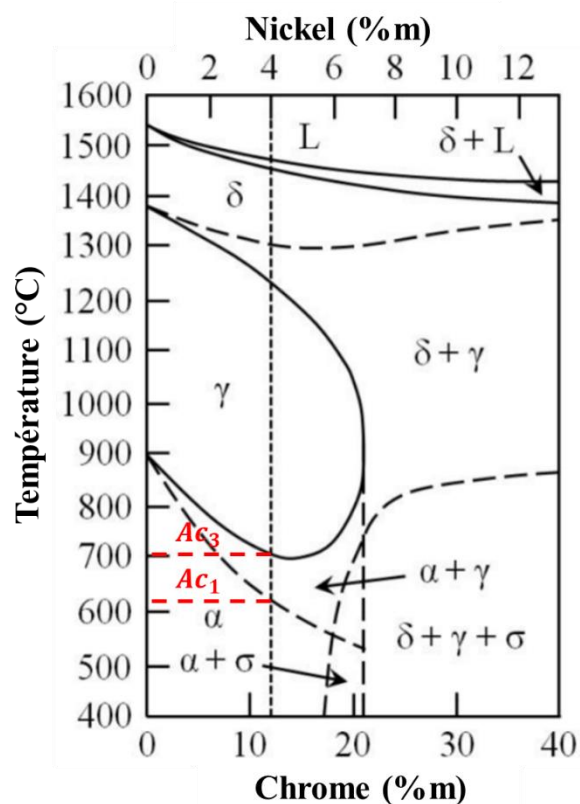


Figure 2.3: Diagramme de phase ternaire Fe-Cr-Ni pour un ratio Cr/Ni de 3 [7]

Plusieurs études se sont intéressées au sujet de l'austénite reformée. Un des aspects importants étant la cinétique de transformation, on retrouve plusieurs travaux ayant traité l'effet de la température sur la proportion d'austénite reformée. Ces études ont démontré que la courbe donnant la proportion d'austénite reformée en fonction de la température a une forme de cloche, c'est-à-dire que la proportion d'austénite reformée augmente avec la température de revenu jusqu'à atteindre un maximum puis rediminue.

On cite à titre d'exemple, l'étude de Song et al. dans laquelle des traitements de revenu ont été réalisés sur un acier 13% Cr – 4 %Ni à différentes températures pour une durée de 30 minutes [8]. Les résultats de l'étude sont présentés à la Figure 2.4 où on peut voir que le maximum est atteint pour une température de revenu de 610°C.

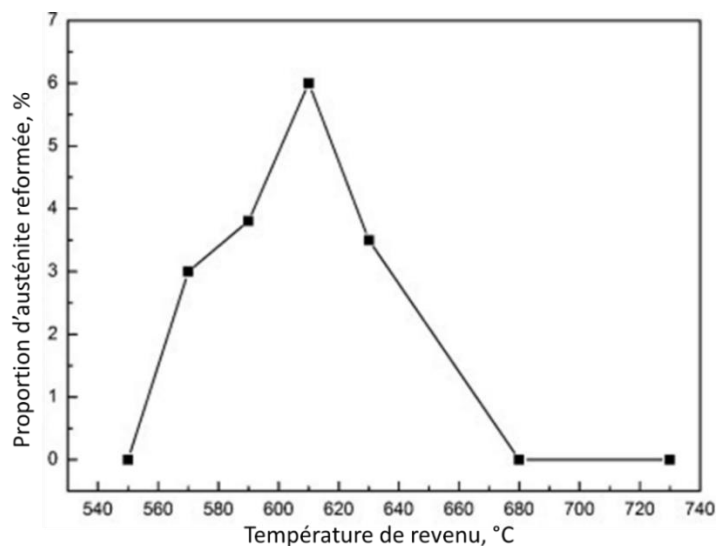


Figure 2.4: Évolution de la proportion d'austénite reformée en fonction de la température de revenu pour un traitement de 30 minutes (figure adaptée de Song [8])

En plus de la température, un autre paramètre ayant une influence sur la proportion d'austénite reformée est la durée de maintien, plus le maintien est long, plus le taux d'austénite reformée est élevé.

Selon Bilmes, c'est à environ 600°C (légèrement au-dessus de  $A_{c1}$ ), que les propriétés optimales sont obtenues. Ceci est dû à l'adoucissement de la martensite, et à la précipitation d'austénite finement distribuée aux joints de lattes de martensite ainsi qu'aux anciens joints de grains austénitiques. Les proportions peuvent aller jusqu'à 29% [3]. Des études ont également montré que l'austénite résiduelle peut servir comme site de germination d'austénite reformée [9].

L'austénite reformée est reconnue pour améliorer la résilience et la ductilité, tel qu'étudié par Bilmes. Des essais de résilience réalisés sur des aciers 13 %Cr – 4 %Ni ayant différentes proportions d'austénite reformée, ont montré que l'énergie absorbée augmentait avec le taux d'austénite reformée. Par ailleurs, cet effet bénéfique a été rationalisé par l'effet TRIP, qui nécessite de l'énergie supplémentaire [10].

La composition chimique a une grande influence sur la stabilité mécanique de l'austénite. Celle-ci peut être appréciée par l'étendue du domaine austénitique. Plus un acier présente un domaine austénitique large, plus l'austénite y sera stable.

L'équation suivante permet de calculer théoriquement la valeur de  $Ac_1$  à partir de la composition chimique (wt%). Elle permet en même temps d'apprécier l'effet de chaque élément.

$$Ac_1(^{\circ}C) = 850 - 1500(C + N) - 50Ni - 25Mn + 25Si + 25Mo + 20(Cr - 10) \quad (1)$$

On peut voir que le carbone, l'azote, le nickel, et le manganèse contribuent à abaisser la température  $Ac_1$ , ce qui élargit le domaine austénitique, et par conséquent contribuent à stabiliser l'austénite. En revanche, le silicium, le chrome, et le molybdène augmentent la température  $Ac_1$ , et réduisent le domaine austénitique, en élargissant en même temps le domaine ferritique.

## 2.2 Soudage

Le soudage des aciers 13 %Cr – 4 %Ni peut s'avérer complexe, notamment à cause des transformations allotropiques qui ont lieu. Tel qu'expliqué au paragraphe 2.1, les aciers 13 %Cr – 4 %Ni se solidifient d'abord en ferrite  $\delta$  avant de se transformer en austénite entre 1300 et 1200°C. Lors du soudage, les vitesses de refroidissement sont suffisamment rapides pour que la quasi-totalité de l'austénite, se transforme en martensite. Ce refroidissement très rapide peut toutefois laisser des traces de ferrite jusqu'à 5%, ainsi qu'une quantité d'austénite résiduelle d'environ 1%. Ainsi, à l'état tel que soudé, la microstructure est constituée majoritairement de martensite, en plus de la ferrite delta et de l'austénite résiduelle.

Différents procédés de soudage peuvent être utilisés pour assembler les aciers inoxydables martensitiques doux, les procédés à l'arc étant les plus utilisés : Shielded Metal Arc Welding (SMAW), Gas Metal Arc Welding (GMAW), Flux Cored Arc Welding (FCAW), Gas Tungsten Arc Welding (GTAW), Submerged Arc Welding (SAW), Electron Beam Welding (EBW), et le soudage par faisceau laser (LBW) [11]. Le choix du procédé dépend principalement de la qualité de soudage requise, du type d'application, et du volume de production, car les procédés ont des productivités variables.

Comme tout procédé de mise en forme et de fabrication, le soudage produit différents types de défauts et discontinuités. Parmi les plus courants, on peut citer : les porosités, les inclusions, le manque de fusion, le manque de pénétration, et la fissuration.

Lors du soudage, les paramètres suivants peuvent être contrôlés : la tension (U), le courant (I), et la vitesse de dépôt (v). Une grandeur d'intérêt qui en résulte est l'énergie linéaire de soudage. Celle-ci peut être définie par l'équation suivante :

$$E = \frac{U \times I}{v} \quad (2)$$

E s'exprime en J/mm. Cette énergie de soudage a un effet direct sur les températures atteintes dans la soudure et sur les cycles de refroidissement [12], ce qui suggère un effet direct sur la microstructure de soudage.

Un autre paramètre important est le gaz de protection, qui a comme fonction principale de protéger le bain de fusion des éléments présents dans l'atmosphère. Ces éléments sont l'hydrogène, l'oxygène et l'azote. Lorsque présents, ceux-ci peuvent conduire à la formation d'inclusions et de nitrures, nuisibles à la qualité de la zone fondue et aux propriétés mécaniques. De plus, le gaz de protection de soudage a un effet sur la pénétration ainsi que la géométrie des cordons de soudure, et joue un rôle dans la stabilité de l'arc et la réduction des projections [13].

De façon générale, il existe deux types de gaz, les gaz dits actifs comme l'oxygène, le dioxyde de carbone, et l'azote, et les gaz inertes comme l'argon. Le plus souvent, le gaz de protection de soudage est un mélange de gaz actif et inerte que l'on nomme gaz activé. Les gaz inertes, ne réagissent pas avec le bain de fusion, contrairement aux gaz actifs comme l'oxygène ou le dioxyde de carbone, qui peuvent réagir avec le bain de fusion et créer des inclusions et des oxydes altérant la qualité de la soudure. Cependant, les gaz actifs améliorent la pénétration de soudage ce qui réduit les risques de manque de fusion [13]. Ils permettent ainsi des vitesses de soudage plus élevées, et par conséquent, une meilleure productivité [14].

Les procédés FCAW et GMAW utilisent le plus souvent des gaz activés tandis que le GTAW requiert un gaz inerte. Selon les manufacturiers de métaux d'apport, le soudage des aciers 13 %Cr – 4 %Ni est le plus souvent fait avec le gaz 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> pour le FCAW, 98 %Ar – 2 %O<sub>2</sub> pour le GMAW et 100 %Ar pour le GTAW.

De façon générale, une soudure se constitue de 3 zones : la zone fondue, le métal de base, et la zone affectée thermiquement. Cette dernière est une zone de transition entre la zone fondue et le

métal de base et se caractérise par une microstructure particulière. L'existence de ces 3 zones distinctes, fait de la microstructure de soudage, une structure complexe.

La complexité est augmentée lorsqu'il s'agit d'une soudure multi-passes, c'est-à-dire une soudure constituée de plusieurs cordons de soudage. Dans ce cas, les cordons de soudure sont tous séparés par une zone affectée thermiquement (ZAT), et le résultat est une microstructure très complexe et très hétérogène.

Dans ses travaux, Amrei [15, 16] a examiné de plus près les microstructures de soudage des aciers 13 %Cr – 4 %Ni. L'auteur a commencé d'abord par étudier la microstructure d'une seule passe, avant de s'intéresser au soudage multi-passes, mettant l'accent sur la plus grande complexité de ce dernier. En effet, tel qu'il a pu constater, la chaleur des passes subséquentes affecte les passes précédentes, en agissant comme des traitements thermiques localisés. Le résultat est un champ de dureté complexe, qui dépend de la température atteinte en chaque point de la soudure. Les zones ayant une dureté plus élevée correspondraient à de la martensite fraîche, tandis que les zones moins dures indiqueraient une martensite revenue, adoucie par l'effet des passes subséquentes.

Lorsqu'il s'agit de caractériser des soudures, il faut également tenir compte des contraintes résiduelles qui sont inhérentes à l'opération de soudage. De façon générale, les contraintes résiduelles sont des contraintes qui existent dans le matériau sans l'application de forces extérieures. Elles proviennent souvent des procédés de fabrication comme le laminage, l'usinage, le soudage ou encore le coulage, et peuvent être en tension ou en compression. Elles peuvent aussi être induites de façon intentionnelle pour améliorer les propriétés d'usure et de fatigue, comme dans le cas du grenailage qui permet de créer des contraintes résiduelles superficielles de compression, permettant d'améliorer la tenue en fatigue et de retarder l'amorçage de fissures en surface.

Dans le cas du soudage, les contraintes résiduelles proviennent de l'expansion du métal lors du soudage, et la contraction lors de la solidification et du refroidissement. Autrement dit, le gradient de température qui existe entre la zone fondue (zone chaude) et le métal de base (zone froide) provoquent des déformations différentes en chaque point, induisant des contraintes résiduelles. S'ajoute à cela l'expansion volumétrique, de l'ordre de 4 %, accompagnant la transformation de l'austénite en martensite [17].

Il existe de nombreuses méthodes de caractérisation des contraintes résiduelles, dont des méthodes destructives et non destructives. Parmi les méthodes non destructives, on peut citer : la diffraction par rayons X et par neutrons, la méthode des ultrasons, et la méthode de thermographie. En techniques destructives, citons la méthode du contour, la méthode de Sachs, la méthode du trou incrémental, et d'autres méthodes de découpage [18].

Dans la littérature, parmi les méthodes les plus répandues, on retrouve la diffraction par rayons X et la méthode du contour.

Dans une soudure, le champ des contraintes résiduelles est constitué de deux composantes, une composante longitudinale et une composante transversale tel que montré aux Figure 2.5 et Figure 2.6.

Les contraintes résiduelles peuvent être considérablement réduites suite à l'application d'un traitement thermique post-soudage (TTPS). La Figure 2.6 montre l'effet d'un traitement de 4h à 620° sur des soudures en 410NiMo multi-passes à 6 cordons, obtenues par le procédé FCAW [19]. Comme on peut voir sur la figure, la contrainte longitudinale variait entre -400 et 350 MPa avant le TTPS, suite au TTPS, elle variait entre -150 et 50 MPa. La contrainte transversale, est passée d'une variation entre -400 à -50 à une variation entre - 50 et 50 MPa.

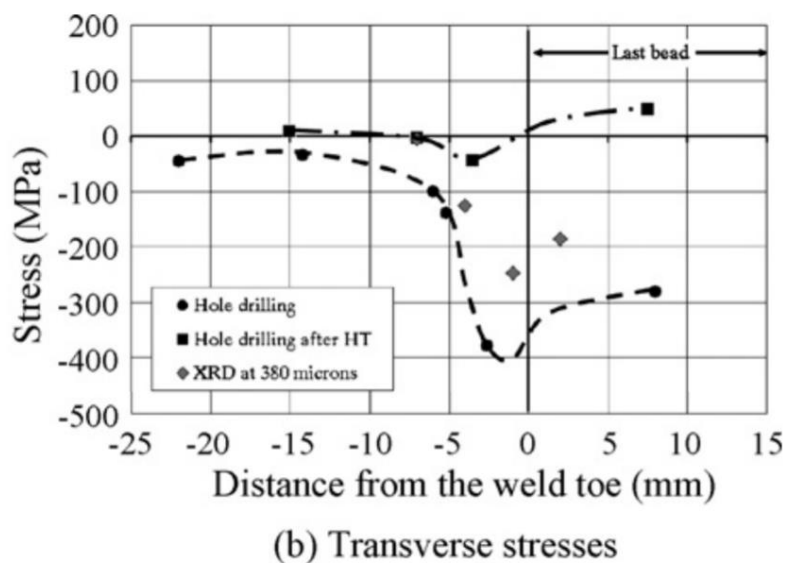


Figure 2.5: Contrainte résiduelle transversale [19]

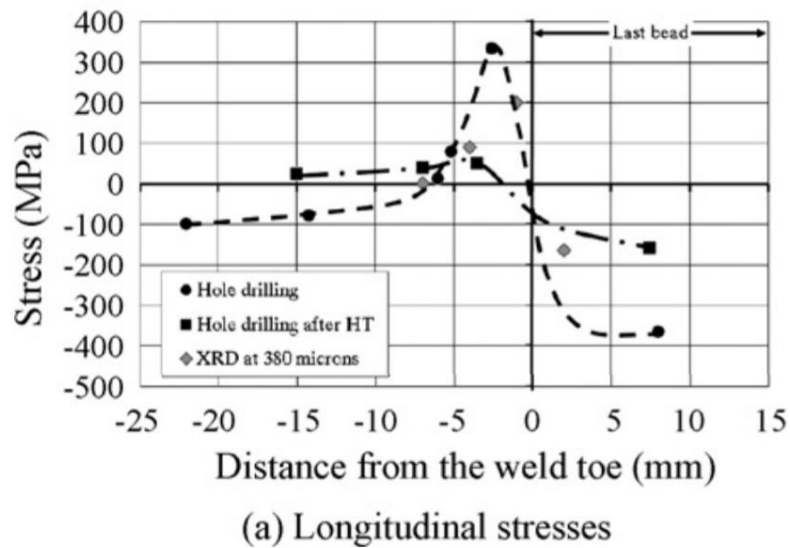


Figure 2.6: Contrainte résiduelle longitudinale [19]

## 2.3 Propriétés mécaniques

### 2.3.1 Propriétés de traction

Le Tableau 2.2 ci-dessous résume les propriétés mécaniques de traction, des aciers 410NiMo et CA6NM. Le 410NiMo qui est le métal d'apport, a une limite élastique et une résistance à la traction supérieures au métal de base CA6NM.

Tableau 2.2: Propriétés mécaniques typiques du 410NiMo et minimales du CA6NM

	Limite élastique (MPa)	Résistance mécanique (MPa)	Module de Young (GPa)	Élongation (%)
410 NiMo [20]	849	925	-	-
CA6NM [6]	550	755	206	15

### 2.3.2 Résilience

La résilience désigne la capacité d'un matériau à absorber de l'énergie suite à un choc. Les essais de résilience sont des essais mécaniques dynamiques en flexion trois points simples à réaliser.

Généralement, ces essais sont réalisés par le biais d'un pendule qui vient impacter une éprouvette entaillée. La hauteur atteinte par le pendule permet ensuite de déduire l'énergie absorbée par l'éprouvette lors du choc.

Ces essais permettent également de déterminer la température de transition ductile-fragile. En effet, sur la courbe donnant l'énergie absorbée en fonction de la température, on trouve un plateau inférieur et un plateau supérieur, séparés par une zone de transition caractérisée par la température de transition ductile-fragile (TTDF). Ces plateaux correspondent au comportement fragile et ductile du matériau en fonction de la température. Certains matériaux, notamment les cubiques faces centrées (cfc) n'exhibent pas cette transition.

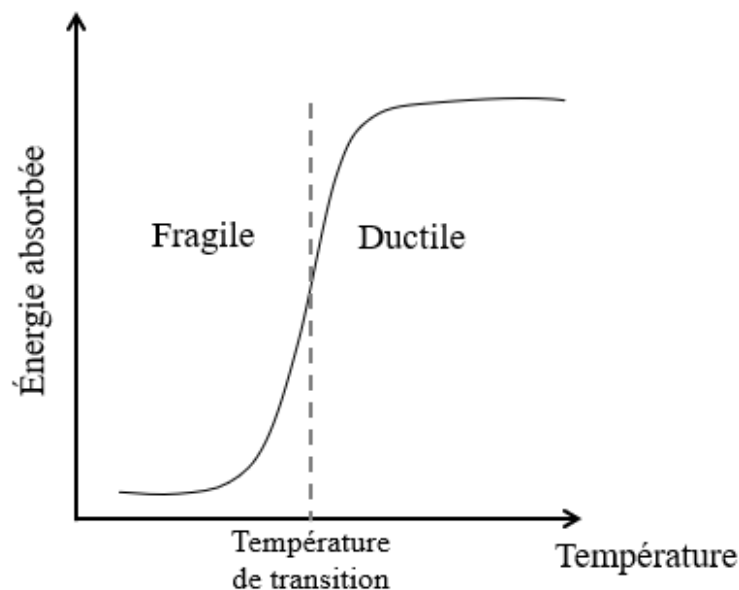


Figure 2.7: Courbe de transition ductile-fragile

La résilience des aciers 13 %Cr – 4 %Ni a fait l'objet de plusieurs études, traitant différents facteurs tels que le traitement thermique, le contenu en inclusions, et la ferrite delta [10, 21, 22].

Bilmes a étudié des soudures en acier inoxydable martensitique, dans lesquelles l'effet bénéfique de l'austénite reformée lors du traitement thermique post-soudage sur les propriétés d'impact a été démontré [3, 10]. L'application de différents traitements thermiques a permis de produire des quantités variables d'austénite. Il a conclu de ses travaux que les meilleures propriétés sont obtenues lorsque la précipitation de l'austénite a une distribution uniforme et en quantité suffisante. Par ailleurs, l'effet bénéfique de l'austénite a été attribué à l'effet TRIP. Dans une autre étude, l'effet de la ferrite delta a été étudié. Contrairement à l'austénite reformée, la ferrite delta nuit aux

propriétés de résilience. Ceci est dû à la précipitation de carbures aux interfaces avec la matrice [22].

Un autre facteur pouvant influencer les propriétés d'impact des aciers étudiés est le contenu inclusionnaire. Foroozmehr [23] a comparé le CA6NM et le S41500 en termes de contenu inclusionnaire et d'énergie d'impact absorbée. Ses travaux ont montré que le S41500 avait des propriétés supérieures, grâce à une moindre quantité d'inclusions, ainsi qu'une taille d'inclusions plus faible que dans le CA6NM.

### **2.3.3 Fatigue, mécanique de la rupture et régime du seuil**

#### **2.3.3.1 Introduction à la fatigue et à la mécanique de la rupture**

Tel que mentionné au paragraphe 2.2 les matériaux soudés sont prédisposés à contenir des défauts et des discontinuités. Ainsi, une approche de tolérance au dommage basée sur la mécanique de la rupture retrouve toute sa pertinence. En effet, la majorité des défauts contenus dans les soudures peuvent être considérés comme des fissures ou comme pouvant initier des fissures, d'où la nécessité d'une analyse basée sur la mécanique de la rupture.

Une telle approche est davantage pertinente lorsqu'il s'agit de composants comme les roues de turbines hydrauliques assemblées par soudage, car il s'agit de pièces rotatives subissant des contraintes élevées et cycliques dans le temps, les rendant susceptibles à la fissuration par fatigue.

De façon générale, la fatigue peut être divisée en deux volets principaux : la fatigue-endurance et la fatigue-propagation. Le premier volet s'intéresse à la vie en fatigue, soit le nombre de cycles entraînant la rupture à un niveau de contrainte donné, décrit par les courbes S-N comme celle représentée schématiquement à la Figure 2.8. En fatigue-endurance, on définit un seuil de contrainte  $\sigma_e$  en dessous duquel la rupture ne survient pas quel que soit le nombre de cycles. Cependant, il a été démontré qu'un tel seuil n'existe pas réellement, et qu'il n'y a pas d'asymptote horizontale comme il a été cru pendant longtemps. En effet, la rupture peut survenir après un très grand nombre de cycles, en VHCF (Very High Cycle Fatigue). Cependant, le seuil peut être défini comme la contrainte correspondant à un certain nombre de cycles, par exemple  $10^8$ , qui correspond à une durée de vie de turbine de 40 ans.

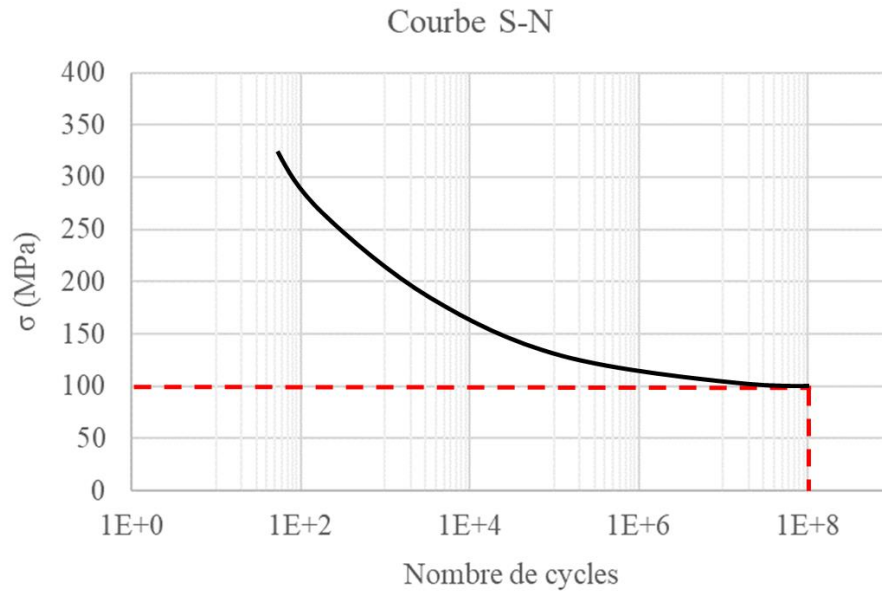


Figure 2.8: Exemple de courbe S-N montrant la limite d'endurance à  $10^8$  cycles

Le deuxième volet, celui de la fatigue-propagation, est le résultat d'une approche différente. Ce volet relève de la mécanique de la rupture, basée sur le facteur d'intensité de contrainte  $K$  qui prend en compte le chargement et la taille de défaut, tel que décrit par l'équation ci-dessous :

$$K = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (3)$$

Avec :

- $Y$  : facteur géométrique adimensionnel qui dépend du type de chargement et de la géométrie du défaut.
- $\sigma$  : contrainte nominale (MPa)
- $a$  : taille du défaut (m)

Prenons le cas d'un chargement cyclique comme celui représenté à la Figure 2.9 :

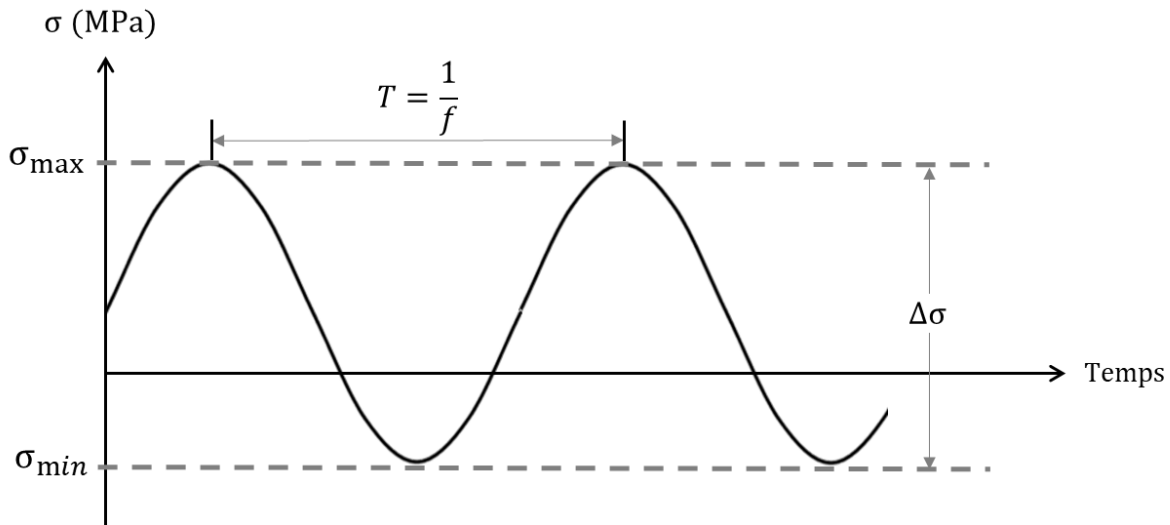


Figure 2.9: Chargement cyclique sinusoïdal reflétant une contrainte alternée

Avec :

- $\sigma_{\min}$  : contrainte minimale (MPa)
- $\sigma_{\max}$  : contrainte maximale (MPa)
- $\Delta\sigma$  : variation de contrainte (MPa)
- $R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$  : rapport des contraintes
- $f$  : la fréquence

On définit la variation du facteur d'intensité de contrainte :

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (4)$$

Où  $K_{\max}$  est le facteur d'intensité de contrainte correspondant à  $\sigma = \sigma_{\max}$  et  $K_{\min}$  celui correspondant à  $\sigma = \sigma_{\min}$ .

Si  $\sigma_{\min} < 0$  alors  $\Delta K = K_{\max}$ .

Ainsi, en prenant compte de l'équation ( 3 ) :

$$\Delta K = Y\Delta\sigma\sqrt{\pi a} \quad (5)$$

En mécanique de la rupture, c'est la propagation de défauts préexistants qui est mise à l'étude. Les essais expérimentaux consistent à propager des défauts, le plus souvent des entailles pré-usinées,

en appliquant un chargement. Les données obtenues sont ensuite consolidées sous forme de courbes donnant la vitesse de propagation en fonction de la variation du facteur d'intensité de contrainte. Un exemple schématique est représenté à la Figure 2.10.

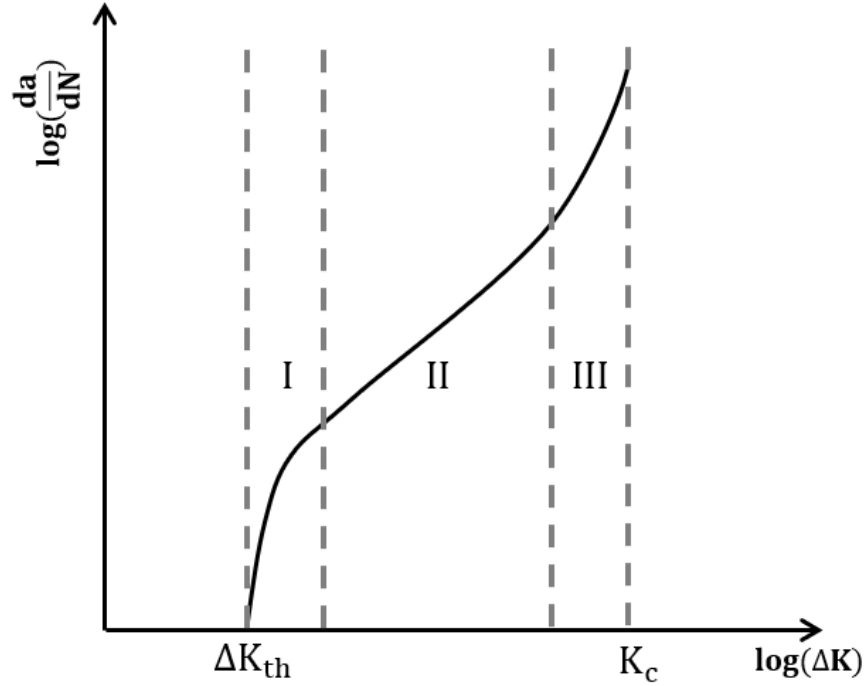


Figure 2.10: Représentation schématique d'une courbe de propagation  $\frac{da}{dN} = f(\Delta K)$  typique

De même que pour le premier volet, un deuxième seuil est défini, il s'agit du seuil de propagation des fissures de fatigue  $\Delta K_{th}$ , qui représente, quant à lui, le  $\Delta K$  en dessous duquel la fissure ne peut propager. Tel qu'illustré à la Figure 2.10, il existe 3 régimes de propagation.

Dans le régime I, la vitesse de propagation décroît rapidement quand  $\Delta K$  décroît et la courbe devient tangentielle à une asymptote verticale correspondant à  $\Delta K_{th}$ .

Ensuite, dans le régime II, résultat de la découverte de Paris et al. qui a mené à la relation de Paris reliant la vitesse de propagation  $\frac{da}{dN}$  à la variation du facteur d'intensité de contrainte  $\Delta K$  et qui s'exprime comme suit [24] :

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (6)$$

C et m sont des paramètres empiriques. Dans ce régime, la courbe de propagation a un aspect linéaire en échelle log-log.

Enfin, dans le régime III, la vitesse de propagation croît rapidement avec  $\Delta K$  jusqu'à la rupture, qui survient lorsque  $K_{\max}$  atteint la valeur de  $K_C$  (ténacité).

### 2.3.3.2 Régime du seuil

La grandeur d'intérêt dans le présent travail est le seuil de propagation de fissures en fatigue, désigné par  $\Delta K_{th}$ , considéré comme la valeur de  $\Delta K$  en dessous de laquelle la propagation n'a pas lieu. La norme ASTM E647 [25] le définit comme étant le  $\Delta K$  correspondant à une vitesse de propagation de fissure de  $10^{-10}$  m/cycle.

Cette grandeur  $\Delta K_{th}$  constitue une propriété d'intérêt dans la conception des composants, elle peut permettre par exemple, de définir une taille maximale de défaut à tolérer dans une pièce :

Si l'on pose :  $\Delta K = Y\Delta\sigma\sqrt{\pi a} < \Delta K_{th}$

Cela équivaut à :  $a < \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K_{th}}{Y\Delta\sigma} \right)^2$  = taille de défaut maximale pour qu'il n'y ait pas propagation.

En outre, le seuil de propagation de fissures en fatigue est un des intrants permettant de tracer le diagramme de Kitagawa-Takahashi, basé sur les deux seuils,  $\Delta K_{th}$  et  $\Delta\sigma_e$ . Un schéma de ce diagramme est représenté à la Figure 2.11 ci-dessous :

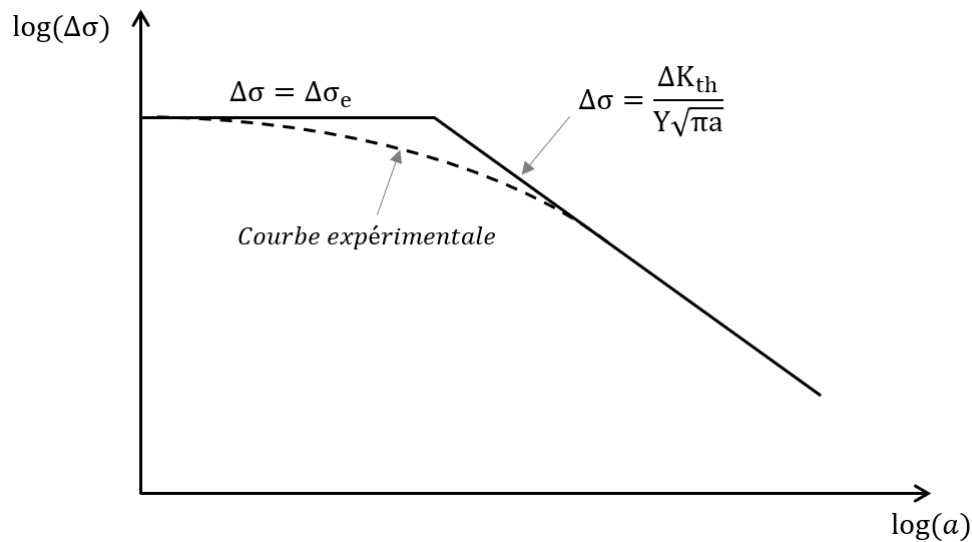


Figure 2.11: Schématisation du diagramme de Kitagawa-Takahashi

Les courbes montrées sur la Figure 2.11 représentent les 2 conditions limites suivantes :

- $\Delta\sigma < \sigma_e$
- $\Delta K < \Delta K_{th} \rightarrow Y\Delta\sigma\sqrt{\pi a} < \Delta K_{th} \rightarrow \Delta\sigma < \frac{\Delta K_{th}}{Y\sqrt{\pi a}}$

Ainsi, la zone en dessous des deux courbes est une zone de sécurité où l'on est en dessous de la limite d'endurance et du seuil de propagation : il n'y a pas rupture par fatigue et les défauts et fissures ne se propagent pas.

Dans une étude sur la fiabilité des turbines hydrauliques, il a été démontré que la probabilité de trouver une fissure sur une aube de turbine après 60 ans de service, était de 1/10, 1/200, et 1/3000 pour des seuils de 2, 3, et 4 MPa $\sqrt{m}$  respectivement, ces résultats sont montrés à la Figure 2.12. Ainsi, cette étude montre l'incidence considérable que peut avoir une faible variation du seuil sur la durée de vie des turbines [26].

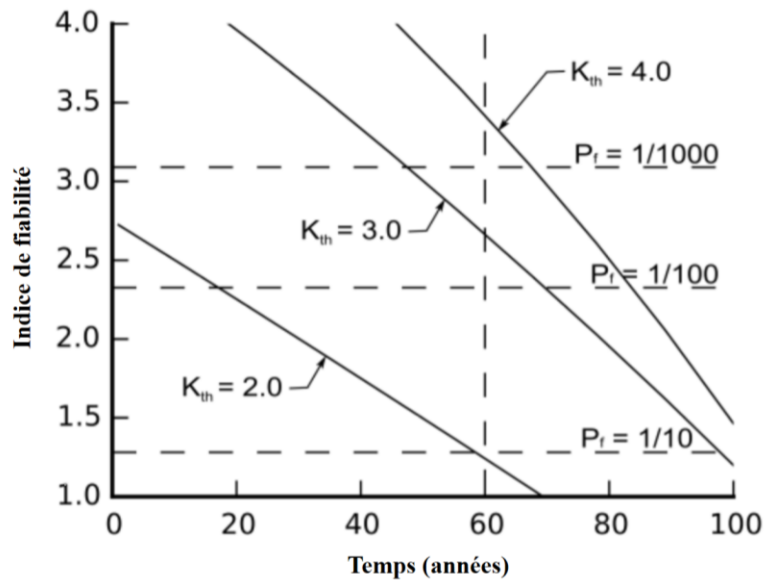


Figure 2.12: Indice de fiabilité des turbines hydrauliques en fonction du temps pour différentes valeurs du seuil de propagation, par Thibault et al. [26]

On peut aussi lire ces courbes de la façon suivante : La probabilité de trouver une fissure dans un matériau avec un  $\Delta K_{th}$  de 2 MPa $\sqrt{m}$  après 20 ans de service, est la même que pour un matériau ayant un seuil de 3 MPa $\sqrt{m}$ , mais après 70 ans de service.

Une étude similaire sur des essieux ferroviaires a été réalisée afin de prédire la durée de vie résiduelle pour différentes valeurs du  $\Delta K_{th}$ . Les résultats de l'étude ont montré une augmentation de plusieurs ordres de grandeurs de la durée de vie, lorsque le  $\Delta K_{th}$  est augmenté de 2 à 3  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  [27].

Le régime du seuil est toutefois doté de certaines particularités. La taille de la zone plastique ainsi que le CTOD (Crack Tip Opening Displacement) sont du même ordre de grandeur que les caractéristiques microstructurelles telles que la taille des grains ou l'espacement entre les précipités [28, 29]. Par conséquent, les effets microstructuraux ont davantage d'influence sur le comportement en fissuration. Ces différents aspects sont exposés ci-après.

### 2.3.3.3 Effets de fermeture

Dans le langage de la mécanique de la rupture, la fermeture désigne le phénomène selon lequel une fissure reste fermée alors qu'une tension positive lui est appliquée.

Afin de rationaliser cet effet, prenons le cas le plus simple d'une fissure sujette à un cycle de tension compression. Celle-ci devrait être ouverte pendant la portion positive du cycle, et fermée pendant la portion négative. Cependant, il est commun qu'une fissure se referme, et ce, même si le chargement est entièrement en tension.

Il existe différents types de fermeture selon la cause à l'origine de celle-ci. Les principaux sont présentés ci-dessous :

*Fermeture par plasticité* : Il s'agit de la source de fermeture la plus fondamentale [28] et se manifeste dans presque tous les matériaux à des faibles valeurs de  $R$ . Cet effet est dû à la zone plastique qui se crée en bout de fissure (voir paragraphe 2.3.3.6.1).

Au fur et à mesure que la fissure avance, de nouvelles surfaces sont créées, lesquelles ont été déformées plastiquement. Ces zones plastifiées sont alors le siège de contraintes résiduelles en compression à cause de l'élasticité du matériau qui les entoure, par conséquent, la fissure se referme avant que la charge qui lui est appliquée ne devienne nulle.

*Fermeture due à l'oxydation* : Cet effet est dû à la formation d'une couche d'oxyde sur les surfaces de rupture qui cause un contact prématuré des faciès dans le sillon de la fissure.

Dans le cas d'aciers inoxydables, cet effet ne se manifeste généralement pas. On peut citer à titre d'exemple, une étude menée par Matsuoka et al. [30], où le seuil de propagation de divers aciers inoxydables a été plus faible que celui des aciers au carbone ou faiblement allié, à cause de l'absence d'effets de fermeture due à l'oxydation.

*Fermeture due à la rugosité de surface* : Pendant que la fissure est ouverte, un mouvement relatif entre les surfaces de rupture dû aux modes II et III en fond de fissure, fait que les surfaces de la fissure ne concordent plus, provoquant une fermeture prématurée de la fissure.

Ainsi, et pour tenir compte des effets de fermeture, une nouvelle grandeur est considérée. Il s'agit du facteur d'intensité de contrainte efficace  $\Delta K_{eff}$  calculé en tenant compte uniquement de la portion du cycle où la fissure est ouverte, et s'exprime par :  $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$

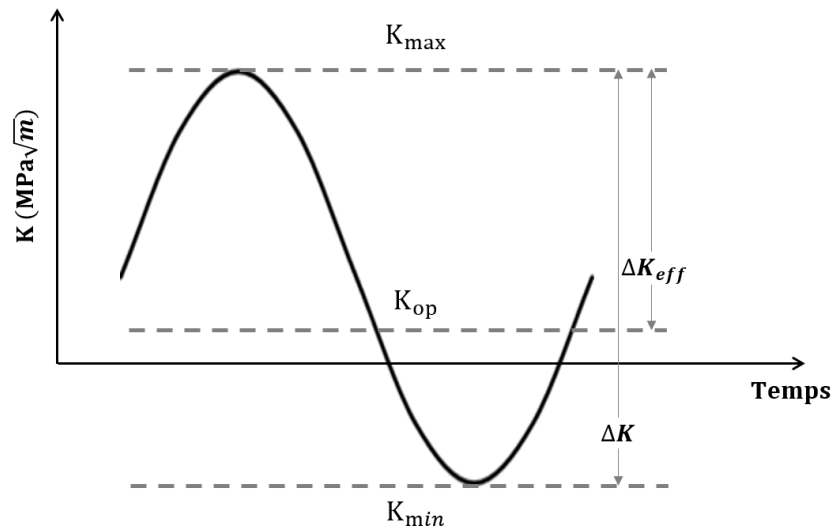


Figure 2.13: Cycle de chargement mettant en évidence  $K_{max}$ ,  $K_{min}$  et  $K_{op}$

Les effets de fermeture sont plus présents aux faibles valeurs de  $R$ , et disparaissent au-delà d'une certaine valeur de  $R$ , pour laquelle  $K_{min} > K_{op}$  [29].

#### 2.3.3.4 Effet du chargement

Un chargement en fatigue peut être défini par les grandeurs suivantes :  $\sigma_{max}$ ,  $\sigma_{min}$ , le rapport des contraintes  $R$ , et la fréquence de chargement. Ce dernier paramètre peut avoir une influence significative dans le cas d'une étude sur la fatigue-corrosion, mais n'a généralement pas d'influence dans le cas d'aciers inoxydables.

De manière générale, la résistance à la propagation de fissure ainsi que  $\Delta K_{th}$  décroissent avec l'augmentation de  $R$ . Ceci trouve son explication dans les effets de fermeture qui sont plus importants aux faibles valeurs de  $R$ , améliorant la résistance à la propagation de fissures. La prise en compte du  $\Delta K_{eff}$  dans le calcul montre l'indépendance par rapport au  $R$  et démontre la contribution des effets de fermeture.

Dans leurs travaux sur des soudures en acier HT80, Ohta et al., ont trouvé que le rapport des contraintes n'influait pas les propriétés de propagation des soudures étudiées. Ceci a été expliqué par l'existence de contraintes résiduelles de tension, empêchant la fermeture, ce qui explique aussi les propriétés inférieures par rapport au métal de base [31].

### 2.3.3.5 Effet des contraintes résiduelles

Une des façons les plus simples d'appréhender l'effet des contraintes résiduelles, est de considérer qu'elles viennent se superposer au chargement appliqué, ce qui a pour effet de décaler la contrainte réellement subie soit vers le haut, dans le cas de contraintes résiduelles en tension, soit vers le bas, dans le cas où elles sont en compression. Par conséquent, la valeur du rapport des contraintes ainsi que celle du  $K_{max}$  en sont modifiées. Le  $\Delta K$  quant à lui, demeure inchangé. Ainsi, les contraintes résiduelles peuvent avoir un effet significatif sur le comportement en propagation, en particulier si le changement du rapport des contraintes supprime, ou à l'inverse, cause des effets de fermeture [28].

Deschênes et al. ont mené une étude sur l'acier inoxydable martensitique S41500 en testant deux éprouvettes CT originales conçues pour simuler les soudures des turbines, l'une avec contraintes résiduelles et l'autre sans contraintes résiduelles. Les essais réalisés à  $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  et  $R = 0.1$  ont montré que la vitesse de propagation est 7 fois plus élevée dans un champ de contraintes résiduelles. Cet effet a été expliqué par l'absence de phénomènes de fermeture en présence de contraintes résiduelles de tension [32].

### 2.3.3.6 Effets microstructuraux

#### 2.3.3.6.1 Zone plastique en bout de fissure

Pour une analyse LEFM, le champ de contraintes au voisinage d'une fissure est exprimé par l'équation suivante [33] :

$$\sigma_{i,j}^{I,II,III}(r, \theta) = \frac{K^{I,II,III}}{\sqrt{2\pi r}} f_{i,j}(\theta) \quad (7)$$

Ou I, II, III désignent les modes d'ouverture de la fissure,  $r$  et  $\theta$  les coordonnées polaires. Ainsi, selon l'équation, il existe une singularité de contrainte à la pointe de la fissure, c'est-à-dire  $\sigma \rightarrow \infty$  pour  $r \rightarrow 0$ . Or, la contrainte en bout de fissure ne peut tendre vers l'infini, ainsi, dans les matériaux ductiles, une zone plastique se forme en bout de fissure aussitôt que les contraintes dépassent la limite d'élasticité.

Dans le cas spécifique d'un chargement cyclique en fatigue, il existe deux types de zones plastiques. Une zone monotone, dont la taille sera désignée par  $2r_{y,m}$ , due à la contrainte maximale du chargement appliqué, et une zone cyclique, dont la taille sera désignée par  $2r_{y,c}$ , qui résulte de la variation de la contrainte. Les tailles respectives de ces zones peuvent être estimées à partir des équations suivantes :

$$2r_{y,m} = \frac{1}{\pi} \left( \frac{K_{\max}}{\sigma_0} \right)^2 \quad (8)$$

$$2r_{y,c} = \frac{1}{\pi} \left( \frac{\Delta K}{2\sigma_0} \right)^2 \quad (9)$$

La Figure 2.14 illustre schématiquement ces deux zones en avant d'une fissure :

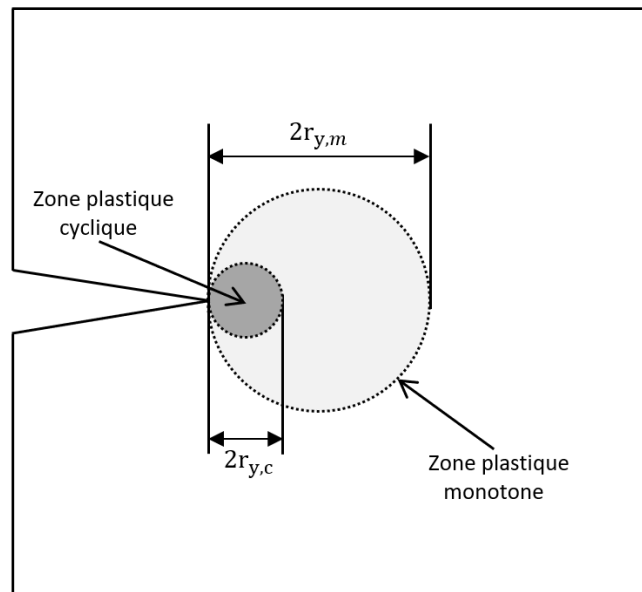


Figure 2.14: Illustration des zones plastiques monotone et cyclique

L'effet de la zone plastique sur la propagation a été largement étudié. En effet, cette zone constitue une région endommagée où la fissure a plus de facilité à se propager. De ce fait, sa taille est souvent comparée aux caractéristiques microstructurales des matériaux, comme la taille des grains et l'espacement entre les précipités.

#### 2.3.3.6.2 Taille de grains

De façon générale, il est peu probable qu'une fissure se propage en suivant une ligne droite. Son trajet est souvent tortueux et dicté par la microstructure. Dans le cas d'une propagation intergranulaire par exemple, plus les grains sont gros et plus le trajet de fissuration est tortueux. Ceci a comme effet d'induire des effets de fermeture par rugosité, résultant en une résistance à la propagation de fissure [34, 35]. En plus d'induire des effets de fermeture par rugosité, une propagation locale non perpendiculaire au chargement se traduit par une propagation selon les modes II et III, résultant en un  $\Delta K$  équivalent plus faible qu'une fissure rectiligne voyant la même charge [36].

Une autre façon d'expliquer l'amélioration de la résistance à la propagation de fissure dans le cas d'une fissure bifurquée, est qu'en réalité, une fissure bifurquée parcourt une distance plus grande

que la longueur de fissure nominale. Considérons le schéma ci-dessous, d'une fissure présentant une bifurcation :

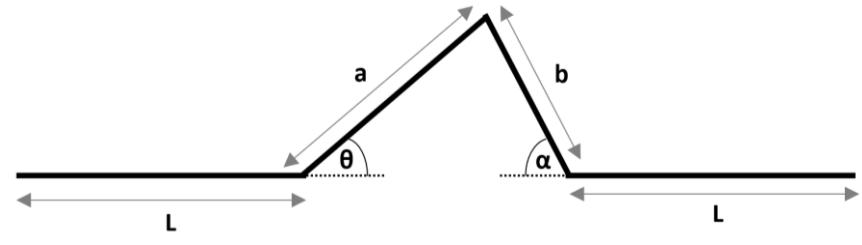


Figure 2.15: Schéma d'une fissure bifurquée

La longueur réellement traversée par la fissure est dans ce cas particulier égale à  $2L + a + b$ . Tandis que la longueur nominale de la fissure est de  $2L + a \cdot \cos(\theta) + b \cdot \cos(\alpha) \leq 2L + a + b$ . Ainsi, une fissure bifurquée parcourt une distance plus longue qu'une fissure rectiligne pour une même longueur de fissure nominale.

Dans une étude sur l'effet de la taille des grains, il a été démontré que le seuil de propagation  $\Delta K_{th}$ , croît avec la taille de grain [29]. Cependant, si le  $\Delta K_{th,eff}$  est calculé, celui-ci demeure constant et n'est pas influencé par la taille de grain, ce qui rejoint les observations faites sur l'effet du rapport des contraintes R.

Dans ses travaux sur le seuil de propagation, Pippan [37] a mesuré le seuil sur plusieurs alliages d'aluminium ayant des propriétés mécaniques et compositions chimiques différentes. À titre d'exemple, la limite élastique variait de 30 à 630 MPa. La valeur du seuil efficace a été constante, égalant  $0,85 \text{ MPa}\sqrt{m}$  avec un écart-type de  $0,05 \text{ MPa}\sqrt{m}$ , ce qui lui a permis de conclure que les propriétés mécaniques et la composition chimique n'ont pas d'influence sur le  $\Delta K_{eff,th}$ .

Ainsi, il serait possible de voir le  $\Delta K_{eff,th}$  comme étant une valeur intrinsèque du seuil de propagation, correspondant à la résistance inhérente au matériau à la propagation d'une fissure parfaite, c'est-à-dire, en l'absence de tout effet extrinsèque, comme les effets de fermeture.

#### 2.3.3.6.3 Effet des phases présentes

Tel que discuté au début de ce chapitre, les aciers inoxydables martensitiques étudiés se composent essentiellement de martensite, de ferrite et d'austénites résiduelle et reformée. Dans le cas du soudage, il faut en plus tenir compte des particularités microstructurales relatives au soudage, notamment la présence de zones affectées thermiquement. La zone fondue serait en effet, plus

propice à la fissuration que la ZAT [19], et possède une plus faible résistance à la propagation de fissures, comparée au métal de base et à la ZAT tel qu'étudié par Trudel et al. [38].

L'austénite formée lors du traitement thermique de revenu, n'est pas stable mécaniquement et se retransforme en martensite sous contrainte par effet TRIP. Thibault et al. [39] ont pu vérifier l'occurrence de l'effet TRIP lors de la propagation d'une fissure, en analysant les trajets de fissurations. Ceux-ci ne montraient aucune preuve de présence d'austénite. Chaix [40] a étudié l'effet du taux d'austénite sur le seuil de propagation des fissures de fatigue dans le métal de base CA6NM. La conclusion du travail a été l'amélioration des propriétés de propagation, grâce aux effets de fermeture induits par l'expansion volumique qui a lieu lors de la transformation de l'austénite en martensite par effet TRIP.

Dans une étude sur un acier biphasé ferrite-martensite, des aciers avec différentes teneurs en ferrite ont été étudiés. Les résultats expérimentaux montrent que la résistance à la propagation augmente avec la teneur en ferrite [41]. Dans le cas des soudures en acier 13 %Cr – 4 %Ni, la ferrite peut se retrouver au niveau de la ZAT sous formes de fines lamelles blanches [19].

#### 2.3.3.6.4 Effet des inclusions sur la propagation des fissures de fatigue

Alors que les travaux traitant de l'effet des inclusions sur la vie en fatigue-endurance existent en abondance, et citons à titre d'exemple les travaux de Murakami [42], il y a peu de travaux traitant de l'effet des inclusions sur le comportement en fatigue-propagation des aciers dans la littérature scientifique.

Parmi les études qui se sont intéressées à l'effet des inclusions sur la propagation, on peut citer les travaux de Forsyth. Ce dernier stipule que les inclusions forment des petites fissures dans la zone plastique en avant de la fissure. En se rejoignant, ces microfissures causent une accélération de l'avancement de la fissure [43].

Une autre étude sur un aluminium 2524-T3, arrive à la même conclusion. Selon l'étude, la décohésion entre les inclusions et la matrice laisse des porosités dans le matériau que la fissure principale cherche à relier, résultant en une accélération de la propagation. Les inclusions étudiées avaient une taille entre 2 et 5  $\mu\text{m}$ , l'auteur évoque également l'espacement entre les inclusions mais ce paramètre ne semble pas avoir été quantifié [44].

Le type d'inclusions aurait également un effet, comme on peut voir dans une étude de modélisation par éléments finis. Spécifiquement, c'est l'effet des inclusions sur la taille de la zone plastique qui a été étudié, en modélisant deux types d'inclusions : des inclusions molles de type MnS et des inclusions dures de type  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Les résultats de l'étude ont montré que les inclusions molles avaient un effet significatif sur la taille et la forme de la zone plastique, tandis que les inclusions dures n'avaient pas d'effet [45].

Dans le cas des fontes ductiles, l'effet des nodules de graphite peut également être considéré pour discuter de l'effet des inclusions, vu que ceux-ci constituent des particules de seconde phase. Dans une étude sur le sujet, les auteurs rapportent l'apparition de fissures au niveau des interfaces des nodules avec la matrice, à cause des irrégularités présentes au niveau des interfaces, ces fissures rejoignent ensuite la fissure principale, créant des bifurcations [46].

El-Soudani et Pelloux, ont étudié quant à eux, l'effet du contenu inclusionnaire sur l'aluminium 7075-T6. Leur étude les a mené à conclure que le contenu inclusionnaire améliorerait la résistance à la propagation de fissure uniquement en contrainte plane, pour des valeurs de  $\Delta K$  supérieures à  $22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  [47].

À l’opposé des études citées plus haut, dans une étude sur des alliages aluminium-zinc-magnésium, les auteurs montrent que les inclusions agissent comme obstacles à l’avancement de la fissure en réduisant la concentration de contrainte en fond de fissure, le résultat est donc une décélération de l’avancement de la fissure et une amélioration de la résistance à la propagation [48].

## 2.4 Synthèse

La revue de littérature présentée dans ce chapitre a montré les différents facteurs pouvant influencer les propriétés étudiées des soudures en question.

L’objectif principal étant d’étudier l’effet des inclusions sur le seuil de propagation des fissures de fatigue, il faudra s’assurer d’isoler cet effet de façon à ce qu’il soit la seule variable dans les soudures étudiées.

En effet, le champ microstructural d’une soudure multi-passes est complexe et hétérogène, composé de zones microstructurales distinctes: il s’agit des zones de martensite colonnaire et des ZAT caractérisées par une microstructure plus fine, ajoutant un défi supplémentaire à la caractérisation des soudures.

Dans le cas d’un essai de fatigue-propagation par exemple, selon les proportions respectives des zones de martensite colonnaire et des ZAT, les résultats peuvent varier significativement. Il faudrait donc s’assurer de tester les soudures dans des champs microstructuraux équivalents.

L’effet du traitement thermique de revenu sur la proportion d’austénite reformée a été discuté également, il faudrait donc choisir la température et le temps de maintien judicieusement, afin de former une austénite qui soit stable et en quantité optimale. Le traitement thermique permettra aussi de relâcher les contraintes résiduelles, le but sera ici d’appliquer un traitement prolongé, afin de réduire ces contraintes au maximum, et minimiser leur effet potentiel sur les résultats.

À la lumière de ce qui a été discuté concernant l’effet des inclusions, porosités, ou particules de seconde phase sur la propagation de fissures, la discussion des résultats devrait aussi comporter une comparaison de la taille de la zone plastique avec l’espacement inter-inclusions.

## CHAPITRE 3 MÉTHODES ET DÉMARCHES EXPÉRIMENTALES

Ce chapitre décrit les différentes méthodes et techniques utilisées dans la réalisation de la partie expérimentale du projet de recherche. Il s'agit de la description des procédés de soudage utilisés, des techniques de caractérisation des matériaux, et des essais réalisés. Enfin, la stratégie de publication est présentée.

### 3.1 Matériaux et soudures

La présente étude s'intéresse à des soudures faites d'acier inoxydable martensitique doux. Le métal de base utilisé est le CA6NM, il s'agit du matériau dont sont fabriquées environ 40% des roues de turbines hydrauliques d'Hydro-Québec. Le métal d'apport qui a été utilisé est le 410NiMo, qui est également un acier inoxydable martensitique doux de composition chimique similaire au CA6NM. Ces aciers sont communément appelés aciers 13 %Cr - 4 %Ni, en raison de leur composition chimique.

Le procédé de soudage le plus utilisé actuellement pour assembler les roues de turbines hydrauliques est le FCAW. Ce procédé utilise un fil métallique fourré d'un flux, et nécessite un gaz de protection contenant 15 à 25 % en  $\text{CO}_2$ . Le procédé GMAW utilise quant à lui un fil plein, et requiert une moindre quantité de  $\text{CO}_2$ .

Le procédé FCAW est reconnu pour engendrer plus d'oxygène libre dans les soudures, comparativement au GMAW [49]. Cet oxygène proviendrait du  $\text{CO}_2$  contenu dans le gaz de protection de soudage. En effet, lors du soudage, le  $\text{CO}_2$  se décompose en  $\text{C} + \text{O}_2$  [50, 51], conduisant à la présence d'oxygène dissous dans le bain de fusion, cet oxygène est alors libre de former des oxydes en réagissant avec les éléments d'alliage.

L'effet des oxydes, et des inclusions en général sur la vie en fatigue-endurance, est bien connu et documenté dans la littérature. Cependant, très peu de travaux traitent de l'effet des inclusions sur le comportement en fatigue-propagation, et aucune étude traitant de cet effet sur le seuil de propagation dans les soudures 13 %Cr - 4 %Ni n'a été recensée. Ainsi, il a été convenu de produire trois soudures en utilisant différents procédés et mélanges de gaz de protection, afin de faire varier le contenu inclusionnaire, spécifiquement en oxydes. Les trois couples procédé/gaz de protection suivants ont été choisis:

- FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>
- GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub>
- GMAW 100 %Ar

La première procédure représente celle qui est actuellement utilisée par l'un des manufacturiers, il a donc été jugé pertinent de l'étudier comme soudure de référence. La troisième procédure a été choisie afin de générer le minimum d'oxydes dans la soudure. Quant à la deuxième, il s'agit simplement d'une condition intermédiaire supposée générer un contenu intermédiaire. Il s'agit d'une condition purement expérimentale et non recommandée pour l'application visée. Elle sert uniquement à valider l'effet du contenu en CO<sub>2</sub> du gaz de protection de soudage sur le contenu d'oxydes générés.

Le but du présent travail étant d'isoler l'effet des oxydes sur le seuil de propagation des soudures étudiées, il faut s'assurer que le contenu inclusionnaire soit la seule variable d'une soudure à l'autre. Ainsi, les microstructures des trois soudures doivent être équivalentes, et l'effet des différents facteurs pouvant influencer les résultats, comme par exemple les contraintes résiduelles, doit être minimisé.

Les plaques ont été soudées en remplissant une préparation en U par des cordons de soudure. La géométrie et les dimensions des plaques sont schématisées à la Figure 3.1. Les paramètres de soudage qui ont été utilisés sont donnés dans le Tableau 3.1. Les soudures ont été réalisées à l'aide d'un robot soudeur développé à l'IREQ.

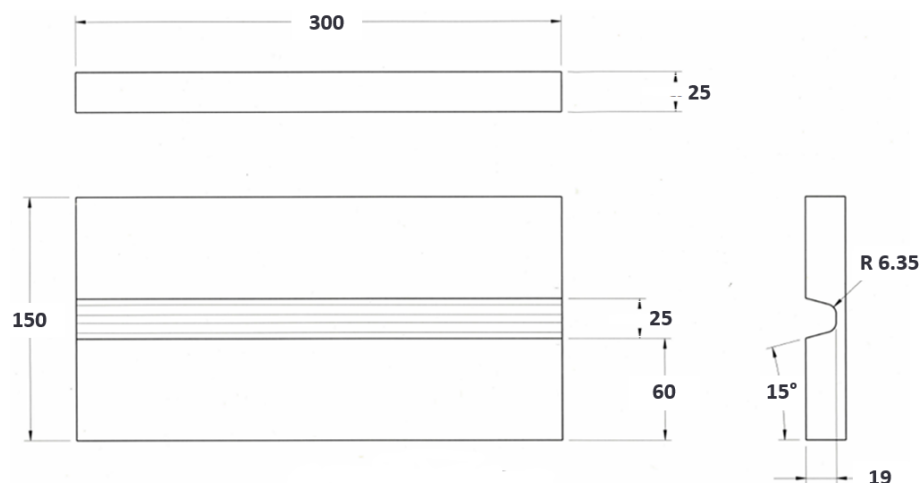


Figure 3.1: Dimensions des plaques soudées (mm)

Tableau 3.1: Conditions de soudage utilisés pour préparer les soudures destinées aux essais de fatigue-propagation et de résilience

	GMAW 100 %Ar	GMAW 85 %Ar – 15 %CO <sub>2</sub>	FCAW 75 %Ar – 25 %CO <sub>2</sub>
Tension	25	28.8	27.5
Courant	210	207.5	228
Vitesse de dépôt (mm/s)	3.8	3.8	4.2
Énergie de soudage (J/mm)	1381	1572	1505
Nombre de passes	11	10	12

Les paramètres de soudage ont été choisis soigneusement, de façon à minimiser toute variabilité d'une procédure à l'autre et à obtenir des soudures dont les cycles thermiques sont équivalents.

Ainsi, une importance particulière a été apportée à l'énergie linéaire de soudage, qui influe directement sur les températures impliquées, puisqu'elle dicte en partie les cycles de chauffage et de refroidissement. En gardant cette valeur la plus constante possible dans les 3 procédures, les microstructures des trois soudures peuvent être considérées équivalentes.

## 3.2 Traitement thermique

Un traitement thermique post-soudage de revenu a été réalisé dans un four de marque Pyradia, modèle 90P08P036036036HMTXV, allant jusqu'à 750°C.

Dans le cas des soudures en acier inoxydable martensitique, ce traitement est nécessaire pour adoucir la martensite fraîche de trempe. De plus, selon la température de revenu, il est possible de créer de l'austénite reformée, connue pour améliorer les propriétés de résilience, de ténacité, et de ductilité. L'austénite reformée lors du revenu est dite thermiquement stable si elle ne se retransforme pas en martensite lors du refroidissement. Pour un acier de composition chimique donnée, sa stabilité est fonction de la température de revenu. Selon l'étude de Bilmes [3], la température optimale est située légèrement au-dessus de l' $Ac_1$ . Dans le cas présent, la température choisie était de 600 °C et la durée de 20 heures. Cette température est légèrement en-dessous de la température permettant de créer le maximum d'austénite reformée  $T_{Y_{max}}$ . Ce choix est motivé par le désir d'éviter qu'il y ait formation de martensite fraîche. En effet, toute l'austénite reformée créée en dessous de  $T_{Y_{max}}$  est stable thermiquement, ses  $M_s$  et  $M_f$  sont en dessous de la température ambiante. Au-dessus de  $T_{Y_{max}}$ , une partie d'austénite reformée est instable et se transforme en martensite fraîche [4].

En plus d'adoucir la martensite et de créer de l'austénite reformée, le traitement thermique de revenu permet la relaxation des contraintes résiduelles de soudage, qui peuvent avoir un effet significatif sur les propriétés mécaniques, celles de fatigue en particulier. Selon une étude réalisée par Thibault et al., l'effet d'un traitement de 4 heures à 620 °C sur des soudures en 410NiMo a permis de réduire considérablement les contraintes résiduelles [19]. Ainsi, après un traitement de 20 heures, on s'attend à avoir des contraintes résiduelles quasi-nulles, écartant leur effet potentiel sur les résultats des essais de fatigue-propagation.

### **3.3 Caractérisation microstructurale**

#### **3.3.1 Mesures du taux d'austénite reformée**

Suite au traitement de revenu, l'austénite reformée a été quantifiée par diffraction des rayons X. Pour ce faire, trois échantillons de 10 mm x 10 mm x 2 mm par soudure ont été préparés. Les échantillons ont été découpés par une scie de précision à faible vitesse de coupe afin d'éviter que l'austénite se transforme en martensite par effet TRIP.

Un diffractomètre Brucker D8 Advance a été utilisé avec les paramètres suivants :

- Tube à rayons X de cuivre avec filtre au nickel
- Tension de 25 kV
- Courant de 20 mA
- Fente rectangulaire de 10 mm x 1 mm
- Étendue du spectre d'analyse : 40 à 140° avec pas de 0.05°/4s (0.0125°2 $\theta$ /s)
- Échantillon en rotation

Les mesures ainsi que l'analyse des spectres ont été réalisées par la technicienne Manon Provencher de l'IREQ.

#### **3.3.2 Détermination de la composition chimique**

La composition chimique des différentes zones fondues obtenues, ainsi que celle du métal de base et des métaux d'apport a été déterminée par ICP-EAS (Inductively Coupled Plasma-Emission

Atomic Spectrometer) selon la norme ASTM E1479 [52]. Le carbone, l'oxygène, et le soufre ont quant à eux été mesurés par la méthode de fusion, conformément à la norme ASTM E1019 [53].

Ces mesures ont été réalisées par Manon Provencher, technicienne à l'IREQ.

### 3.3.3 Quantification des oxydes

Afin de quantifier les oxydes présents dans chacune des trois soudures étudiées, une coupe transversale à chaque soudure a été réalisée, pour préparer des échantillons de  $10 \times 10 \times 15 \text{ mm}^3$  prélevés au centre des soudures, tel que montré sur la Figure 3.2.

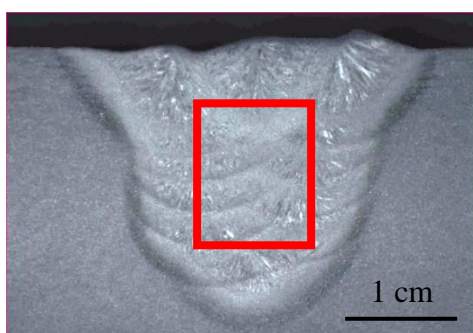


Figure 3.2: Échantillon prélevé de la soudure GMAW 100 %Ar pour la quantification des oxydes

Les oxydes ont été observés grâce au microscope électronique à balayage (Hitachi 3700-N), et analysés par EDX pour déterminer qualitativement leur composition chimique. Étant donnée la petite taille des oxydes (en dessous de  $1 \mu\text{m}$ ), une tension d'accélération faible a été utilisée, afin de réduire le volume d'interaction et s'assurer que la composition chimique obtenue est belle et bien celles des oxydes, et non la matrice. Les paramètres utilisés sont donnés dans le Tableau 3.2 ci-dessous :

Tableau 3.2: Paramètres du MEB utilisés pour l'observation des oxydes

Tension d'accélération	Courant de sonde	Distance de travail
5 kV	60.2 $\mu\text{A}$	10.9 mm

Sur chaque échantillon, 16 photos ont été prises à un grossissement de 5000x, ensuite le grossissement a été augmenté à 10000x pour l'analyse chimique. Celle-ci a permis de confirmer que les particules observées étaient des oxydes, par la détection d'oxygène.

Les photos ont ensuite été traitées avec un logiciel de traitement d'image - développé par Roger Marin Lagacé, chercheur à l'IREQ - pour recenser les oxydes et mesurer leurs diamètres et les

répertoire, ce qui a permis par la suite de créer les spectres de distribution des tailles des oxydes de chacune des soudures.

### 3.3.4 Cartographies de microdureté

Le champ microstructural des soudures étant complexe et hétérogène, une étape de caractérisation s'est avérée nécessaire avant l'usinage des éprouvettes. En effet, il a fallu s'assurer de positionner les entailles dans des champs microstructuraux équivalents, de façon à ce que les conditions microstructurales soient équivalentes le long du trajet de fissuration de chaque éprouvette, le but étant d'avoir comme seule variable d'une soudure à l'autre, le contenu en inclusions.

Cette étape de caractérisation a consisté en la réalisation de cartographies de microdureté Vickers avec un appareil Matsuzawa utilisant le logiciel Clemex CMT-HD, et avec l'aide d'Alexandre Lapointe, technicien, à l'IREQ. L'analyse des cartographies obtenues conjointement avec les observations métallographiques, ont permis de discriminer les zones à gros grains, de martensite colonnaire, et les zones à grains plus fins, correspondant aux ZAT des différents cordons de soudure. Il faut noter que la désignation « martensite colonnaire » est un abus de langage, car la structure colonnaire est héritée des grains parents austénitiques et n'est pas propre à la martensite. En réalité, la martensite se trouve sous forme d'aiguilles.

Les cartographies ont été réalisées sur des coupes transversales aux soudures, sur une surface de  $1.8 \times 2 \text{ cm}^2$ . Les indentations ont été espacées de  $250 \mu\text{m}$ , de façon à respecter les conditions de la norme ASTM E384 [54]. Au total, 5760 indentations ont été réalisées par échantillon avec une charge appliquée de 300 gf.

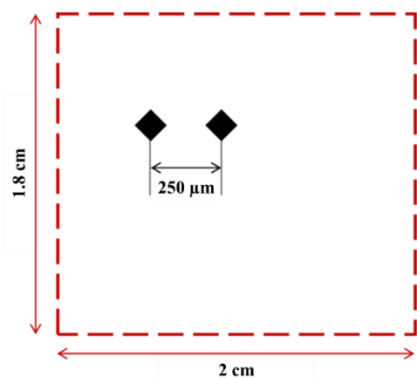


Figure 3.3: Schéma montrant les dimensions de la surface cartographiée et l'espacement entre les indentations

Dans le but d'avoir un champ microstructural équivalent, l'entaille des éprouvettes CT a été positionnée dans chaque soudure, de façon à avoir la même proportion de martensite colonnaire dans chaque éprouvette. Les résultats de cette étape de caractérisation sont présentés dans le chapitre 4.

## 3.4 Propriétés mécaniques

### 3.4.1 Essais de traction

Des plaques supplémentaires ont été préparées afin d'usiner des éprouvettes de traction qui soient entièrement extraites de la zone fondue. Des cordons de soudures ont été déposés sur une épaisseur de 2 cm, sur des plaques d'acier UNS-S41500, qui n'est autre que la version laminée du CA6NM. L'acier UNS-S41500 a été utilisé au lieu du CA6NM à cause de l'indisponibilité de plaques en CA6NM. Les deux aciers ayant la même composition chimique, les soudures produites à partir de l'un ou l'autre des deux aciers peuvent être considérées comme étant identiques. Les paramètres de soudage utilisés ont été sensiblement les mêmes que pour les plaques destinées aux essais de caractérisation. Ils sont donnés dans le Tableau 3.3 ci-dessous.

Tableau 3.3: Conditions de soudage utilisés pour préparer les soudures destinées aux essais de traction

	GMAW 100 % Ar	GMAW 85 % Ar – 15 % CO <sub>2</sub>	FCAW 75 % Ar – 25 % CO <sub>2</sub>
Tension	24.3	26.5	27.5
Courant	212	222	222
Vitesse de dépôt (mm/s)	3.9	3.9	4.2
Énergie de soudage (J/mm)	1320	1508	1453

La Figure 3.4 illustre schématiquement la géométrie des éprouvettes de traction usinées selon une géométrie subsize tirée de la norme ASTM E8 [55]. Le Tableau 3.4 donne les dimensions des éprouvettes. Le dessin d'usinage peut être consulté à l'Annexe A.

Les éprouvettes ont ensuite été expédiées au Centre de Métallurgie du Québec (CMQ) où les essais ont été réalisés à l'aide d'une machine MTS Exceed Model E43 de capacité 50 kN et d'un extensomètre MTS modèle 632.24F-50 jaugé à 50 %, ayant une longueur de jauge de 25 mm. La vitesse de mise en charge a été de 2 mm/min.

L'allongement à la rupture a été calculé en considérant la longueur initiale entre deux points marqués sur l'éprouvette à l'aide d'un poinçon.

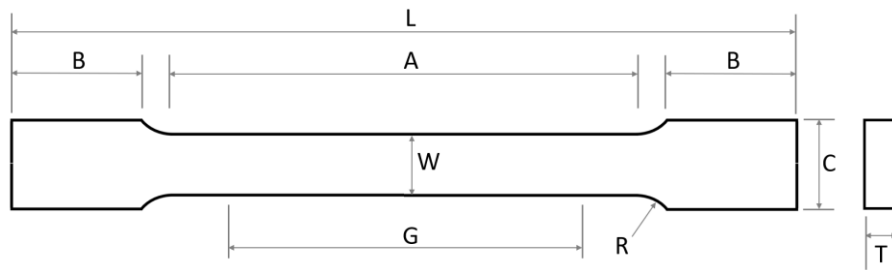


Figure 3.4: Schéma illustrant une éprouvette de traction

Tableau 3.4: Dimensions des éprouvettes de traction (mm)

<b>G</b>	<b>W</b>	<b>T</b>	<b>R</b>	<b>L</b>	<b>A</b>	<b>B</b>	<b>C</b>
25	6	5	6	100	32	30	10

### 3.4.2 Essais Charpy

Des éprouvettes Charpy standards ont été usinées selon la norme ASTM E23 [56], avec une entaille en V telle que schématisée à la Figure 3.5. Les dimensions sont les suivantes :  $T = W = 10$  mm, et  $L = 50$  mm. Le dessin d'usinage peut être consulté à l'annexe B.

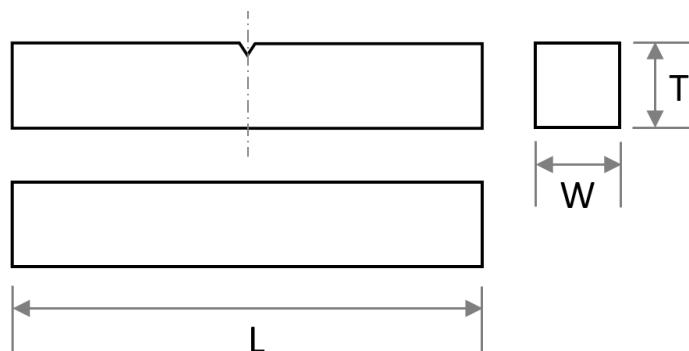


Figure 3.5: Géométrie des éprouvettes Charpy

Les essais ont été réalisés grâce à un mouton pendule Zwick and Roell RKP450 à 0°C. Pour ce faire, les éprouvettes ont été immergées dans un bain réfrigérant de marque Lauda aussi de Zwick & Roell pendant 15 min. Au total, 5 essais par condition ont été réalisés.

En plus de la lecture de l'énergie absorbée grâce au pendule, l'expansion latérale des éprouvettes après rupture a été mesurée grâce à une jauge Instron.

Les faciès de rupture des éprouvettes ont ensuite été observés au microscope électronique à balayage pour faire l'analyse fractographique et déterminer les mécanismes de rupture.

### 3.4.3 Essais de fatigue-propagation

#### 3.4.3.1 Usinage des éprouvettes

Des éprouvettes de type CT (Compact Tension), de dimensions standards conformes à la norme ASTM E647 [25], ont été choisies pour la réalisation des essais. Un schéma d'éprouvette CT est représenté à la Figure 3.6. Le dessin d'usinage peut être consulté à l'annexe C.

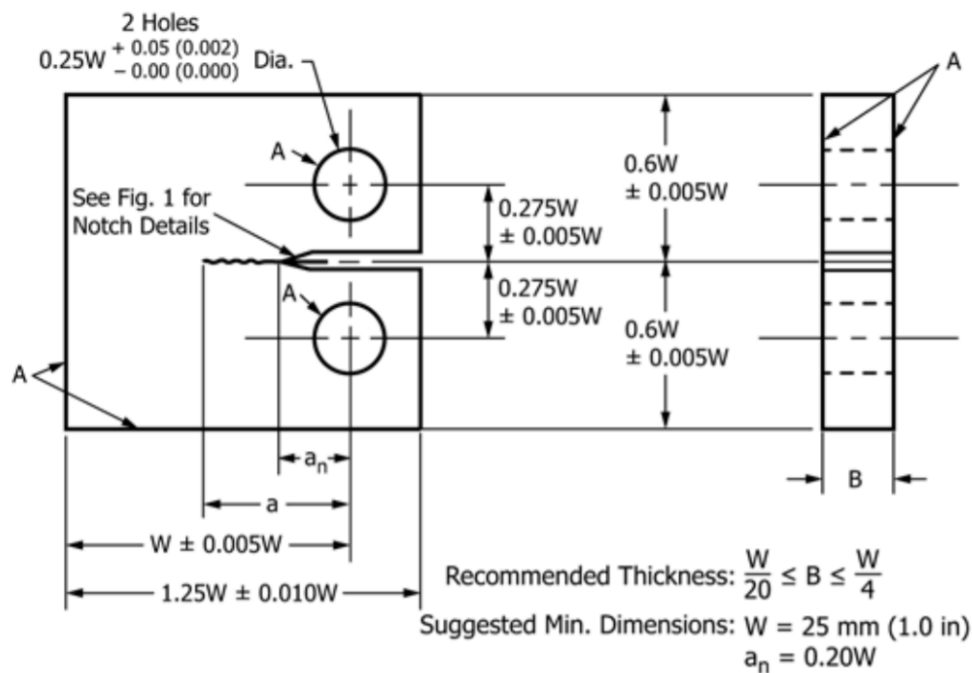


Figure 3.6: Géométrie des éprouvettes CT standards, ASTM E647 [25]

Tableau 3.5: Dimensions des éprouvettes CT usinées (mm)

$a_n$	B	W	A
10	12.7	50.8	12.7

L'épaisseur B de 12.7 mm satisfait les critères de la LEFM (Linear Elastic Fracture Mechanics), qui représente le domaine de validité des équations utilisées. L'hypothèse de base de la LEFM est que le matériau reste principalement dans le domaine élastique. Cette hypothèse est vérifiée si la taille de la zone plastique en bout de fissure est inférieure aux distances par rapport aux surfaces libres du matériau.

### 3.4.3.2 Réalisation des essais

Parmi les trois conditions de soudages décrites ci-haut, deux conditions ont été retenues pour la réalisation des essais de fatigue-propagation :

- FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>
- GMAW 100 %Ar

La première condition représente la procédure industrielle utilisée actuellement, tandis que la deuxième, représente celle supposée générer le moins d'oxydes dans la soudure. De cette façon, il sera possible de comparer la condition industrielle à une condition offrant une moindre quantité de défauts.

Les essais ont été réalisés selon la norme ASTM E647 [25] sur un banc d'essai Instron modèle 8511, équipé d'une cellule de charge de 20 kN d'un extensomètre Instron modèle A486-32. Une éprouvette par condition a été testée.

Les essais ont été réalisés à une fréquence de 5 Hz et un rapport des contraintes  $R = 0.1$ . Ce rapport de contrainte a été choisi afin de mieux apprécier l'effet des oxydes sur la propagation. Il est également représentatif du chargement subi par les turbines.

D'abord, une pré-fissuration à un  $\Delta K$  constant égal à  $11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  a été réalisée. Cette étape permet de s'affranchir des contraintes résiduelles induites par l'usinage qui peuvent exister au niveau de l'entaille pré-usinée.

Une fois la pré-fissuration terminée, une procédure à  $\Delta K$  décroissant a été suivie avec un  $\Delta K$  initial de  $11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  et  $C_g = -0.08 \text{ m}^{-1}$ , jusqu'à l'atteinte du seuil qui a été déterminé selon la définition de la norme ASTM E647 [25], comme étant le  $\Delta K$  pour lequel  $\frac{da}{dN} = 1 \times 10^{-7} \text{ mm/cycle}$ .

Le logiciel Fast Track d'Instron a été utilisé pour ajuster la charge en fonction de l'avancement de la fissure, qui était mesurée par la méthode de la complaisance grâce à l'extensomètre utilisé. L'extensomètre a été calibré en ajustant la valeur du module dans le logiciel Fast Track, de façon à ce que la longueur de fissure mesurée visuellement soit égale à celle mesurée par l'extensomètre.

Des mesures visuelles ont également été réalisées à l'aide de 2 microscopes optiques permettant de grossir à 10x et équipés de micromètres pour mesurer la longueur de la fissure. Ces deux

microscopes étaient installés de part et d'autre de l'éprouvette. Ce sont les mesures visuelles qui ont été prises en compte pour tracer les courbes.

Le  $\Delta K$  a été calculé à partir de l'équation suivante [25]:

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \frac{(2 + \alpha)}{(1 - \alpha)^{\frac{3}{2}}} (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (10)$$

Avec :

$$\alpha = \frac{a}{W}$$

À chaque point i, « a » a été calculé de la façon suivante :

$$a = \frac{a_i + a_{i-1}}{2} \quad (11)$$

### 3.4.3.3 Fractographie

Les observations fractographiques ont été réalisées sur les faciès de rupture des éprouvettes de fatigue à l'aide d'un microscope électronique à balayage à la suite des essais. Afin d'évaluer la tortuosité de la fissure, des observations ont été faites sur les côtés des éprouvettes.

### 3.5 Sommaire des travaux expérimentaux

Les techniques de caractérisation utilisées dans le cadre expérimental de ce projet sont les suivantes :

- Microscopie électronique à balayage, par l'étudiante.
- Analyse chimique par EDX, par l'étudiante.
- Mesures de dureté Vickers, par l'étudiante.
- Mesures d'austénite par diffraction de rayons X, par M. Provencher
- Analyse chimique par spectroscopie, par M. Provencher
- Analyse chimique par la méthode de fusion, par M. Provencher

Le Tableau 3.6 résume l'ensemble des essais mécaniques réalisés dans le cadre du projet, et donne le nombre d'essais par condition. À part les essais de traction réalisés au CMQ, le reste des essais a été réalisé par l'étudiante.

Tableau 3.6: Résumé des essais mécaniques réalisés, les chiffres représentent le nombre d'essais réalisés

	GMAW 100 %Ar	GMAW 85 %Ar-15 %CO <sub>2</sub>	FCAW 75 %Ar-25 %CO <sub>2</sub>
Essais de traction <sup>1</sup>	3	3	3
Cartographies de microdureté	2	2	2
Essais Charpy	5	5	5
Essais de fatigue-propagation	1	-	1

---

<sup>1</sup> Réalisés au CMQ (Centre de métallurgie du Québec)

### 3.6 Stratégie de publication

Tel qu'il a été décrit dans l'introduction, l'objectif principal de ce projet de maîtrise est d'étudier l'effet du contenu inclusionnaire sur le seuil de propagation des fissures de fatigue dans des soudures en ER410NiMo.

Afin d'étudier le comportement en propagation des soudures étudiées, il a d'abord fallu caractériser le matériau et réaliser des essais complémentaires, il s'agit entre autres, de l'analyse de la composition chimique des soudures, la mesure de la proportion d'austénite reformée, les mesures de dureté, les essais de traction et les essais de résilience.

L'ensemble de ces résultats obtenus, a fait l'objet de la rédaction d'un article, soumis à la revue *Journal of Materials Processing Technology*, le plan de l'article est présenté dans le Tableau 3.7 ci-dessous :

Tableau 3.7: Tableau résumant les sections de l'article présenté au Chapitre 4

Abstract
1. Introduction and background
2. Experimental methodology
Materials
Post-weld heat treatment
Chemical composition measurements
Hardness measurements
Quantification of oxides
Tensile testing
Impact toughness testing
3. Results and discussion
Chemical composition
Reformed austenite measurements
Microstructure of the welds
Hardness
Quantification of oxides
Tensile properties
Impact toughness testing
4. Conclusion
Acknowledgements

## CHAPITRE 4    ARTICLE 1: SHIELDING GAS AND INCLUSION CONTENT EFFECTS ON IMPACT TOUGHNESS AND TENSILE PROPERTIES OF 410NiMo WELDMENTS

Bouchra Tenni<sup>a</sup>, Stéphane Godin<sup>b</sup>, Denis Thibault<sup>b</sup>, Myriam Brochu<sup>a</sup>

<sup>a</sup>École Polytechnique de Montréal, 2900 Edouard-Montpetit Bd. H3T 1J4 Montréal, QC, Canada

<sup>b</sup>Institut de Recherche d'Hydro-Québec, 1800 Lionel Boulet Bd. J3X 1S1 Varennes, QC, Canada

Soumis le 20 mars 2018 pour publication à revue *Journal of Materials Processing Technology*.

### Abstract

The effect of inclusion content on the mechanical and microstructural characteristics of ER410NiMo martensitic stainless steel weldments was investigated. Three weldments with various inclusion contents were made using different shielding gas compositions and welding processes; GMAW 100%Ar, GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub>, and FCAW 75%Ar – 25 %CO<sub>2</sub>.

The inclusions in each weldment were quantified and analysed by means of SEM and EDS analysis. Hardness measurements, tensile tests, and impact toughness tests using the Charpy method were performed. The weldments underwent post-weld heat treatment, after which the chemical composition and reformed austenite proportion were measured to account for microstructural effects. The results show that the Charpy-V-notch (CVN) absorbed energy decreases with increasing inclusion content. The highest CVN absorbed energy, 195 J, was obtained for the GMAW 100%Ar weld, which had the lowest inclusion content. GMAW 85%Ar – 15 %CO<sub>2</sub> with 4 times more inclusions than the former, had a CVN absorbed energy of 63 J. The current manufacturing process, FCAW 75%Ar – 25 %CO<sub>2</sub> was characterized with an inclusion content 3 times higher than the GMAW 100%Ar weld and a CVN absorbed energy of 66 J, meaning that considering GMAW 100%Ar as a replacement, would lead to a 3-fold improvement in terms of impact toughness properties.

The effect of inclusions on tensile properties, couldn't be determined conclusively as several factors seem to affect the results such as the carbon content, the austenite proportion, and the inclusion content. Overall, the yield strengths and ultimate tensile strengths differed slightly: 724 and 918 MPa for GMAW 100%Ar, 746 and 927 MPa for GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub>, and 711 and 864 MPa for FCAW 75%Ar – 25 %CO<sub>2</sub>, respectively.

**Keywords:** martensitic stainless steel, inclusions, welding, impact toughness.

## 4.1 Introduction and background

ER410NiMo is a low carbon 13%Cr – 4%Ni soft martensitic stainless steel. This filler metal is considered to be the best match to CA6NM base metal, which is the cast version of this steel.

For hydraulic turbine runners, which are the application of interest in this paper, several properties are important, notably: good fatigue properties, good corrosion resistance, good cavitation erosion resistance, good weldability, as well as ease of casting. These requirements are satisfactorily met by soft martensitic stainless steels, which is the reason for their growing popularity in the hydro power industry.

Weldability and fatigue properties of weldments are especially important for hydraulic turbine runner manufacturers – as runners are assembled by welding – and also for power plant owners as they often have to carry out on-site repairs of cavitation damages and fatigue cracks through welding.

Welded regions, however, have particular features such as undesired residual stresses, welding discontinuities, and inclusions. Moreover, as demonstrated by Amrei et al. [15], martensitic stainless steel weldments are characterized by a complex and heterogeneous microstructure, due to the existence of coarse and fine grain regions in the weld.

Currently, arc welding processes are used to assemble hydraulic turbine runners. The assembly process consists of welding the blades to the crown and to the belt. Current practices use FCAW process with a shielding gas of 75%Ar – 25%CO<sub>2</sub>. To test the influence of oxides on mechanical properties, Gas Metal Arc Welding (GMAW) was used with two different shielding gas compositions, and was compared to current FCAW procedures. Procedures using shielding gases with more CO<sub>2</sub> trap more oxygen in the molten pool. This is due to the electric arc and the high temperatures involved during the welding operation, which lead to ionisation of carbon dioxide: CO<sub>2</sub> decomposes into C and O, resulting in more oxygen in the weld pool. This oxygen is then free to form oxides through reactions with other alloying elements.

Teske and Martins [51] conducted a study on the influence of shielding gas composition in GMAW, by using different mixtures with either CO<sub>2</sub> or O<sub>2</sub>. When present, CO<sub>2</sub> and O<sub>2</sub> cause the formation of oxide inclusions due to their oxidation potential, it is to note that the oxidation potential is twice

as high for O<sub>2</sub> than it is for CO<sub>2</sub>. The welds with the highest occurrence of oxides showed the lowest impact toughness properties.

Foroozmehr et al. [23] examined the effect of inclusions on impact toughness properties of two 13%Cr – 4%Ni martensitic stainless steels, a cast version (CA6NM) and a wrought one (UNS S41500). The study found the higher inclusion content and the larger mean size of inclusions in CA6NM to be responsible for the lower impact toughness properties compared to UNS S41500. This was explained by microvoid formation from the inclusions.

Other metallurgical factors should also be accounted for when studying such steels. Though the microstructure is mostly martensitic, small amounts of delta ferrite and austenite are usually present and can affect mechanical properties. Delta ferrite, for example, is oftentimes considered detrimental to mechanical properties, especially in terms of fracture toughness and impact absorbed energy. Iwabuchi and Kobayashi [57] attributed the deleterious effect of delta ferrite to the precipitation of carbides along delta ferrite grain boundaries during heat treatment. In order to minimize the negative effect of delta ferrite, nickel, which is an austenite stabilizing element, is added to chromium martensitic stainless steels to keep a martensitic microstructure, thus preventing carbides from precipitating. However, due to carbide precipitation along delta ferrite grain boundaries, it is difficult to isolate the effect of delta ferrite from that of carbides as Wang et al. [22] brought to attention. By successfully isolating both effects, the authors concluded that delta ferrite only influences the transition temperature region in terms of impact absorbed energy, and that it does not have a significant effect on the upper and lower shelf energies.

Besides delta ferrite, another phase that can be present is retained austenite, usually only a very small fraction remains present after quenching. However, during tempering heat treatment, a greater amount of austenite can be reformed. Bilmes et al. [3] studied tempering of martensitic stainless steel, and the austenite resulting from such a treatment. It was found that the reformed amount can reach up to 30%, in the form of finely precipitated austenite at the prior austenite grain boundaries. This phase is believed to improve toughness and ductility of the studied steels. When tempering slightly above AC<sub>1</sub>, the obtained austenite is thermally stable and leads to optimal mechanical properties. Tempering at higher temperatures leads to the formation of unstable austenite which transforms to fresh martensite upon cooling. However, under applied load, reformed austenite transforms back to martensite, which makes austenite thermally stable but

mechanically unstable. This mechanism is commonly known as the TRIP effect (Transformation Induced Plasticity) and is responsible for the interesting mechanical properties resulting from reformed austenite. Thibault et al. [39] studied this particular aspect, concluding that when the TRIP mechanism occurs, more energy is required for the fracture process due to the volumetric expansion accompanying the austenite to martensite transformation, which induces compressive stresses at the crack tip.

In addition to creating reformed austenite, tempering post-weld heat treatment relieves residual stresses in the weld and the HAZ and softens the hard and brittle as-welded martensite.

The aim of the research presented in this paper is to study the effect of the inclusion content on the impact toughness and tensile properties of martensitic stainless steel weldments. To guide the choice of welding procedures and conditions, the weldments were made using different welding processes and shielding gas compositions, in order to produce weldments with varying inclusion contents.

The following section, explains the experimental methodology that was followed to do so. Next, the results of the study are presented and discussed, considering the different influencing factors mentioned above. Finally, the main conclusions of this paper are presented.

## **4.2 Experimental methodology**

### **4.2.1 Materials**

The current welding procedure uses FCAW with a shielding gas composition of 75%Ar – 25%CO<sub>2</sub>. As discussed in the introduction, this relatively high content of CO<sub>2</sub> is believed to cause the formation of oxides, shown to negatively affect mechanical properties. Since GMAW requires less active gas in the shielding mixture, it was used to produce welds under different shielding gas compositions, which in turn, will result in different oxide contents. Hence, three welds were produced under the following atmospheres:

- FCAW 75%Ar – 25%CO<sub>2</sub>: the current process in use.
- GMAW 100%Ar: the process thought to generate the least oxide content.
- GMAW 85%Ar – 15%CO<sub>2</sub>: an intermediate condition for research purposes.

Figure 4.1 gives the dimensions of the CA6NM plates that were used to produce the welds destined to machine the Charpy specimens. The U notch preparation presented in Figure 4.1.c has been filled by multipass robotized welding, with AWS ER410NiMo filler metal wire of 1.6 mm in diameter.

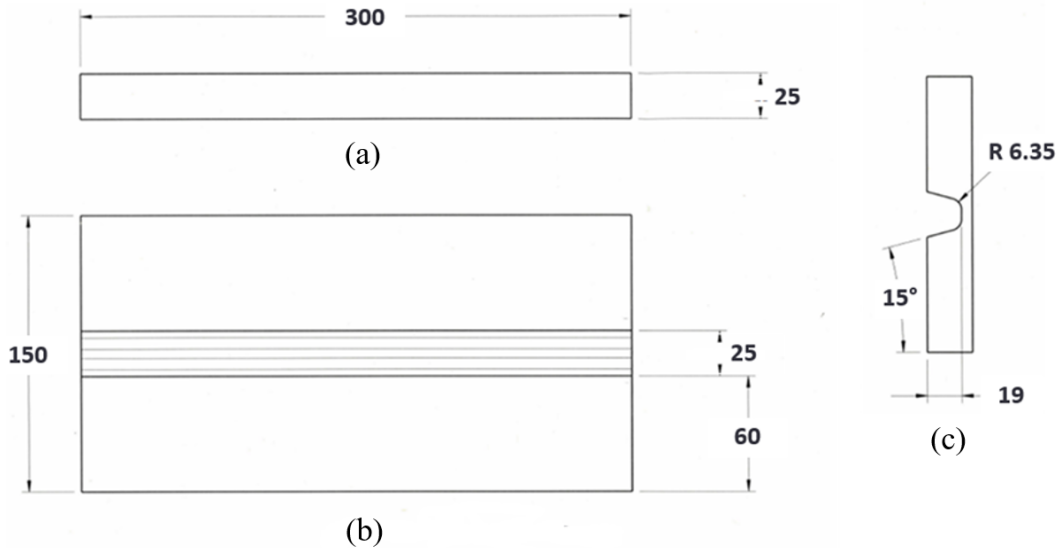


Figure 4.1: Dimensions of the bare plates (a) side view, (b) view from the top of the weld, and (c) side view showing the U-notch (mm)

Table 4.1 provides the welding conditions used in each procedure. An effort was made to keep the heat input energy as constant as possible in the three procedures, as it directly affects the temperatures involved during the welding operation, and as a result, the microstructure. The objective being to vary the oxide content, while keeping all other influencing factors constant.

Table 4.1: Welding conditions used to prepare the weldments for impact toughness testing

	GMAW 100% Ar	GMAW 85% Ar – 15% CO <sub>2</sub>	FCAW 75% Ar – 25% CO <sub>2</sub>
Voltage (V)	25	28.8	27.5
Current (A)	210	207.5	228
Torch speed (mm/s)	3.8	3.8	4.2
Heat input (J/mm)	1381	1572	1505
Number of weld beads	11	10	12

Additional weldments were prepared by depositing weld metal on the entire surfaces of the plates. This is to ensure the tensile test specimens are fully extracted from the weld metal. The same filler

metal was used but the base metal was UNS-S41500, which is the wrought version of CA6NM used previously. Since UNS-S41500 and CA6NM have comparable chemical compositions, it is expected that the tensile properties of the second batch of welded plates are also characteristic of the first one. Table 4.2 gives the welding conditions used for this second batch.

Table 4.2: Welding conditions used to prepare the weldments destined for tensile testing

	GMAW 100 %Ar	GMAW 85 %Ar – 15 %CO <sub>2</sub>	FCAW 75 %Ar – 25 %CO <sub>2</sub>
Voltage (V)	24.3	26.5	27.5
Current (A)	212	222	222
Torch speed (mm/s)	3.9	3.9	4.2
Heat input (J/mm)	1320	1508	1453

#### 4.2.2 Post-weld heat treatment

After welding, the plates underwent a tempering post-weld heat treatment at 600°C for a duration of 20 hours. A Pyradia furnace was used.

#### 4.2.3 Austenite measurements

After post-weld heat treatment, the proportions of austenite were measured by X-ray diffraction from a Rietveld analysis [58]. The X-ray diffraction patterns were obtained with a Bruker D8 Advance diffractometer equipped with a copper x-ray tube with a nickel filter.

The measurements were done on thin slices cut transverse to the welds. Three samples per weld were prepared.

#### 4.2.4 Chemical composition measurements

The chemical composition of both types of filler metals (solid wire and flux cored wire), as well as the base metal and each of the fusion zones of the welds described above were measured by ICP-EAS (Inductively Coupled Plasma-Emission Atomic Spectrometer), accordingly with ASTM E1479 [52] and ASTM E1019 [53].

#### 4.2.5 Hardness measurements

To evaluate the hardness of the welds, and by that means ensure the 3 welds are equivalent in terms of hardness, 10 Vickers hardness measurements were made in each weld using a Zwick and Roell

ZHU 250 hardness tester, in the transverse direction, in the as-welded and tempered conditions at 10kgf, accordingly with ASTM E92 [59].

#### 4.2.6 Quantification of oxides

Metallographic cross-sections cut transverse to the weld were prepared. Using a scanning electron microscope Hitachi S-4700 equipped with an energy dispersive spectrometer (EDS), the oxides were observed, counted, and analysed through EDS analysis. In total, 16 images at a 5000x magnification were used, yielding a total examined surface of  $7200 \mu\text{m}^2$  for GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub> and FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> welds. As for GMAW 100 %Ar, extra images were taken to ensure at least 100 oxides are counted, yielding a total surface of  $15\,338 \mu\text{m}^2$ .

For each observed oxide, the horizontal and vertical diameters were measured, and the mean of both measurements was considered to produce size distribution spectra.

#### 4.2.7 Tensile testing

Three tensile tests per condition were realised in the weld metal, in the transverse direction with respect to the deposited weld beads. An MTS tensile tester model Exceed 40 using a 50 KN load cell was used. An MTS extensometer model 632.24-50, with a gage length of 25 mm was used to monitor the elongation. The strain rate was 2 mm/min.

Figure 4.2 shows the geometry and dimensions of the test specimens, which correspond to the ASTM E8 [55] subsize specimens.

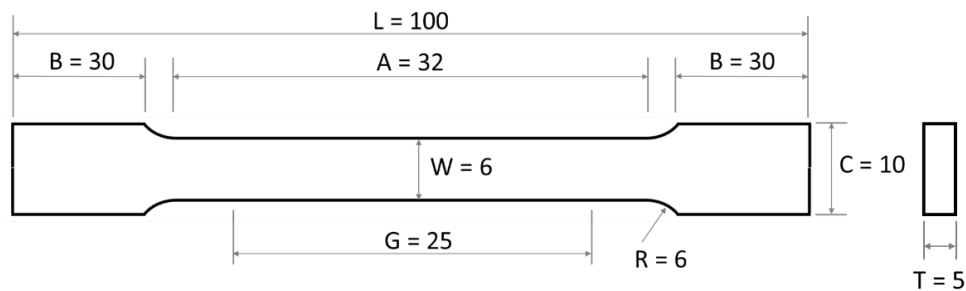


Figure 4.2: Tensile test specimen geometry (mm)

Prior to testing, two points were punched 1 inch apart to establish the original length and calculate the elongation at fracture.

### 4.2.8 Impact toughness properties

In order to perform impact toughness tests, five Charpy V-notch bars of standard dimensions 10 mm x 10 mm x 55 mm were machined from each weld.

Impact tests were then performed at 0°C, with a Zwick and Roell RKP450 pendulum impact tester accordingly with ASTM E23 [56]. The specimens were machined in the transverse direction, in the center of the weld, as shown in Figure 4.3.

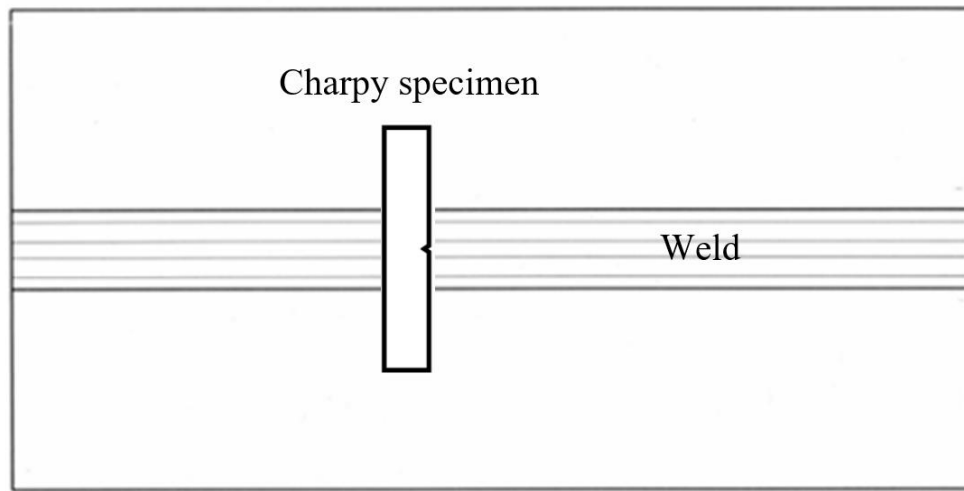


Figure 4.3: Schematic drawing showing Charpy specimen orientation with respect to the weld

## 4.3 Results and discussion

### Chemical composition

Table 4.3 gives the measured chemical compositions of each weld and the specified chemical compositions for comparison.

The measured chemical compositions are all compliant with the specifications, except for the manganese content in the 410NiMo solid wire and both GMAW welds. The higher than specified Mn content in the GMAW weldments is therefore most probably due to the high Mn content found in the corresponding filler metal, which might affect the austenite content as Mn is an austenite promoting element. Also, GMAW 85 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> has a slightly lower than specified Ni content, which also might affect the austenite content, as nickel is an austenite promoting element. Note that the carbon and oxygen contents are significantly higher in GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub> compared to the other welds.

Table 4.3: Chemical compositions of ER410NiMo and CA6NM as per material specifications, and measured chemical compositions of the welds, base metal, and filler metals (weight %)

		%C	%S	%O	%N	%P	%Si	%Mn	%Cr	%Ni	%Mo
Specified	Base metal CA6NM [6]	0.035 max	0.03 max	N.S. <sup>2</sup>	N.S.	0.04 max	1.0 max	1.0 max	11.5 – 14	3.5 – 4.5	0.4 – 1.0
	ER410NiMo [2]	0.06 max	N.S.	N.S.	N.S.	N.S.	0.5 max	0.6 max	11.0 – 12.5	4.0 – 5.0	0.4 – 0.7
Measured	Base metal CA6NM	0.033	0.0005	0.002	0.031	0.021	0.46	0.65	12.5	4.10	0.634
	410NiMo (solid wire for GMAW)	0.018	0.001	NM <sup>3</sup>	0.028	0.019	0.38	0.70	12.4	4.14	0.500
	410NiMo (flux cored wire for FCAW)	0.021	0.011	NM	NM	0.008	0.37	0.36	12.5	4.39	0.560
	GMAW 100% Ar	0.024	0.002	0.013	0.036	0.027	0.41	0.77	12.3	4.04	0.546
	GMAW 85% Ar- 15% CO <sub>2</sub>	0.043	0.001	0.068	0.031	0.018	0.33	0.64	12.2	3.89	0.544
	FCAW 75% Ar- 25% CO <sub>2</sub>	0.026	0.007	0.070	0.01	0.018	0.38	0.44	12.0	4.30	0.605

<sup>2</sup> Not specified

<sup>3</sup> Not measured

### 4.3.1 Reformed austenite measurements

Table 4.4 provides the mean percentage of austenite and the standard deviation obtained from the measurements in each weld. These measurements include both residual, and reformed austenite, but since residual austenite proportion is not expected to exceed 1% as measured by Godin [4], the obtained proportions give a good indication on the amount of reformed austenite.

Using equation (12), which is an empirical equation to calculate the  $Ac_1$  temperature from the chemical composition taken from [60], one can compare the weldments in terms of the extent of their austenitic domain, and hence, their ability to create reformed austenite. The equation shows the effect of austenite promoting elements (C, N, Ni, Mn) and ferrite promoting elements (Si, Mo, Cr) on the  $Ac_1$  temperature.

$$Ac_1(^{\circ}C) = 850 - 1500(C + N) - 50Ni - 25Mn + 25Si + 25Mo + 20(Cr - 10) \quad (12)$$

Based on the chemical compositions of the weldments presented in

Table 4.3, the theoretical  $Ac_1$  temperature was calculated using equation (12). The results of these calculations are provided in Table 4.4.

Table 4.4: Mean percentage of austenite (% $\gamma$ ) with the standard deviation of the measurements, and theoretical  $Ac_1$  temperature

	% $\gamma$	$Ac_1(^{\circ}C)$
GMAW 100%Ar	$21 \pm 1$	609
GMAW 85%Ar-15%CO <sub>2</sub>	$25 \pm 2$	594
FCAW 75%Ar-25%CO <sub>2</sub>	$27 \pm 1$	634

These empirical calculations are only meant for comparison purposes and are not exact values of the  $Ac_1$  temperature. In fact, the calculated  $Ac_1$  are grossly overestimated for both GMAW 100%Ar and FCAW 75%Ar-25%CO<sub>2</sub>, considering that the post-weld heat treatment performed at 600°C resulted in significant amounts of austenite in these welds, even though their theoretical  $Ac_1$  temperatures are above 600°C.

Despite having the highest calculated  $Ac_1$ , FCAW 75% Ar – 25% CO<sub>2</sub> weld has the highest austenite content. However, there seems to be an agreement between  $Ac_1$  and austenite content for both GMAW welds.

Note that the amount of austenite in FCAW 75% Ar – 25% CO<sub>2</sub>, is close to the maximum reported by Bilmes et al. [3].

### 4.3.2 Microstructure of the welds

Figure 4.4 shows the prepared metallographic cross-sections, etched with Vilella's reagent. The main HAZ (heat affected zone), as well as the secondary ones in between weld beads, are visible on the macrographs due to their darker aspect.

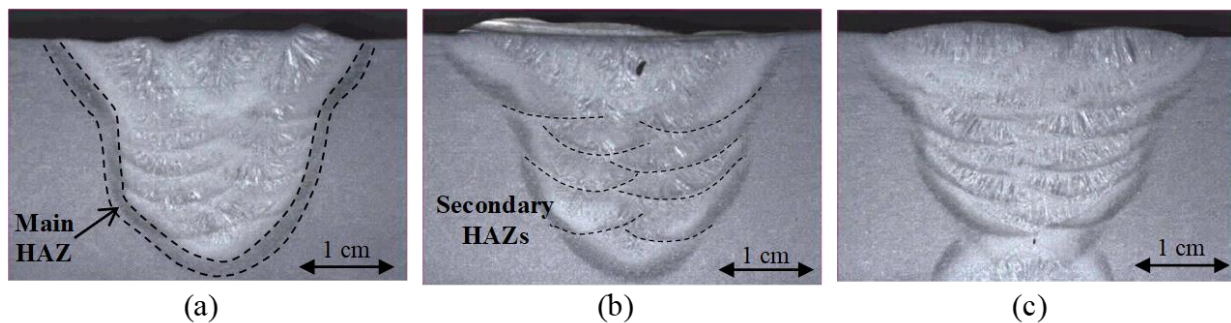


Figure 4.4: Macrographs of the welds: (a) GMAW 100% Ar, (b) GMAW 85% Ar-15% CO<sub>2</sub>, and (c) FCAW 75% Ar-25% CO<sub>2</sub>

Figure 4.5 provides a magnified view of the FCAW 75% Ar-25% CO<sub>2</sub> weld macrograph. Regions of columnar martensite, consisting of column shaped packets are shown in Figure 4.5.b, separated by fine grain regions as in Figure 4.5.c, as observed by Amrei et al. [15]. Note that martensite columns appear to be pointing to the top of the weld as depicted by the red arrows, which corresponds to the heat flow direction.

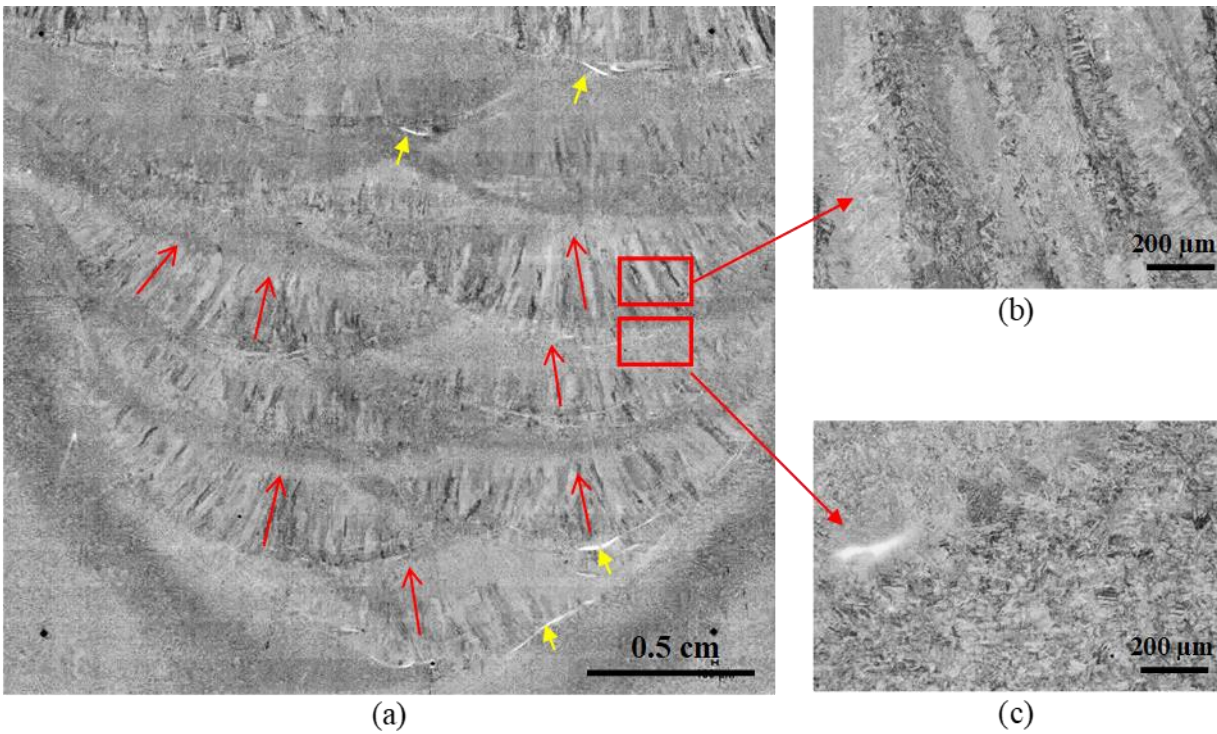


Figure 4.5: Weld microstructure observed in FCAW 75%Ar-25%CO<sub>2</sub> weld, (a) macrograph of the weld, (b) magnified view displaying a column-shaped martensite, and (c) magnified view displaying a HAZ with finer grains. The red arrows show the orientation of martensite columns, corresponding to the heat flow directed towards the top of the weld

Although it couldn't be confirmed, the fine white stringers observed in Figure 4.5 indicated by the smaller yellow arrows, are most likely delta ferrite stringers, as they look similar to what was reported by Thibault et al. [19] and Foroozmehr et al. [23].

### 4.3.3 Hardness

Table 4.5 gives the hardness measurements for each weld in both the as-welded and tempered conditions.

Table 4.5: Hardness and standard deviation of the weldments before and after tempering post-weld heat treatment

	Mean HV10	
	As welded	Tempered
GMAW 100%Ar	356 ± 20	292 ± 5
GMAW 85%Ar – 15%CO <sub>2</sub>	368 ± 23	283 ± 8
FCAW 75%Ar – 25%CO <sub>2</sub>	327 ± 18	281 ± 8

The obtained results show the softening effect of the tempering heat treatment. In each of the 3 welding conditions, the mean hardness decreased by 18%, 23%, and 14% after tempering. The standard deviation was reduced as well for all welds, suggesting a more uniform microstructure. Considering the standard deviations, the hardness intervals of the welds overlap which means the welds can be considered equivalent in terms of hardness.

#### 4.3.4 Quantification of oxides

Figure 4.6 shows SEM images of as-polished cross-sections cut transverse to the welds displaying oxides, which were confirmed through detection of oxygen in EDS analyses.

Table 4.6 gives the quantification results, namely: the number of oxides per 100 mm<sup>2</sup>, the mean size of oxides, as well as the median size for each weld.

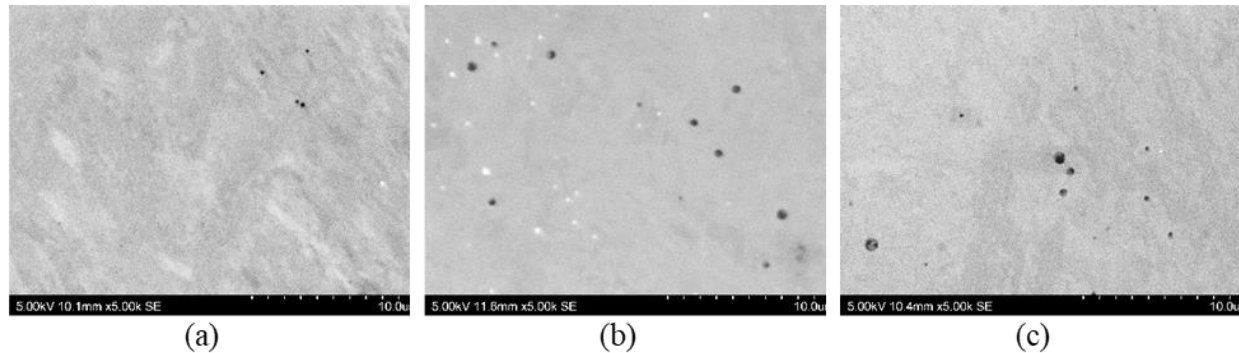


Figure 4.6: SEM images of as-polished cross-sections transverse to the welds displaying oxides: (a) GMAW 100 %Ar, (b) GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub>, and (c) FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>

Table 4.6: Oxides median size, mean size, and density

	Median size ( $\mu\text{m}$ )	Mean size ( $\mu\text{m}$ )	Number of oxides per $\text{cm}^2$
GMAW 100 %Ar	0.39	0.49	678 100
GMAW 85 % Ar – 15 %CO <sub>2</sub>	0.36	0.40	2 729 400
FCAW 75 %Ar – 25 %CO <sub>2</sub>	0.32	0.40	2 203 000

To verify if there are any significant differences between the welds in terms of inclusions size, an ANOVA (Analysis of variance) test was used. This test is used to compare multiple statistical groups and determine whether they significantly differ. Setting the P value of the ANOVA test to

5% we can't reject the hypothesis that all means are equal. This shows that it is not possible to consider with confidence the mean values of the oxides as different.

As expected, the GMAW 100%Ar has the lowest oxide content. However, the FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> doesn't have the highest oxide content, despite having the highest CO<sub>2</sub> concentrated shielding gas. This can be explained by the presence of the flux, which protects the weld pool from oxidation.

Figure 4.7 displays the size distribution of the measured oxides for each welding process. For all 3 welds, the class with the highest number of oxides is [0.2-0.3]  $\mu\text{m}$

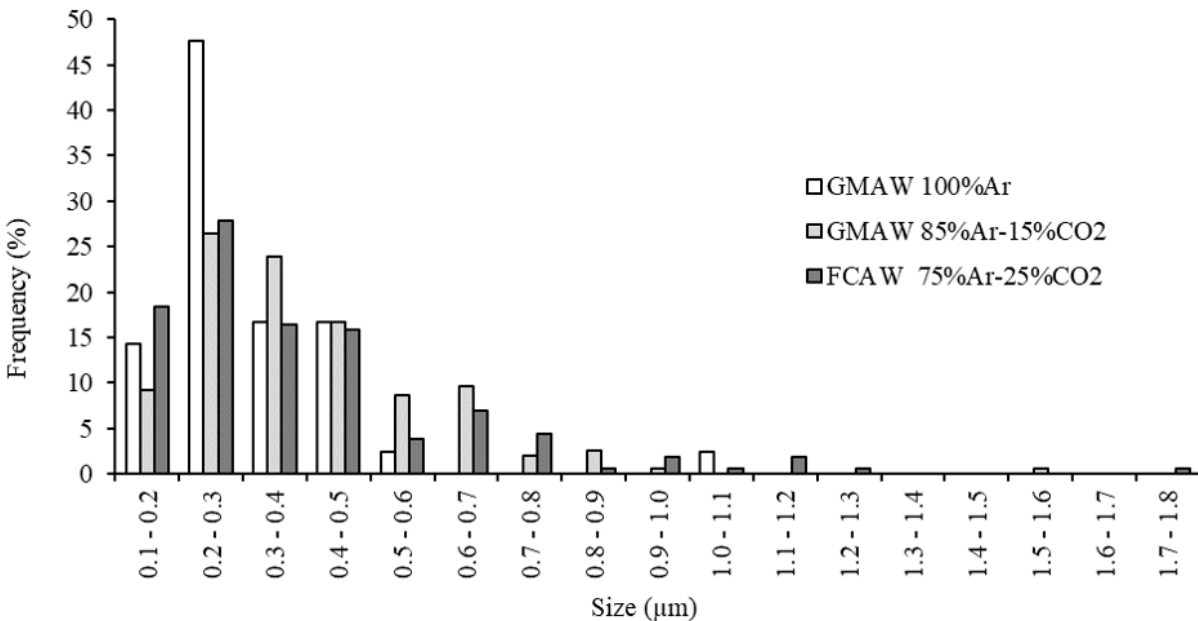


Figure 4.7: Size distribution of oxides.

#### 4.3.5 Chemical composition of the oxides

The chemical composition of the oxides was determined using the EDS spectrometer coupled with the SEM. Though this method is standardless and semi quantitative, it can give us a good idea about the chemical composition of the oxides. The analysis showed both GMAW welds to have oxides with similar compositions, but the FCAW weld had slightly different oxides. Table 4.7 gives the elements present in the oxides of both types of welds.

Table 4.7: Elements present in the oxides

	O	Si	Cr	Mn	Al	Mg	Ca	Ti	Zr
GMAW	x	x	x	x	x	x	x		
FCAW	x	x	x	x				x	x

This difference between GMAW and FCAW might be caused by the elements present in the flux. Foroozmehr et al. [23] reported that Si/Mn inclusions have a lower resistance against rupture and microvoid formation than Al inclusions, both types seem to be present in the GMAW welds whereas Al inclusions weren't detected in the FCAW.

### 4.3.6 Tensile properties

Table 4.8 gives the means and standard deviations obtained from the tensile properties retrieved from the stress-strain curves following ASTM E8 [55] recommendations.

Table 4.8: Tensile properties of the welds

Weld	$\sigma_{y\ 0.2\%}$ (MPa)	$\sigma_{UTS}$ (MPa)	A (%)
GMAW 100 %Ar	$724 \pm 7$	$918 \pm 1$	$21 \pm 1$
GMAW 85 %Ar – 15 %CO <sub>2</sub>	$746 \pm 11$	$927 \pm 4$	$19 \pm 1$
FCAW 75 %Ar – 25 %CO <sub>2</sub>	$711 \pm 32$	$864 \pm 1$	$19 \pm 5$

Three factors can be discussed to compare the tensile test results presented in Table 4.8: the inclusion content, the percentage of reformed austenite, and the carbon content. Indeed, the inclusion content was shown to be detrimental to tensile properties as reported by Foroozmehr et al. [23], who compared CA6NM to UNS41500. Reformed austenite, on the other hand, is beneficial to tensile properties and is believed to improve ductility due to the TRIP mechanism. As for the carbon content, the yield stress of low carbon martensite has a square-root dependency with the carbon content [61], so a higher carbon content would lead to higher tensile properties.

Despite having the largest inclusion content, GMAW 85%Ar – 15%CO<sub>2</sub> shows the highest tensile properties. This could be explained by the significantly higher carbon content in this weldment: 0.043% vs 0.024% and 0.026% for GMAW 100%Ar and FCAW 75%Ar – 25%CO<sub>2</sub> respectively. Moreover, the percentage of reformed austenite measured in this weldment was of 25%, compared to 21% and 27% for GMAW 100%Ar and FCAW 75%Ar – 25%CO<sub>2</sub> respectively. It seems that the carbon and reformed austenite contents, compensated for the higher inclusion content.

FCAW 75%Ar – 25%CO<sub>2</sub> had a quite large inclusion content, and also the highest amount of retained austenite, which has probably compensated for the effect of inclusions.

### 4.3.7 Impact toughness properties

Figure 4.8 gives the CVN absorbed energy and the oxides density whilst Figure 4.9 the measured lateral expansions are illustrated in on the fracture surfaces.

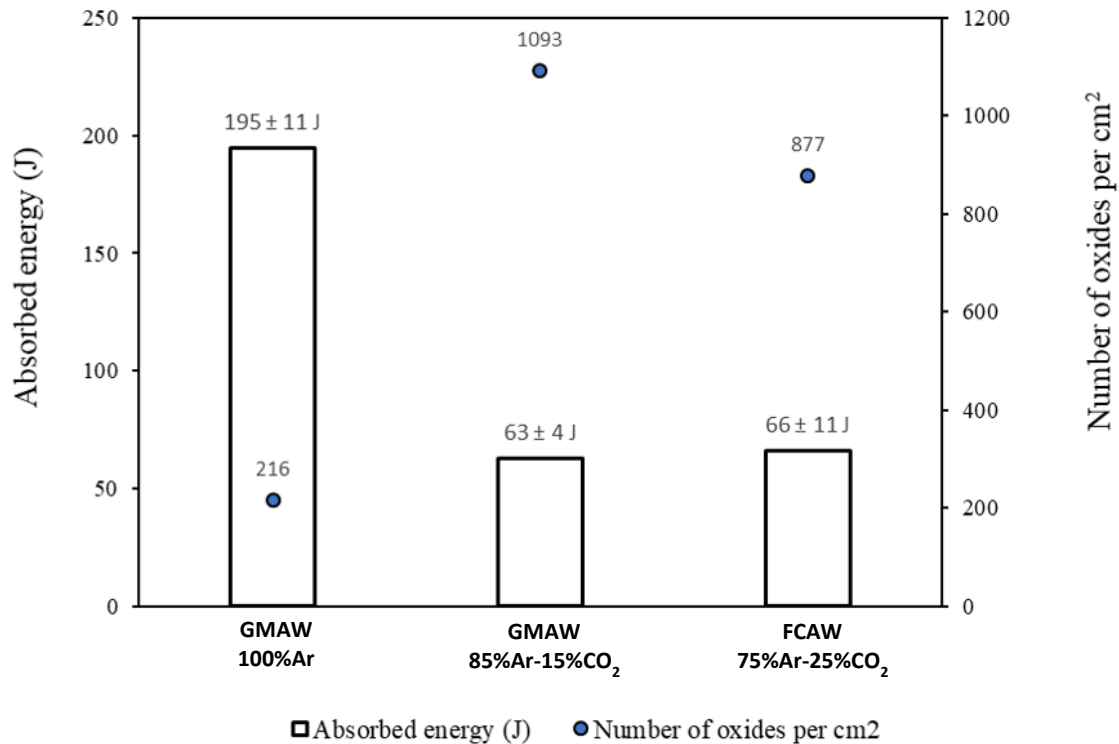


Figure 4.8: Charpy absorbed energy results and the oxide content in each weld

Given the results of Figure 4.8, it seems that the inclusion content is the dominant influencing factor on CVN absorbed energy, as the absorbed energy decreased with increasing inclusion content. GMAW 100%Ar with the lowest inclusion content, had the highest absorbed energy, three times that of the other two conditions.

Measurements of the lateral expansion were realised on the fractured Charpy specimens and are illustrated on Figure 4.9 with the fracture surfaces. As can be seen on the image, there is a good agreement between the absorbed energy and the measured lateral expansion: the higher the absorbed energy the greater the deformation, hence, the lateral expansion.

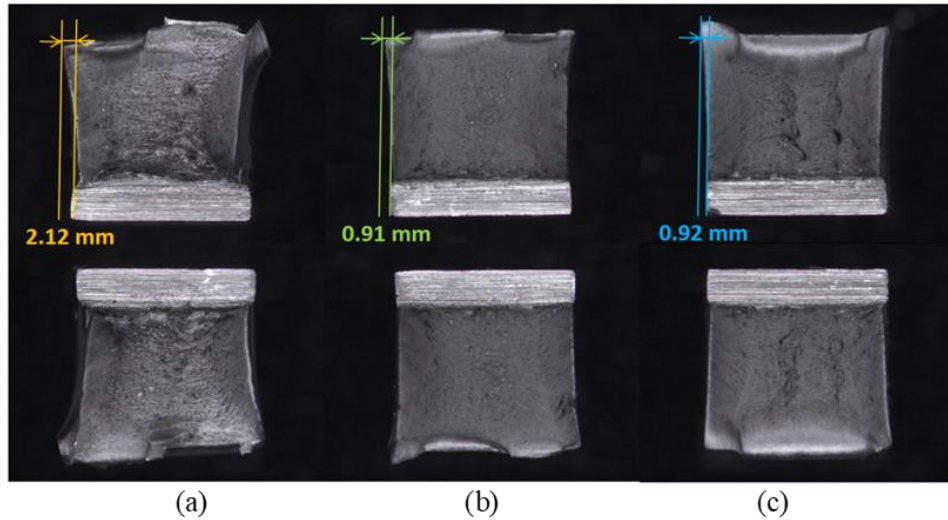


Figure 4.9: Fracture surfaces of Charpy-V-notch specimens with the corresponding lateral expansions: (a) GMAW 100 %Ar, (b) GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub>, and (c) FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>

The fracture surfaces were examined using a scanning electron microscope to determine fracture mechanisms. SEM fractography revealed the fracture to be mostly ductile as evidenced by the dimpled rupture. Examples are displayed in Figure 4.10.

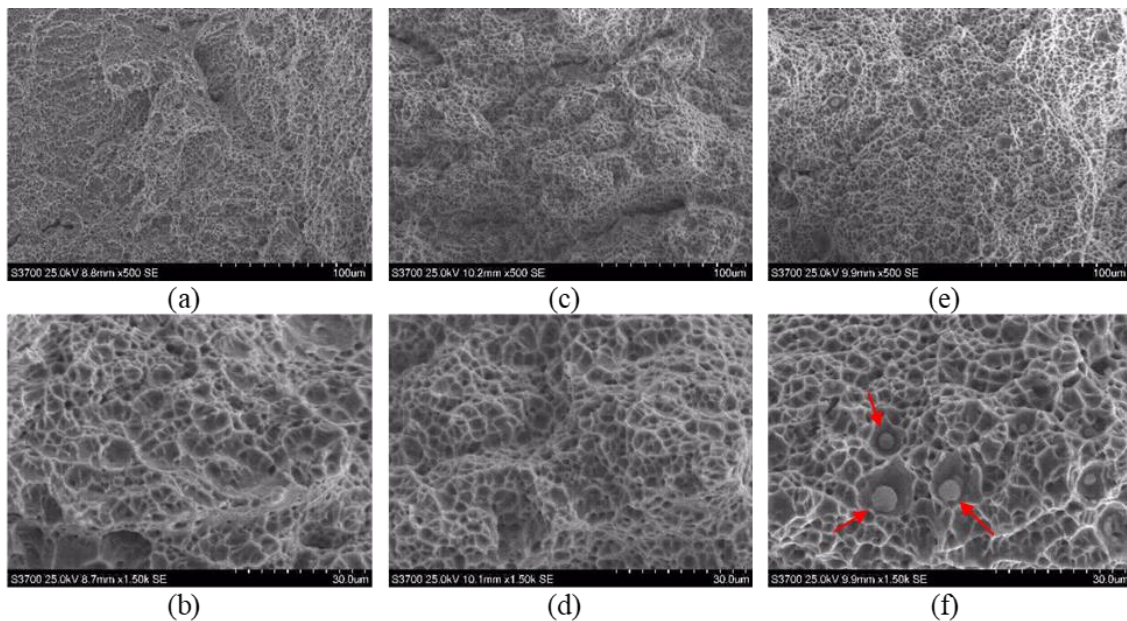


Figure 4.10: Dimpled fracture on Charpy fracture surfaces: (a,b) GMAW 100 %Ar, (c,d) GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub>, and (e,f) FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> at magnifications of 500x and 1500x respectively

All 3 welds exhibited some cleavage areas as well, towards the center of the fracture surfaces, examples are shown in Figure 4.11. Although cleavage is usually suggestive of brittleness, it is not always the case. The center of the specimens represents the location of the highest hydrostatic stresses which promotes cleavage fracture, even if the temperature is above the ductile-to-brittle transition temperature.

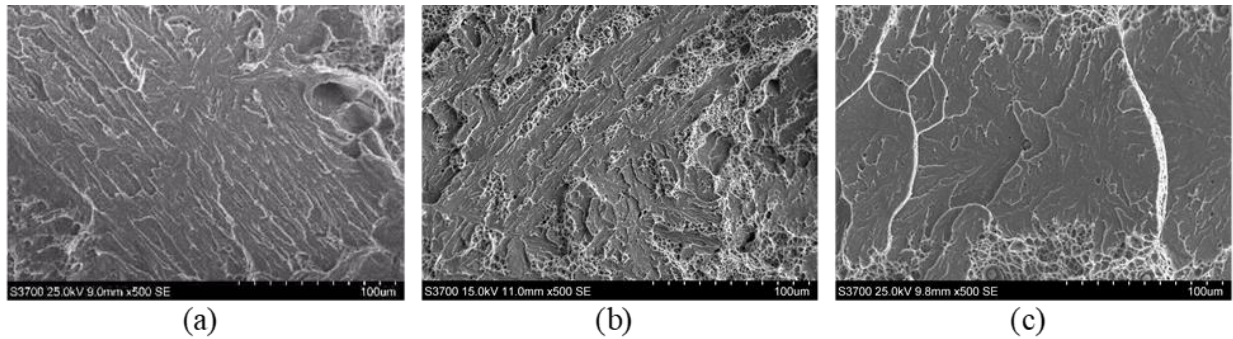


Figure 4.11: Examples of cleavage observed on fracture surfaces: (a) GMAW 100 %Ar, (b) GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub>, and (c) FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>

Based on the previous observations, the main fracture mechanism is microvoid formation and coalescence as for most ductile materials. Since all oxides observed on the fracture surfaces are found sitting inside the dimples (as shown by red arrows on Figure 1.10), suggesting that the dimples nucleated at oxides.

Therefore, the effect of oxides on absorbed energy can be discussed as follows: in the case of a large inclusion content, void nucleation from oxide inclusions is the dominant mechanism, and the growth stage is instantaneous. However, when fewer oxides are present, fewer nucleation sites are available, making the growth stage dominant. This leads to higher deformation, and consequently, a more energy-consuming fracture.

The findings are consistent with the study of Foroozmehr et al. [23], where the higher mechanical properties of the wrought steel were attributed to its lower inclusion content, lower mean size of inclusions, as well as the type of inclusions; those in the wrought steel were found more resistant against rupture than the ones in the cast steel. As the size of the inclusions was found equivalent in the three studied welds, it was possible to isolate the effect of the inclusion density.

## 4.4 Conclusions

In light of the work described in this article, the following conclusions can be drawn:

- A shielding gas with a higher concentration of  $\text{CO}_2$  increases oxide content in the weld. If the current welding procedure using FCAW is to be replaced by GMAW under pure argon, oxide content could be decreased by a factor of 3.
- CVN absorbed energy decreases as oxide content increases: a high inclusion content increases nucleation sites for microvoids, coalescence then leads to instantaneous growth and rupture. On the other hand, a low inclusion content means less nucleation sites, which leads to a more important growth stage, hence more deformation, and a higher absorbed energy.
- As far as impact toughness properties are concerned, replacing FCAW 75%Ar – 25% $\text{CO}_2$  process, which is the current manufacturing process, with the GMAW 100%Ar process would lead to a 3-fold improvement.

Though small variations were observed in tensile properties, it seemed that several factors were competing, namely the carbon content, the austenite content, and the inclusion content. Verification of the effect of each factor is saved for future work.

## Acknowledgements

This work was supported by IREQ (Institut de Recherche d'Hydro-Québec), MITACS and the Natural Sciences and Engineering Research Council of Canada. Technologists René Dubois, Alexandre Lapointe, and Manon Provencher are gratefully acknowledged for their help.

## CHAPITRE 5 ESSAIS DE FATIGUE-PROPAGATION AU SEUIL

Ce chapitre présente le volet de fatigue-propagation du projet, dont l'objectif est d'étudier l'effet du contenu inclusionnaire sur le seuil de propagation des fissures de fatigue. Tel qu'expliqué au paragraphe 3.3.4 du 0, une étape de caractérisation a précédé l'usinage des éprouvettes CT destinées aux essais de fatigue-propagation, afin de tenir compte du champ microstructural hétérogène des soudures étudiées. Les entailles des éprouvettes CT ont été positionnées de façon à ce que les proportions de martensite colonnaire dans les deux éprouvettes soient équivalentes.

Il a été convenu de retenir deux conditions sur les trois étudiées précédemment pour la réalisation des essais de fatigue-propagation au seuil, il s'agit des soudures FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> et GMAW 100 %Ar. La première représente la condition industrielle tandis que la deuxième est une alternative permettant de générer moins d'inclusions dans la soudure.

### 5.1 Caractérisation de pré-usinage

La microstructure complexe et hétérogène des soudures étudiées fait que des précautions doivent être prises avant d'usiner des éprouvettes destinées à des essais de propagation pour des fins de comparaison. En effet, les soudures sont constituées de zones microstructurales différentes qui par ce fait même, sont susceptibles d'avoir des propriétés mécaniques différentes. Il s'agit principalement des zones constituées de martensite colonnaire ayant une microstructure plus grossière, et des ZAT, à grains plus fins. Il faudrait donc s'assurer que les proportions de ces deux microstructures soient équivalentes dans les éprouvettes à comparer, au niveau du trajet de fissuration. Ceci permettrait de minimiser l'effet de la microstructure et d'isoler l'effet des oxydes.

Pour ce faire, des cartographies de microdureté Vickers ont été réalisées sur des coupes transversales aux soudures. La Figure 5.1 montre les surfaces cartographiées ainsi que leurs dimensions.

Les lamelles blanches apparentes sur la macrographie de la soudure FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> correspondant à la ferrite delta, celles-ci ne sont pas observées dans la soudure GMAW 100 %Ar, indiquant une proportion vraisemblablement plus élevée dans la soudure FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> (même observation qu'à la Figure 4.5). Cependant, cette observation est purement qualitative et la ferrite delta n'a pas été quantifiée dans les soudures étudiées.

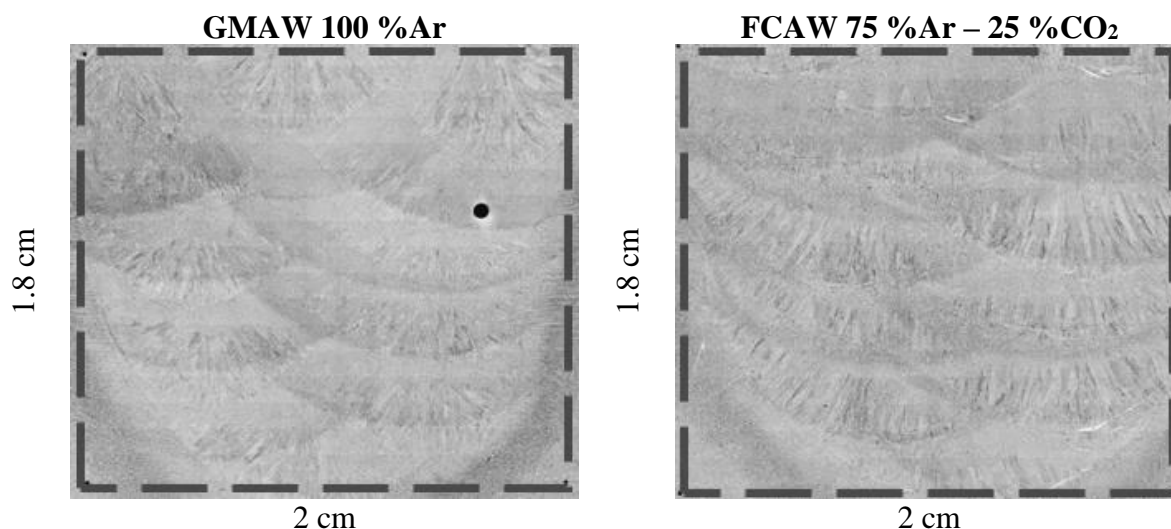


Figure 5.1: Macrographies montrant les surfaces sur lesquelles les cartographies de microdureté ont été réalisées et leurs dimensions

Les Figure 5.2.a et Figure 5.2.b représentent les cartographies obtenues avant le TTPS de revenu pour les soudures GMAW 100 %Ar et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>. Tandis que les Figure 5.2.c et Figure 5.2.d représentent les cartographies après le TTPS de revenu. La comparaison des cartographies, avant et après TTPS permet d'apprécier l'effet du revenu; après le revenu, la dureté est abaissée en tout point de la soudure, ainsi que l'écart-type entre les points, il existe moins d'écart en termes de dureté traduisant un champ de microdureté plus uniforme.

Tel que présenté au chapitre 3, les mesures de dureté Vickers (macro) a également montré une baisse de la dureté moyenne 18 % et 14 % dans les soudures GMAW 100 %Ar et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> respectivement. L'écart-type est lui aussi réduit suite au revenu, il a baissé de 77 % et de 57 % respectivement.

Tel que montré sur la Figure 5.2.e et la Figure 5.2.f, les zones de martensite colonnaires ont été entourées en noir, et l'entaille positionnée de façon à ce que les proportions de martensite colonnaire présente dans le segment de l'entaille, représenté par une double flèche rouge, soient équivalentes au niveau du trajet de fissuration. Les proportions calculées sont de 65% et 66% pour les soudures GMAW 100 %Ar et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> respectivement.

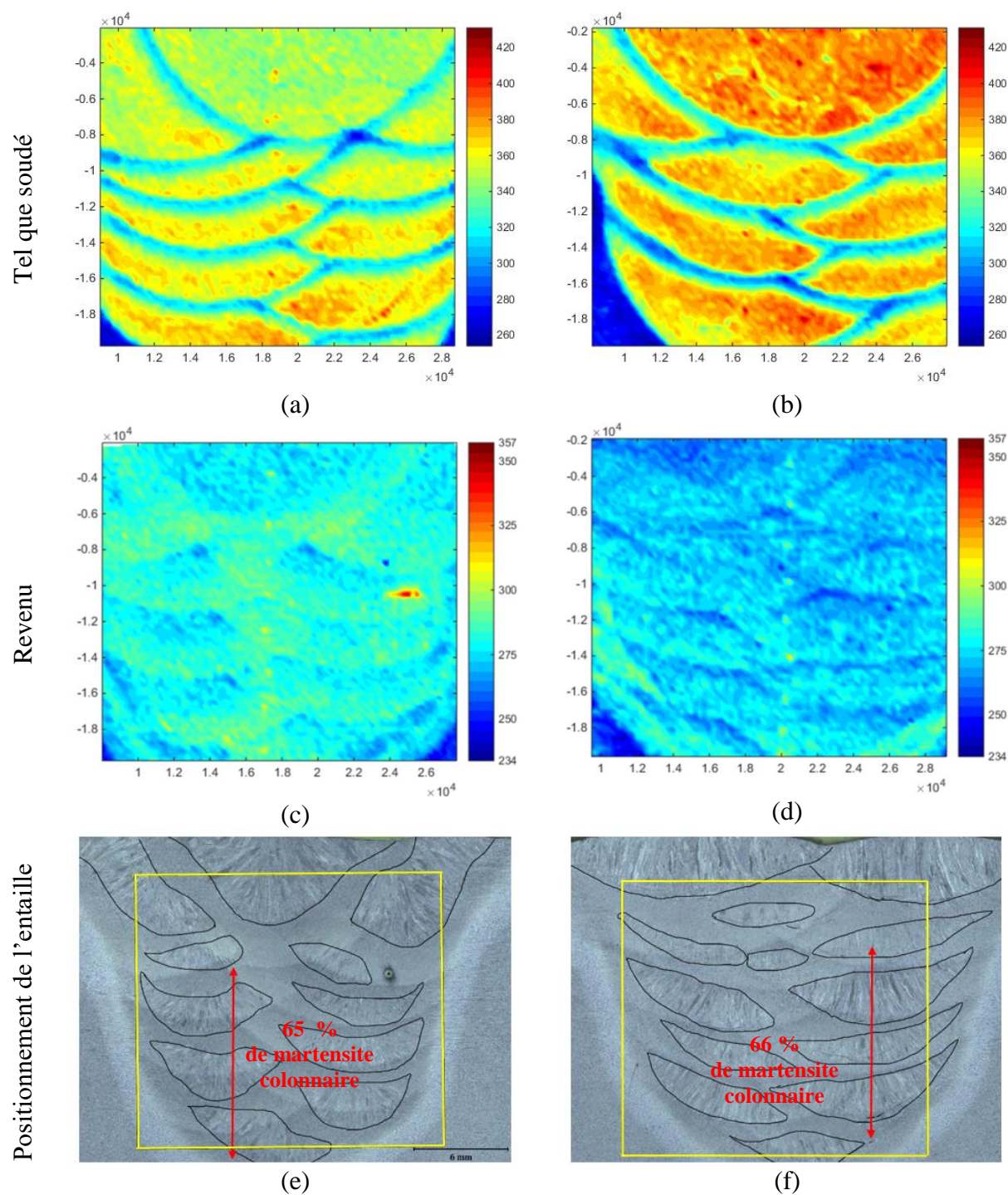


Figure 5.2: Cartographies de microdureté Vickers à l'état tel que soudé (a, b) et à l'état revenu (c,d) pour les soudures GMAW 100 %Ar et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> respectivement. (e,f) macrographies montrant les positions des entailles des éprouvettes CT dans des régions équivalentes en proportion de martensite colonnaire, 65 % et 66 % respectivement

La Figure 5.3 montre comment l'éprouvette CT est positionnée par rapport à la soudure. Le plan de la figure est perpendiculaire à la direction de propagation.

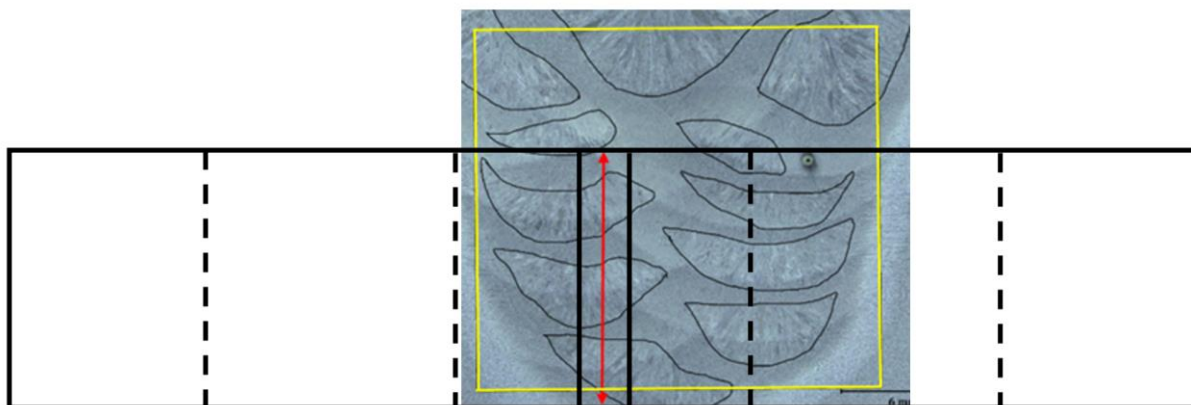


Figure 5.3: Schéma montrant le positionnement de l'éprouvette CT par rapport à la soudure

## 5.2 Résultats de propagation

Dans ce qui suit, les résultats expérimentaux issus des essais de fatigue-propagation seront présentés. Il s'agit de résultats issus des mesures visuelles de la longueur de fissure, grâce aux microscopes optiques à 10x équipés de micromètres, installés de chaque côté de l'éprouvette. Les courbes présentées ont été obtenus par une procédure à  $\Delta K$  décroissant.

### 5.2.1 Courbes a-N

Les courbes a-N de chacune des soudures sont données aux Figure 5.4 et Figure 5.5. Ces courbes donnent l'évolution de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles de sollicitation.

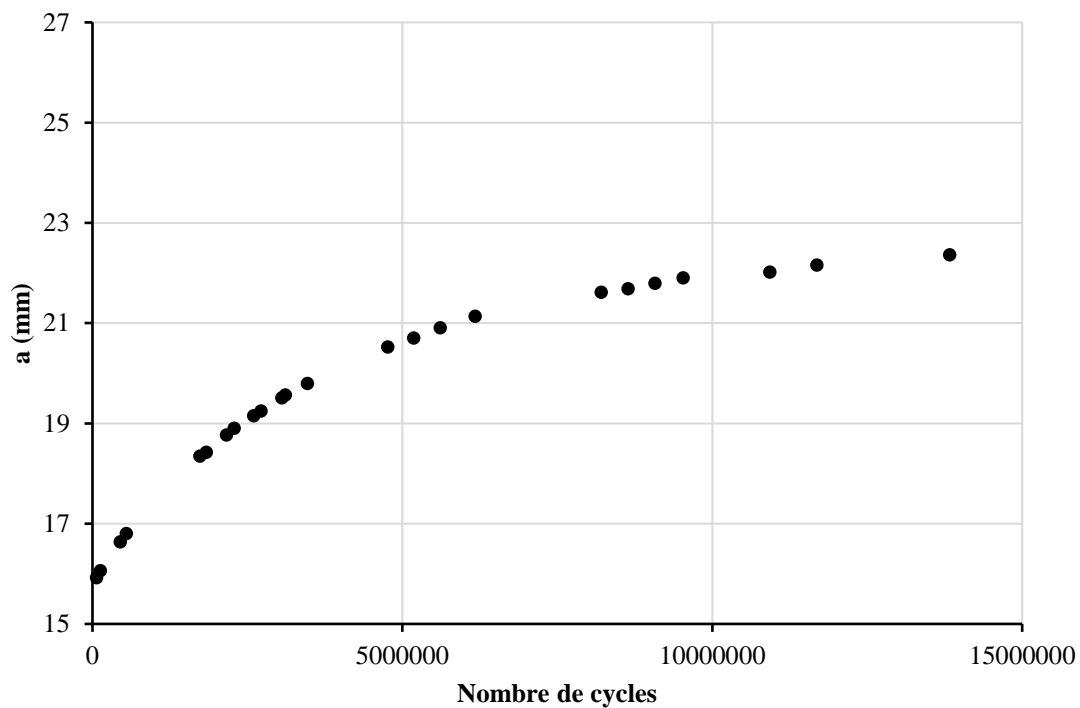


Figure 5.4: Courbe a-N de la soudure FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>

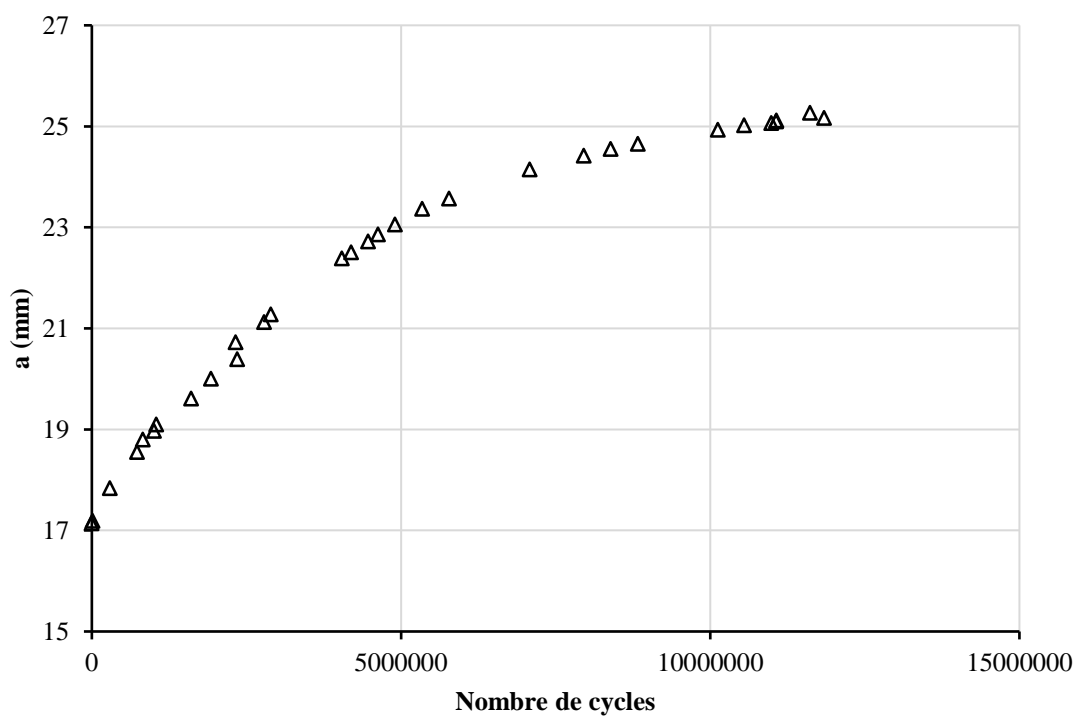


Figure 5.5: Courbe a-N de la soudure GMAW 100 %Ar

Comme il est possible de voir sur les figures, il manque des points à certains intervalles. Il s'agit de périodes où un écart entre les longueurs de fissures de chaque côté de l'éprouvette commençait à apparaître. Afin de respecter la norme ASTM E647 [25] et ne pas dépasser l'écart maximum toléré de  $0.25B$ , correspondant à  $3.18$  mm dans le cas présent, des « cales » ont été installées du côté de la fissure la plus courte, et le  $\Delta K$  a été gardé constant. Le critère adopté a été de garder cet écart inférieur à  $1$  mm, ce qui est plus conservateur que la norme utilisée.

### 5.2.2 Courbes de propagation

Les courbes de propagation  $\frac{da}{dN} = f(\Delta K)$  des deux soudures sont présentées aux Figure 5.6 et Figure 5.7 ci-dessous. Le modèle de Lantaigne et al. [6] a été utilisé pour lisser les données expérimentales. Ce modèle a été choisi car il permet de modéliser le comportement en propagation au régime du seuil. Il est représenté par l'équation suivante :

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \left[ 1 - e^{-b \left( \frac{\Delta K}{\Delta K_{th}} - 1 \right)} \right] \quad (13)$$

Où  $b$  est une constante de matériau, et  $C$  et  $m$  les paramètres de la loi de Paris.

Pour  $\Delta K \gg \Delta K_{th}$ , on a :  $\left[ 1 - e^{-b \left( \frac{\Delta K}{\Delta K_{th}} - 1 \right)} \right] \rightarrow 1$ , et l'équation ci-dessus devient équivalente à la relation de Paris. Et lorsque  $\Delta K \rightarrow \Delta K_{th}$ , on a :  $\frac{da}{dN} \rightarrow 0$  [6].

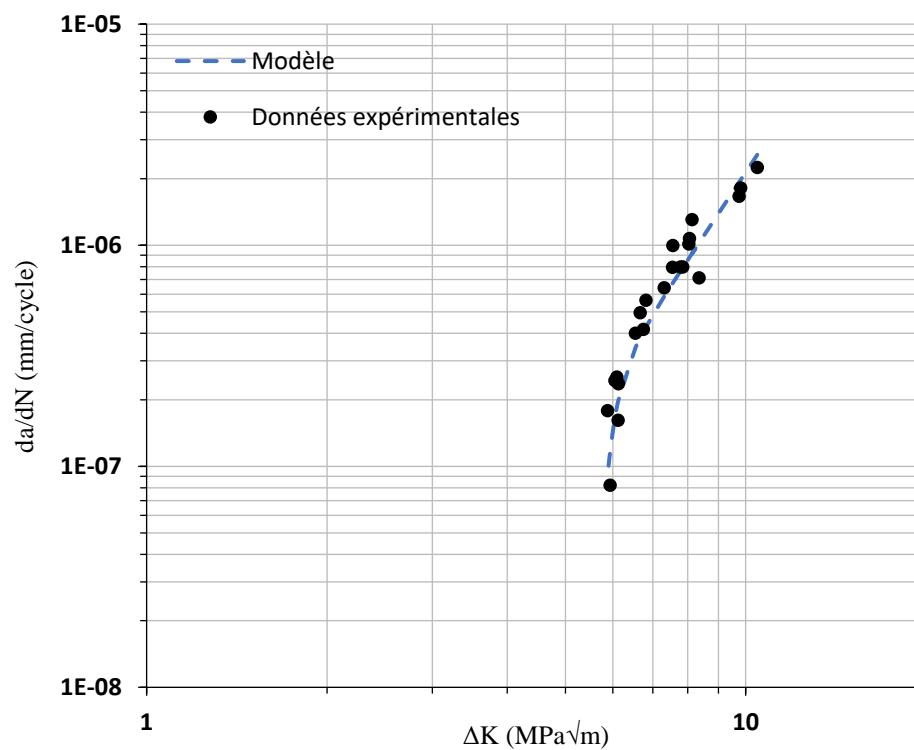


Figure 5.6: Courbe de propagation  $da/dN = f(\Delta K)$  de la soudure FCAW 75 %Ar-25 %CO<sub>2</sub>

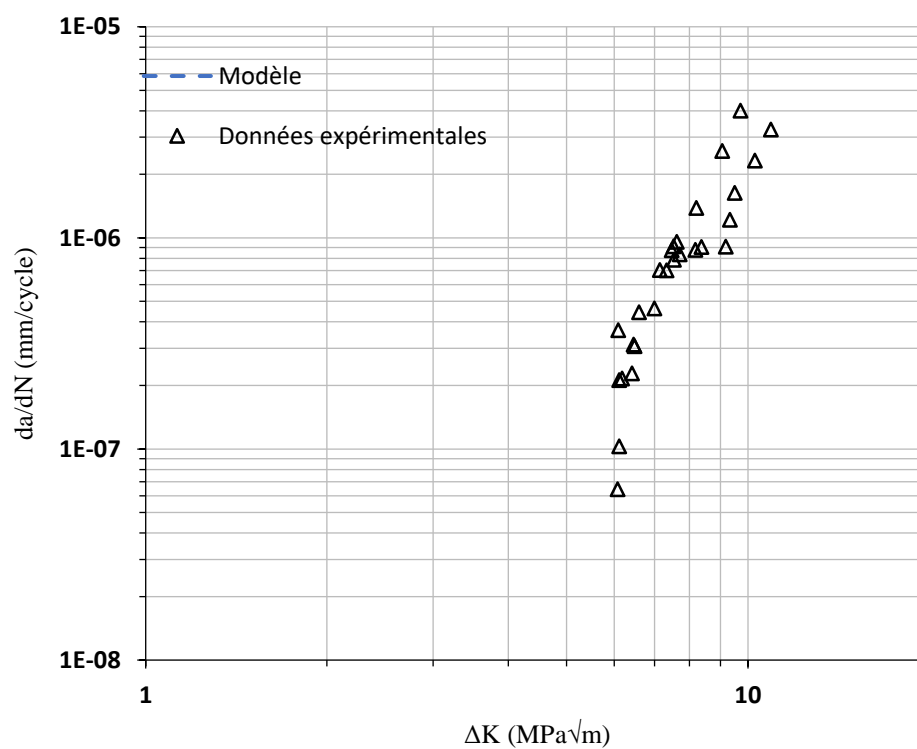


Figure 5.7: Courbe de propagation  $da/dN = f(\Delta K)$  de la soudure GMAW 100 %Ar

Le Tableau 5.1 ci-dessous donne les paramètres de modèle utilisés pour chacune des soudures étudiées :

Tableau 5.1: Paramètres du modèle

	$C \left[ \frac{\text{mm/cycle}}{(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})^m} \right]$	m	b	$\Delta K_{th} [\text{MPa}\sqrt{\text{m}}]$
GMAW 100 %Ar	$1.8 \times 10^{-10}$	4.1	17	6.11
FCAW 75 %Ar-25 %CO <sub>2</sub>	$1.7 \times 10^{-10}$	4.1	17	5.74

Ces seuils représentent les dernières valeurs de  $\Delta K$  obtenus, et pour lesquelles la vitesse de propagation a été la valeur minimale atteinte durant l'essai. Ces vitesses sont répertoriées dans le Tableau 5.2.

Tableau 5.2: Vitesses de propagation expérimentales au seuil des soudures

	da/dN (mm/cycle)	$\Delta K_{th} (\text{MPa}\sqrt{\text{m}})$
GMAW 100 %Ar	$1.03 \times 10^{-7}$	6.11
FCAW 75 %Ar-25 %CO <sub>2</sub>	$9.58 \times 10^{-8}$	5.74

Pour une meilleure vue d'ensemble des résultats obtenus, il peut être intéressant de superposer les deux courbes, tel que représenté sur la Figure 5.8. Les points des deux courbes ont pu être délimités par deux courbes limites où on peut voir que l'écart entre les deux courbes se resserre à l'approche du seuil, indiquant une plus faible dispersion des résultats.

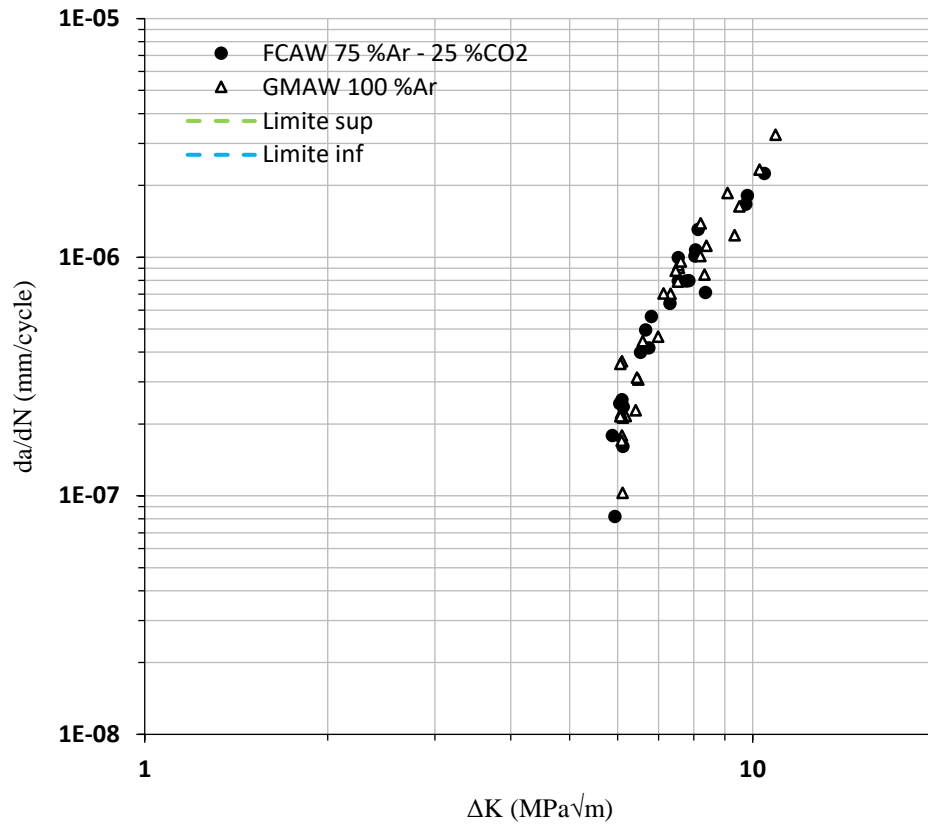


Figure 5.8: Les courbes de propagation GMAW 100 %Ar et FCAW 75 %Ar – 25 %CO2 superposées

### 5.2.3 Fractographie

La fractographie est l'étude des faciès de rupture. Elle permet d'analyser et de déterminer les mécanismes de rupture à l'échelle microscopique.

Dans le cas d'une propagation par fatigue, elle permet d'étudier le comportement de la fissure et l'interaction de celle-ci avec la microstructure, notamment les phases en présence ou les particules de seconde phase comme les précipités ou les inclusions.

Dans ce qui suit, les deux éprouvettes à différentes valeurs de  $\Delta K$  sont comparées.

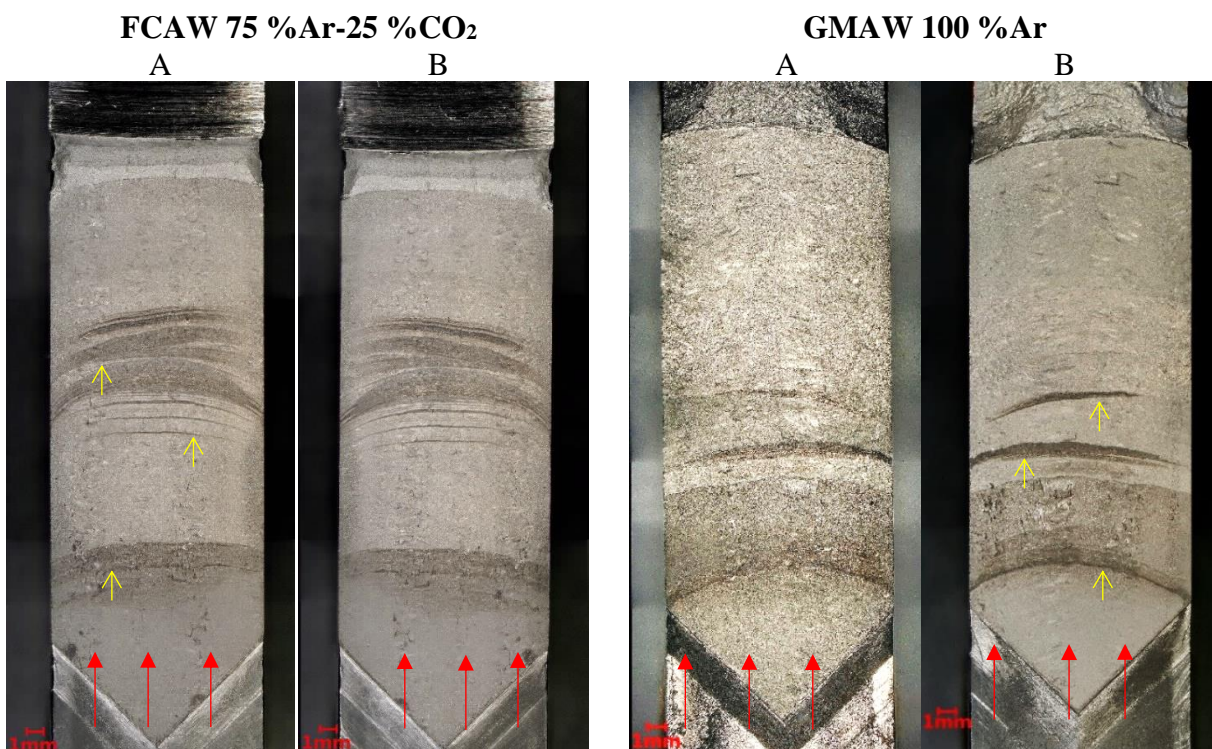
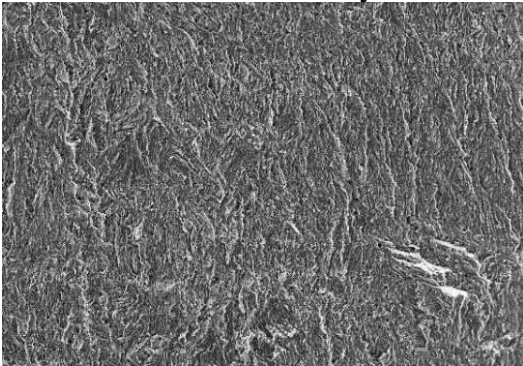
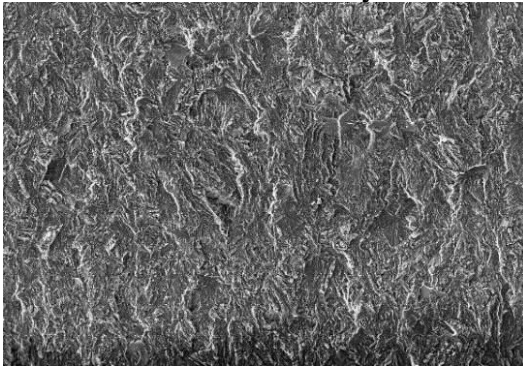
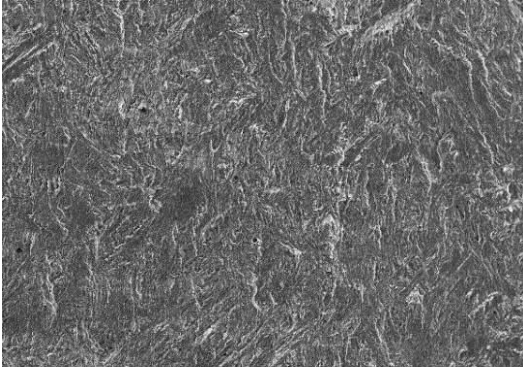
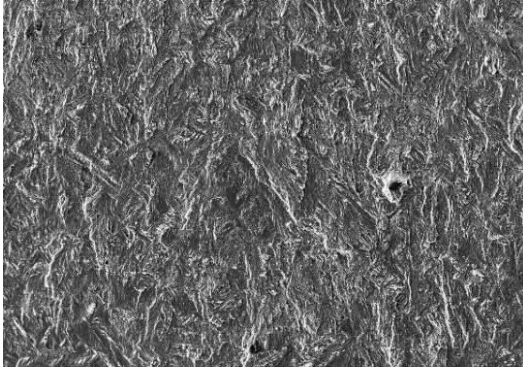
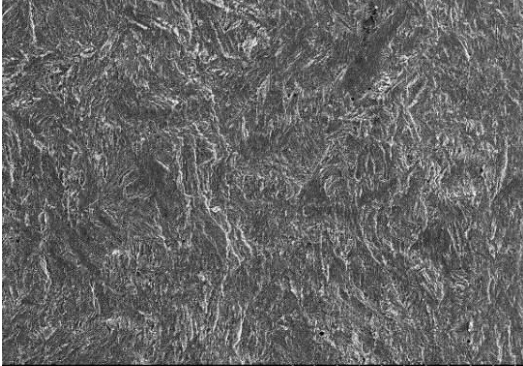
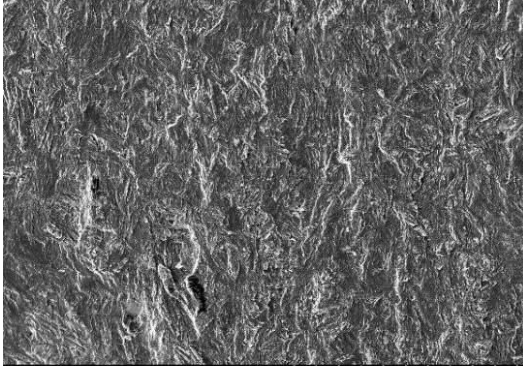


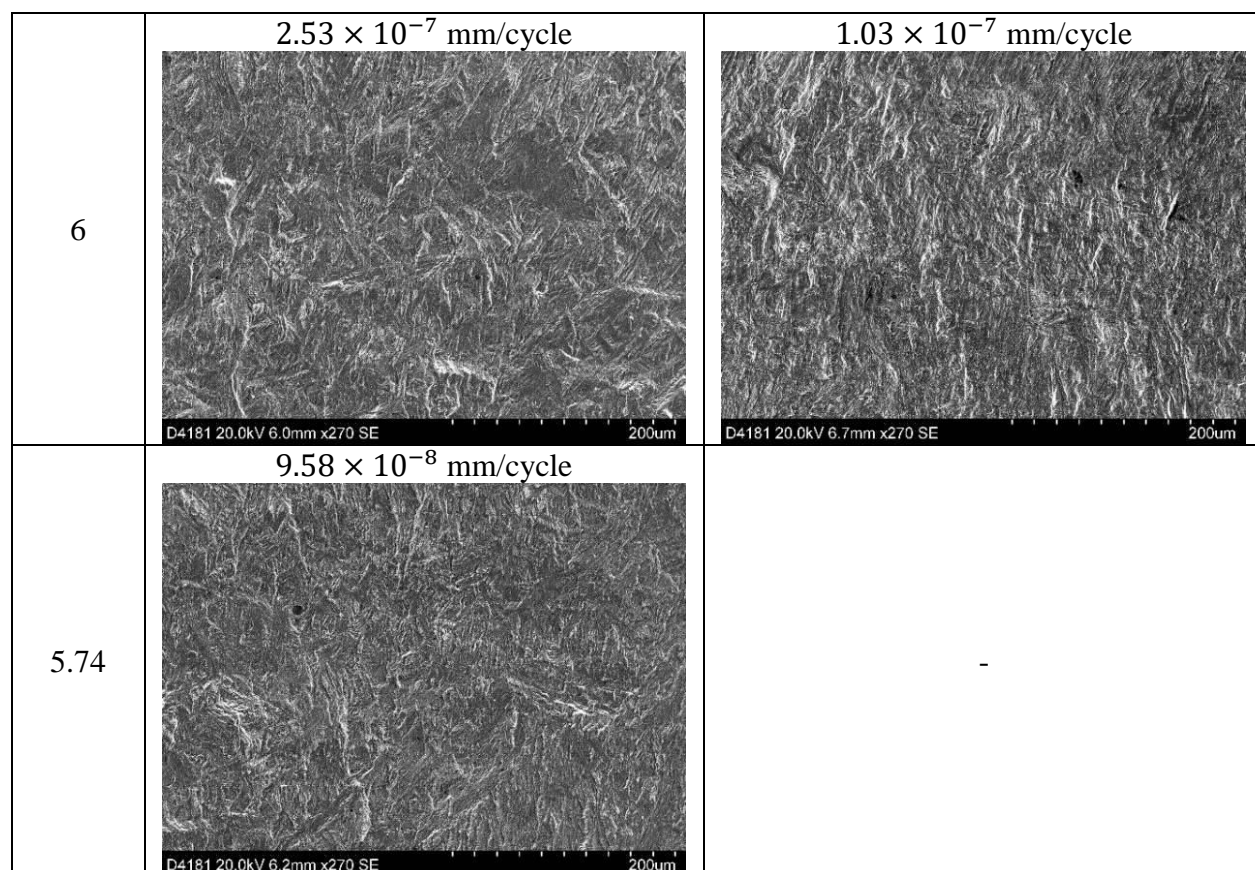
Figure 5.9: Photos macroscopiques des faciès de rupture des deux éprouvettes. Les flèches rouges indiquent les zones de martensite colonnaire, tandis que les flèches jaunes indiquent les lignes d'arrêt

En observant les faciès de rupture, on peut voir les lignes d'arrêt dont des exemples sont indiqués par des flèches jaunes sur la Figure 5.9. Il est également possible de distinguer les zones de martensite colonnaires et les zones à grains plus fins. Les zones de martensite colonnaire apparaissent sous forme de bandes le long des faciès tel qu'indiquées par les flèches rouges au bas de la figure.

Le Tableau 5.3 montre des photos capturées en microscopie électronique à balayage sur les faciès de rupture des deux éprouvettes, à différentes valeurs de  $\Delta K$ . La vitesse de propagation correspondante est également indiquée.

Tableau 5.3: Fractographies des faciès de rupture

$\Delta K$ (MPa $\sqrt{m}$ )	FCAW 75 %Ar-25 %CO <sub>2</sub>	GMAW 100 %Ar
10.5	$2.46 \times 10^{-6}$ mm/cycle  D4181 20.0kV 6.1mm x270 SE 200μm	$2.79 \times 10^{-6}$ mm/cycle  D4181 20.0kV 5.8mm x270 SE 200μm
8	$1.01 \times 10^{-6}$ mm/cycle  D4181 20.0kV 6.1mm x270 SE 200μm	$1.39 \times 10^{-6}$ mm/cycle  D4181 20.0kV 6.2mm x270 SE 200μm
7	$6.4 \times 10^{-6}$ mm/cycle  D4181 20.0kV 6.3mm x270 SE 200μm	$4.64 \times 10^{-7}$ mm/cycle  D4181 20.0kV 6.3mm x270 SE 200μm



Les observations faites ci-dessus, ne permettent pas déceler des différences fractographiques entre les deux éprouvettes, ni entre les différentes valeurs de  $\Delta K$  pour une même éprouvette. Dans tous les cas, la rupture a été transgranulaire aux  $\Delta K$  étudiés.

La Figure 5.10 montre une photo à plus fort grossissement mettant en évidence les inclusions sur les faciès de rupture de l'éprouvette FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> :

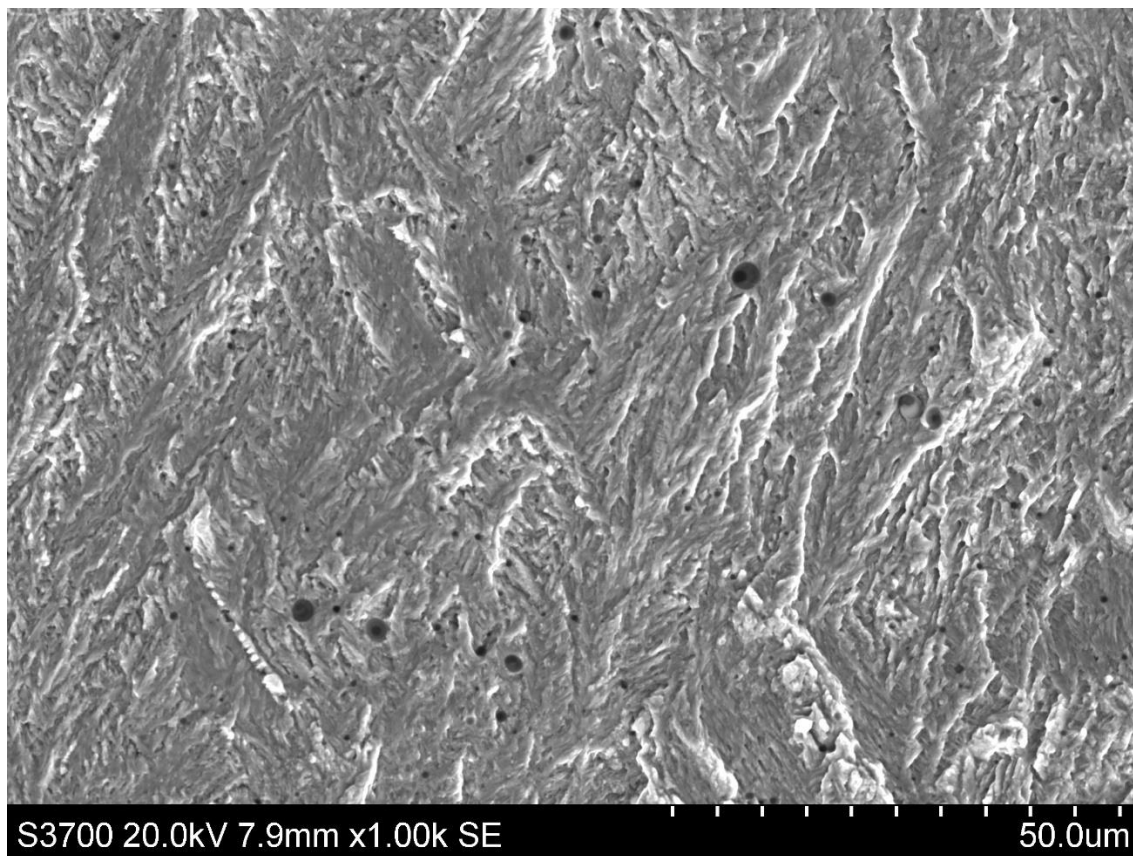
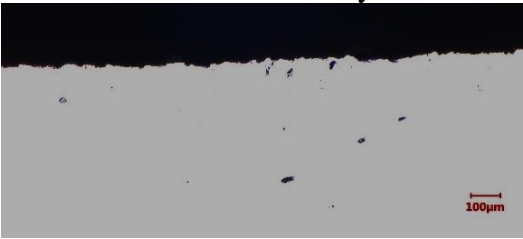

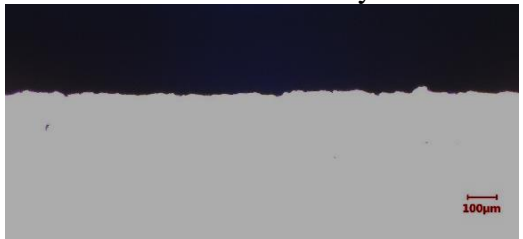

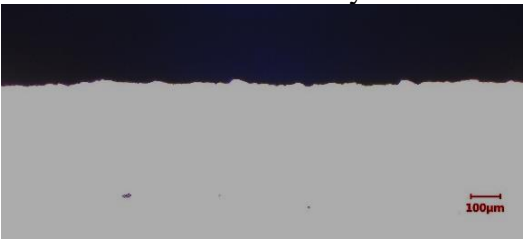
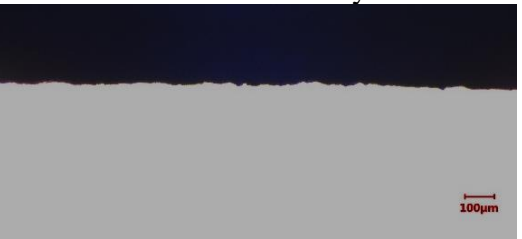
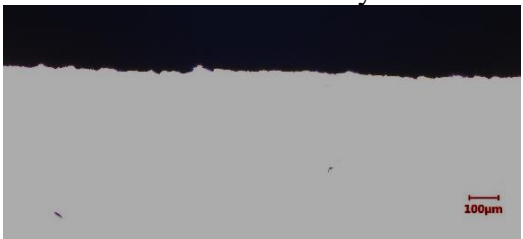
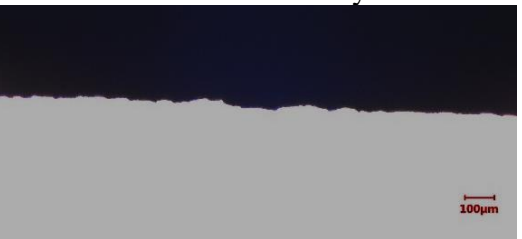
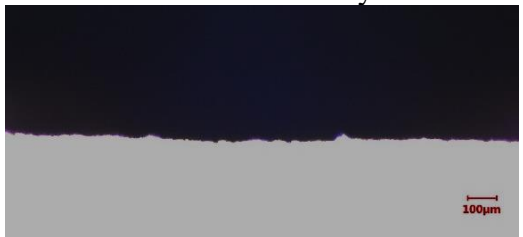


Figure 5.10: Photo capturée au MEB à 1000X sur le faciès de rupture de l'éprouvette FCAW 75 %Ar-25 %CO<sub>2</sub>. Des inclusions sont visibles sur le faciès

Le faciès ne présente pas de particularités fractographiques autour des inclusions, ainsi, la fissure ne semble pas avoir d'interaction avec les inclusions rencontrées sur son parcours.

Le Tableau 5.4 montre la tortuosité du trajet de fissuration pour les mêmes  $\Delta K$  étudiés au Tableau 5.3. L'aspect linéaire et peu tortueux des trajets de fissuration est cohérent avec la rupture transgranulaire observée. Les photos ont été prises sur le côté gauche de la moitié B pour le FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>, et le côté gauche de la moitié A pour le GMAW 100 %Ar, tel qu'indiqué à la Figure 5.9.

Tableau 5.4: Tortuosité de la fissure à différents  $\Delta K$  pour les deux éprouvettes

$\Delta K$ (MPa $\sqrt{m}$ )	FCAW 75 %Ar - 25 %CO <sub>2</sub>	GMAW 100 %Ar
10.5	$2.46 \times 10^{-6}$ mm/cycle 	$2.79 \times 10^{-6}$ mm/cycle 
8	$1.01 \times 10^{-6}$ mm/cycle 	$1.39 \times 10^{-6}$ mm/cycle 
7	$6.4 \times 10^{-6}$ mm/cycle 	$4.64 \times 10^{-7}$ mm/cycle 
6	$2.53 \times 10^{-7}$ mm/cycle 	$1.03 \times 10^{-7}$ mm/cycle 
5.5	$3.94 \times 10^{-8}$ mm/cycle 	-

Ces observations sont cohérentes avec celles de Trudel et al., ayant réalisé des essais dans les différentes zones de la soudure : le métal de base, la ZAT et la zone fondue. L'analyse

fractographique a montré l'existence de zones intergranulaires dans la ZAT et le métal de base, tandis que la propagation a été entièrement transgranulaire dans la zone fondue de la soudure [38].

### 5.3 Taille de la zone plastique et espacement inter-inclusions

Tel que mentionné au paragraphe 2.3.3.6.1, il existe une zone plastique en fond de fissure, dont la taille dépend du chargement appliqué, et de la limite d'élasticité du matériau comme en témoignent les équations ( 8 ) et ( 9 ). Cette zone constitue une région endommagée, où la fissure a tendance à se propager en suivant les maillons faibles. Sa taille est alors souvent comparée aux caractéristiques microstructurales. Ainsi, nous comparons cette taille avec l'espacement inter-inclusions, dans le but de discuter de l'effet de celles-ci sur le seuil de propagation.

Afin d'estimer l'espacement entre les inclusions, on fait l'hypothèse d'une distribution uniforme des inclusions, comme celle représentée au schéma de la Figure 5.11.

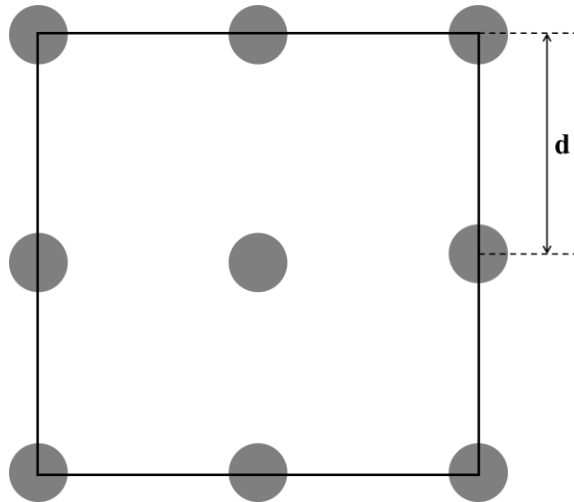


Figure 5.11: Schéma représentant une distribution uniforme d'inclusions espacées de « d »

Dans le carré ci-haut, le nombre effectif des inclusions est égal à :

$$1 + 4 \times \frac{1}{4} + 4 \times \frac{1}{2} = 4$$

Soit 4 inclusions dans une surface de  $4d^2$ , ce qui permet de déduire la densité surfacique  $D$  en fonction de l'espacement  $d$ :

$$D = \frac{4}{4d^2}$$

D'où :

$$d = \sqrt{\frac{1}{D}} \quad (14)$$

Les tailles des zones plastiques cyclique et monotone ont été calculées grâce aux équations ( 8 ) et ( 9 ), et aux limites d'élasticité déterminées à partir des essais de traction, dont les résultats sont présentés au paragraphe 4.3.6. Le Tableau 5.5 résume les caractéristiques calculées.

Tableau 5.5: Espacement inter-inclusions et tailles des zones plastiques des soudures étudiées

	Nombre d'oxydes par cm <sup>2</sup>	d (μm)	r <sub>y,m</sub> au seuil (μm)	r <sub>y,c</sub> au seuil (μm)
GMAW 100 %Ar	678 100	12.14	27.99	5.67
FCAW 75 %Ar – 25 %CO <sub>2</sub>	2 203 000	6.74	25.61	5.19

Il est à noter que l'espacement estimé dans le cas de la soudure FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>, semble cohérent avec celui observé sur la fractographie de la Figure 5.10.

## 5.4 Sommaire

Les résultats des essais de propagation réalisés sur deux soudures, GMAW 100 %Ar et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>, ayant des contenus inclusionnaires différents ont été présentés. Le but étant d'étudier l'effet du contenu inclusionnaire sur le seuil de propagation des fissures de fatigue.

L'hétérogénéité de la microstructure de soudage a été prise en compte. Ainsi, on a pris soin d'usiner des éprouvettes dont les trajets de fissurations sont équivalents en termes de martensite colonnaire, dans le but de limiter les effets microstructuraux et isoler l'effet du contenu inclusionnaire sur les seuils de propagation.

Concrètement, la soudure FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> contenait 3 fois plus d'inclusions que la soudure GMAW 100 %Ar. Les seuils obtenus ont été de 6.11 et 5.74 MPa√m pour les soudures GMAW 100 %Ar et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> respectivement, soit une amélioration de 6.45 % du seuil, résultant d'une densité d'inclusions 4 fois moins élevée. À la lumière de ces résultats, le

contenu inclusionnaire n'est pas susceptible d'avoir un effet significatif sur le seuil de propagation des soudures étudiées.

La discussion des résultats, qui sera présentée dans le chapitre suivant, tiendra compte des éléments suivants : la taille de la zone plastique et l'espacement entre les inclusions, le contenu inclusionnaire, et la proportion d'austénite reformée.

## CHAPITRE 6 DISCUSSION GÉNÉRALE

Ce chapitre constitue une discussion générale, des faits saillants et résultats obtenus sur les soudures étudiées.

En premier lieu, un sommaire des résultats obtenus est présenté sous la forme d'un tableau. Ensuite, la discussion débute par l'effet du gaz de protection de soudage sur le contenu inclusionnaire des soudures, avant de passer à l'effet du contenu inclusionnaire sur les propriétés mécaniques étudiées. Il s'agit en l'occurrence des propriétés d'impact (Charpy), de traction, et du seuil de propagation des fissures de fatigue. Enfin, les limites de l'étude sont discutées pour clore le chapitre.

### 6.1 Sommaire des résultats

Le Tableau 6.1 ci-dessous récapitule les résultats obtenus. Pour chaque soudure étudiée, on donne la densité d'oxydes, la dureté, la résilience, les propriétés de traction, et le seuil de propagation des fissures de fatigue.

Tableau 6.1: Récapitulatif des caractéristiques microstructurales et mécaniques des trois soudures étudiées

	Nombre d'oxydes par cm <sup>2</sup>	Dureté (HV10)	Taux d'austénite reformée (%)	%C	Résilience Charpy (J)	Propriétés de traction $\sigma_{e\ 0.2\%}$ (MPa) $\sigma_u$ (MPa) A (%)	$\Delta K_{th}$ (MPa $\sqrt{m}$ )
GMAW 100 %Ar	678 100	292 $\pm$ 5	21 $\pm$ 1	0.024	195 $\pm$ 11	$\sigma_{e\ 0.2\%} = 724 \pm 7$ $\sigma_u = 918 \pm 1$ A% = 21 $\pm$ 1	6.11
GMAW 85 %Ar – 15 %CO <sub>2</sub>	2 729 400	283 $\pm$ 8	25 $\pm$ 2	0.043	63 $\pm$ 4	$\sigma_{e\ 0.2\%} = 746 \pm 11$ $\sigma_u = 927 \pm 4$ A% = 19 $\pm$ 1	-
FCAW 75%Ar – 25 % CO <sub>2</sub>	2 203 000	281 $\pm$ 8	27 $\pm$ 1	0.026	66 $\pm$ 11	$\sigma_{e\ 0.2\%} = 711 \pm 32$ $\sigma_u = 864 \pm 1$ A% = 19 $\pm$ 5	5.74

## 6.2 Effet du gaz de protection de soudage

L'effet du gaz de protection de soudage, en l'occurrence la concentration en  $\text{CO}_2$ , sur le contenu inclusionnaire des soudures a pu être étudié. Les trois soudures étudiées ont été réalisées en utilisant trois mélanges de gaz de protection: 75 %Ar – 25 % $\text{CO}_2$  avec le procédé FCAW, 85 %Ar – 15 % $\text{CO}_2$  et 100 %Ar avec le procédé GMAW, de façon à produire des soudures avec des contenus inclusionnaires variés. Les inclusions en question, sont des oxydes de forme sphérique. Ceux-ci ont été observés et quantifiés dans chaque soudure par observations au MEB.

Tel que montré dans le Tableau 6.1, les trois soudures ont des contenus inclusionnaires variés, la condition GMAW 100%Ar a généré le moins d'oxydes. La procédure FCAW, qui est la procédure industrielle, a généré environ 3 fois plus d'oxydes que la procédure GMAW 100 %Ar, tandis que la procédure GMAW 85 %Ar – 15 % $\text{CO}_2$  en a généré 4 fois plus.

Alors qu'on pourrait s'attendre à avoir un contenu en oxydes plus élevé dans la soudure FCAW 75 %Ar – 25 % $\text{CO}_2$ , à cause de la concentration plus élevée en  $\text{CO}_2$  que dans la condition GMAW 85 %Ar – 15 % $\text{CO}_2$ , ce résultat peut être expliqué par la différence entre les procédés FCAW et GMAW. En effet, le premier utilise un fil fourré d'un flux, qui a comme fonction de protéger le bain de fusion de l'atmosphère. Ainsi, il y a moins d'éléments de l'atmosphère dans le bain de fusion, comme l'oxygène, ce qui résulte en une moindre quantité d'oxydes.

Le test ANOVA (Analysis of variance) a été réalisé sur les trois populations d'oxydes recensées, afin de les comparer en termes de taille. Le test a montré que les tailles des oxydes dans les trois soudures étaient équivalentes. Ainsi, les oxydes dans les trois soudures sont de tailles similaires et la seule variable d'une soudure à l'autre est la densité d'oxydes, donnée dans le Tableau 6.1 en nombre d'oxydes par  $\text{cm}^2$ .

Une fois l'étape de quantification et caractérisation des oxydes terminée, leur effet sur les propriétés mécaniques a pu être étudié, tel que discuté dans les paragraphes suivants.

### 6.3 Effet du contenu inclusionnaire sur les propriétés de résilience et de traction

Des essais Charpy ont été réalisés sur des éprouvettes extraites des trois soudures étudiées à une température de 0°C. L'énergie absorbée de la soudure GMAW 100%Ar, ayant la moindre quantité d'oxydes, a été environ 3 fois plus élevée que celle des soudures GMAW 85%Ar-15%CO<sub>2</sub> et FCAW 75%Ar-25%CO<sub>2</sub>; 195 J versus 63 J et 66 J respectivement tel que montré dans le Tableau 6.1. Un premier constat pouvant être fait est que plus il y a d'inclusions, plus faible est l'énergie absorbée.

Ces observations sont cohérentes avec l'étude de Foroozmehr [23] dans laquelle le CA6NM et le UNS S41500, qui est la version laminée du CA6NM, ont été étudiés. Les inclusions ont été quantifiées dans les deux matériaux, et ont été trouvées plus grosses et plus nombreuses dans le CA6NM, résultant en des propriétés de résilience inférieures. La Figure 6.1 donne les résultats de cette étude tels que rapportés par Foroozmehr. Pour des fins de comparaison, les résultats obtenus sur les soudures étudiées ont été superposés à ceux du CA6NM et acier 415. Comme on peut voir sur le graphique, la soudure GMAW 100%Ar se situe au même niveau que l'acier 415 et dépasse le métal de base CA6NM en termes d'énergie absorbée, tandis que les deux autres soudures ont les énergies absorbées les plus basses parmi les matériaux comparés.

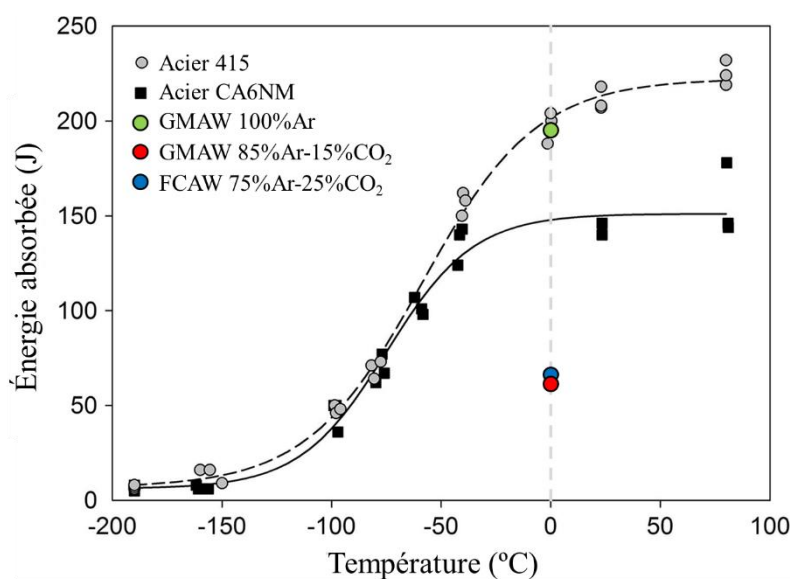


Figure 6.1: Énergie absorbée en fonction de la température pour les aciers CA6NM et 415, comparées avec les résultats obtenus sur les soudures à 0°C, adaptée de [23]

L'effet des inclusions sur les propriétés d'impact a été discuté comme suit : lorsque plus d'inclusions sont présentes dans le matériau, cela accroît les sites d'amorçage de microcavités, impliquant un stade de croissance moins important, et par conséquent, une rupture moins énergivore. À l'inverse, dans le cas d'une faible quantité d'inclusions, il existe moins de sites d'amorçage de microcavités. La rupture nécessite alors un stade de croissance plus important, nécessitant plus d'énergie. L'importance relative des stades de germination et de croissance des microcavités, permet ainsi de rationaliser l'effet des inclusions sur les propriétés d'impact des soudures étudiées.

Des essais de traction ont également été réalisés sur les trois conditions de soudage étudiées. Malgré les contenus inclusionnaires différents, les résultats obtenus sur les trois conditions de soudage ne varient que légèrement. Les points de discussion ayant permis de rationaliser les différences observées sont les suivants : d'abord le contenu en carbone, ensuite, le taux d'austénite reformée, et enfin, le contenu inclusionnaire. Des effets compensatoires ont pu être observés.

## **6.4 Effet du contenu inclusionnaire sur le seuil de propagation des fissures de fatigue**

Les soudures FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> et GMAW 100 %Ar ont été testées en fatigue-propagation dans le but de comparer les seuils de propagation dans deux soudures ayant des contenus inclusionnaires différents.

Un traitement thermique post-soudage de revenu de 20 heures à 600°C, a été appliqué sur les plaques soudées. Ce traitement a permis de créer de l'austénite reformée, 27 % et 21 % dans les soudures FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> et GMAW 100 %Ar respectivement. Le revenu a également permis de relâcher les contraintes résiduelles de soudage, pouvant avoir un effet significatif sur les propriétés de résistance à la propagation des fissures de fatigue.

Afin de s'affranchir des effets microstructuraux et isoler les effets des oxydes, une étape de caractérisation s'est avérée nécessaire avant l'usinage des éprouvettes de fatigue. Il a fallu s'assurer que les trajets de fissurations des deux soudures, soient dans des champs microstructuraux équivalents.

En effet, la microstructure de soudage des aciers 13 %Cr – 4 %Ni est complexe et hétérogène. On y trouve des zones de martensite colonnaire, de microstructure grossière, séparées par des ZAT

caractérisées par des grains plus fins. La stratégie a été de positionner l'entaille de fatigue de façon à avoir des proportions de martensite colonnaire équivalentes dans chacune des éprouvettes. Les proportions calculées étaient de 65 % et 66 % dans le GMAW 100 %Ar et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> respectivement.

Les seuils de propagation obtenus ont été de 5.74 et 6.11 MPa√m pour les soudures FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> et GMAW 100 %Ar respectivement. Ainsi, le GMAW 100 %Ar donnerait une amélioration du seuil de 6.45 % par rapport au FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>. Étant donné qu'un seul essai par condition de soudage a été réalisé, il n'est pas possible d'évaluer la dispersion des résultats afin de déterminer si cet écart est significatif.

Afin d'analyser ces résultats, il faut tenir compte des différents facteurs pouvant influencer le comportement en propagation des soudures étudiées. Parmi ces facteurs, le taux d'austénite reformée, qui a été étudié par Jocelin Chaix [40] sur le seuil de propagation des fissures de fatigue dans le métal de base CA6NM. Les résultats ont montré que le seuil de propagation augmentait avec le taux d'austénite reformée. En effet, et tel qu'étudié par Thibault et al. [39], l'austénite reformée se transforme en martensite par effet TRIP pendant la propagation. Étant donné que la transformation de l'austénite en martensite est accompagnée d'une expansion volumique, des effets de fermeture importants surviennent lors de la propagation des fissures, induisant une amélioration de la résistance à la propagation des fissures de fatigue.

Le Tableau 6.2 résume quelques résultats de l'étude de J. Chaix, on y a ajouté les résultats obtenus sur les soudures étudiées pour des fins de comparaison.

Tableau 6.2: Comparaison des résultats obtenus avec les travaux de Jocelin Chaix sur le métal de base CA6NM [40]

	Métal de base CA6NM				Soudure 410NiMo	
					FCAW 75 %Ar – 25 %CO <sub>2</sub>	GMAW 100 %Ar
Traitement thermique	550°C 2h	600°C 2h	610°C 8h	620°C 8h	600°C 20h	
% d'austénite reformée	2	3.5	14.5	14.5	27.1	20.5
$\Delta K_{th}$ (MPa $\sqrt{m}$ )	3.75	3.64	4.40	4.56	5.74	6.11

Il est intéressant de voir, que les seuils obtenus dans les soudures étudiées sont supérieurs à ceux obtenus sur le métal de base. En effet, la zone fondue est souvent caractérisée par une plus faible résistance à la propagation des fissures de fatigue. Ainsi, cette étude aurait démontré qu'une proportion importante d'austénite reformée, améliorerait de façon significative la résistance à la propagation des fissures de fatigue, plus spécifiquement, ici, le seuil de propagation.

Il faut également noter que l'écart des taux d'austénite entre les deux soudures, n'est pas négligeable. En effet, la soudure FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> a un taux 30 % plus élevé environ. Il est donc possible que ce taux d'austénite plus élevé ait compensé l'effet du taux inclusionnaire. Une extrapolation basée sur une régression linéaire appliquée sur les résultats obtenus par J. Chaix, du seuil de propagation en fonction du taux d'austénite, donne  $\Delta K_{th} = 5.30 \text{ MPa}\sqrt{m}$  pour la soudure FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>, et  $\Delta K_{th} = 4.87 \text{ MPa}\sqrt{m}$  pour la soudure GMAW 100 %Ar, soit un écart de  $0.43 \text{ MPa}\sqrt{m}$ . Il faut cependant garder à l'esprit que ce calcul est basé sur des résultats obtenus sur le métal de base. Quant à la variabilité, celle-ci n'a pas pu être évaluée car un seul essai par soudure a été réalisé. Cependant, dans les travaux réalisés par Chaix [40], on trouve deux conditions dupliquées ayant donné des seuils de  $3.58$  et  $3.70 \text{ MPa}\sqrt{m}$  pour la condition au taux d'austénite de 3.5 % et  $4.55$  et  $4.57 \text{ MPa}\sqrt{m}$  pour la condition au taux d'austénite de 14.5 %, soit des écarts relatifs de 3.35 % et 0.44 % pour les deux conditions respectivement. L'écart relatif entre les seuils de propagation dans les deux soudures étudiées est de 6.45 %, ce qui est plus élevé

que les écarts calculés sur le métal de base, mais à cause de la microstructure de soudage plus hétérogène, on peut s'attendre à une plus forte variabilité des résultats.

Une autre façon de rationaliser l'effet des inclusions sur la propagation des fissures de fatigue, est de comparer la taille de la zone plastique en bout de fissure à l'espacement inter-inclusions. Ce dernier a été estimé à 12.14 et 6.74  $\mu\text{m}$  dans les soudures GMAW 100 %Ar et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> respectivement, et sont donc tous les deux supérieurs à la taille de la zone plastique cyclique au niveau du seuil.

Soit le cas où deux inclusions se trouveraient dans la zone plastique en avant de la fissure. Tel que discuté dans la revue de littérature sur l'effet des inclusions sur la propagation de fissures, un scénario possible est le suivant : il y a décohéssion entre les inclusions et la matrice, conduisant à une concentration de contrainte et amorçage de microfissures au niveau des interfaces, tel qu'illustré à la Figure 6.2.

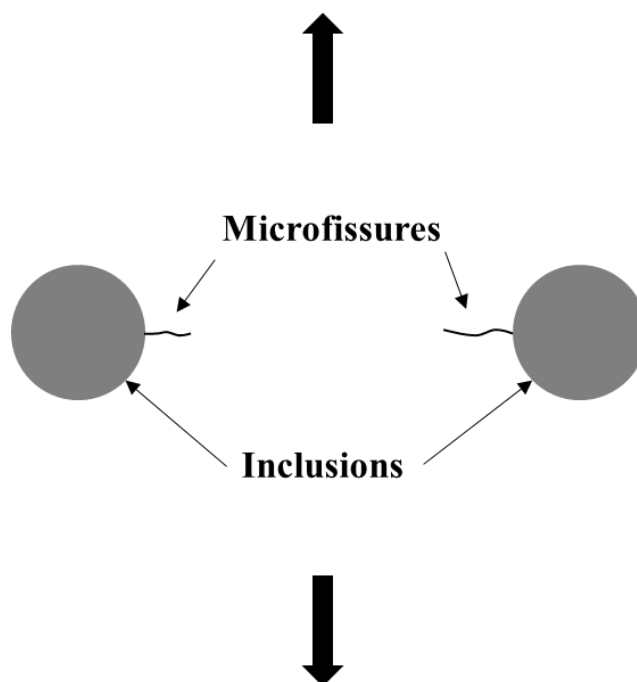


Figure 6.2: Schéma montrant l'amorçage de microfissures au niveau des interfaces entre les inclusions et la matrice

Si les deux microfissures se rejoignent, le résultat est une accélération de la vitesse d'avancement de la fissure. En revanche, si l'espacement entre les inclusions est supérieur à la taille de la zone plastique, cet effet n'a pas lieu.

Ainsi, vu que l'espacement inter-inclusions est supérieur à la taille de la zone plastique cyclique dans chacune des deux soudures, une accélération de la vitesse de propagation par un mécanisme de jonction de fissures qui se rejoignent est peu probable.

Ceci a pu être confirmé par les observations fractographiques où aucune interaction entre les inclusions et le front de fissuration n'a été observée. Les faciès ont révélé une rupture 100% transgranulaire, et les observations perpendiculairement au plan de fissuration ont montré que la fissure s'est propagée de façon linéaire et peu tortueuse, ce qui est d'un côté cohérent avec la rupture transgranulaire, et montre que les inclusions n'auraient vraisemblablement pas influencé la trajectoire de la fissure, par des bifurcations par exemple.

À la lumière des résultats obtenus et des points discutés, le contenu inclusionnaire n'aurait pas d'effet apparent sur le seuil de propagation des fissures de fatigue dans les soudures étudiées. La différence de 6 % entre les deux seuils obtenus, ne semble pas expliquer la variation du contenu inclusionnaire d'un facteur 3.

## 6.5 Limites de l'étude

Les principales limites de l'étude présentée dans ce mémoire peuvent être résumées dans les points ci-dessous :

- Les oxydes ont été quantifiés et observés sur des préparations métallographiques à l'état poli. Les distributions obtenues sont ainsi des distributions 2D, et ne reflètent pas la distribution volumique des inclusions dans les soudures étudiées.
- L'hypothèse de l'équivalence des microstructures n'a pas pu être vérifiée quantitativement. La stratégie a été de choisir les paramètres de soudage de façon à réaliser les trois conditions avec des énergies de soudage équivalentes, afin que les températures impliquées soient équivalentes, ainsi que les microstructures qui en résultent. Ce point pourrait être validé en menant une caractérisation microstructurale plus complète et approfondie, notamment sur la taille et orientation des grains via des cartographies EBSD par exemple.
- Les effets de fermeture n'ont pas pu être étudiés, ce qui aurait été intéressant pour comparer les résultats vu la différence des proportions d'austénite reformée. Il aurait été intéressant de

vérifier l'effet TRIP également, en mesurant les proportions d'austénite sur les faciès de rupture.

- Seulement un essai de fatigue-propagation par condition de soudage a été réalisé, ce qui n'a pas permis d'évaluer la dispersion des résultats. Une piste serait de multiplier les essais pour différents contenus inclusionnaires afin d'avoir une meilleure statistique.
- Alors que le contenu inclusionnaire était la variable avec la plus forte variation, d'autres facteurs pouvant influencer les résultats, tel que le taux d'austénite, variait d'une soudure à l'autre. Il serait donc intéressant d'étudier également, l'effet du taux d'austénite sur les propriétés de fatigue propagation des soudures étudiées.

## CHAPITRE 7 CONCLUSIONS ET RECOMMANDATIONS

Le but du travail présenté dans ce mémoire a été d'étudier l'effet d'un type de discontinuité de soudage, les inclusions sous forme d'oxydes, sur le seuil de propagation des fissures de fatigue, dans des soudures en acier inoxydable martensitique 13 %Cr – 4 %Ni. En plus des essais de fatigue-propagation au seuil, des essais supplémentaires ont été réalisés, dans le but d'une caractérisation plus complète des matériaux étudiés. Il s'agit principalement de cartographies de microdureté, d'essais de résilience (Charpy) et d'essais de traction.

Afin de faire varier le contenu inclusionnaire dans les soudures, la stratégie a été de réaliser les soudures avec différents mélanges de gaz de protection de soudage, en faisant varier le pourcentage de CO<sub>2</sub>. Les trois soudures suivantes ont été réalisées : GMAW 100 %Ar, GMAW 85 %Ar – 15 %CO<sub>2</sub>, et FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>.

Les propriétés de traction mesurées n'ont varié que légèrement dans les soudures étudiées, cependant, l'effet des inclusions a été notable sur les propriétés de résilience. La soudure à faible contenu inclusionnaire, GMAW 100%Ar, a montré une énergie absorbée 3 fois plus élevée que les deux autres soudures, ce qui implique un effet sur la ténacité.

Les essais de fatigue-propagation, ont montré quant à eux, une amélioration du seuil de propagation de 6.45 % pour un contenu inclusionnaire 3 fois plus faible. La conclusion du travail est que le contenu inclusionnaire n'a pas d'effet apparent sur les soudures étudiées.

L'étude a également pu démontrer que deux matériaux ayant des résiliences Charpy significativement différentes, d'un facteur 3 dans le cas présent, pour les soudures FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub> par le GMAW 100 %Ar, ont des seuils de propagation très peu différents.

À la lumière des résultats obtenus, le partenaire industriel peut conserver la procédure actuelle de soudage, FCAW 75 %Ar – 25 %CO<sub>2</sub>, car la réduction du contenu inclusionnaire n'a pas amélioré de façon significative la propriété d'intérêt, qui est le seuil de propagation des fissures de fatigue. Il serait plus pertinent pour le partenaire industriel d'intégrer le traitement thermique post-soudage aux procédures de réparation par soudage, i. En effet, l'étude a pu démontrer qu'un traitement thermique prolongé permet de créer une quantité élevée d'austénite reformée (plus de 20%), donnant des soudures avec des seuils de propagation plus élevés que le métal de base.

## BIBLIOGRAPHIE

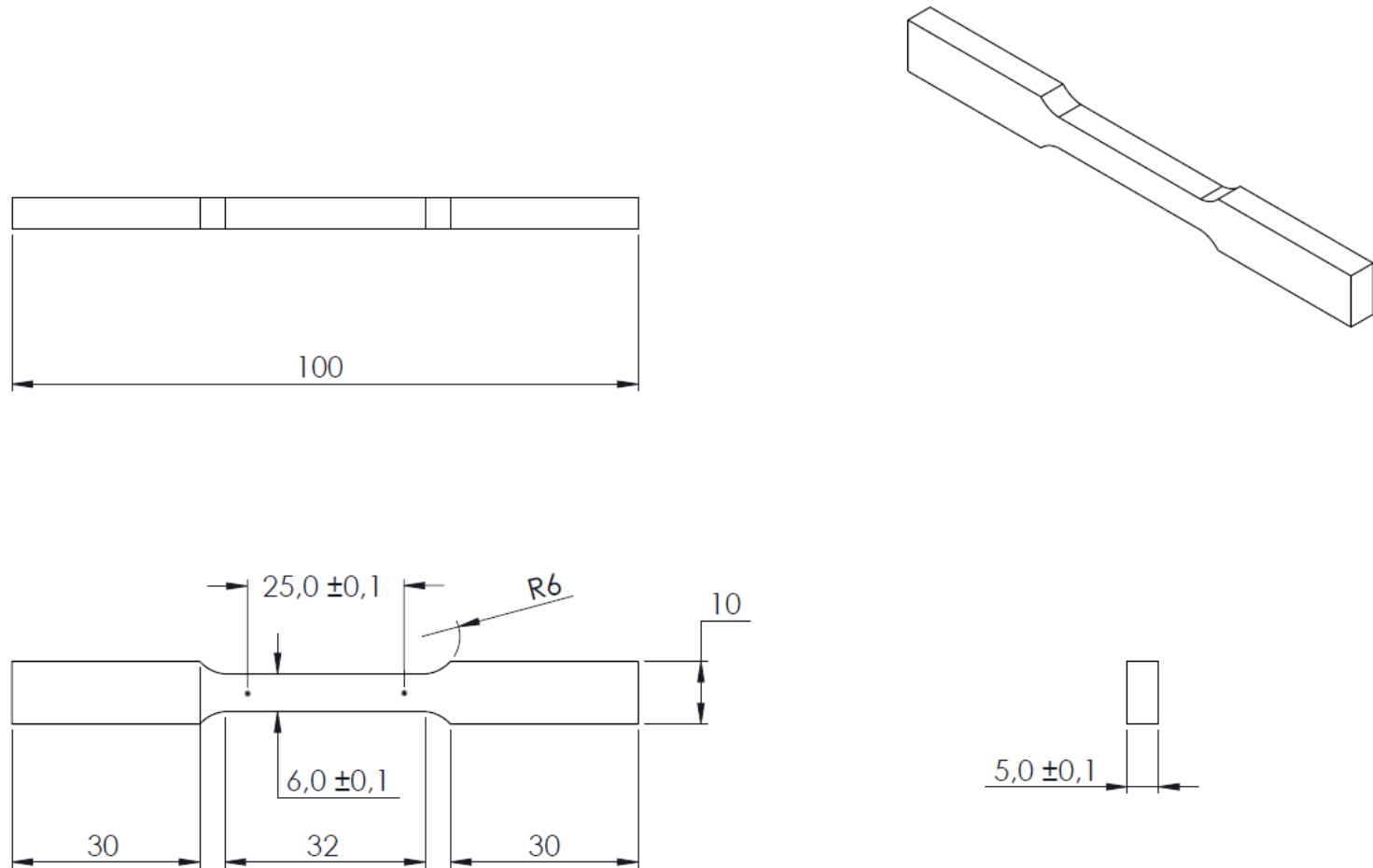
- [1] Z. Chaudhari and S. Godin, "Effet de la concentration en CO<sub>2</sub> du gaz de protection sur les propriétés de soudures faites d'acier 410NiMo," Institut de Recherche d'Hydro-Québec 2014.
- [2] J. C. Lippold and D. J. Kotecki, *Welding Metallurgy and weldability of stainless steels*. Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, Inc., 2005.
- [3] P. D. Bilmes, M. Solari, and C. L. Llorente, "Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr-NiMo martensitic steel weld metals," (in English), *Materials Characterization*, vol. 46, no. 4, pp. 285-296, 2001.
- [4] S. Godin, "Effet d'un enrichissement en nickel sur la stabilité mécanique de l'austénite de réversion lorsque soumise à de la fatigue oligocyclique " M. Eng, École de Technologie Supérieure, Montréal, 2014.
- [5] H. Kitahara, R. Ueji, N. Tsuji, and Y. Minamino, "Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel," *Acta Materialia*, vol. 54, no. 5, pp. 1279-1288, 2006.
- [6] J. Lanteigne, M. Sabourin, T. Bui-Quoc, and D. Julien, "The characteristics of the steels used in hydraulic turbine runners," in *IAHR 24th symposium on hydraulic machinery and systems, Foz Do Iguassu, Brazil*, 2008.
- [7] E. Folkhard, *Welding Metallurgy of Stainless Steels*, 1 ed. Springer-Verlag Wien, 1988, p. 279.
- [8] Y. Song, X. Li, L. Rong, and Y. Li, "The influence of tempering temperature on the reversed austenite formation and tensile properties in Fe–13% Cr–4% Ni–Mo low carbon martensite stainless steels," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, no. 12, pp. 4075-4079, 2011.
- [9] N. Nakada, T. Tsuchiyama, S. Takaki, and N. Miyano, "Temperature dependence of austenite nucleation behavior from lath martensite," *ISIJ international*, vol. 51, no. 2, pp. 299-304, 2011.
- [10] P. Bilmes, C. Llorente, and J. Perez Ipina, "Toughness and microstructure of 13Cr4NiMo high-strength steel welds," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 9, no. 6, pp. 609-615, 2000.
- [11] R. Singh, *Applied welding engineering: processes, codes, and standards*. Butterworth-Heinemann, 2015.
- [12] D. Gery, H. Long, and P. Maropoulos, "Effects of welding speed, energy input and heat source distribution on temperature variations in butt joint welding," *Journal of materials processing technology*, vol. 167, no. 2, pp. 393-401, 2005.
- [13] K. Weman, *Welding processes handbook*. Elsevier, 2011.
- [14] B. Bauer, S. Kralj, Z. Kožuh, and L. Dorn, "Effects of type of shielding gas upon local mechanical properties of laser welded joint in heat-treatable steel," *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, vol. 42, no. 8, pp. 718-726, 2011.

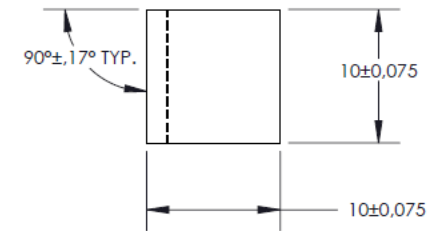
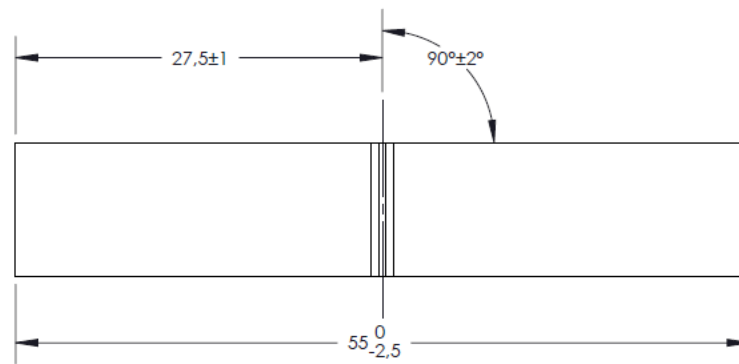
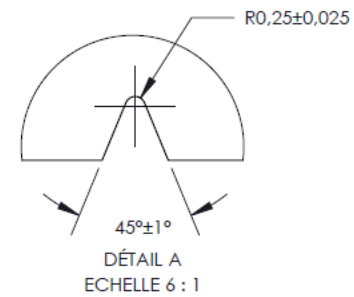
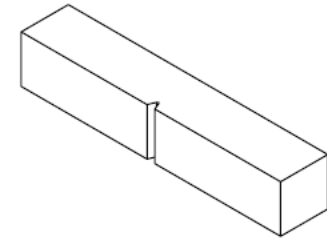
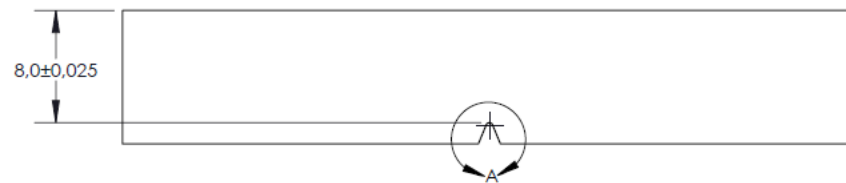
- [15] M. M. Amrei, y. Verreman, F. Bridier, and D. Thibault, Bocher Philippe, "Microstructure Characterization of Single and Multipass 13Cr4Ni Steel Welded Joints " *Metallogrpahy, Microstructure, and Analysis*, vol. 4, no. 3, pp. 207-218, 2015.
- [16] M. M. Amrei, H. Monajati, D. Thibault, Y. Verreman, L. Germain, and P. Bocher, "Microstructure characterization and hardness distribution of 13Cr4Ni multipass weld metal," (in English), *Materials Characterization*, vol. 111, pp. 128-136, Jan 2016.
- [17] G. N. Haidemenopoulos, "Dispersed-phase transformation toughening in ultrahigh-strength steels," Massachusetts Institute of Technology, 1988.
- [18] J. LU, "Traitements de surface mécaniques Principes," *Techniques de l'ingénieur. Matériaux métalliques*, no. M1190, 2006.
- [19] D. Thibault, P. Bocher, and M. Thomas, "Residual stress and microstructure in welds of 13% Cr–4% Ni martensitic stainless steel," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, no. 4, pp. 2195-2202, 2009.
- [20] A. Trudel, M. Sabourin, M. Lévesque, and M. Brochu, "Fatigue crack growth in the heat affected zone of a hydraulic turbine runner weld," *International Journal of Fatigue*, vol. 66, pp. 39-46, 2014.
- [21] Y. Song, D. Ping, F. Yin, X. Li, and Y. Li, "Microstructural evolution and low temperature impact toughness of a Fe–13% Cr–4% Ni–Mo martensitic stainless steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 527, no. 3, pp. 614-618, 2010.
- [22] P. Wang, S. P. Lu, N. M. Xiao, D. Z. Li, and Y. Y. Li, "Effect of delta ferrite on impact properties of low carbon 13Cr-4Ni martensitic stainless steel," (in English), *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, vol. 527, no. 13-14, pp. 3210-3216, May 25 2010.
- [23] F. Foroozmehr, Y. Verreman, J. Chen, D. Thibault, and P. Bocher, "Effect of inclusions on fracture behavior of cast and wrought 13% Cr-4% Ni martensitic stainless steels," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 175, pp. 262-278, 2017.
- [24] P. Paris, M. Gomez, and W. Anderson, "The trend in engineering," *University of Washington*, vol. 13, no. 1, 1961.
- [25] ASTM, "ASTM E647-15e1 Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates," ASTM International, 2015,
- [26] D. Thibault, M. Gagnon, and S. Godin, "Bridging the gap between metallurgy and fatigue reliability of hydraulic turbine runners," in *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*, 2014, vol. 22, no. 1, p. 012019: IOP Publishing.
- [27] U. Zerbst, M. Schödel, and H. T. Beier, "Parameters affecting the damage tolerance behaviour of railway axles," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 78, no. 5, pp. 793-809, 2011.
- [28] D. Taylor, *Fatigue thresholds*. Butterworth-Heinemann, 1989.
- [29] U. Zerbst, M. Vormwald, R. Pippan, H.-P. Gaenser, C. Sarrazin-Baudoux, and M. Madia, "About the fatigue crack propagation threshold of metals as a design criterion—a review," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 153, pp. 190-243, 2016.

- [30] S. Matsuoka, S. Nishijima, C. Masuda, and S. Ohtsubo, "Near-threshold fatigue crack growth behaviors in air at room temperature for various stainless steels," in *ICF6, New Delhi (India) 1984*, 1984.
- [31] A. Ohta, E. Sasaki, M. Nihei, M. Kosuge, M. Kanao, and M. Inagaki, "Fatigue crack propagation rates and threshold stress intensity factors for welded joints of HT80 steel at several stress ratios," *International Journal of Fatigue*, vol. 4, no. 4, pp. 233-237, 1982.
- [32] P. A. Deschênes, J. Lantaigne, Y. Verreman, D. Paquet, J. B. Lévesque, and M. Brochu, "A new experimental method to study the influence of welding residual stresses on fatigue crack propagation," *International Journal of Fatigue*, vol. 100, pp. 444-452, 2017/07/01/2017.
- [33] H. Tada, P. Paris, and G. Irwin, "The Stress Analysis of Cracks Handbook (American Society of Mechanical Engineers, New York, 2000)," *Google Scholar*.
- [34] Y. Nakai, K. Tanaka, and T. Nakanishi, "The effects of stress ratio and grain size on near-threshold fatigue crack propagation in low-carbon steel," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 15, no. 3-4, pp. 291-302, 1981.
- [35] G. Gray, J. Williams, and A. Thompson, "Roughness-induced crack closure: an explanation for microstructurally sensitive fatigue crack growth," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 14, no. 2, pp. 421-433, 1983.
- [36] S. Suresh, "Crack deflection: implications for the growth of long and short fatigue cracks," *Metallurgical Transactions A*, vol. 14, no. 11, pp. 2375-2385, 1983.
- [37] R. Pippan, "The effective threshold of fatigue crack propagation in aluminium alloys. I. The influence of yield stress and chemical composition," *Philosophical Magazine A*, vol. 77, no. 4, pp. 861-873, 1998.
- [38] A. Trudel, M. Lévesque, and M. Brochu, "Microstructural effects on the fatigue crack growth resistance of a stainless steel CA6NM weld," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 115, pp. 60-72, 2014.
- [39] D. Thibault, P. Bocher, M. Thomas, J. Lantaigne, P. Hovington, and P. Robichaud, "Reformed austenite transformation during fatigue crack propagation of 13%Cr-4%Ni stainless steel," (in English), *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, vol. 528, no. 21, pp. 6519-6526, Aug 15 2011.
- [40] J. Chaix, "Influence de la température de revenu sur la résistance Du CA6NM à la propagation des fissures de fatigue," M. Sc. A., Département de Génie Mécanique, Polytechnique Montréal, 2014.
- [41] R. Idris and Y. Prawoto, "Influence of ferrite fraction within martensite matrix on fatigue crack propagation: An experimental verification with dual phase steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 552, pp. 547-554, 2012.
- [42] Y. Murakami, *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Elsevier, 2002.
- [43] P. J. E. Forsyth, "The physical basis of metal fatigue," *BLACKIE AND SON LTD., LONDON, 1969, 200 P*, 1969.

- [44] Y. Chen, S. Pan, M. Zhou, D. Yi, D. Xu, and Y. Xu, "Effects of inclusions, grain boundaries and grain orientations on the fatigue crack initiation and propagation behavior of 2524-T3 Al alloy," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 580, pp. 150-158, 2013.
- [45] S. K. Paul, "Numerical models to determine the effect of soft and hard inclusions on different plastic zones of a fatigue crack in a C(T) specimen," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 159, pp. 90-97, 2016/07/01/ 2016.
- [46] G. L. Greno, J. L. Otegui, and R. E. Boeri, "Mechanisms of fatigue crack growth in Austempered Ductile Iron," *International Journal of Fatigue*, vol. 21, no. 1, pp. 35-43, 1999/01/01/ 1999.
- [47] S. M. El-Soudani and R. Pelloux, "Influence of inclusion content on fatigue crack," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 4, no. 2, pp. 519-531, 1973.
- [48] L. H. Glassman and A. J. MCEVILY JR, "Effects of Constituent Particles on the Notch-sensitivity and Fatigue-crack-propagation Characteristics of Aluminum-zinc-magnesium Alloys," NATIONAL AERONAUTICS AND SPACE ADMINISTRATION WASHINGTON DC1962.
- [49] B. Bonnefois, L. Coudreuse, P. Toussaint, and J. Dufrane, "Development in GMAW of new martensitic stainless steels," *Supermartensitic 2002*, 2002.
- [50] L. C. S. Tatagiba, R. B. Gonçalves, and R. Paranhos, "Trends in the development of protective gases used in GMAW welding," *Soldagem & Inspeção*, vol. 17, no. 3, pp. 218-228, 2012.
- [51] M. Teske and F. Martins, "The influence of the shielding gas composition on GMA welding of ASTM A 516 steel," *Welding International*, vol. 24, no. 3, pp. 222-230, 2010.
- [52] ASTM "ASTM E1479-16 Standard Practice for Describing and Specifying Inductively Coupled Plasma Atomic Emission Spectrometers," ASTM International, 2016,
- [53] ASTM "ASTM E1019-11 Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron, Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Fusion Techniques," ASTM International, 2011,
- [54] ASTM, "ASTM E384-17 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials," ASTM International, 2017,
- [55] ASTM "ASTM E8/E8M-11 Standard test methods for tension testing on metallic materials," ASTM International, 2016,
- [56] ASTM "ASTM E23-16b Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials," ASTM International, 2016,
- [57] Y. Iwabuchi and I. Kobayashi, "A Study of Toughness Degradation in CA6NM Stainless Steel," (in English), *Prism 7, Pts 1-3*, vol. 654-656, pp. 2515-2518, 2010.
- [58] R. A. Young, U. O. U. p. Inc., Ed. *The Rietveld method*, 1st ed. 1993, p. 298.
- [59] ASTM "ASTM E92-17 Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials," ASTM International, 2017,
- [60] J. Ramirez, "Weldability evaluation of supermartensitic stainless pipe steels," *Welding journal*, vol. 86, no. 5, pp. 125-134, 2007.

- [61] G. Krauss, *Steels: Processing, Structure, and Performance, Second Edition*. ASM International, 2015.

**ANNEXE A – DESS IN D'USINAGE – ÉPROUVETTE DE TRACTION**

**ANNEXE B – DESSIN D'USINAGE – ÉPROUVETTE CHARPY**

**ANNEXE C – DESSIN D'USINAGE – ÉPROUVETTE CT**