

Étude du comportement au fluage de l'alliage 13Cr-4Ni en  
vue de simuler la redistribution des contraintes résiduelles  
lors du traitement thermique post-soudage

par

Guillaume FRÉCHETTE

MÉMOIRE PRÉSENTÉ À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE  
COMME EXIGENCE PARTIELLE À L'OBTENTION DE LA MAÎTRISE  
AVEC MÉMOIRE EN GÉNIE MÉCANIQUE  
M. Sc. A.

MONTRÉAL, LE 5 FÉVRIER 2018

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE  
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC



Guillaume Fréchette, 2017



Cette licence [Creative Commons](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/) signifie qu'il est permis de diffuser, d'imprimer ou de sauvegarder sur un autre support une partie ou la totalité de cette œuvre à condition de mentionner l'auteur, que ces utilisations soient faites à des fins non commerciales et que le contenu de l'œuvre n'ait pas été modifié.

**PRÉSENTATION DU JURY**

CE MÉMOIRE A ÉTÉ ÉVALUÉ

PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

M. Henri Champlaud, directeur de mémoire  
Département du génie mécanique à l'École de technologie supérieure

M. Jacques Lanteigne, codirecteur de mémoire  
Institut de recherche d'Hydro-Québec

M. Mohammad Jahazi, président du jury  
Département du génie mécanique à l'École de technologie supérieure

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

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

LE 29 JANVIER 2018

À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEUR



## REMERCIEMENTS

Tout d'abord, j'aimerais remercier mon codirecteur, Jacques Lanteigne de m'avoir laissé l'embaras du choix pour le sujet de ma maîtrise. Merci de ta patience, de ta compréhension et de ta grande générosité envers moi. J'ai pu profiter au maximum de tes connaissances approfondies dans tous les domaines pendant mon passage. Merci de m'avoir transmis tes connaissances et ton expertise sur la métallurgie des aciers, c'est très apprécié. Merci d'avoir pris le temps de répondre à mes listes de questions interminables, même si tu étais débordé de travail. Merci de m'avoir orienté tout le long de mon projet à l'aide de ton intuition débordante d'expérience pointant toujours dans la bonne direction. La science est chanceuse de t'avoir et moi de t'avoir eu au passage!

J'aimerais aussi remercier mon directeur de recherche, le professeur Henri Champliand de m'avoir donné la chance d'être son étudiant aux cycles supérieurs. Je te remercie aussi de m'avoir laissé la liberté de la direction de mes travaux à l'IREQ. Ta sagesse et ton expertise en mécanique que tu m'as enseignées pendant le BAC et la maîtrise m'ont beaucoup aidé.

J'aimerais remercier le Super Carlo Baillargeon de m'avoir enseigné activement à travailler méticuleusement dans un laboratoire de recherche durant les 5 dernières années. Ton éthique de travail et ton souci du détail ont été une source de motivation pour mes essais expérimentaux. Tes nombreux conseils m'ont fortement aidé à réaliser mon projet.

J'aimerais aussi remercier les gens de l'IREQ qui ont contribué au succès de mon projet. Jean-Benoît Lévesque pour avoir pris le temps de discuter de plusieurs aspects de mon projet et de m'avoir donné des pistes de solutions à essayer. Merci de m'avoir formé pour l'utilisation de la méthode du contour. Merci à Daniel Paquet de m'avoir montré son travail sur la loi viscoplastique. Merci à Pierre-Anthony d'avoir partagé son espace de travail avec moi. Merci à Stéphane Godin et Denis Thibault pour vos conseils sur la métallurgie. Merci à Manon Provencher et Alexandre Lapointe d'avoir contribué à mes mesures d'austénite.

## VI

Je veux aussi remercier le fonds de recherche nature et technologies du Québec, le conseil de recherches en sciences naturelles et en génie du Canada, ainsi qu'Hydro-Québec pour le support financier pendant la durée de mon projet.

Je remercie du fond de mon cœur ma conjointe Sandra Boucher de m'avoir épaulé depuis déjà 8 ans au travers de mes nombreux diplômes. Je n'aurais jamais réussi sans toi! Je te le promets celui-ci sera le dernier! Merci à ma fille adorée Éloïse qui est arrivée à mi-chemin, tu resteras ma plus grande réussite pendant ma maîtrise, je vous aime.

# ÉTUDE DU COMPORTEMENT AU FLUAGE DE L'ALLIAGE 13CR-4NI EN VUE DE SIMULER LA REDISTRIBUTION DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES LORS DU TRAITEMENT THERMIQUE POST-SOUDAGE

Guillaume FRÉCHETTE

## RÉSUMÉ

Le procédé de soudage génère de fortes contraintes résiduelles pendant le processus de fabrication des roues hydrauliques d'acier martensitique 13Cr-4Ni. Un traitement thermique de détente doit être obligatoirement réalisé sur la roue assemblée. Cependant, la complexité de la géométrie et la grandeur de la roue rendent le contrôle en température difficile pour les différentes sections de la roue. Le niveau de contraintes résiduelles en présence après le traitement post-soudage est inconnu du fabricant et il est considéré pour la conception de celle-ci, mais de façon totalement arbitraire. Ce mémoire traite de l'élaboration d'une loi viscoplastique en fluage permettant de simuler la relaxation de ces contraintes résiduelles dans une roue hydraulique.

Des essais de fluage ont été menés à la température critique de 620 °C pour différentes charges. À cette température de revenu, le maximum d'austénite de réversion se forme. Cette phase a un effet positif sur la vie en fatigue du matériau. Elle est ductile et peut absorber des impacts sur la roue hydraulique améliorant ainsi la durée de vie de celle-ci. À l'aide de ces essais de fluage, les vitesses de déformation plastique du matériau 13Cr-4Ni en fonction du temps à divers niveaux de contraintes ont été déterminées.

Ensuite, un champ de contrainte résiduelle de  $\pm 500$  MPa a été introduit dans des éprouvettes de flexion quatre points pour observer la redistribution des contraintes résiduelles suite à différents traitements thermiques typiques à l'aide de la méthode du contour. Différentes combinaisons de traitement thermique (température/temps de maintien) ont été appliquées sur les éprouvettes de flexion : 400 °C/ 0h, 620 °C/ 0h, 620 °C/ 2h et 620 °C/ 48h. Cette démarche expérimentale a démontré que les contraintes résiduelles se redistribuent même pour une température aussi faible que 400 °C. Le paramètre prédominant pour la redistribution des contraintes a été l'effondrement de la limite d'écoulement vraie du matériau en température.

Le traitement thermique 620 °C/ 2h a permis de diminuer au maximum le champ de contraintes résiduelles à  $\pm 90$  MPa. De plus, ces essais ont démontré qu'un séjour prolongé à la température critique pouvait mener à une transformation martensitique partielle pendant le refroidissement et induire des gradients de contraintes résiduelles localement.

**Mots clés :** Acier martensitique 13Cr-4Ni, austénite de réversion, fluage, contraintes résiduelles, traitement thermique





# **STUDY OF THE CREEP BEHAVIOUR OF 13CR-4NI ALLOY FOR SIMULATING THE EVOLUTION OF THE RESIDUAL STRESSES DURING A POST-WELD HEAT TREATMENT**

Guillaume FRÉCHETTE

## **ABSTRACT**

The welding process generates a large amount of residual stress during the manufacturing of the 13Cr-4Ni martensitic steel turbine runners. A post-weld relaxation heat treatment is necessary and must be performed on the assembled wheel. However, the complexity of the geometry and the size of the wheel make temperature control difficult in the different sections of the wheel. The level of residual stresses after the post-weld treatment is unknown from the manufacturer and is only taken arbitrary into consideration for this design. The subject of this thesis is the development of a creep viscoplastic constitutive law that will help simulate the relaxation of these residuals stresses in a turbine runner.

Creep tests were performed at the critical temperature of 620 °C at various stress levels. At this temperature, the amount of reformed austenite is at its maximum. This phase has a positive effect on the fatigue life of the material. It is ductile and can absorb impacts on the blade runner. The plastic deformation rates of the 13Cr-4Ni material as a function of time at various stress levels were derived from creep tests.

A residual stress field of  $\pm 500$  MPa was introduced into four points bending test samples to observe the redistribution of the residual stresses following various typical heat treatments using the contour method. Different heat treatment combinations (temperature/dwell time) were applied to the bending samples: 400 °C/ 0h, 620 °C/ 0h, 620 °C/ 2h and 620 °C/ 48h. This experimental approach has shown that the residual stresses are redistributed even at a temperature as low as 400 °C. The predominant factor affecting the stress redistribution is the collapse of the true yield strength of the material with high temperature.

The heat treatment 620 °C/ 2h is the metallurgical condition that reduces the most the residual stress field to a maximum of  $\pm 90$  MPa. In addition, these tests demonstrate that a longer dwell stay at the critical temperature could lead to a partial martensitic transformation during cooling and induce residual stress gradients.

**Key words** : 13Cr-4Ni martensitic steel, reversed austenite, creep, residuals stresses, heat treatment



## TABLE DES MATIÈRES

	Page
INTRODUCTION .....	1
CHAPITRE 1 REVUE DE LITTÉRATURE.....	5
1.1 Définition de l'acier martensitique 13Cr-4Ni.....	5
1.1.1 Domaines et applications.....	5
1.1.2 Nomenclatures et composition chimique de l'acier 13Cr-4Ni .....	6
1.1.3 Avantages et inconvénients de l'acier 13Cr-4Ni .....	8
1.1.4 Cinétique de changement de phase.....	9
1.1.5 Éléments d'alliages et leurs rôles.....	17
1.2 Technique de soudage des aubes de turbines hydrauliques .....	22
1.2.1 Formation des contraintes résiduelles.....	23
1.2.2 Traitement thermique post soudage et mécanisme de relaxation des contraintes résiduelles.....	25
1.2.3 Effet du traitement thermique de revenu sur l'acier 13Cr-4Ni.....	25
1.3 Phénomène du fluage.....	38
1.3.1 Définition du fluage.....	38
1.3.2 Mesure du fluage.....	39
1.3.3 Modélisation du fluage.....	41
1.4 Méthode du contour.....	44
1.5 Synthèse.....	45
CHAPITRE 2 CARACTÉRISATION MÉTALLURGIQUE ET MÉCANIQUE DE L'ACIER 13CR-4Ni.....	49
2.1 Organigramme des essais à réaliser pour la caractérisation de l'acier 13Cr-4Ni .....	49
2.2 État métallurgique initial et provenance du matériau .....	51
2.3 Composition chimique de l'acier S41500.....	53
2.4 Cloche austénite de réversion .....	54
2.5 Métallographies.....	56
2.6 Stabilité de l'austénite de réversion dans le temps .....	59
2.7 Formation de l'austénite en température pour une période de 48 h.....	63
2.8 Propriétés mécaniques de l'acier 13Cr-4Ni pour différents temps de maintien à la température critique .....	65
2.9 Essais de fluage à la température critique de 620 °C pour différentes charges .....	68
2.10 Synthèse de l'organigramme.....	69
CHAPITRE 3 LOI VISCOPLASTIQUE.....	71
3.1 Efforts de recherche pour la simulation reliée au soudage des roues hydrauliques à L'IREQ.....	71
3.2 Loi viscoplastique en fluage pour la température critique de revenu à 620 °C .....	72
3.3 Limitations et essais à faire pour raffiner le modèle.....	77

CHAPITRE 4	MESURE DE L'ÉVOLUTION DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES APRÈS LE TRAITEMENT THERMIQUE DE REVENU .....	79
4.1	Introduction d'un champ de contraintes résiduelles sur une éprouvette de flexion quatre points.....	79
4.2	Calcul par la méthode des éléments finis (théorique) de la déformation totale nécessaire pour introduire un champ de contraintes résiduelles élevé dans une éprouvette de flexion quatre points.....	80
4.3	Flexion quatre points en laboratoire versus la simulation .....	83
4.4	Choix des différentes températures de revenu à appliquer au champ de contraintes résiduelles connues des éprouvettes de flexion .....	88
4.5	Évolution du champ de contraintes résiduelles en fonction de la température et du temps de revenu mesuré avec la méthode du contour.....	89
CHAPITRE 5	DISCUSSION DE L'ÉVOLUTION DU CHAMP DE CONTRAINTES RÉSIDUELLES À LA SUITE DU REVENU.....	99
5.1	Effet du fluage.....	99
5.2	Effet de l'adoucissement de la martensite .....	100
5.3	Effet de la formation de l'austénite.....	100
5.4	Effet de la formation de la martensite fraîche au refroidissement.....	100
5.5	Effet de la géométrie et de l'état de contrainte .....	101
CONCLUSION.....		103
RECOMMANDATIONS .....		105
ANNEXE I	PROCÉDURE DE LA PRÉPARATION DES ÉCHANTILLONS POUR LA MESURE D'AUSTÉNITE SUR L'ACIER S41500 .....	107
ANNEXE II	PLAN ÉPROUVETTE DILATOMÉTRIQUE ET COURBE DILATOMÉTRIQUE.....	109
ANNEXE	III PROCÉDURE ESSAI DE TRACTION À CHAUD.....	111
ANNEXE	IV PROCÉDURE ESSAI DE FLUAGE .....	117
ANNEXE	V INSTALLATION POUR LA MÉTHODE DU CONTOUR.....	129
ANNEXE	VI COURBES DE CHAUFFAGE ET REFROIDISSEMENT DES ÉPROUVETTES DE FLEXION QUATRE POINTS.....	131
LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....		135

## LISTE DES TABLEAUX

	Page
Tableau 1-1	Nomenclature acier 13Cr-4Ni.....7
Tableau 1-2	Composition chimique acier 13Cr-4Ni.....8
Tableau 1-3	Cinétiques de changement de phase du 13Cr-4Ni (tiré de Côté (2007))...15
Tableau 2-1	Résultats de l'analyse chimique et comparaisons .....54
Tableau 2-2	États métallurgiques pendant le maintien de 48 h à 620 °C .....64
Tableau 2-3	Résumé des essais de traction à 20 °C pour un état métallurgique brut de trempe .....66
Tableau 3-1	Vitesses de déformation calculées .....73
Tableau 4-1	Résumé du choix des températures pour les traitements thermiques .....89



## LISTE DES FIGURES

		Page
Figure 1-1	Turbine Francis (tiré de <a href="http://www.hydroquebec.com/comprendre/hydroelectricite/types-turbines.html">http://www.hydroquebec.com/comprendre/hydroelectricite/types-turbines.html</a> ).....	6
Figure 1-2	Les trois types de réseaux cristallographiques a) Austénite CFC b) Ferrite CC c) Martensite BCT (adapté de Martensitic structure ASM handbook 2004 p.165-178). ....	10
Figure 1-3	Diagramme d'équilibre Fe-Cr-Ni (adapté de Folkhard(1988)). ....	11
Figure 1-4	Diagramme de transformations en refroidissement continu TRC pour un acier 13Cr-4Ni (Tiré de Dowson (2008)). ....	12
Figure 1-5	Diagramme de Schaeffler (adapté de Lippold and Kotecki (2005)).....	13
Figure 1-6	Courbe dilatomètre 13Cr-4Ni (adapté de Côté (2007)). ....	16
Figure 1-7	Système Fe-C-Cr sur montrant l'influence de la teneur en chrome et en carbone sur la stabilité de l'austénite (Tiré de Baïlon (2000)). ....	18
Figure 1-8	Diagramme TTT indiquant l'influence de la teneur en carbone sur la cinétique de précipitation des carbures de chrome pour un acier de composition 13Cr-4Ni.....	19
Figure 1-9	Influence du nickel sur le diagramme équilibre Fer-Cr (adapté de Folkhard (1988)). ....	21
Figure 1-10	Effet du nickel sur la quantité d'austénite de réversion et sur la ferrite delta (Tiré de Villando(2008)) .....	22
Figure 1-11	Procédé de soudage par fil fourré (Tiré de <a href="http://www.weldx.com/procedes-soudage.html">http://www.weldx.com/procedes-soudage.html</a> ) .....	23
Figure 1-12	Distribution des contraintes résiduelles longitudinales du 410 NiMo déposé sur du S41500 mesuré par la méthode du contour. (Tiré de Curtat (2016)). ....	24
Figure 1-13	Évolution de la microstructure en fonction de la température de revenu dans un acier martensitique inoxydable (Adapté de Bilmes (2001)). ....	26

Figure 1-14	Cloches d'austénite de réversion en fonction de la température pour différents temps de maintien sur un acier 13Cr-4Ni.....	27
Figure 1-15	Solubilité du carbone dans l'austénite de réversion en fonction de la température de revenu (Tiré de Iwabuchi (1982)).....	29
Figure 1-16	Effet de la stabilité de l'austénite de réversion en fonction du temps de maintien pour un acier 13Cr-4Ni.....	30
Figure 1-17	Effet du temps et la température sur la stabilité de l'austénite reformée sur un acier 13Cr-4Ni (Tiré de Song (2011)).....	31
Figure 1-18	Détérioration de la stabilité de l'austénite de réversion en fonction du temps de maintien sur un acier 13Cr-4Ni.....	32
Figure 1-19	Évolution de l'austénite de réversion à 620 °C en fonction du temps dans un acier 13Cr-4Ni a)1h, b)2h, c)4h, d)5h, e) 6h, f) 7h, g) 8h (Tiré de Zhang (2015)).....	34
Figure 1-20	Dureté en fonction du temps de maintien à 600 °C d'un acier 13Cr-4Ni (Tiré de Zou (2010)).....	35
Figure 1-21	Effet du taux de refroidissement de l'austénite de réversion.....	36
Figure 1-22	Propriétés mécaniques du 13Cr-4Ni, après différents revenus.....	38
Figure 1-23	Courbes de fluage (Tiré de St-Antonin (1995)).....	40
Figure 1-24	Influence de la contrainte sur la déformation aux divers stades du fluage (Tiré de Baïlon (2000)).....	41
Figure 1-25	Vitesse de déformation en fonction de la contrainte pour une température fixe en échelle logarithmique (Tiré de St-Antonin (1995))...	42
Figure 1-26	Modèle constitutif viscoplastique basé sur l'alliage d'aluminium AlSi(Mg) (Tiré de Engler-Pinto(2003)).....	43
Figure 2-1	Austénitisation complète du matériau 13Cr-4Ni.....	51
Figure 2-2	Cycle thermique d'austénitisation de la plaque S41500.....	52
Figure 2-3	Cloche d'austénite de réversion en fonction de la température de revenu pour 2 h.....	55
Figure 2-4	Métallographies S41500 a)575 °C, b) 600 °C, c) 610 °C, d) 620 °C, e) 630 °C, f) 650 °C pour un maintien de 2 h avec les temps d'attaque chimique par immersion.....	58



Figure 2-5	Cycles thermiques des échantillons .....	59
Figure 2-6	Cycles thermiques de revenu pour refroidissement à l'air et à l'eau .....	60
Figure 2-7	Austénite de réversion et dureté HRC en fonction du temps de maintien à 620 °C pour refroidissement à l'air de 0.43 °C/s et rapide à l'eau de 22 °C/s .....	61
Figure 2-8	Courbe dilatométrique à 620 °C pour 48 h de maintien suivi d'un refroidissement lent.....	65
Figure 2-9	Courbes de traction pour un brut de trempe, 0 h 620 °C et 48 h 620 °C, contrainte en fonction de la déformation totale .....	67
Figure 2-10	Courbes de fluage à 620 °C pour différentes contraintes .....	69
Figure 3-1	Courbes de fluage entre 0.5 h et 2 h à 620 °C pour différentes contraintes .....	73
Figure 3-2	Déformation plastique (mm/mm) en fonction du déplacement (mm) du piston pendant un essai de traction à 620 °C pour 0 h de maintien.....	74
Figure 3-3	Relation entre la vitesse de déformation plastique et la contrainte appliquée .....	76
Figure 4-1	Dimensions de l'éprouvette de flexion quatre points, b=15 mm, h=30 mm, l= 100 mm, L=265 mm, d=30mm pour une longueur totale de 325 mm.....	80
Figure 4-2	Courbe plastique à 20 °C de l'acier S41500 brut de trempe utilisée pour simuler le barreau de flexion .....	81
Figure 4-3	Conditions de frontières pour la simulation de l'éprouvette de flexion .....	82
Figure 4-4	Résultats des simulations sur le barreau de flexion quatre points a) déformations axiales au chargement, b) contraintes résiduelles axiales après le déchargement.....	83
Figure 4-5	Montage expérimental pour la flexion quatre points .....	84
Figure 4-6	Contraintes résiduelles axiales en MPa calculées par MEF en a) et mesurées par la méthode du contour en b).....	85
Figure 4-7	Lignes de contraintes résiduelles axiales au centre du barreau pour la méthode des éléments finis et pour la méthode du contour .....	86

## XVIII

Figure 4-8	Diagramme des corps libres de l'essai de flexion quatre points .....87
Figure 4-9	Comparaisons de la distribution des contraintes résiduelles en MPa pour un revenu de 400 °C, 0 h a) avec la distribution de référence sans traitement thermique b).....91
Figure 4-10	Comparaisons de la distribution des contraintes résiduelles en MPa pour un revenu de 620 °C, 0 h a) avec la distribution de référence sans traitement thermique b).....93
Figure 4-11	Comparaisons de la distribution des contraintes résiduelles en MPa pour un revenu de 620 °C, 2 h a) avec la distribution de référence sans traitement thermique b).....94
Figure 4-12	Comparaisons de la distribution des contraintes résiduelles en MPa pour un revenu de 620 °C, 48 h a) avec la distribution de référence sans traitement thermique b).....95
Figure 4-13	Comparaisons de la distribution des contraintes résiduelles en MPa pour un revenu de 620 °C, 2 h a) avec la distribution des contraintes résiduelles pour un revenu de 620 °C, 48h h .....96

## LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

ASTM	American Society for Testing and Materials
BCT	Tétraogonale corps centrée
CFC	Cubique à faces centrées
CORETHY	Contraintes résiduelles dans turbines hydrauliques
EDM	Electrical discharge machining
FCAW	Flux Cored Arc Welding
HRC	Hardness Rockwell C
IREQ	Institut de recherche d'Hydro-Québec
TRIP	Transformation induced plasticity
TRC	Transformations en refroidissement continu



## LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

A	Paramètre
$A_c$	Constante du matériau
$A_{c1}$	Température de début de la transformation austénitique
$A_{c3}$	Température de fin de la transformation austénitique
C	Carbone
°C	Degré Celsius
Cr	Chrome
$Cr_{23}C_6$	Carbure de chrome
$\varepsilon$	Déformation
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation
$\dot{\varepsilon}_p$	Vitesse de déformation plastique
Fe	Fer
h	Heure
$\Delta H$	Énergie d'activation thermique
J	Joule
K	Kelvin
$K_0$	Limite d'écoulement
ks	Kiloseconde
$M_f$	Température de fin de la transformation martensitique
Mn	Manganèse
Mo	Molybdène
mol	Mole
MPa	MégaPascal
$M_s$	Température de début de la transformation martensitique
$M_1$	Martensite fraîche
N	Newton
Ni	Nickel
nm	Nanomètre

P	Phosphore
R	Constante universelle des gaz parfaits
s	Seconde
S	Soufre
Si	Silicium
$T_f$	Température de fusion
$T_m$	Martensite revenue
$\sigma_y$	Contrainte d'écoulement
$\bar{\sigma}$	Contrainte d'écoulement normalisée
$\gamma$	Austénite
$\alpha$	Ferrite
$\alpha'$	Martensite
$\delta$	Ferrite delta

## INTRODUCTION

L'hydroélectricité est une énergie renouvelable avec un rendement énergétique élevé qui est fortement exploité au Québec où les rivières offrent de multiples possibilités d'exploitation hydraulique. Hydro-Québec produit l'électricité à l'aide de roues hydrauliques réparties dans ses 59 centrales dans toute la province. La force motrice de l'eau est transformée en énergie mécanique et entraîne un alternateur qui lui transforme à son tour l'énergie mécanique en énergie électrique.

Plusieurs cas de fissuration ont été observés sur les roues hydrauliques et ont mené à la mise hors service de celles-ci à des fins de réparation. Quand ces bris surviennent à des moments où la demande en électricité est élevée, pendant des périodes de grands froids, cela peut entraîner de lourdes pertes pour Hydro-Québec. La mise hors service des groupes turbines-alternateurs prive aussi Hydro-Québec d'opportunités de vente à l'extérieur de la province.

Ces bris en fatigue peuvent être causés par des niveaux de contraintes résiduelles statiques élevés présents dans la roue hydraulique qui s'ajoutent aux contraintes statique et dynamique appliquées sur la roue en service. Le but général du projet est d'être en mesure de connaître le champ de contraintes résiduelles de la roue hydraulique après le traitement post-soudage tel que livrée à l'aide d'outils numériques et de comprendre le phénomène de relaxation des contraintes résiduelles. Le but spécifique de ce mémoire est d'élaborer une loi de comportement viscoplastique pouvant servir d'intrant à un outil numérique à l'IREQ.

Tout d'abord, une revue de la littérature sera réalisée sur le matériau 13Cr-4Ni pour connaître son comportement métallurgique et mécanique. Ensuite, des essais seront menés en laboratoire pour identifier la température critique de revenu, ainsi que le comportement en fluage du matériau. Une loi de viscoplasticité sera construite à l'aide des essais de fluage. Par la suite, des éprouvettes de flexion quatre points seront utilisées pour observer la redistribution d'un champ de contraintes résiduelles connu ayant subi différents traitements thermiques correspondant à des situations réelles. Ensuite, une analyse des différents

traitements thermiques suivra pour quantifier l'effet des différents phénomènes en présence et déterminer le traitement le plus adéquat pour une roue hydraulique.

## **Problématique**

Les roues hydrauliques d'Hydro-Québec de la nouvelle génération sont fabriquées en acier 13Cr-4Ni. Les aubes sont préalablement coulées et ensuite assemblées par procédé de soudage à la couronne et à la ceinture. Le procédé de fabrication requiert plusieurs cordons de soudure de 410-NiMo, l'appellation propre au 13Cr-4Ni pour le fil fourré déposé sur le métal de base CA6NM ou S41500. Ces cordons sont déposés un à la suite de l'autre avec le procédé FCAW (Flux Core Arc Welding) nécessitant une température d'entre passe entre 100 °C et 250 °C. Cette température d'entre passes permet d'amorcer la transformation martensitique. Chaque cordon rajouté est accompagné d'un apport de chaleur important qui a un effet similaire à un traitement thermique. Cet apport de chaleur n'est pas homogène sur l'ensemble des cordons, ainsi que sur le métal de base. Les sections de la roue avoisinant les cordons de soudure sont alors exposées à différents traitements thermiques ayant des températures et des durées d'exposition variables pendant le procédé complet d'assemblage. Ces différents traitements thermiques introduits par le dépôt des cordons subséquents ont comme effet d'introduire une hétérogénéité dans la microstructure du matériau ainsi que sur les propriétés mécaniques. Une partie du premier cordon est revenue par le deuxième cordon déposé. Son état métallurgique est alors un mélange entre de la martensite revenue, de l'austénite de réversion et de la martensite fraîche. Le dernier cordon déposé par contre ne subit aucun effet de traitement thermique résiduel et possède un état métallurgique brut de trempe, c'est-à-dire une microstructure composée de martensite fraîche à 100 %. De plus, ce dernier cordon introduit de fortes contraintes résiduelles en compression en surface. Ce gradient de contraintes en surface mène à des contraintes en tension sur les cordons plus à cœur dans la soudure. Ces contraintes de tension sont dommageables sur la vie en fatigue pour ce type de matériau et doivent être minimisées avant la mise en service de la roue. Pour éliminer ces gradients de contraintes résiduelles, un traitement thermique post-soudage de revenu est réalisé sur la roue hydraulique. Pendant ce traitement, les contraintes résiduelles sont relaxées et la martensite fraîche du dernier cordon est revenue et adoucie. De plus,



pendant ce revenu, une quantité d'austénite de réversion stable thermiquement se forme dans l'acier 13Cr-4Ni et améliore la vie en fatigue de la roue. À ce jour, le niveau de contraintes résiduelles en présence après le traitement thermique de revenu est difficilement quantifiable puisque les techniques de mesure de contraintes résiduelles sont destructives. Même après un traitement de revenu, il a été démontré que le niveau de contrainte ne devient jamais nul. Ce champ de contraintes qui est toujours présent après le traitement thermique n'est pas une donnée prise en considération dans la conception des roues hydrauliques d'Hydro-Québec, puisqu'aucun outil numérique ne permet de le quantifier précisément.

Des efforts de recherche à l'IREQ ont été menés durant les dernières années dans le développement d'outils numériques pour prédire les contraintes résiduelles présentes dans la roue suite à un assemblage mécano-soudé Lanteigne (2002). Maintenant, des efforts sont mis en œuvre pour simuler la relaxation de ces contraintes résiduelles. Cet outil a pour objectif d'améliorer la procédure des traitements thermiques post-soudage et d'obtenir plus d'information sur l'état des contraintes avant la mise en service. Ultimement, l'élaboration d'une loi viscoplastique en fonction de différentes charges, températures et états métallurgiques permettrait d'identifier les températures critiques et les temps de revenu nécessaires à la minimisation de ces contraintes résiduelles en effectuant des calculs par la méthode des éléments finis sur une roue hydraulique en 13Cr-4Ni. Le projet CORETHY (Simulation des procédés métallurgiques en fabrication et réparation des turbines hydrauliques) à l'IREQ englobe ces différents efforts de recherche.

## **Limitations et hypothèses**

Dans ce mémoire, seulement la température de revenu permettant d'atteindre le maximum d'austénite de réversion sera étudiée. Les essais de fluage seront tous réalisés à cette température. Pour uniformiser la mesure des vitesses de déformation, elles seront toutes mesurées entre 30 minutes et 2 h de fluage. De plus, les déformations mesurées incluront aussi le changement de phase austénitique pendant le maintien en température. La taille des grains pendant les essais de fluage sera considérée comme constante puisqu'elle ne varie pas à 620 °C.

Seuls les traitements thermiques à simples revenus seront étudiés dans ce mémoire. L'état métallurgique de référence initial pour tous les échantillons sera de 100 % martensitique et correspondra à la microstructure du dernier cordon de soudure déposé nécessitant un traitement post-soudage.

Des essais de flexion quatre points seront utilisés pour observer la redistribution des contraintes résiduelles. Le champ de contraintes résiduelles qui sera introduit dans les barreaux de flexion ne sera pas triaxial. De plus les barreaux qui seront relaxés pendant les traitements thermiques ne seront pas bridés. Alors que sur une roue hydraulique, les contraintes résiduelles provenant du soudage sont triaxiales et la roue est considérée comme autobridée pendant le revenu à cause des multiples connexions couronne et ceinture via les aubes. Cette démarche expérimentale sous-estimerait donc le niveau de contraintes résiduelles après le traitement thermique post-soudage.

# CHAPITRE 1

## REVUE DE LITTÉRATURE

Ce chapitre présente une revue de la littérature sur différents aspects menant à la réalisation d'un modèle constitutif permettant la modélisation de la redistribution des contraintes résiduelles lors d'un traitement thermique post-soudage de l'acier 13Cr-4Ni.

Tout d'abord, une description détaillée des caractéristiques métallurgique et mécanique de l'acier 13Cr-4Ni est présentée pour bien cerner les subtilités de cet acier. Ensuite, la technique de soudage des aubes est présentée brièvement en synergie avec les étapes de formation des contraintes résiduelles engendrées par ce procédé thermomécanique. Par la suite, le phénomène de fluage est expliqué. Plusieurs modèles de loi de comportement en fluage sont ensuite introduits. Finalement, la méthode des contours est expliquée puisque celle-ci sera l'outil utilisé dans ce mémoire pour mesurer la redistribution des contraintes résiduelles dans une éprouvette de flexion.

### 1.1 Définition de l'acier martensitique 13Cr-4Ni

Selon la norme ASTM A743 et ASTM A240, le matériau 13Cr-4Ni est un acier de la famille inoxydable martensitique. Cet acier est défini comme étant inoxydable puisqu'il contient au moins 10.5 % de chrome et moins de 1.2 % de carbone. De plus, il est inclus dans la famille martensitique puisqu'il a une teneur de chrome comprise entre 12 à 18 %. Il est aussi appelé acier super martensitique ou acier martensitique doux dans certains ouvrages de la littérature.

#### 1.1.1 Domaines et applications

L'acier 13Cr-4Ni est utilisé dans plusieurs domaines tels que l'hydroélectricité, le nucléaire, le naval, l'hydraulique et des applications à haute température. Dans ce mémoire, le domaine à l'étude est l'hydroélectricité au Québec. Les roues hydrauliques de la nouvelle génération chez Hydro-Québec sont maintenant fabriquées en acier 13Cr-4Ni. Un exemple de turbine Francis qui est le type le plus commun dans le parc d'Hydro-Québec est présenté à la Figure

1-1. Un autre type de turbine tel que le modèle Kaplan est aussi utilisé dans cette entreprise, mais surtout pour des centrales au fil de l'eau.



Figure 1-1: Turbine Francis (tiré de <http://www.hydroquebec.com/comprendre/hydroelectricite/types-turbines.html>)

### 1.1.2 Nomenclatures et composition chimique de l'acier 13Cr-4Ni

L'acier 13Cr-4Ni possède plusieurs appellations selon sa mise en forme. Le Tableau 1-1 présente un résumé de ces différentes désignations selon les différentes normes (ASTM A240/A240M-12, ASTM A743-80a et AWS A5.22).

De manière générale, la roue et les aubes sont coulées en CA-6NM. Ensuite, elles sont assemblées par le procédé de soudage FCAW, (Flux-cored Arc Welding) avec le métal d'apport 410 NiMo. Dans certains cas, mais plus rarement, les aubes ont été formées par laminage avec l'acier S41500, par la suite machinées et finalement soudées à la ceinture et à la couronne avec le même métal d'apport, soit le 410 NiMo. Après l'assemblage de la roue, celle-ci doit subir un traitement thermique de revenu avant la mise en service. Les réparations des roues hydrauliques fabriquées en CA-6NM sont effectuées avec l'acier austénitique 309L. Cet acier est utilisé seulement pour les réparations puisqu'il ne requiert aucun traitement thermique post-soudage après la réparation. L'avantage de cette procédure de réparation est de remettre en service la roue sans la sortir de son puits. Par contre, le 309 L génère de fortes contraintes résiduelles en surface, ce qui est néfaste sur la vie en fatigue.

Un résumé comparatif des propriétés mécaniques des trois aciers selon les normes en vigueur et spécifications du fournisseur est présenté au Tableau 1-1. L'acier S41500 corroyé possède la plus haute limite élastique conventionnelle de 620 MPa minimum requise à son utilisation. La limite d'élasticité d'un acier laminé est toujours plus élevée que les autres modes de production. Ce procédé génère généralement moins de défauts et augmente les propriétés mécaniques dans le sens du laminage. Quant au métal d'apport 410 NiMo, il a la plus haute limite ultime à 927 MPa par rapport à la limite ultime des deux autres alliages de même composition chimique nominale. En règle générale, dans un assemblage soudé, le métal d'apport doit toujours avoir une résistance mécanique supérieure au métal de base. Le bris doit être dans le métal de base, car la soudure est moins homogène. De plus, le 410 NiMo est à l'état brut de dépôt et ne contient pas de martensite revenue ni d'austénite, contrairement aux deux autres alliages qui sont à l'état revenu tel que spécifiés au Tableau 1-1. Cela explique sa résistance plus élevée. Toutefois, après le revenu post-soudage, ses propriétés vont se rapprocher des deux autres alliages.

Dans ce mémoire, l'acier utilisé pour la caractérisation sera le S41500, puisque ses propriétés mécaniques sont beaucoup plus homogènes et son approvisionnement est plus accessible.

Tableau 1-1 : Nomenclature acier 13Cr-4Ni

<b>Acier</b>	<b>Mode production</b>	<b>Limite élastique 0.2% (MPa)</b>	<b>Limite ultime (MPa)</b>
S41500	Laminé	min 620	min 795
CA-6NM	Coulé	min 550	min 755
410 NiMo	Fil fourré	min 767	min 927

Le Tableau 1-2 présente les compositions chimiques pour les différentes appellations de l'acier 13Cr-4Ni. Les intervalles ainsi que les maximums de pourcentage d'éléments d'alliage sont similaires pour les trois aciers et démontrent que ces trois aciers sont de la même famille. Sauf lorsque des intervalles de composition sont donnés, les teneurs indiquées

sont des valeurs maximales permises. Hydro-Québec pour des questions de soudabilité de l'alliage CA6NM, demande une teneur maximale de 0.03 % de C.

Tableau 1-2: Composition chimique acier 13Cr-4Ni (% poids)

Acier	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)
S41500	0.05	0.50-1.00	0.03	0.03	0.6	11.5-14.0	3.5-5.5	0.50-1.00
CA-6NM	0.06	1.00	0.04	1.00	1.00	11.5-14.0	3.5-4.5	0.40-1.00
410 NiMo	0.06	1.00	0.04	0.03	1.00	11.0-12.5	4.0-5.0	0.40-0.70

Ces comparaisons permettent de mieux comprendre la différence entre ces trois aciers. Dans la littérature, la plupart des données disponibles pour ce type d'acier sont sur le CA-6NM. Il est important de mettre en évidence que certaines propriétés mécaniques sont affectées par le type de mise en forme. Par exemple, l'orientation du laminage aura une incidence sur les propriétés mécaniques prélevées sur un 415, tandis que pour le CA-6NM, il n'y a pas d'orientation de grain. De plus, une faible variation des teneurs d'alliage du matériau a un effet direct sur les températures de changement de phases. Donc, certaines propriétés devront être mesurées précisément en laboratoire, même si l'information est partiellement disponible dans la littérature. Par exemple, si la composition chimique de l'acier varie, la température à laquelle le maximum d'austénite de réversion stable se forme peut varier de  $\pm 20$  °C. Cette température est critique pour réaliser un traitement thermique de revenu idéal. Elle devra être mesurée préalablement en laboratoire pour ensuite construire un plan expérimental bien défini autour de celle-ci.

### 1.1.3 Avantages et inconvénients de l'acier 13Cr-4Ni

Cet acier a une résistance mécanique ultime très élevée et une excellente résistance à la corrosion. De plus, il possède une bonne résistance à l'abrasion, ainsi qu'à la cavitation. Ce type d'acier permet l'assemblage de structures mécano-soudées tel que l'assemblage de l'aube à la couronne et à la ceinture.

Cependant cet acier martensitique a un coût relativement élevé, puisque ses deux éléments d'alliage principaux sont le chrome et le nickel qui sont très dispendieux. De plus, le faible volume de production de cet acier cause une hausse de son prix de vente.

Un inconvénient majeur pour la fabrication des roues de turbine, c'est la difficulté d'obtenir une température homogène lorsque la roue est grande, épaisse et de forme complexe pendant le traitement thermique post-soudage. Ce gradient thermique peut causer une fissuration dans la soudure et générer des contraintes résiduelles pendant le refroidissement. Pour éliminer ce gradient thermique, ainsi que maximiser la relaxation des contraintes résiduelles, il est recommandé d'utiliser des taux de chauffe et de refroidissement très lents pendant le revenu. Cependant, un séjour prolongé à de hautes températures peut provoquer une diminution considérable des propriétés mécaniques due à un sur-revenu de la martensite. De plus, il est difficile d'obtenir des températures uniformes en pratique sur de grandes pièces épaisses telle qu'une roue hydraulique même à des taux de chauffe très lents. Un compromis doit être réalisé entre le taux de chauffe, le taux de refroidissement, le temps de maintien, les propriétés mécaniques et la relaxation des contraintes résiduelles. Le tout dans le but de maximiser la vie utile de la roue.

#### **1.1.4 Cinétique de changement de phase**

Dans cette section, les différentes phases en présence dans l'acier 13Cr-4Ni sont identifiées et comparées. Ensuite, la cinétique de changement de phase est comparée pour un état d'équilibre avec un état de non-équilibre.

##### **1.1.4.1 Phases martensitique, austénitique et ferritique**

Les trois types de réseaux cristallographiques pouvant être observés sont illustrés à la Figure 1-2. La maille élémentaire de l'austénite est de type cubique à face centrée (CFC) présentée en a), tandis que la martensite a une structure cristalline plutôt tétragonale corps centrée (BCT) illustrée en c). La maille élémentaire de la ferrite possède quant à elle, un arrangement atomique de type cubique corps centré (CC) illustrée en b).

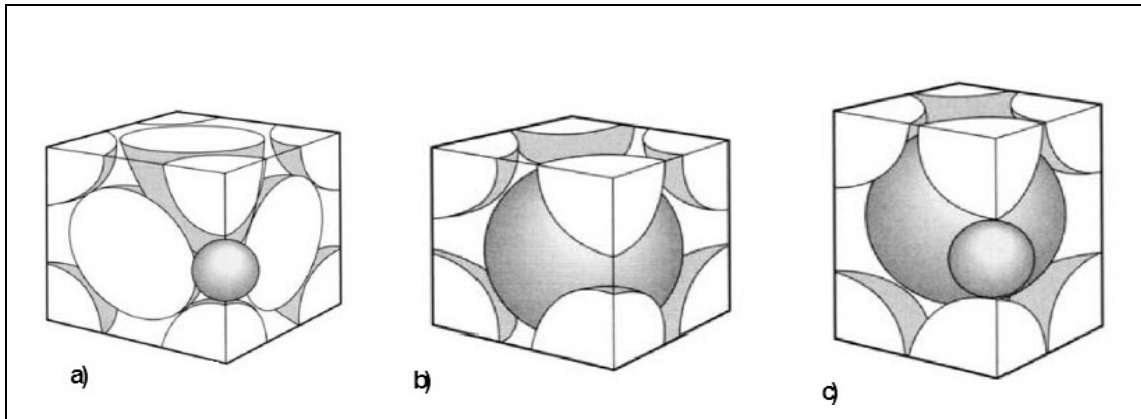


Figure 1-2 : Les trois types de réseaux cristallographiques a) Austénite CFC b) Ferrite CC c) Martensite BCT (adapté de Martensitic structure ASM handbook 2004 p.165-178).

Ces différentes phases ont toutes un effet direct sur les propriétés mécaniques du matériau. Il est donc important de bien comprendre la cinétique de transformation de phase et d'identifier les phases en présence reliées à la problématique à l'étude. Il faut être en mesure de connaître les états métallurgiques et les propriétés mécaniques du matériau subissant des températures de revenu désirées pour bien comprendre les phénomènes pendant un tel traitement thermique.

Dans la littérature, différents termes sont employés pour décrire deux phases austénitiques différentes et formées avec une différente cinétique. L'austénite résiduelle est caractérisée par le fait qu'elle reste présente dans l'acier après une austénitisation complète, suivi d'une trempe à l'air. Son pourcentage est relativement faible environ 2 %. Par ailleurs, l'austénite de réversion se forme pendant le revenu à des températures supérieures à  $A_{c1}$  et elle peut être stable thermiquement après le refroidissement. L'austénite est stable thermiquement puisque les éléments gammagènes migrent de la martensite vers l'austénite.

#### 1.1.4.2 Diagramme d'équilibre

Le diagramme d'équilibre du Fe-Cr-Ni issu des travaux de Folkard (1988) est présenté à la Figure 1-3. La ligne rouge qui est tracée sur le diagramme représente les différentes phases à l'équilibre de l'acier 13Cr-4Ni. Ce diagramme permet aussi de déterminer  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$  à



l'équilibre. La température  $A_{c1}$  représente le début de la transformation de la ferrite en austénite lors du chauffage à un taux très lent et la température  $A_{c3}$  signifie la fin de la transformation complète de la ferrite en austénite lors du chauffage.

Selon le diagramme, à la température ambiante jusqu'aux alentours de  $A_{c1}$  à 620 °C la phase présente à l'état d'équilibre est la ferrite  $\alpha$ . Au-dessus de 620 °C jusqu'à  $A_{c3}$  à 720 °C, les deux phases en présence sont la ferrite  $\alpha$  et l'austénite  $\gamma$ . Au-dessus de 720 °C, la microstructure est totalement austénitique jusqu'à 1250 °C. Ensuite de 1250 °C jusqu'à 1300 °C les deux phases en interaction sont l'austénite  $\gamma$  et la ferrite  $\delta$ . Au-dessus de 1300 °C, la seule phase présente à l'état solide est la ferrite  $\delta$ .

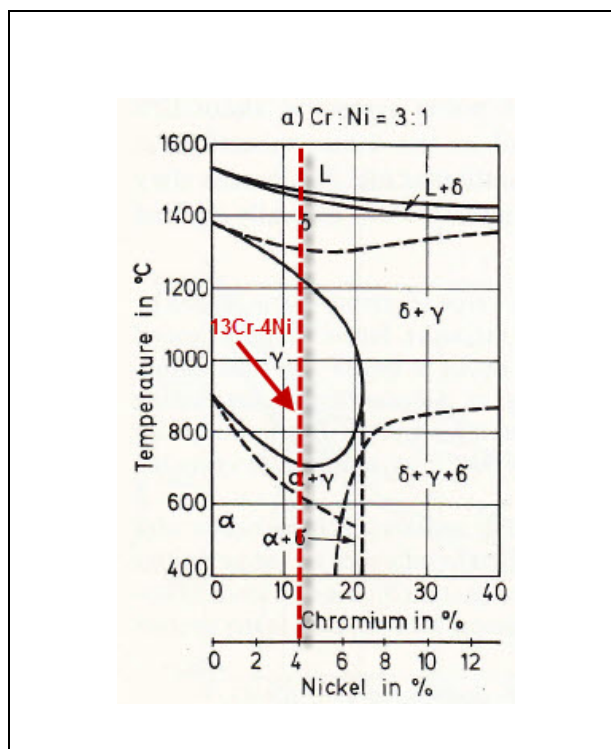


Figure 1-3 : Diagramme d'équilibre Fe-Cr-Ni (adapté de Folkhard (1988)).

Ce diagramme d'équilibre n'est pas représentatif des différentes phases réellement en présence dans cet acier à cause de la problématique des traitements de trempe et revenu. En réalité, l'acier 13Cr-4Ni subit une trempe à l'air à partir du domaine austénitique au refroidissement même pour un taux de refroidissement extrêmement lent, ce qui a pour conséquence l'apparition de la phase martensitique  $\alpha'$  à la température ambiante au lieu de la phase ferrite  $\alpha$ . La martensite formée est une phase sursaturée en carbone qui se retrouve captive du réseau cristallin austénitique de la phase mère. Cette transformation est dite displacive puisqu'elle se produit en l'absence de diffusion du carbone. À l'inverse, la transformation austénitique est de type diffusive puisqu'elle fait intervenir les mécanismes de diffusion des atomes d'éléments en solution solide.

Ce phénomène est illustré sur un diagramme de transformation en refroidissement continu TRC d'un acier 13Cr-4Ni à la Figure 1-4. En partant du domaine austénitique même pour un refroidissement très lent durant plus de 27 h, la microstructure de l'acier est toujours totalement martensitique avec une dureté très élevée de 387 HV.

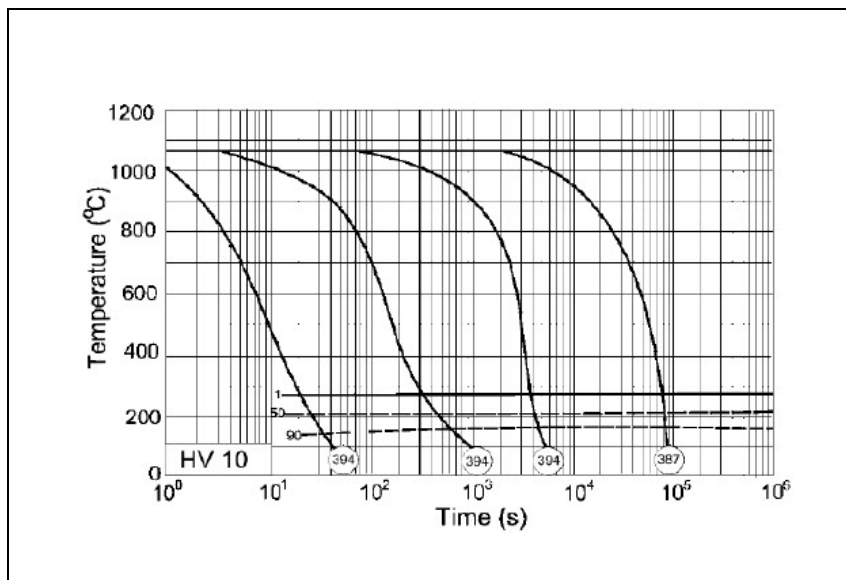


Figure 1-4 : Diagramme de transformations en refroidissement continu TRC pour un acier 13Cr-4Ni, dureté (HV)  
(Tiré de Dowson (2008))

La phase ferritique  $\alpha$  n'est donc pas observable en quantité appréciable dans cet acier même s'il est refroidi très lentement jusqu'à la température ambiante.

Un diagramme peut être utilisé pour déterminer la microstructure d'un acier inoxydable déposé par procédé de soudage après son refroidissement en fonction de sa composition chimique. Il s'agit du diagramme de Schaeffler, il est illustré à la Figure 1-5. Il est possible de déterminer la microstructure approximative de l'acier 13Cr-4Ni à l'aide du nickel équivalent et du chrome équivalent pour un cordon de soudure refroidi. Sur ce diagramme, la martensite est identifiée comme étant la seule microstructure en présence. Par contre, ce diagramme ne tient pas compte du fait que plusieurs cordons peuvent être déposés un à la suite de l'autre. Lorsqu'une soudure de 13Cr-4Ni est composée de plusieurs cordons, les premiers cordons déposés peuvent former de l'austénite de réversion stable lors du dépôt des cordons subséquents. Cependant, le dernier cordon déposé correspond effectivement à de la martensite comme illustré sur le diagramme de Schaeffler.

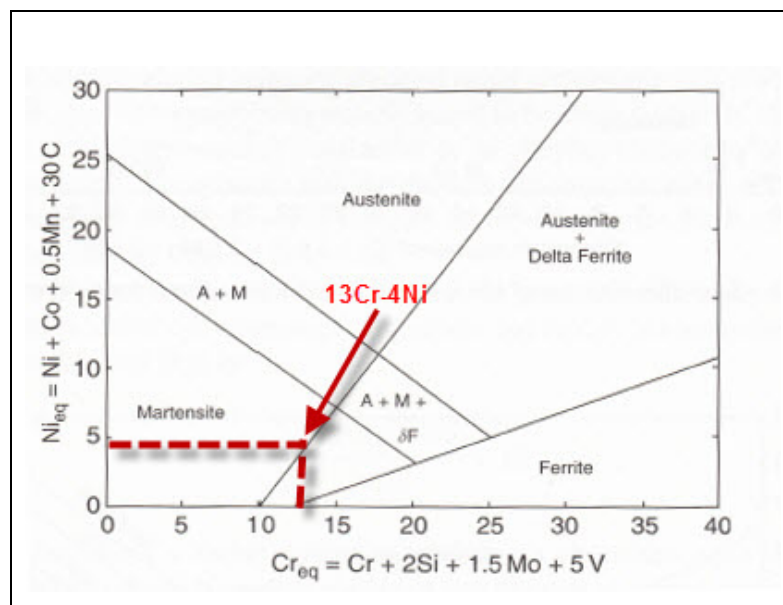


Figure 1-5 : Diagramme de Schaeffler (adapté de Lippold and Kotecki (2005))

### 1.1.4.3 Cycle thermique

Une courbe dilatométrique d'un acier 13Cr-4Ni réalisée par Côté (2007) est présentée à la Figure 1-6. Ce cycle thermique permet de bien expliquer les cinétiques de changement de phases pour un acier 13Cr-4Ni. Dans cette démarche expérimentale, deux essais sont réalisés avec un taux de chauffage et de refroidissement constant. Les deux taux examinés sont les suivants : 5 °C/min (C1T1) courbe pâle et 1 °C/min (C1T3) courbe foncée.

Le cycle thermique de l'essai C1T3 de la Figure 1-6 ayant un taux de chauffage de 1 °C/min sera expliqué en détails pour établir les cinétiques de changement de phases en état de déséquilibre à des taux réalistes qui peuvent être appliqués à des traitements thermiques. Le point 1 représente l'état initial du cycle thermique. À ce point, l'état métallurgique du matériau est tel que reçu, c'est-à-dire qu'il réside un certain pourcentage d'austénite de réversion non quantifiée et de la martensite revenue. La température initiale est de 20 °C. L'échantillon est ensuite chauffé à un taux constant. Le point 2 représente le début de la transformation austénitique à 620 °C qui est caractérisé par une diminution de volume. Jusqu'à cette température, la déformation de l'échantillon augmente considérablement dû à la dilatation thermique. Par la suite, lorsque la transformation austénitique s'entame, au début du point 2, la déformation diminue significativement suivant un profil parabolique. Cette diminution se produit puisque l'austénite formée possède un volume inférieur à celui de la martensite. La fin de la transformation austénitique se situe à 940 °C. Au point 3, la structure cristalline est 100% austénitique. À partir de ce point, l'échantillon est refroidi au même taux constant. Entre les points 3 et 4, l'échantillon subit un retrait thermique dû au refroidissement. Le point 4 représente la température de début de transformation martensitique à 300 °C. Le même principe s'applique que précédemment, mais à l'inverse, l'échantillon subit une dilatation pendant la transformation martensitique, puisque celle-ci a un volume plus élevé que l'austénite. Le point 5, représente la fin du cycle thermique, le retour à la température de départ. En théorie, l'état final du matériau au point 5, doit être de 100 % martensite puisque celui-ci a subi une trempe à l'air pendant le refroidissement du domaine austénitique. Les points 1 et 5 ne se superposent pas et mettent en évidence la différence de volume associée à deux états métallurgiques différents à la température

ambiante. En fait, le cycle ne se referme pas et l'échantillon est plus court à la fin du cycle qu'initialement. Ceci s'explique par le fait que la microstructure contenait au départ une quantité d'austénite de réversion alors qu'à la fin, toute cette austénite s'est retransformée en martensite.

Deuxième remarque associée à ces cycles thermiques, tel que présenté au Tableau 1-3 : le taux de chauffe et de refroidissement semblent jouer un rôle non négligeable sur le début et la fin de la transformation austénitique et sur la fin de la transformation martensitique. Lorsque le taux de chauffage est plus élevé comme l'échantillon C1T1, le début de la transformation austénitique est retardé et se prolonge à des températures supérieures, tandis que le début de la transformation martensitique ne semble pas être influencé, alors que la fin semble l'être légèrement.

Tableau 1-3 : Cinétiques de changement de phase du 13Cr-4Ni (tiré de Côté (2007)).

<b>Essais</b>	<b>Début</b> <i>M</i> → <i>γ</i>	<b>Fin</b> <i>M</i> → <i>γ</i>	<b>Début</b> <i>γ</i> → <i>M</i>	<b>Fin</b> <i>γ</i> → <i>M</i>	<b>Déformation</b> <b>résiduelle</b>
C1T1	660°C	940°C	300°C	80°C	0.0015583
C1T3	620°C	835°C	300°C	90°C	0.0011677

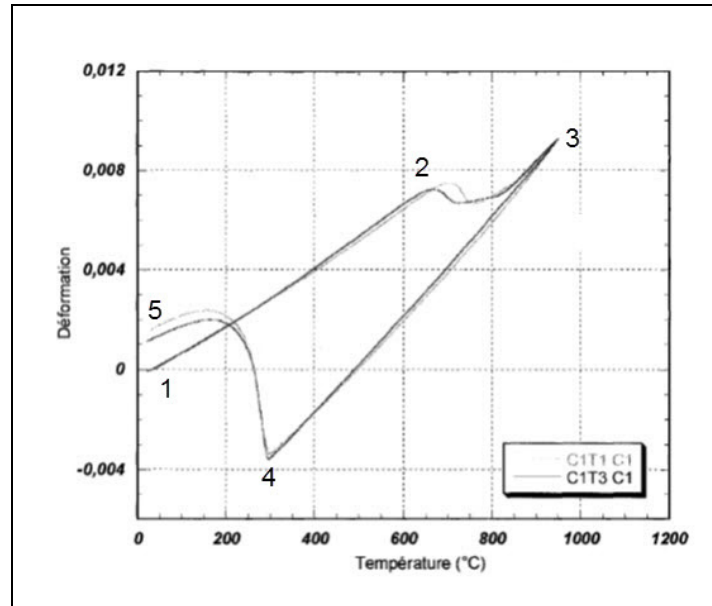


Figure 1-6 : Courbe dilatomètre 13Cr-4Ni  
(adapté de Côté (2007))

Godin (2014) a aussi produit une courbe dilatométrique du 13Cr-4Ni pour un taux de 2 °C/min qui se situe entre les deux courbes dilatométriques de la Figure 1-6. Baillargeon (2015) a mesuré des courbes dilatométriques d'aciers CA6NM et 415 de diverses provenances à un taux de chauffage lent de 1 °C/min pour tous les essais. Il démontre que pour ce type d'acier qu'il s'agisse d'aciers corroyés ou coulés, de diverses provenances, la courbe dilatométrique du matériau est affectée. De plus, Akhiate (2015) démontre avec des courbes dilatométriques que l'augmentation de la teneur du carbone dans cet acier martensitique augmente considérablement la température  $M_s$ . Lanteigne (2006) a aussi établi un programme issu des courbes dilatométriques pour prédire la fraction volumique de l'austénite et de la martensite en fonction de la température pour divers taux de chauffe et de refroidissement.

Dans ce mémoire, l'état métallurgique initial de l'acier 13Cr-4Ni pour tous les essais mécaniques sera un état brut de trempe. Le matériau de base S41500 subira une austénitisation complète, et ensuite il sera refroidi à l'air ambiant pour être au point 5 sur la Figure 1-6. De cette manière, tous les états initiaux des essais seront identiques avec une

microstructure théorique constituée de 100 % martensite, correspondant au dernier cordon de soudure déposé. Cette nuance est importante pour observer l'effet du traitement de revenu. Les deux états métallurgiques initiaux différents subissant le même traitement n'ont pas la même incidence sur la microstructure et sur les propriétés mécaniques observées après le traitement. Donc pour comparer et isoler les effets du traitement de revenu, les états initiaux métallurgiques des échantillons doivent tous être identiques.

### **1.1.5 Éléments d'alliages et leurs rôles**

Les éléments d'alliages du 13Cr-4Ni jouent un rôle important sur les propriétés mécaniques, ainsi que sur les cinétiques de changement de phases. Les rôles et les effets des principaux éléments d'additions de cet acier sont brièvement décrits ci-dessous.

#### **1.1.5.1 Carbone et chrome**

Le carbone est un élément d'alliage présent en faible teneur soit moins de 0.05 % selon la norme ASTM A240/A240M-12 du S41500. Dans la famille des aciers martensitiques, sa teneur est limitée à 0.2 % pour limiter une importante formation de carbure avec le chrome. Hydro-Québec pose une exigence supplémentaire à 0.03 % pour des raisons de soudabilité. Le carbone est un élément gammagène et il joue un rôle primordial sur la dureté de cet acier. Lorsque le carbone est en solution solide dans la matrice, cela a comme effet de procurer une grande dureté dans l'acier. La dureté globale de l'acier 13Cr-4Ni augmente avec la teneur de carbone Gooch (1995). Plusieurs auteurs ont mesuré la dureté de cet acier dans un état métallurgique où la martensite n'est pratiquement pas revenue et une forte variabilité est observée pour une faible variation du taux de carbone. Tireh Dast (2015) a mesuré une dureté de 31.6 HRC, tandis que Chaix (2014) a mesuré 33 HRC et Akhiate (2015) a mesuré des valeurs de 33.5 HRC et de 41 HRC.

Sur le système Fe-C-Cr illustré à la Figure 1-7, il est possible d'observer la sensibilité du domaine austénitique reliée à la teneur de chrome et du carbone. Lorsque la teneur de chrome est fixée à 13 % comme dans un acier 13Cr-4Ni, une légère augmentation du taux de carbone permet d'accroître le domaine austénitique si sa teneur reste en dessous de 0.15 %, tandis

qu'une augmentation de la teneur en chrome a pour effet de diminuer ce même domaine et vice-versa pour une diminution de celle-ci.

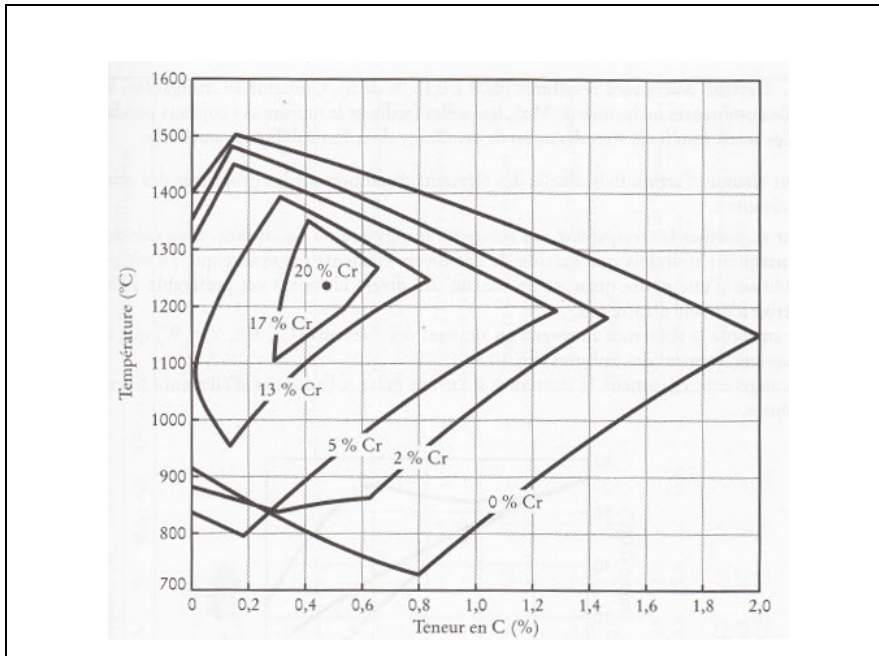


Figure 1-7 : Système Fe-C-Cr sur montrant l'influence de la teneur en chrome et en carbone sur la stabilité de l'austénite (Tiré de Baïlon (2000)).

De plus, le chrome augmente significativement la trempabilité de l'alliage et joue un rôle primordial sur la résistance à la corrosion. Par contre, le carbone et le chrome ont tendance à se combiner pour former des carbures de chrome  $Cr_23C_6$ . Ces carbures sont durs et ils se forment pendant le revenu, ils ont comme avantage premier de pallier l'adoucissement de la martensite (Baïlon (2000)). Par contre, lorsque le chrome sort de la matrice pour former des carbures, il appauvrit le métal. Celui-ci devient alors moins résistant à la corrosion puisque la formation du film de passivation en surface est graduellement compromise.

Iwabuchi (2010) a construit le diagramme théorique permettant de déterminer les températures critiques pour obtenir une précipitation du carbure  $Cr_23C_6$  à partir du domaine austénitique. Il est possible d'observer sur ce graphique illustré à la Figure 1-8 a) que les températures critiques pour la formation de ce carbure se situent entre 535 °C et 700 °C et le



temps pour les former est relativement long. Cependant, ces courbes sont théoriques et n'ont pas été validées avec des échantillons. De plus ce graphique s'applique seulement lorsque le matériau est complètement austénitisé et ensuite refroidi lentement. Sur le graphique b) de la Figure 1-8, il est possible de remarquer que les températures de revenu influencent la formation des carbures  $Cr_{23}C_6$ . Lorsque la température de revenu est faible et avoisinant les 580 °C, la précipitation des carbures est plus rapide, tandis que pour des températures plus élevées comme 630 °C la formation des carbures est ralentie. Le carbone est moins soluble à 580°C dans l'austénite de réversion qu'à 630 °C. Par contre, ces graphiques ne permettent pas de visualiser la croissance des précipités.

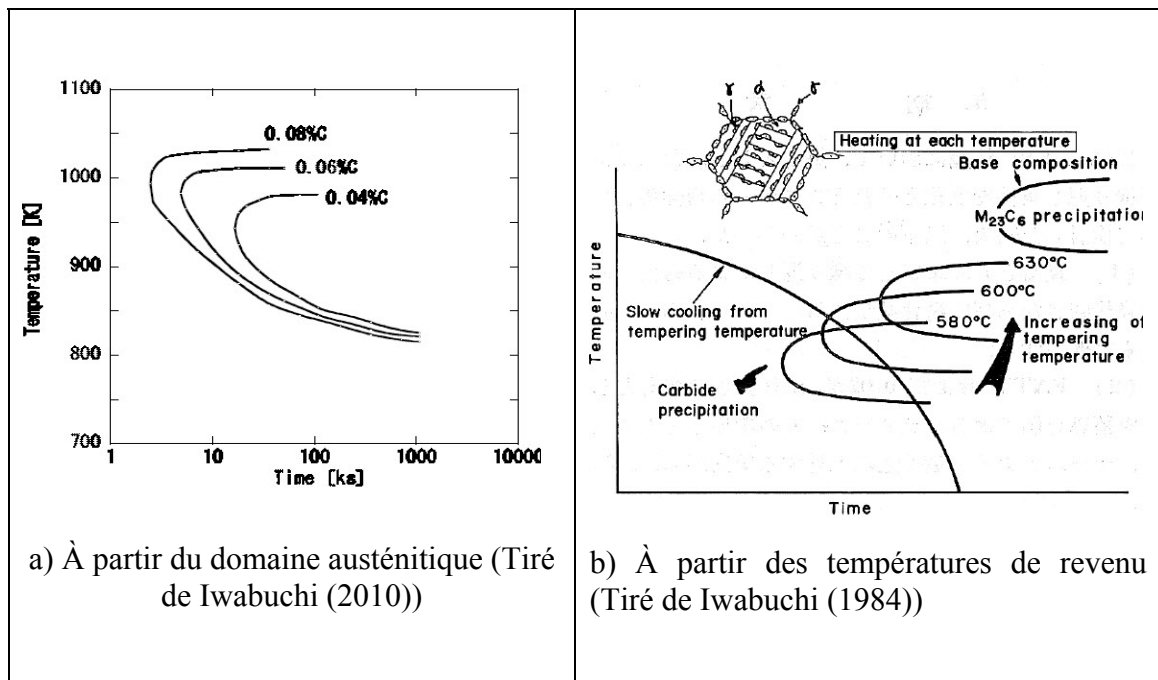


Figure 1-8 : Diagramme TTT indiquant l'influence de la teneur en carbone sur la cinétique de précipitation des carbures de chrome pour un acier de composition 13Cr-4Ni

Chaix (2014) a observé la présence des carbures  $Cr_{23}C_6$  sur un acier 13Cr-4Ni pour un revenu à 610 °C/8h et corrobore la présence de ce précipité. Song (2011) a aussi observé la formation des carbures  $Cr_{23}C_6$  pour des températures de revenu de 590 °C/30min. D'autres

travaux de Song (2010) ont aussi identifié ce carbure pour des températures de revenu faible de 570 °C, 580 °C et 610 °C pour un maintien de 2h. Il est à noter que la teneur du carbone du 13Cr-4Ni est de 0.051 % pour cette étude, ce qui est élevé et favoriserait la formation de ce carbure. Il a observé pour la température de 570 °C que les carbures se sont formés sans la présence d'austénite de réversion, tandis que pour les températures plus élevées, les images du microscope à balayage en transmission ont montré que l'austénite de réversion se forme à proximité des carbures  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . L'auteur Zhang (2015) a aussi caractérisé des carbures  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  dans cet acier, il les a observés pour une température de 620 °C pour des temps de maintien variant de 1h à 10h. Les carbures sont présents pour tous les temps de maintien, mais ils sont de grandeurs différentes. Il émet alors l'hypothèse qu'ils croissent en fonction du temps. Ces carbures se forment surtout aux joints de grains et à proximité et/ou dans l'austénite de réversion.

#### **1.1.5.2 Nickel**

L'acier à l'étude a une teneur de 4 % de nickel. Le nickel est un élément d'alliage dit gammagène; il abaisse la température de formation de l'austénite. Cet effet est bien illustré sur le diagramme d'équilibre du Fer-Chrome qui est présenté à la Figure 1-9. La ligne rouge tracée représente le cas de l'acier 13Cr-4Ni. On remarque qu'une augmentation de 2 % de nickel pour un pourcentage de chrome de 13 % accentue considérablement le domaine austénitique. L'intervalle austénitique passe alors de 780 °C à 700 °C, tandis qu'une diminution du pourcentage de nickel affaiblit le domaine austénitique fortement. Il est à noter que ce graphique a été fait pour une teneur de carbone de 0.05 %, ce qui est trop haut par rapport au 415 autour de 0.02 %. Seulement les tendances associées au nickel sont observées sur ce graphique.

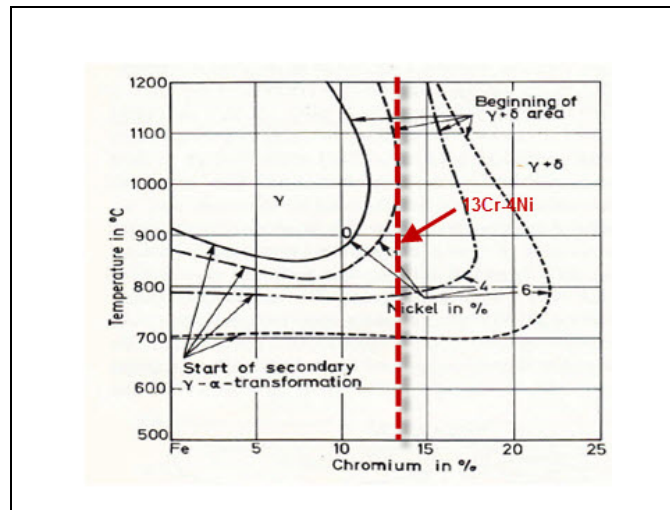


Figure 1-9 : Influence du nickel sur le diagramme équilibre Fer-Cr (adapté de Folkhard (1988))

De plus, comme Villando (2008) a démontré, le nickel joue un rôle important sur la stabilité de l'austénite de réversion à température ambiante. Comme illustré sur la Figure 1-10, le pourcentage d'austénite de réversion augmente considérablement en fonction du pourcentage de nickel présent dans un acier martensitique. Cet élément d'addition influence aussi la présence de la phase ferrite delta qui diminue avec l'augmentation du pourcentage de nickel. Dans l'acier 13Cr-4Ni, la phase ferrite delta peut être présente en faible quantité lorsque le matériau séjourne au-dessus d' $A_{c3}$ . Thibault (2009) a observé de la ferrite  $\delta$  en faible quantité dans une soudure de 410 NiMo. Cette phase possède de faibles propriétés mécaniques.

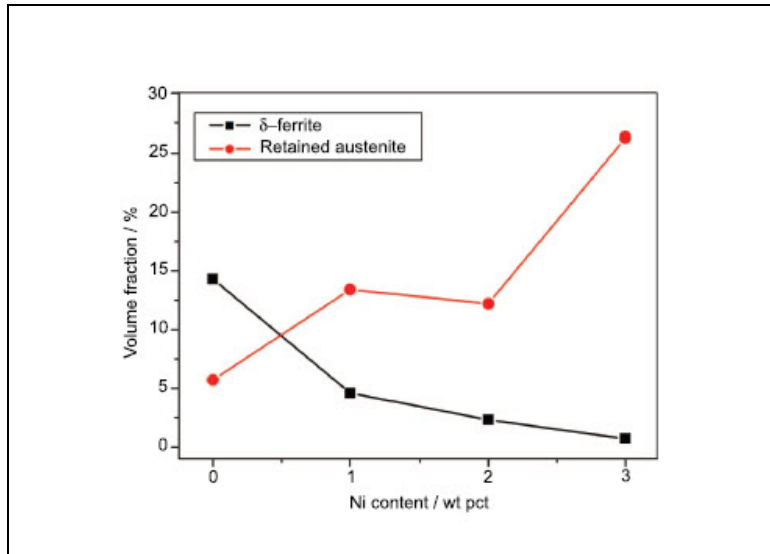


Figure 1-10 : Effet du nickel sur la quantité d'austénite de réversion et sur la ferrite delta (Tiré de Villando (2008))

## 1.2 Technique de soudage des aubes de turbines hydrauliques

Le procédé de soudage pour l'assemblage mécano-soudé d'une roue hydraulique est le soudage par fil fourré (FCAW) illustré à la Figure 1-11. Pour la fabrication de la roue, le procédé n'est pas automatisé avec le robot Scompi développé à l'IREQ, mais est par contre utilisé pour les réparations des roues in situ.

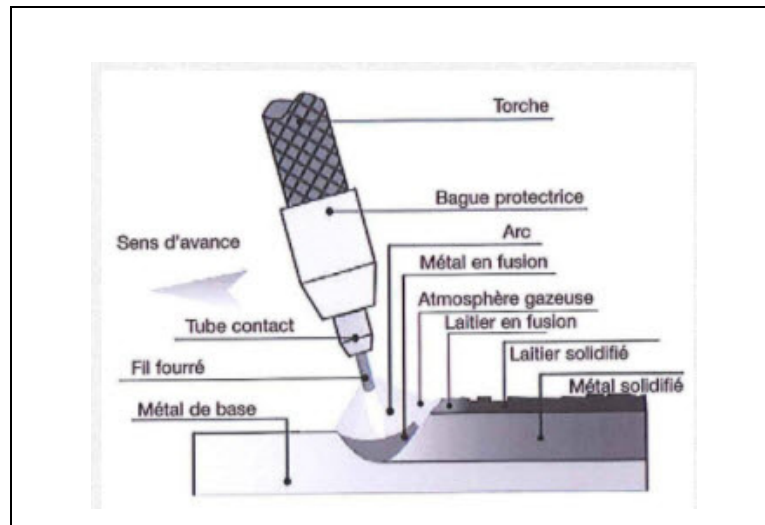


Figure 1-11 : Procédé de soudage par fil fourré  
(Tiré de <http://www.weldx.com/procedes-soudage.html>)

De manière générale, pour la nouvelle génération de roues hydrauliques, les aubes sont d'abord coulées en CA-6NM. Ensuite, elles sont soudées sur la ceinture et la couronne avec le métal d'apport 410 NiMo avec le procédé expliqué précédemment.

### 1.2.1 Formation des contraintes résiduelles

Pendant l'assemblage des aubes à la ceinture et à la couronne, un champ de contraintes résiduelles élevé se forme dû aux gradients thermiques ainsi qu'aux changements de phases présents dans l'acier. Typiquement, sur le sens longitudinal de la soudure, de fortes contraintes en tension sont observées. Lorsque le cordon de soudure passe de l'état liquide à l'état solide, il y a une contraction thermique par rapport au métal de base. Cela a pour effet de générer de la tension dans le cordon et de la compression dans le métal de base Nasri (2007). Ce phénomène est aussi présent dans une soudure de 13Cr-4Ni, cependant il est jumelé au changement de phase martensitique. Les contraintes résiduelles de la dernière couche de cordons déposée sont en compression, puisque pendant le refroidissement, les cordons de soudure subissent une transformation martensitique. Cette transformation martensitique est accompagnée d'une dilatation volumétrique de l'acier. Cette dilatation volumétrique a pour conséquence la formation de contraintes résiduelles, mais en compression. Les couches précédentes de cordons sont en tension puisqu'elles subissent un

traitement de revenu avec l'apport de chaleur des cordons rajoutés par-dessus. Lorsque les premiers cordons déposés sont de nouveau exposés à la chaleur des cordons subséquents, leur martensite fraîche s'adoucit et de l'austénite de réversion se forme. L'austénite de réversion engendre une contraction volumétrique provoquant des contraintes en tension pendant le refroidissement additionné de la contraction volumétrique thermique des cordons qui ont été réchauffés par les nouveaux cordons. De plus, les fortes contraintes en compression causées par les derniers cordons peuvent causer une redistribution des contraintes dans les premiers cordons. L'état final de la distribution des contraintes résiduelles longitudinales du métal d'apport 410 NiMo déposé sur une plaque d'acier S41500 est illustré à la Figure 1-12. Curtat (2016) a mesuré avec la méthode du contour des contraintes en compression en surface de -530 MPa et des contraintes en tension à cœur de la soudure de 450 MPa.

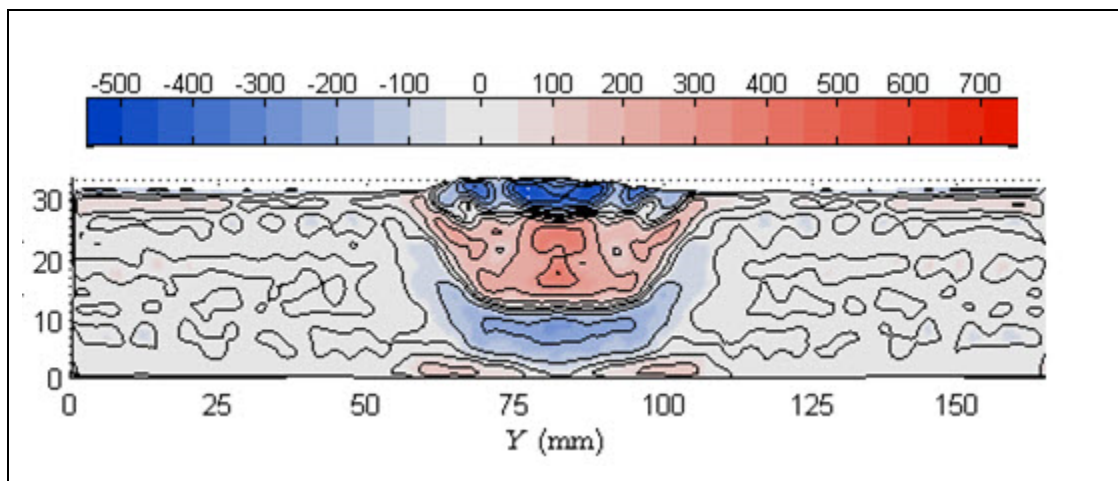


Figure 1-12 : Distribution des contraintes résiduelles longitudinales du 410 NiMo déposé sur du S41500 mesurée par la méthode du contour (MPa) (Tiré de Curtat (2016))

Ces contraintes résiduelles de tension sont élevées et sont dommageables sur la vie en fatigue des roues hydrauliques. La Figure 1-12 démontre l'importance de réaliser un traitement thermique post-soudage sur un assemblage mécano-soudé.

### **1.2.2 Traitement thermique post soudage et mécanisme de relaxation des contraintes résiduelles**

Selon le guide de soudage d'Hydro-Québec (2000), le but du traitement de détente est de réduire la possibilité de fissuration et d'assurer la stabilité dimensionnelle de la roue durant sa mise en service. Ce traitement de revenu est réalisé à la température appropriée. Cette température est déterminée par le fabricant pour une période assez longue afin d'atténuer les contraintes résiduelles dans la roue. Ensuite, le refroidissement se fait lentement pour ne pas réintroduire des contraintes thermiques générant d'autres contraintes résiduelles lors du retour à la température ambiante. De plus, dans le cas du CA6NM, le but du traitement thermique est aussi d'obtenir une microstructure constituée de martensite revenue et d'austénite de réversion stable.

De manière générale, le fabricant utilise des montées et des descentes d'environ 25 °C/h avec des écarts maximums stricts à respecter entre les thermocouples installés sur la roue. Le traitement thermique peut durer 48 h au total, avec un temps de maintien de 8 h à la température désirée.

### **1.2.3 Effet du traitement thermique de revenu sur l'acier 13Cr-4Ni**

L'effet de la température, du temps ainsi que du taux de refroidissement du traitement thermique post-soudage sont discutés.

#### **1.2.3.1 Effet de la température de revenu**

L'effet de la température est illustré sur la Figure 1-13 adaptée de Bilmes (2001). La microstructure en a), représente de la martensite fraîche obtenue après une austénitisation complète ; aucun revenu n'est appliqué à ce stade. Cette microstructure est associée à la dernière rangée de cordons de soudure déposée. En b), l'acier est revenu avec un traitement idéal, la martensite est revenue et une quantité appréciable d'austénite de réversion s'est formée et est demeurée stable pendant le refroidissement. Cette microstructure serait celle de la dernière couche de cordons qui a subi un revenu idéal. En c), le matériau est sur-revenu, il a subi un séjour trop prolongé à une température de revenu ou bien il a vu une température de revenu trop élevée pour un court laps de temps. Ce qui a eu pour effet de diminuer la

stabilité de l'austénite et une quantité de celle-ci s'est retransformée en martensite fraîche pendant le refroidissement. L'austénite de réversion devient instable lorsque le nickel diffuse de l'austénite vers la martensite. Cette microstructure mixte pourrait être associée aux cordons de soudure sous la couche de la dernière rangée. Ils subissent plusieurs traitements thermiques incontrôlés pendant le procédé de soudage additionné du traitement de détente à la fin de l'assemblage.

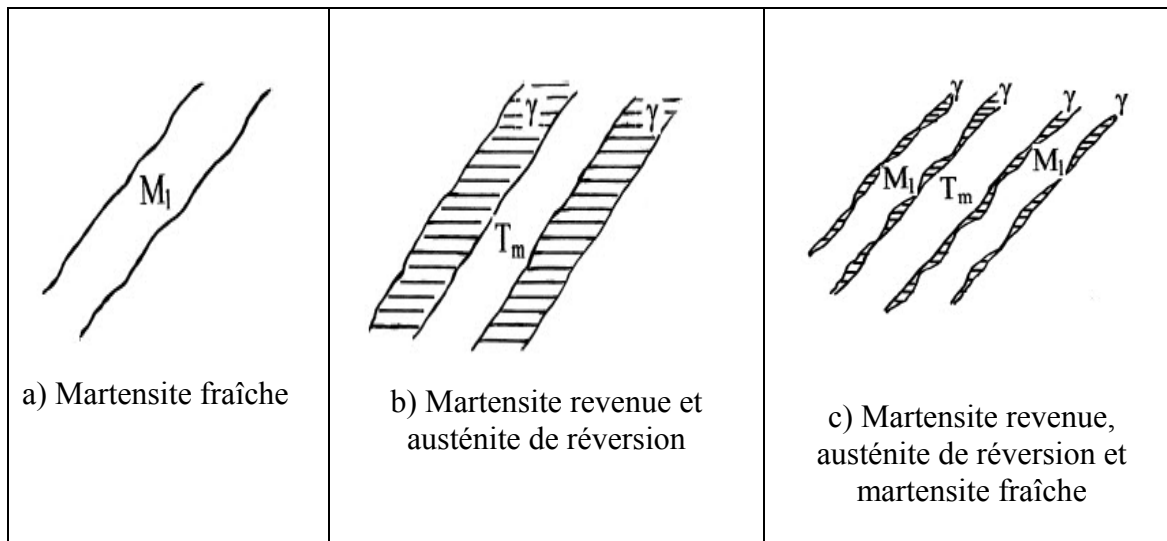


Figure 1-13 : Évolution de la microstructure en fonction de la température de revenu dans un acier martensitique inoxydable (Adapté de Bilmes (2001))

L'austénite de réversion se forme au joint de grain austénitique primaire dans la martensite, ainsi que le long des lattes de martensite Song (2011).

La cinétique de la formation de l'austénite en fonction de la température de revenu est présentée à la Figure 1-14. La courbe de l'austénite de réversion en fonction de la température est en forme de cloche. C'est-à-dire que la quantité d'austénite de réversion stable croît jusqu'à une température critique. Cette température critique représente le sommet de la cloche. À droite du sommet, une partie de l'austénite de réversion devient instable thermiquement et une fraction de cette austénite se retransforme en martensite fraîche comme mentionné plus tôt. Les travaux de Song (2001) portant sur le 13Cr-4Ni à la Figure 1-14 en



a) montrent que le maximum d'austénite de réversion stable est formé aux alentours de 618 °C pour un temps de maintien de 30 minutes. Chaix (2014) a aussi tracé l'austénite de réversion en fonction de la température tel qu'illustrée à la Figure 1-14 en b). Pour un temps de maintien de 2 h, le maximum d'austénite est semblable à Song (2001), un faible pourcentage de 6 % d'austénite se forme à une température de 630 °C. Il a aussi vérifié la tendance pour un temps de maintien plus long et celui-ci semble avoir une incidence à la hausse sur la quantité d'austénite formée. Ce sujet sera discuté dans la prochaine section.

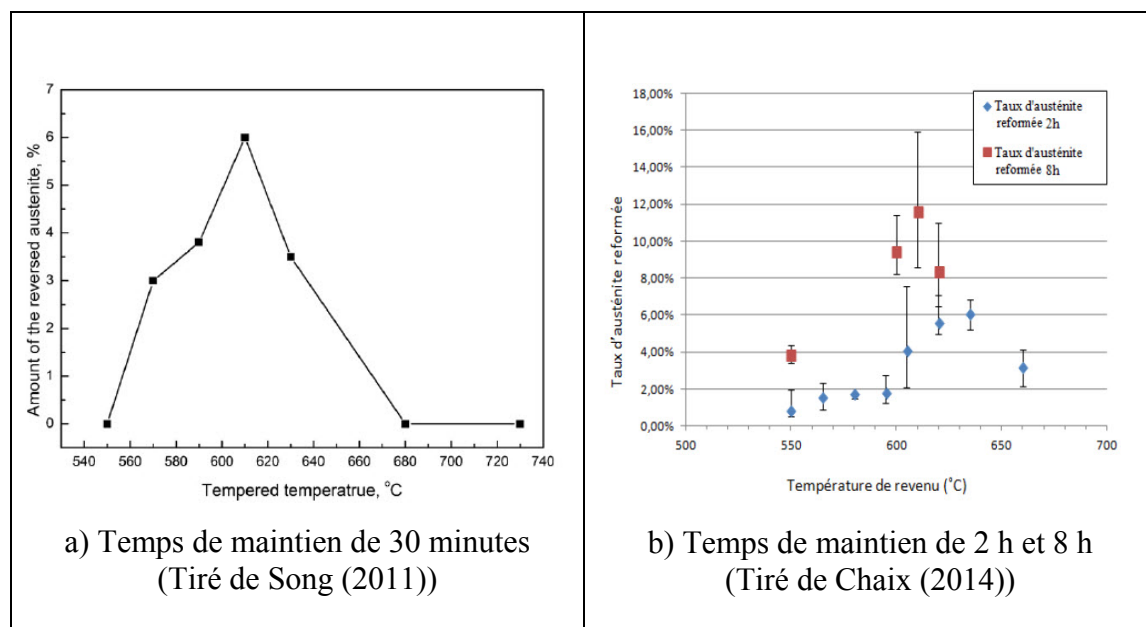


Figure 1-14 : Cloches d'austénite de réversion en fonction de la température pour différents temps de maintien sur un acier 13Cr-4Ni

Amrei (2016) a aussi tracé la cloche d'austénite pour le métal déposé 410 NiMo. Il observe une température critique de 610 °C pour un temps de 1 h et 2 h. Après 1 h, il a mesuré 10.5 %, tandis qu'après 2 h de revenu, il obtient 12.9 % d'austénite de réversion. Robichaud (2007) a identifié comme 618 °C la température critique avec 10 % d'austénite de réversion formée aussi pour un acier 13Cr-4Ni. Zou (2010) a mesuré la température critique comme étant 600 °C pour un maintien de 3 h suivi d'un refroidissement à l'air et il a observé 11.5 % d'austénite de réversion.

Ces différents travaux démontrent que la température critique ainsi que la quantité d'austénite de réversion sont sujets à une forte variabilité pour des aciers de composition nominale 13Cr-4Ni de différentes provenances et ayant des teneurs d'éléments d'alliage qui diffèrent de quelques dixièmes de pourcent seulement. Il y a des intervalles de tolérance sur la teneur d'alliage et la différence entre le minimum et le maximum peut avoir un impact sur les températures de transformation de phases.

Iwabuchi (1982) a déterminé la solubilité du carbone dans la phase de l'austénite de réversion en fonction de la température de revenu. Le graphique obtenu est présenté à la Figure 1-15. Il met en évidence que le carbone est beaucoup moins soluble pour des températures de revenu inférieures à 550 °C. Il est porté de croire que les carbures  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  pourront se former plus facilement aux alentours de 550 °C, puisqu'au-dessus de cette température la solubilité du carbone augmente considérablement dans l'austénite. Le carbone étant un élément gammagène, il influence fortement la stabilité de l'austénite de réversion. Si l'austénite rejette une trop grande quantité de carbone pour former des carbures et les faire croître, l'austénite de réversion perdra en stabilité. Cependant, si la précipitation est fine, elle provoquera un enrichissement de nickel ponctuel qui favorisera davantage la formation d'austénite de réversion dans cette région. Le chrome, un élément alphagène, joue le rôle inverse du carbone. Lorsqu'il sort de la matrice pour former le  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , il permet d'augmenter la stabilité de l'austénite de réversion, mais son impact est cependant plus faible que celui du carbone.

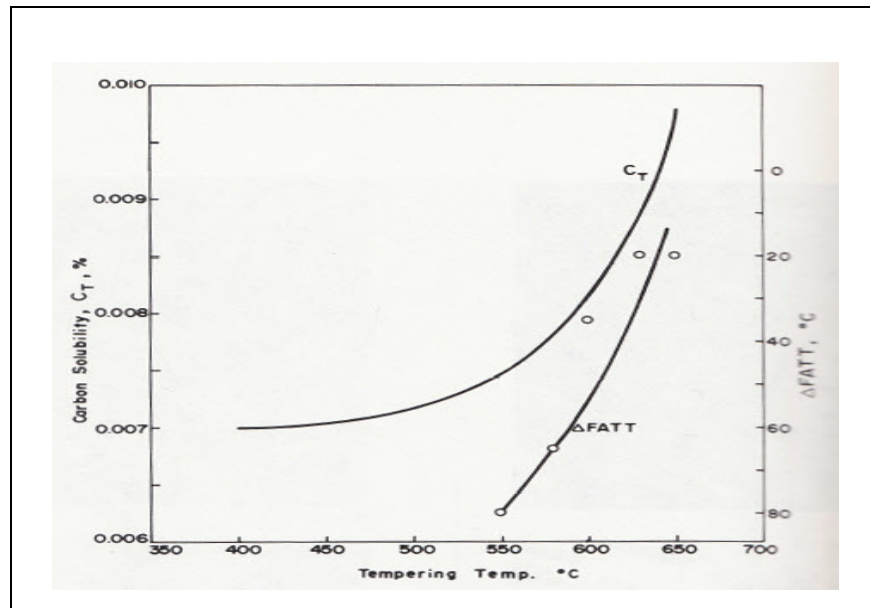


Figure 1-15 : Solubilité du carbone dans l'austénite de réversion en fonction de la température de revenu (Tiré de Iwabuchi (1982))

Donc, la précipitation du carbure  $Cr_{23}C_6$  peut stabiliser l'austénite de réversion si elle est présente en faible quantité, cependant si les carbures sont très nombreux et/ou de grandeurs incohérentes, ils peuvent diminuer la stabilité de l'austénite de réversion.

Ces carbures se forment le long des lattes de martensite Song (2010) et à proximité de l'austénite de réversion Zhang (2015).

De plus, la température joue un rôle important sur la formation des carbures. Amrei (2016) a mesuré des carbures  $Cr_{23}C_6$  de 25 nm pour une température de revenu de 520 °C pour 1 h de maintien avec une forte densité de 13.2 carbures par micromètre carré, tandis que pour une température plus élevée de 600 °C, il a mesuré des carbures de 73 nm avec 2.1 carbures par micromètre carré aussi pour un temps de maintien de 1 h. Selon ces observations, la quantité de carbure semble être supérieure pour des températures faibles, tandis que la grosseur des carbures semble être supérieure pour des températures un peu plus élevées.

### 1.2.3.2 Effet du temps

L'effet du temps de revenu pour une température donnée pour l'acier 13Cr-4Ni est plutôt mitigé en ce qui concerne les différents travaux effectués à ce sujet. Iwabuchi (1984) et Zou (2010) ont mesuré des taux d'austénite stables thermiquement dans le temps pour des températures de revenu inférieures à 600 °C inclusivement (voir Figure 1-18). Le taux d'austénite croît rapidement dès les premières heures pour atteindre un plateau d'équilibre après plusieurs heures. Par contre Iwabuchi (1984) a mesuré une dégradation rapide de cette stabilité pour une température de 630 °C comme illustré sur la Figure 1-16 a). Cette dégradation peut s'expliquer par une température élevée qui favorise la diffusion du nickel, élément gammagène dans l'austénite vers la matrice. Alors, au refroidissement, il y a un changement de phase martensitique partielle. Le carbone, élément gammagène, peut aussi diffuser de l'austénite vers la matrice lorsque les températures sont plus élevées pour un temps de maintien relativement long.

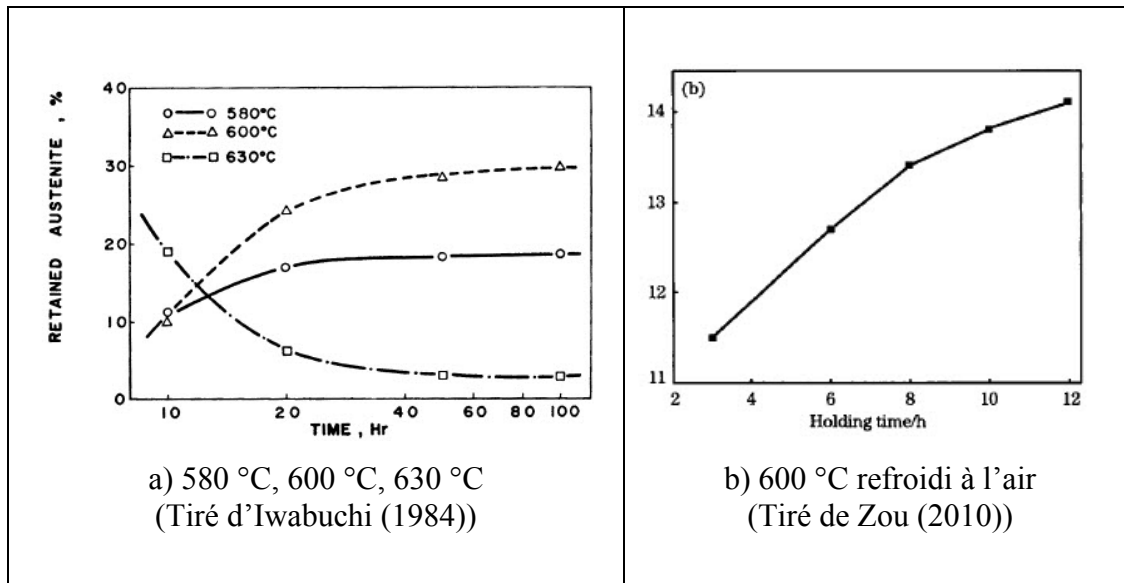


Figure 1-16 : Effet de la stabilité de l'austénite de réversion en fonction du temps de maintien pour un acier 13Cr-4Ni

Song (2011) a aussi vérifié l'effet du temps sur la formation de l'austénite. L'effet du temps et de la température qu'il a observé est présenté à la Figure 1-17. Il observe la quantité

d'austénite qui se forme pour des temps relativement courts de 5 minutes et de 30 minutes respectivement. Entre 580 °C et 640 °C, l'effet est appréciable et bien présent. L'austénite se forme par processus de diffusion et requiert du temps.

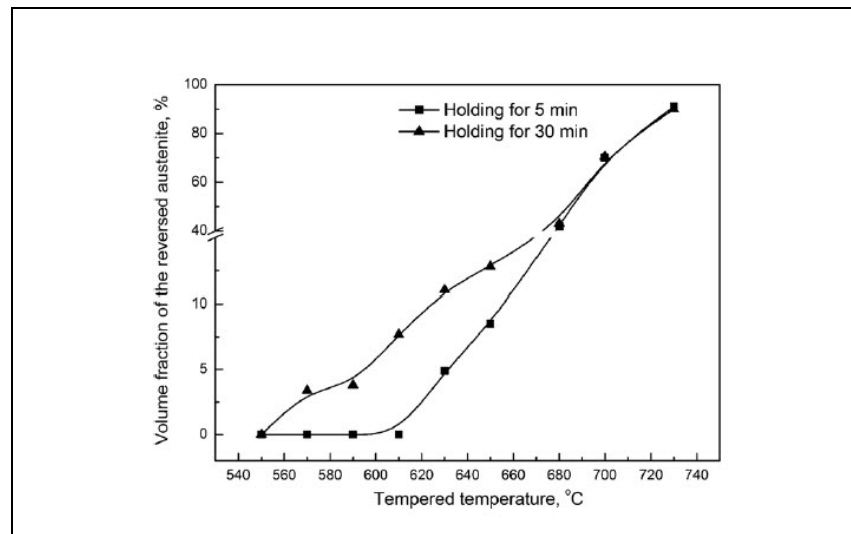


Figure 1-17: Effet du temps et la température sur la stabilité de l'austénite reformée sur un acier 13Cr-4Ni (Tiré de Song (2011))

Zhang (2015) a aussi fait une étude sur la stabilité de l'austénite de réversion avec différents temps de revenu pour une même température. Ces résultats sont illustrés à la Figure 1-18 a), il mesure une augmentation de l'austénite de réversion pendant les premiers 5 h pour atteindre un maximum de 9.5 %. Ensuite la stabilité de cette phase se détériore rapidement. Cet effet a aussi été observé dans les travaux d'Iwabuchi (1984) mentionnés plus tôt pour une température de 630 °C. Amrei (2016) observe la même tendance que les autres auteurs. Pour une température de 600 °C et 610 °C, il mesure une augmentation de l'austénite dans le temps. Tandis que pour une température de 620 °C, il observe une augmentation progressive jusqu'à 5 h, ensuite l'austénite de réversion se détériore lentement comme montré sur la Figure 1-18 b).

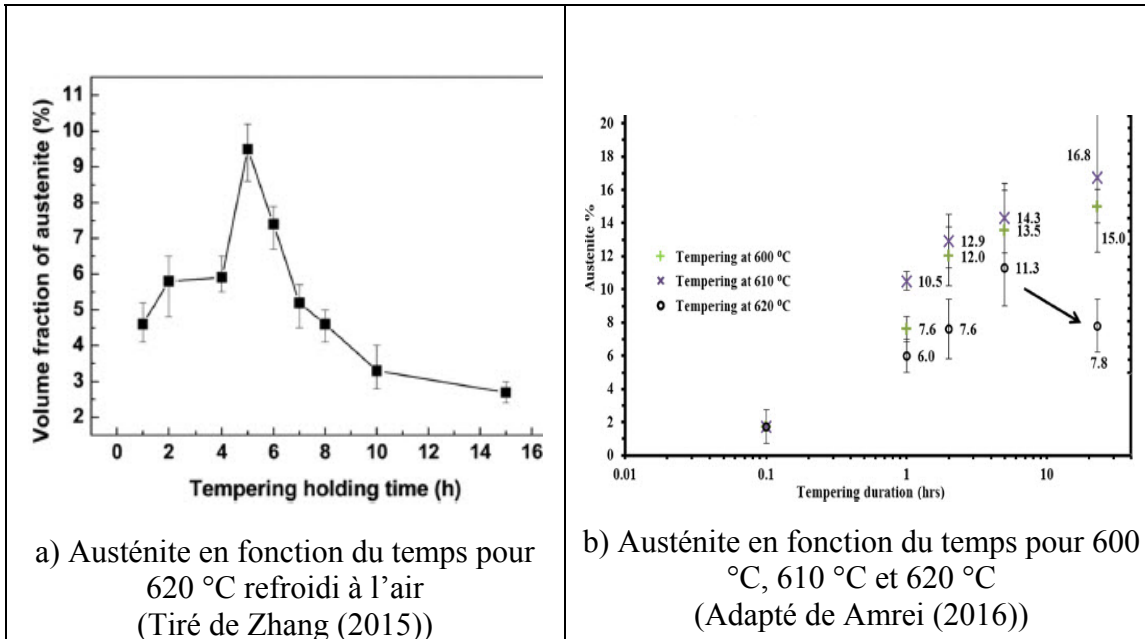


Figure 1-18 : Détérioration de la stabilité de l'austénite de réversion en fonction du temps de maintien sur un acier 13Cr-4Ni.

En résumé, si la température de revenu se situe de plusieurs degrés avant la température critique, le pourcentage d'austénite croît dans le temps pour atteindre un plateau. Si la température de revenu est très près de la température critique, le pourcentage d'austénite augmente plus rapidement, mais se détériorera dans le temps à cause de la diffusion du nickel. Tandis qu'une température un peu plus élevée que la température critique formera une quantité d'austénite rapide et plus élevée. Cependant, une fraction moins élevée restera présente au refroidissement qu'à la température critique à cause de la formation de martensite fraîche.

L'austénite de réversion se forme au joint primaire austénitique, ainsi qu'entre les lattes de martensite. Les ouvrages de Zhang (2015) permettent de comprendre l'évolution de l'austénite de réversion pour un traitement thermique de 620 °C en fonction de plusieurs temps de maintien. Les différentes morphologies mesurées avec le microscope électronique en transmission sont présentées à la Figure 1-19. Pour un temps de maintien court, l'austénite de réversion est de forme lamellaire (Figure 1-19 a)) et pour un séjour prolongé en température, sa morphologie deviendra plutôt granulaire avec la formation de petits îlots

comme on peut le voir à la Figure 1-19 h). De plus, la largeur des bandes d'austénite augmente en fonction du temps. Dans cette étude, après 1 h de maintien, la largeur de ces bandes est estimée à 100 nm et après un maintien de 8h, elle double à 200 nm. Lorsque l'austénite de réversion prend la forme d'îlots, celle-ci devient moins stable, tel que présenté plus tôt à la Figure 1-18 a) dans la même étude. Pour un temps de maintien de 8 h, la quantité d'austénite a chuté à 4.5 % même si celle-ci avait préalablement atteint un maximum de 9.5 % après 5 h.

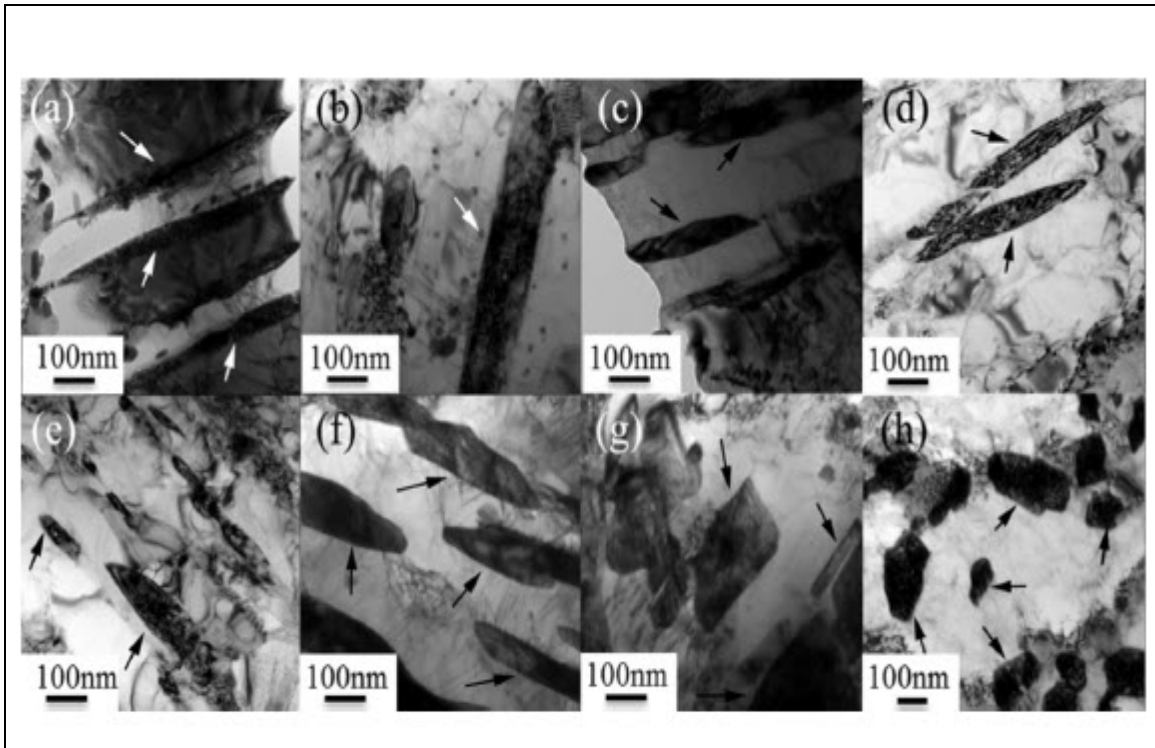


Figure 1-19 : Évolution de l'austénite de réversion à 620 °C en fonction du temps dans un acier 13Cr-4Ni a)1h, b)2h, c)4h, d)5h, e) 6h, f) 7h, g) 8h (Tiré de Zhang (2015))

Zou (2010) a mesuré la dureté de l'acier 13Cr-4Ni après un revenu à 600° en fonction du temps de maintien. On remarque clairement à la Figure 1-20 que la dureté décroît rapidement puisque la martensite fraîche est revenue. Par la suite, l'adoucissement de la martensite s'effectue par paliers sur une période de 8 h sous forme d'une précipitation secondaire de carbures de chrome  $Cr_{23}C_6$ . La dureté de l'acier augmente alors légèrement même si la quantité d'austénite est à son maximum sur la Figure 1-16 b). Il est possible que cette précipitation débute avant un temps de 8 h, mais son effet ne peut être mis en évidence puisque la martensite n'a pas fini complètement de s'adoucir. Il est à noter que la cinétique des précipités peut jouer aussi sur la stabilité de l'austénite de réversion, comme mentionné plus tôt.



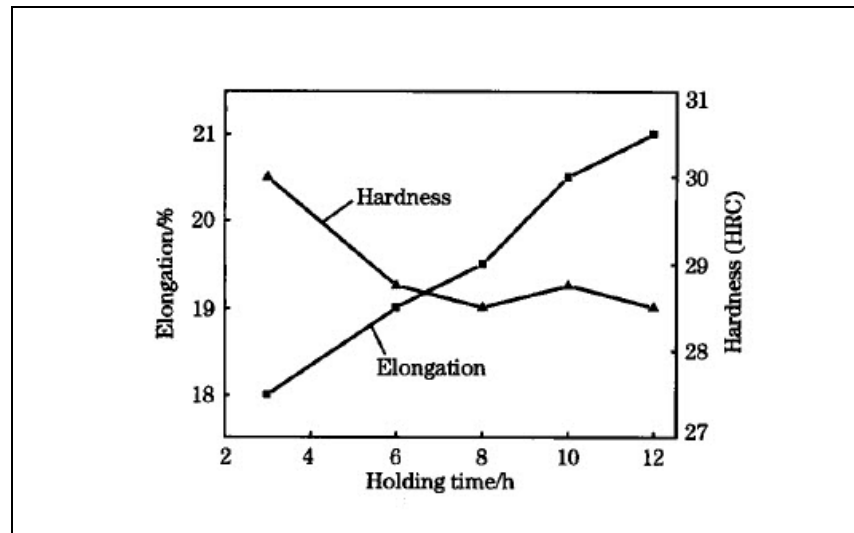


Figure 1-20 : Dureté en fonction du temps de maintien à 600 °C d'un acier 13Cr-4Ni (Tiré de Zou (2010))

Pour conclure sur l'effet du temps de revenu, la quantité d'austénite de réversion peut être stable ou instable dans le temps en fonction de la température observée, de la précipitation des carbures ainsi que de la composition chimique de l'alliage.

### 1.2.3.3 Effet du taux de refroidissement

L'effet du taux de refroidissement est un aspect qui a été négligé par plusieurs auteurs. Zhang (2015) a travaillé sur le taux de refroidissement à partir des températures de revenu, puisque les pourcentages d'austénite de réversion mesurés sur une roue hydraulique étaient toujours inférieurs à ceux mesurés en laboratoire. Cet effet est présenté à la Figure 1-21 a) ; les échantillons de 13Cr-4Ni sont revenus à 620 °C pour 2 h et ensuite ils sont refroidis à différents taux.

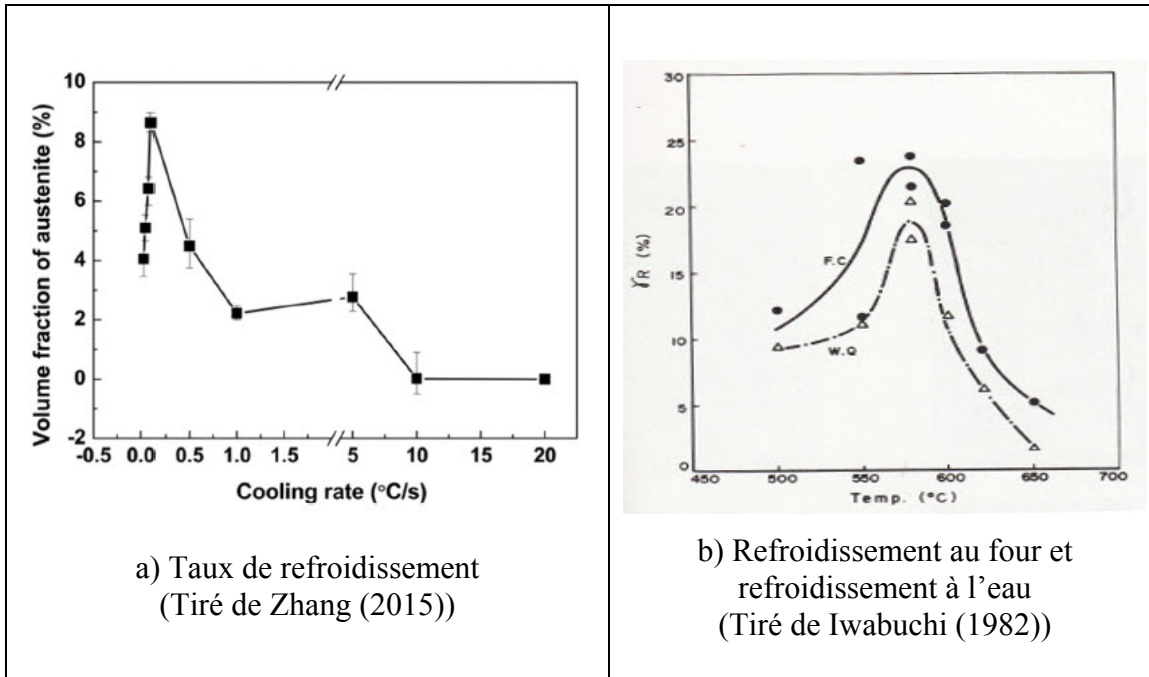


Figure 1-21 : Effet du taux de refroidissement de l'austénite de réversion

Il est possible de remarquer que pour un taux de refroidissement très lent, un faible taux d'austénite reste stable thermiquement, tandis que pour un taux de refroidissement très rapide, l'austénite de réversion se retransforme complètement en martensite pendant le refroidissement. Tandis que le maximum d'austénite de réversion est formé pour un taux de refroidissement avoisinant celle de la convection naturelle. Iwabuchi (1982) a aussi observé cette tendance sur l'acier 13Cr-4Ni. Cette tendance est illustrée à la Figure 1-21 b), il a tracé deux cloches d'austénite en fonction de la température pour des échantillons ayant subi le même traitement de revenu, cependant les échantillons sont refroidis différemment. Les échantillons de la cloche supérieure subissent un refroidissement dans le four, tandis que les échantillons de la cloche inférieure subissent un refroidissement rapide dans l'eau. On remarque que les échantillons qui sont refroidis lentement ont aussi un taux d'austénite supérieur aux échantillons refroidis rapidement à l'eau.

De plus, Leem (2001) explique que dans la famille des aciers martensitiques inoxydables, le taux de refroidissement après le revenu introduit des contraintes thermiques internes dans la pièce. Lorsque la pièce est refroidie rapidement après un revenu, les contraintes thermiques

internes facilitent la transformation de l'austénite de réversion stable thermiquement en martensite fraîche.

Donc, pour bien identifier les conditions menant à la formation maximale de l'austénite de réversion, il est important de travailler avec les taux de refroidissement relatifs à l'application à analyser.

#### **1.2.3.4 Effet sur les propriétés mécaniques**

La limite élastique est affectée par le revenu de la martensite et la formation de l'austénite de réversion. Dowson (2008) a tracé la limite élastique en fonction de la température de revenu à la Figure 1-22 a). On remarque que la limite élastique du matériau diminue de pratiquement 200 MPa lorsqu'un revenu de 610 °C est réalisé en comparaison d'un échantillon sans revenu. Song (2011) a aussi mesuré la limite élastique en fonction de revenu à la Figure 1-22 b). Il observe les mêmes tendances, la limite élastique décroît jusqu'à une température critique. Il a fait des essais au-dessus de cette température critique. Il démontre aussi que lorsque la température de revenu est trop élevée, les propriétés mécaniques sont significativement affectées par la formation de martensite fraîche. On observe alors une forte augmentation de la limite d'élasticité et de la résistance, au détriment d'une perte substantielle de ductilité.

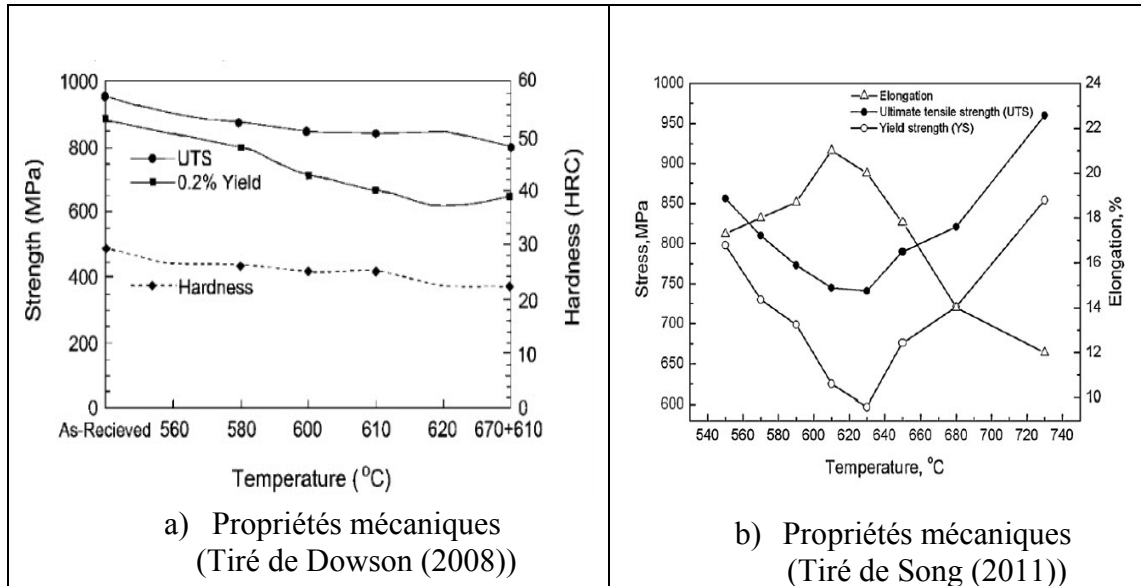


Figure 1-22 : Propriétés mécaniques du 13Cr-4Ni, après différents revenus

### 1.3 Phénomène du fluage

Le fluage est une déformation viscoplastique dépendante du temps. La charge et la température sont constantes pendant la mesure du fluage Bailon (2000). Pour les alliages métalliques, ce phénomène est dominant lorsque le matériau est soumis à une charge statique pour une température supérieure à  $0.5T_f$  Besson (2010), c'est-à-dire la moitié de la température de fusion. Cependant pour des niveaux de contraintes élevés, des températures aussi faibles que  $0.2T_f$  doivent être prises en considération. Pour l'acier S41500, la température de fusion débute aux alentours de 1475 °C (voir le diagramme d'équilibre à la Figure 1-3). Donc, pendant le traitement thermique de revenu, l'acier S41500 est susceptible d'être soumis au phénomène de fluage. Ce mécanisme viscoplastique permet la relaxation des contraintes résiduelles pendant le traitement thermique post-soudage. C'est pour cette raison que le fluage sera étudié dans ce mémoire.

#### 1.3.1 Définition du fluage

Les mécanismes de fluage présents pour des températures proches de  $0.5T_f$  sont la consolidation, l'adoucissement et le glissement au joint de grain Bailon (2000). La

consolidation est l'accumulation et la multiplication des dislocations aux joints de grains qui ont comme effet d'écrouir le métal. La consolidation est surtout observée au stade primaire, c'est pour cette raison que la vitesse de déformation y décroît, tel qu'expliqué plus bas. L'adoucissement est provoqué par l'agitation des dislocations créées avec l'augmentation de la température. Les dislocations deviennent plus mobiles et se rassemblent pour diminuer leur énergie interne. Le glissement aux joints de grains est observé à haute température, ainsi qu'au stade tertiaire du fluage.

La vitesse de déformation est inversement proportionnelle à la taille des grains. Pour diminuer le phénomène du fluage, il est suggéré d'avoir une taille de grains élevée et même d'utiliser des monocristaux.

### 1.3.2 Mesure du fluage

La déformation liée au fluage dans le temps est représentée avec l'équation 1.1 suivante :

$$\varepsilon = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 + \varepsilon_4 \quad (1.1)$$

où la déformation totale due au fluage  $\varepsilon$  est la somme de la déformation élastique  $\varepsilon_1$ , de la déformation plastique du stade primaire  $\varepsilon_2$ , de la déformation plastique du stade secondaire  $\varepsilon_3$  et de la déformation plastique associée au mode tertiaire  $\varepsilon_4$  jusqu'à la rupture intergranulaire. Dans le cas de l'acier 13Cr-4Ni, si les essais de fluages sont réalisés au-dessus d' $A_{c1}$ , la déformation liée à la transformation austénitique devra être prise en compte puisqu'elle sera mesurée indirectement dans la déformation totale. Cette déformation sera par contre négative, puisque la transformation austénitique provoque une diminution volumique par rapport à la phase martensitique.

Les trois modes de fluage sont illustrés à la Figure 1-23 en a) et b) issus des techniques de l'ingénieur St-Antonin (1995). Le premier stade génère rapidement une grande déformation (Figure 1-23 a)) avec une vitesse de déformation décroissante (Figure 1-23 b)). Dans le premier stade, le matériau consolide, les dislocations se forment et se propagent. Tandis que

le stade secondaire engendre une déformation croissante avec une vitesse de déformation constante. Pendant le mode secondaire, la densité des dislocations est relativement stable, cependant la désorientation entre les sous-grains augmente rapidement avec le temps. Puis, au mode tertiaire, la déformation croît rapidement avec la vitesse de déformation, qui est maximale à la rupture. Un début de striction apparaît sur l'éprouvette, ce qui engendre une augmentation de la contrainte appliquée. La fin de ce stade est marquée par une rupture de type intergranulaire.

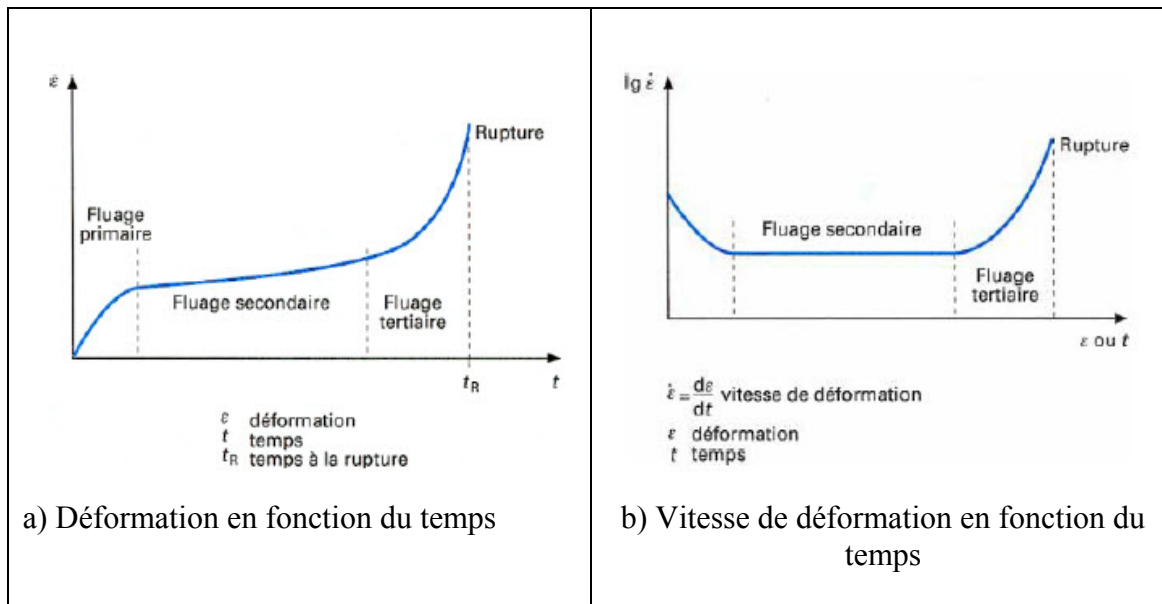


Figure 1-23 : Courbes de fluage (Tiré de St-Antonin (1995))

L'effet de la contrainte appliquée sur la déformation de fluage à une température constante est illustré à la Figure 1-24. Il est possible de remarquer plusieurs tendances. Plus la contrainte appliquée est faible, plus les stades 1 et 2 perdurent dans le temps. Le stade 3 est aussi repoussé et même inexistant lorsque la contrainte est trop faible. Cependant, lorsque la contrainte appliquée est élevée, de grandes déformations sont observées et la rupture survient rapidement.

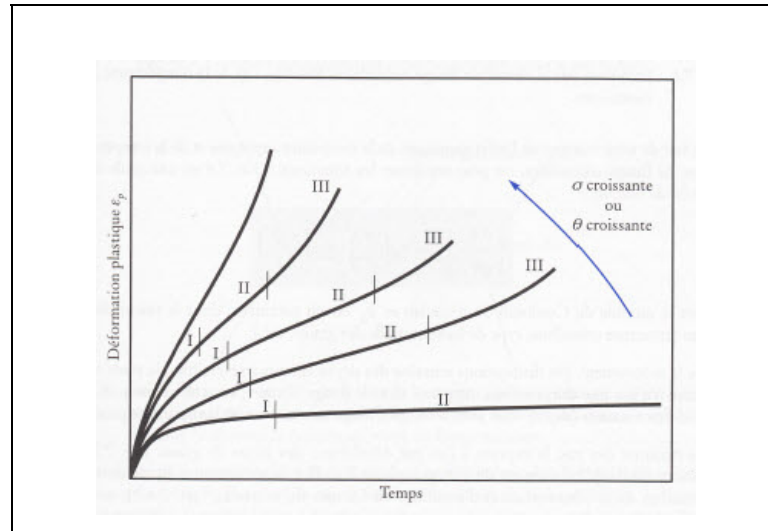


Figure 1-24 : Influence de la contrainte sur la déformation aux divers stades du fluage (Tiré de Baïlon (2000))

### 1.3.3 Modélisation du fluage

#### 1.3.3.1 Loi de puissance

Un des modèles utilisés pour modéliser le fluage du stade secondaire pour une seule température en fonction de différentes contraintes appliquées est la loi de puissance Gittus (1975). Cette loi a été raffinée pour permettre la modélisation de faibles et fortes contraintes à partir d'une seule équation (1.2). L'équation doit être calibrée pour différents intervalles de contrainte. Cette loi se nomme Norton St-Antonin (1995).

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n \quad (1.2)$$

Ce modèle est calibré avec les pentes  $n1$  et  $n2$  nommées coefficient de sensibilité à la contrainte. Ces pentes sont calculées à partir des essais de fluage. Elles sont représentées par les pentes issues du graphique logarithmique de la vitesse de déformation en fonction de la contrainte appliquée pour une température donnée (voir Figure 1-25).

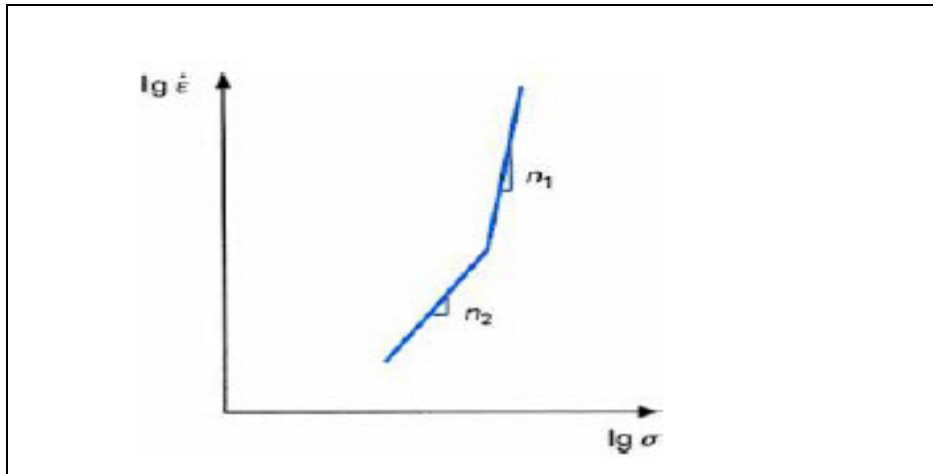


Figure 1-25 : Vitesse de déformation en fonction de la contrainte pour une température fixe en échelle logarithmique (Tiré de St-Antonin (1995))

Ce modèle est simple et il permet d'interpoler et d'extrapoler des vitesses de déformation associées au fluage secondaire d'un intervalle de contraintes pour une température donnée.

### 1.3.3.2 Modèle viscoplastique utilisé à l'IREQ

Un modèle constitutif viscoplastique Engler-Pinto (2003) est utilisé à l'IREQ pour l'acier bas carbone 516 Paquet (2017). Ce modèle est construit à l'aide d'essais de traction réalisés à différentes vitesses de mise en charge et à différentes températures.

Les données sont extraites des essais de tractions en température avec différents taux de mise en charge pour construire les courbes du graphique de la Figure 1-26 a). Les vitesses de déformation sont extraites des essais en calculant la dérivée de la déformation de l'éprouvette en fonction du déplacement du piston multiplié par la vitesse de mise en charge de l'essai (voir équation 3.1). Ensuite, la contrainte d'écoulement est extraite de l'essai de traction à 0.01% de déformation sur la courbe de la contrainte en fonction de la déformation plastique. Par la suite, d'autres essais sont réalisés à différents taux de déplacement pour une même température et ensuite pour différentes températures. Avec les vitesses de déformation et les contraintes d'écoulement associées à chaque température, il est possible de tracer les courbes de la Figure 1-26 a).



À l'aide de ce graphique, la constante  $K_0$  est déterminée. Elle représente la contrainte d'écoulement lorsque la déformation due au fluage devient plutôt une déformation due à la plasticité représentée par le coude à la Figure 1-26 a).

$A$  est exprimé avec l'équation (1.3).  $K_0$  et  $A$  sont des constantes lorsque seulement une température est à l'étude. Sinon, elles doivent être exprimées en fonction de la température. Cependant, dans ce mémoire une seule température est à l'étude donc, elles seront considérées comme des constantes.

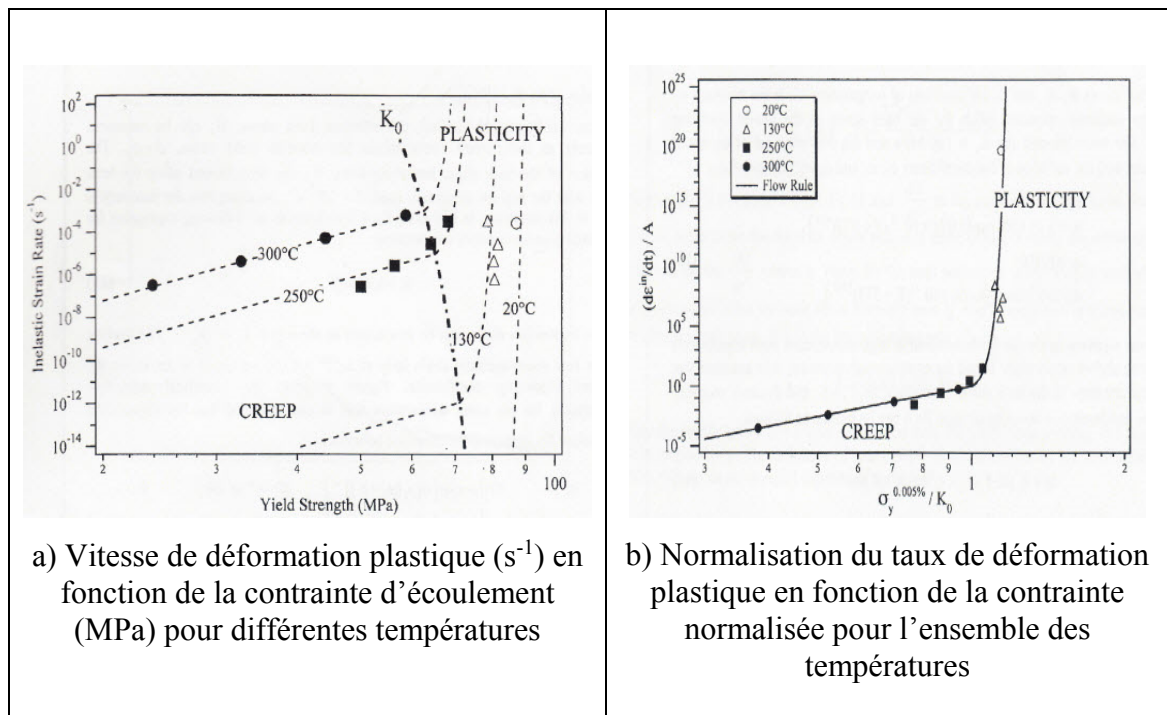


Figure 1-26 : Modèle constitutif viscoplastique basé sur l'alliage d'aluminium AlSi(Mg) (Tiré de Engler-Pinto (2003))

Ensuite avec les équations d'états qui sont présentées aux équations (1.3) et (1.4), il est possible de bâtir le modèle constitutif de viscoplastique normalisé représenté à la Figure 1-26 b). Où  $\dot{\epsilon}^p$  représente la vitesse de déformation plastique en  $s^{-1}$ ,  $\sigma_y$  est la contrainte d'écoulement en MPa et  $\bar{\sigma}$  est la contrainte d'écoulement normalisée en fonction de la

température.  $K$  est la limite d'écoulement normalisé en fonction de la température, lorsque la déformation régie par le fluage devient régie par la plasticité.

Les constantes  $n_1$  et  $n_2$  sont alors calibrées pour ajuster la courbe aux points expérimentaux de la Figure 1-26 b), tandis que  $A$  est calculé avec  $\frac{\dot{\epsilon}^p}{A} = 1$  à la contrainte de  $K_0$  et ensuite substitué dans l'équation (1.3) pour calculer  $A_c$ , où  $\Delta H$  est l'énergie d'activation thermique en J/mol et  $R$  la constante universelle des gaz parfaits en J/mol°C .

$$A = A_c \exp \left[ \frac{\Delta H}{R(T + 273)} \right] \quad (1.3)$$

$$\frac{\dot{\epsilon}}{A} = \left\{ \begin{array}{l} \left( \frac{\sigma_y}{K_0} \right)^{n_1} \text{ for } \left( \frac{\bar{\sigma}}{K} \right) < 1 \rightarrow (\text{Fluage}) \\ \exp \left[ \left( \frac{\sigma_y}{K_0} \right)^{n_2} - 1 \right] \text{ for } \left( \frac{\bar{\sigma}}{K} \right) \geq 1 \rightarrow (\text{Plasticité}) \end{array} \right\} \quad (1.4)$$

#### 1.4 Méthode du contour

Plusieurs méthodes existent pour mesurer physiquement les contraintes résiduelles. Le perçage Schajer (1981), la mesure par diffraction des neutrons, les ultrasons et la méthode du contour Prime (2001) sont, par exemple des méthodes parmi d'autres.

Dans ce mémoire, la méthode du contour sera employée pour suivre l'évolution d'un champ de contraintes résiduelles connu introduit dans un barreau de flexion 4 points. L'avantage majeur de cette méthode est d'être en mesure de représenter le champ global de contraintes résiduelles dans un plan sur la totalité d'une surface. Cette méthode est destructive puisqu'une coupe par électroérosion dite sans contact doit être effectuée sur la pièce ayant les contraintes à évaluer dans le plan désiré. Cette coupe génère des déplacements élastiques engendrés par les contraintes résiduelles sur les deux faces coupées. Ces déformations sont

ensuite mesurées indirectement avec un profilomètre qui enregistre les déplacements (altitude) en fonction de la position des deux faces coupées. Ensuite, la méthode des éléments finis est utilisée pour calculer les contraintes correspondant à ce champ de déformation. Ces contraintes calculées représentent alors les contraintes résiduelles avec une précision de l'ordre de 10 % Prime (2001).

Plusieurs auteurs ont utilisé cette méthode durant les dernières années à l'institut de recherche d'Hydro-Québec pour mesurer les contraintes résiduelles issues du soudage Lanteigne (2003), Nasri (2007), Hacini (2009), Fréchette (2015), Curtat (2016) et Deschênes (2016). Lévesque (2015) a élaboré un programme pour mettre en œuvre un lissage des déplacements mesurés. Cette technique est basée sur une grille de régression de splines cubiques. Cette grille est subdivisée en plusieurs sous-domaines et doit superposer complètement le maillage du modèle d'éléments finis. Une régression polynomiale est d'abord réalisée sur les points mesurés. Ensuite, les pentes continues sur chaque ligne de la grille des splines sont obtenues. Ensuite, les coefficients des splines cubiques sont calculés. Par la suite, les polynômes sont utilisés pour calculer la valeur des déplacements à imposer pour chaque nœud du maillage d'éléments finis représentant la géométrie d'une des deux faces coupées. Pour finir, la méthode des éléments finis est utilisée pour calculer les contraintes résiduelles sur chaque nœud sur toute la surface de coupe avec le programme élaboré par Lanteigne (2000).

## **1.5 Synthèse**

Cette étude a permis de comprendre les différents aspects et particularités métallurgiques et mécaniques de cet acier. Les changements de phase austénitique et martensitique se produisant dans cet acier martensitique lors du soudage sont décrits, ainsi que les mécanismes de précipitation des carbures et d'adoucissement de la martensite lors du traitement de revenu après soudage.

L'acier 13Cr-4Ni utilisé pour la fabrication des roues hydrauliques est de type martensitique à haute résistance mécanique. Cet acier est autotrempeant et la dernière couche de cordons de soudure déposée est donc composée à 100 % de martensite fraîche au refroidissement. Ce changement de phase engendre d'importantes contraintes résiduelles en compression en surface et des niveaux de contraintes résiduelles élevés en tension au centre du cordon dans le sens longitudinal. Pour diminuer ces contraintes résiduelles et adoucir la martensite fraîche un traitement post-soudage est réalisé sur la roue hydraulique. Ce traitement thermique doit être investigué davantage pour être en mesure de comprendre la relaxation des contraintes résiduelles.

Cette revue de la littérature a permis d'identifier les points clés pour la réalisation du traitement thermique. La mise en forme du matériau de base, la composition chimique du matériau, l'effet de la température, l'effet du temps et le taux de refroidissement jouent tous un rôle important et doivent être pris en considération pour la compréhension du problème à l'étude.

Pour réaliser une loi de comportement en fluage, deux modèles ont été présentés. Le premier modèle est une loi de puissance, un modèle simple qui exprime les vitesses de déformation en fonction de la contrainte appliquée pour une seule température. Le deuxième modèle Engler-Pinto (2003) est plus complexe, il est issu des essais de traction en température. Ce modèle a comme avantage d'être exprimé pour une gamme de températures différentes et aucun essai de fluage n'est requis.

La méthode du contour sera l'outil utilisé pour observer la relaxation d'un champ de contraintes résiduelles expérimentales pour différents traitements thermiques. Cette méthode est retenue puisqu'elle permet d'analyser un champ de contrainte sur un plan normal complet et elle a été validée à l'IREQ. De plus, cette méthode se prête facilement à la validation des simulations de soudage par la méthode des éléments finis.

Cette revue de la littérature a été réalisée afin de mettre en œuvre un plan expérimental pour élaborer une loi de comportement en fluage menant à la prédiction de la relaxation des contraintes résiduelles liées au soudage des aubes d'une roue hydraulique en acier 13Cr-4Ni à l'aide de la méthode des éléments finis.



## CHAPITRE 2

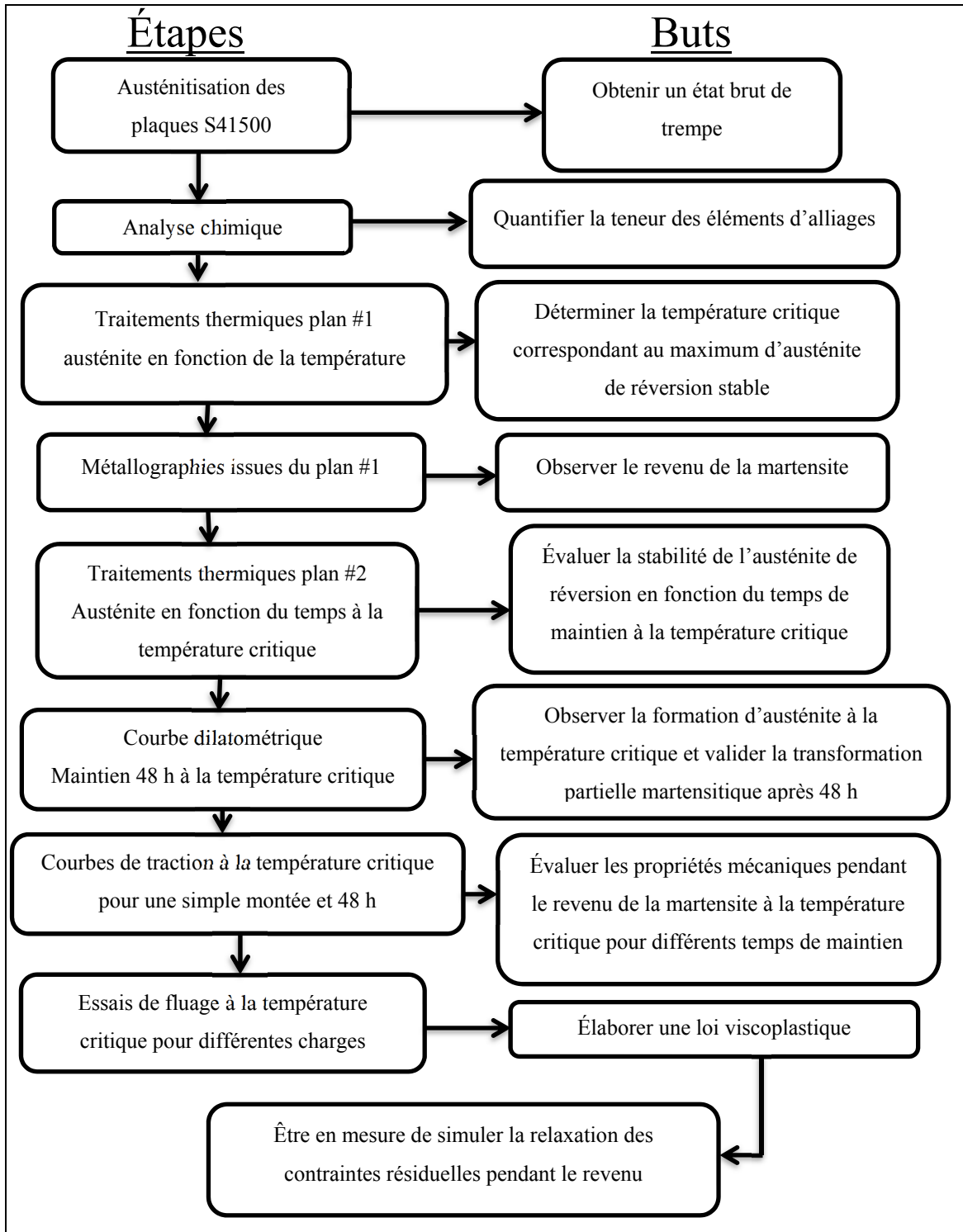
### CARACTÉRISATION MÉTALLURGIQUE ET MÉCANIQUE DE L'ACIER 13CR-4Ni

Dans ce chapitre, l'acier S41500 de la famille du 13Cr-4Ni est caractérisé en détail en ce qui a trait aux aspects métallurgique et mécanique reliés au traitement thermique post-soudage.

#### **1.6 Organigramme des essais à réaliser pour la caractérisation de l'acier 13Cr-4Ni**

Tout d'abord, un organigramme des essais métallurgiques et mécaniques est présenté à la figure suivante. Cet organigramme permet d'avoir une vue d'ensemble sur tous les essais à réaliser pour répondre aux sous-énoncés du projet. Chaque étape est séquentielle et génère l'information ou l'état métallurgique recherchés pour passer à l'étape suivante. Dans cette section, chaque étape est expliquée séparément en détail menant à plusieurs conclusions partielles.

Ces essais permettront de cibler le comportement de l'acier pendant le traitement thermique. Des éléments-clés tels que la température critique de revenu, la limite d'écoulement de l'acier et les temps de maintien en température seront sélectionnés suite aux conclusions partielles. Lorsque tous les éléments importants seront ciblés, les essais de fluage seront finalement réalisés avec les paramètres de traitements thermiques optimisés pour élaborer une loi viscoplastique.





## 1.7 État métallurgique initial et provenance du matériau

Deux plaques d'acier S41500 de dimension 1.25''x10''x18'' de la famille 13Cr-4Ni ont été utilisées dans ce mémoire. Ces plaques ont été prélevées d'une même plaque de dimension plus grande. Elles proviennent donc du même lot. Cet acier est laminé et provient de la compagnie G.O Carlson Plate. Son état métallurgique de réception est l'état double-revenu, conforme à la norme ASTM A240 concernant l'acier 415. Les plaques #1 et #2 du lot ont été utilisées dans le sens du laminage pour l'usinage de toutes les éprouvettes dans le présent ouvrage.

Avant d'utiliser le matériau, celui-ci a été complètement austénitisé dans un four à radiation Pyradia de l'IREQ. La plaque à la Figure 2-1 a) a été instrumenté de trois thermocouples de type K. Deux des thermocouples sont soudés sur la plaque elle-même, un au centre et l'autre à l'extrémité. Le temps de maintien est calculé lorsque le gradient thermique dans la pièce est nul. Le troisième thermocouple servira à mesurer la température ambiante du four. À la Figure 2-1 b), la plaque complètement austénitisée y est présentée, une couche de calamine s'y est formée en surface et celle-ci devra être nettoyée et brossée.

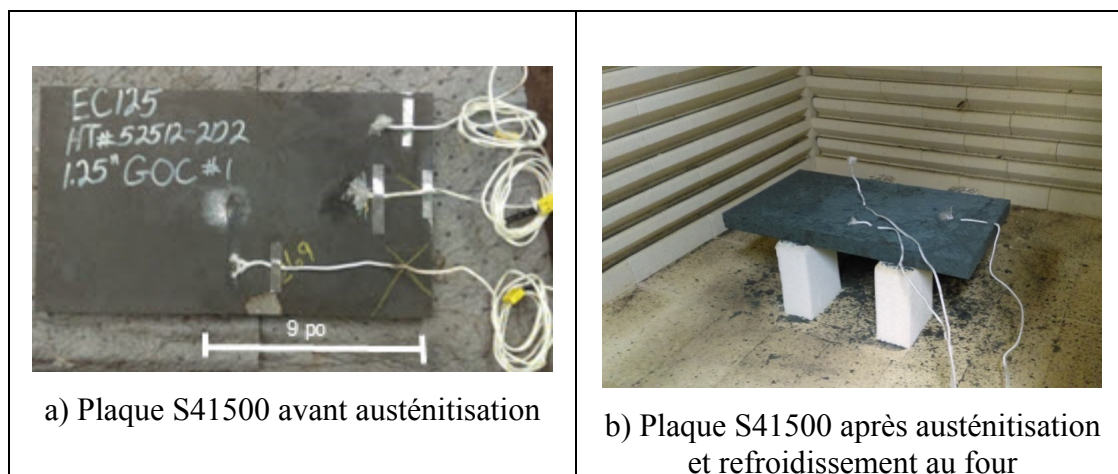


Figure 2-1: Austénitisation complète du matériau 13Cr-4Ni

Le cycle du traitement thermique d'austénitisation est présenté à la Figure 2-2. La commande au four doit être de 1060 °C avec un délai de 2 h de montée en température à 1050 °C.

Ensuite, lorsque la température du four a atteint 1050 °C, la plaque est introduite dans le four à haute température. La plaque prend 45 minutes avant de se stabiliser à 1050 °C. Lorsque la température est stable, un maintien de 1 h est calculé. Après 1 h, le four est éteint et sa porte est alors entre-ouverte pour laisser la plaque refroidir naturellement. Après 24 h, la plaque est de retour à la température ambiante et sa microstructure est théoriquement constituée à 100 % de martensite non revenue. La transformation martensitique a lieu pendant le refroidissement aux alentours de 300 °C. Il est possible d'observer cette transformation métallurgique sur la Figure 2-2. On remarque que le taux de refroidissement ralentit pendant la transformation martensitique entre 300 °C et 200 °C. Cela est dû au fait que cette transformation est exothermique. En effet, puisque le taux de refroidissement diminue c'est que la plaque libère de l'énergie pendant la transformation.

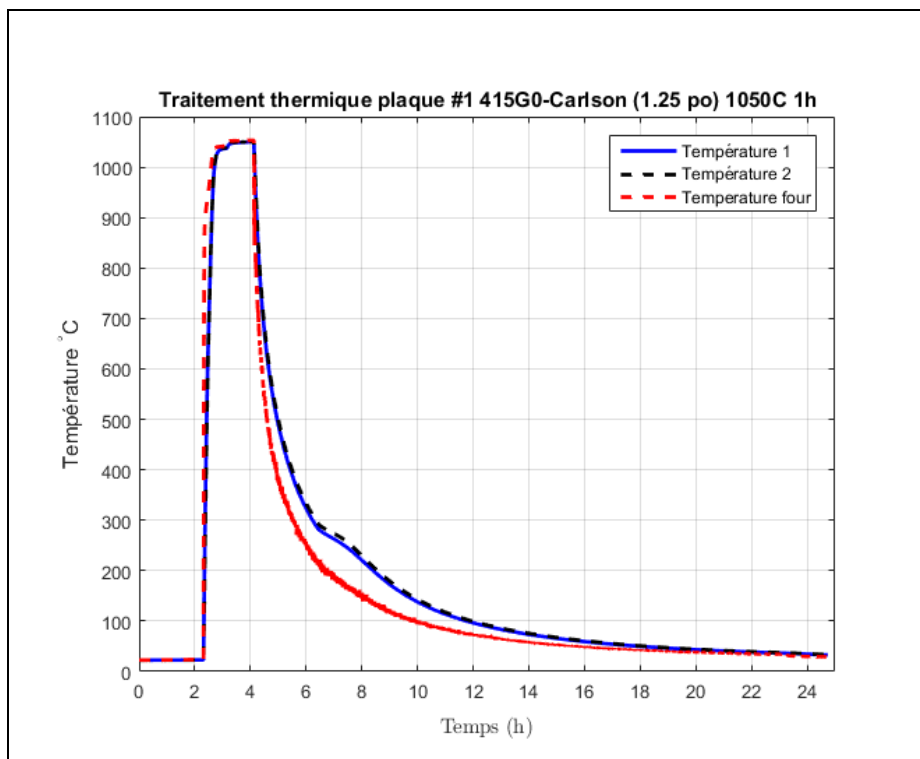


Figure 2-2 : Cycle thermique d'austénitisation de la plaque S41500

## 1.8 Composition chimique de l'acier S41500

La composition chimique de la plaque S41500 a été mesurée pour quantifier la teneur des éléments d'alliages. La revue de la littérature a démontré que les éléments d'alliages jouent un rôle important sur la dureté, les propriétés mécaniques et les températures de changement de phase sur cet acier. Les mesures ont été réalisées à l'IREQ par le GDS 850A (Glow discharge atomic emission spectrometer) et par le CS230 Leco pour la mesure de la teneur en carbone et du soufre.

Les résultats de l'analyse chimique sont présentés au Tableau 2-1. L'analyse chimique fournie par le fabricant, l'analyse réalisée par le département de science des matériaux à l'IREQ ainsi que la norme du S41500 y sont comparées. Les teneurs de carbone mesurée par Carlson et celle mesurée à l'IREQ sont passablement différentes. De plus, il est possible de remarquer que la teneur en carbone est relativement faible et cela aura un impact sur la dureté de l'acier, la stabilité de l'austénite de réversion et la cinétique de précipitation des carbures. La dureté a été mesurée à 28.5 HRC pour l'acier 415 G.O Carlson ayant une microstructure martensitique fraîche. À première vue, cette valeur semble un peu faible, mais les éléments respectent la norme. La teneur de chrome est légèrement faible et cela pourrait aussi avoir des impacts sur le domaine austénitique, la cinétique de précipitation et la résistance à la corrosion. Pour les autres éléments d'alliages, leurs teneurs sont conformes à la norme et leurs quantités sont plutôt médianes avec ceux de la norme ASTM A240/A240M-12. Les teneurs indiquées pour la norme A240 du Tableau 2-1 sont des valeurs maximales permises, sauf si une fourchette de tolérance est spécifiée.

Tableau 2-1: Résultats de l'analyse chimique et comparaisons

Acier	Fe (%)	C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Si (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo (%)	N (%)	Dureté (HRC)
Fabricant	-----	0.009	0.77	0.013	0.001	0.37	12.17	4.46	0.6	-----	-----
Norme ASTM A240	-----	0.05	0.50-1.00	0.03	0.03	0.6	11.5-14.0	3.5-5.5	0.50-1.00	-----	Max 32.0
415 G.O.	81.8	0.017	0.78	0.015	0.003	0.4	11.8	4.79	0.62	0.011	28.5

### 1.9 Cloche austénite de réversion

Une cloche d'austénite de réversion a dû être préalablement mesurée expérimentalement pour déterminer la température critique. Plusieurs échantillons de dimension de 12 x 12 x 12 mm ayant un état métallurgique de départ brut de trempe ont été utilisés pour tracer la cloche d'austénite. Ces cubes instrumentés de thermocouples ont subi différentes températures de revenu pour un même temps de maintien de 2 h dans un four à convection. À la fin du traitement thermique, les échantillons ont été refroidis à l'eau.

Ensuite, les échantillons ont été coupés et préparés selon la procédure en annexe I pour la mesure d'austénite. Les mesures d'austénite ont été réalisées à l'IREQ par diffraction des rayons X avec  $\pm 1$  % d'erreur. Les échantillons ont été mesurés à trois reprises. Les points de la cloche à la Figure 2-3 représentent la moyenne de ces mesures tracées avec leurs écarts-types comme incertitude.

Plusieurs températures ont été examinées : 575 °C, 600 °C, 610 °C, 620 °C, 630 °C et 650 °C. Le but est d'identifier la température critique et d'observer le comportement de l'austénite dans des températures avoisinant cette température critique. La mesure d'austénite de réversion se fait à la température ambiante, donc après le revenu. Il est possible de remarquer sur la Figure 2-3, à gauche du sommet de la cloche, que le pourcentage d'austénite formé est plus faible qu'à 620 °C. Le matériau est alors surtout composé de martensite partiellement revenue et peu d'austénite. Au sommet de la cloche, il s'est formé le maximum

d'austénite de réversion stable thermiquement après le refroidissement. Le maximum a été mesuré à la température critique de 620 °C avec 11.52 % d'austénite de réversion stable à la température ambiante. À droite du sommet de la cloche, une partie de l'austénite devient moins stable en température. Une quantité de celle-ci se retransforme en martensite fraîche au refroidissement, laissant le matériau avec une phase fragile. Cet effet est accentué avec la température. À 650 °C, au refroidissement l'austénite se retransforme pratiquement en entier en martensite fraîche. Donc, lorsque le traitement thermique est effectué à une température trop élevée ou trop faible, le matériau ne bénéficie pas totalement des avantages liés à la phase austénitique, ainsi qu'à l'adoucissement de la martensite fraîche.

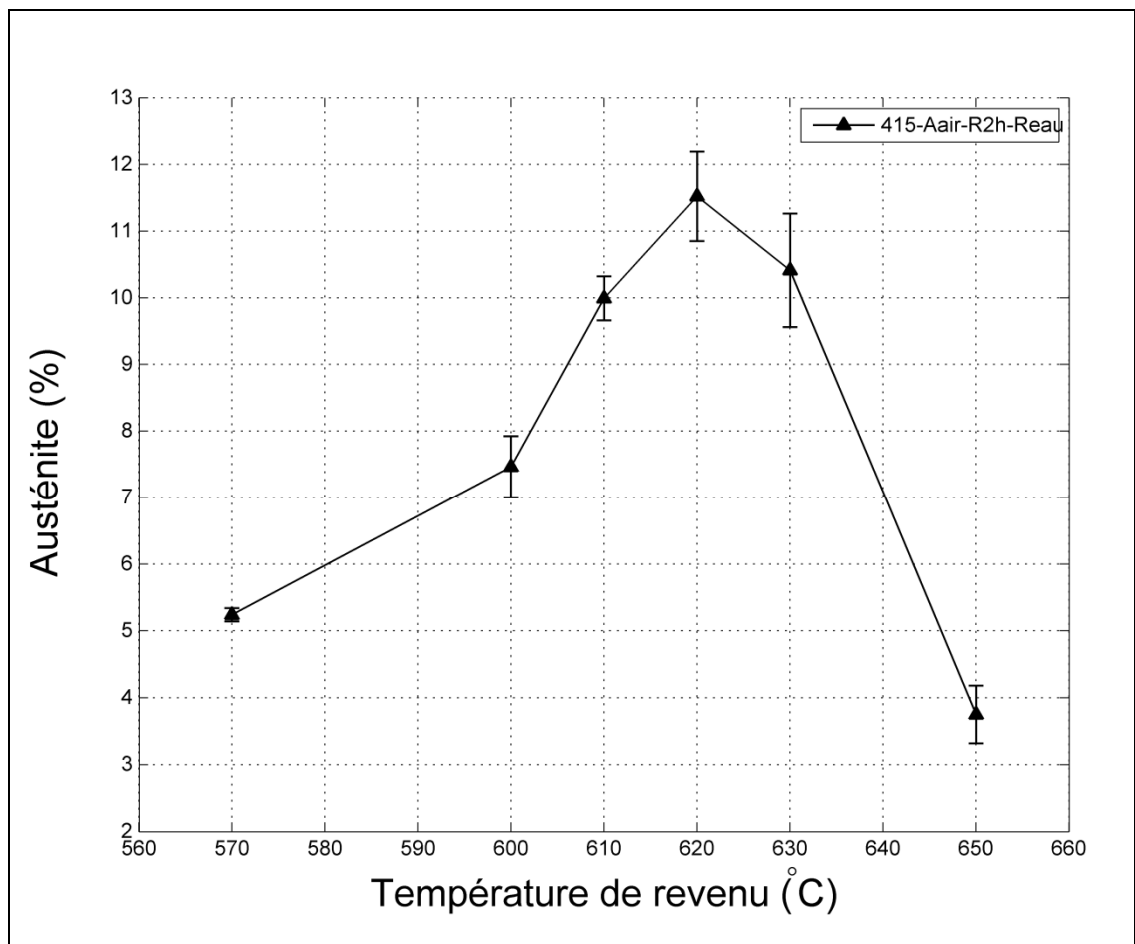


Figure 2-3 : Cloche d'austénite de réversion en fonction de la température de revenu pour 2 h

Dans ce mémoire, la température de 620 °C est qualifiée comme étant la température de revenu idéale, puisque celle-ci produit un maximum d'austénite stable. Mentionnons que la ductilité est considérablement augmentée grâce à la présence de l'austénite de réversion en quantité non négligeable. Mentionnons aussi que la martensite fraîche ne se forme pas pendant le refroidissement après 2 h de maintien.

Un seul taux de refroidissement a été analysé pour construire cette cloche. Il a été démontré que le taux de refroidissement joue sur la quantité d'austénite stable (Zhang (2015)). Cependant, la cloche ne fait que monter ou descendre (Iwabuchi (1982)), la température critique demeure la même pour un même temps de maintien pour un taux de refroidissement distinct.

### **1.10 Métallographies**

Des métallographies ont été réalisées sur les échantillons ayant servi à construire la cloche d'austénite de la Figure 2-3. Le microscope optique utilisé est l'Olympus BX-UCB. Le but de ces micrographies est d'observer l'évolution de la morphologie de l'adoucissement de la martensite en fonction de la température de revenu pour un maintien de 2 h. Les échantillons ont été attaqués pour différents temps à la solution Vilella's pour rendre la microstructure visible à l'optique.

Les micrographies des différentes températures de revenu pour un maintien de 2 h sont toutes illustrées à la Figure 2-4 pour un grossissement de 50 x. Les différents temps d'attaque y sont aussi mentionnés. Sur ces images, il est possible d'observer des paquets et des lattes de martensite fraîche et revenue. Cependant, il n'est pas possible d'identifier une différence remarquable à l'optique entre les deux types de martensite. Les différentes teintes de gris sont l'effet des différents temps de l'attaque chimique et ne donnent aucune information pertinente. Donc pour cet acier, l'adoucissement de la martensite est marqué par la variation de sa composition chimique et non par sa morphologie.

Quant à l'austénite de réversion, celle-ci n'est pas visible à l'optique et ne peut donc pas être identifiée sur ces micrographies. De plus, les précipités n'ont pas été observés à l'optique. Par contre, une précipitation fine est aussi sujette à passer inaperçu au microscope optique.

Il serait donc plus judicieux de caractériser l'évolution de la martensite à l'aide de la mesure de la dureté pour les essais à venir. Pour la caractérisation de la morphologie de l'austénite et des précipités, le microscope à transmission électronique serait mieux approprié, toutefois, celle-ci ne sera pas examinée dans ce mémoire.

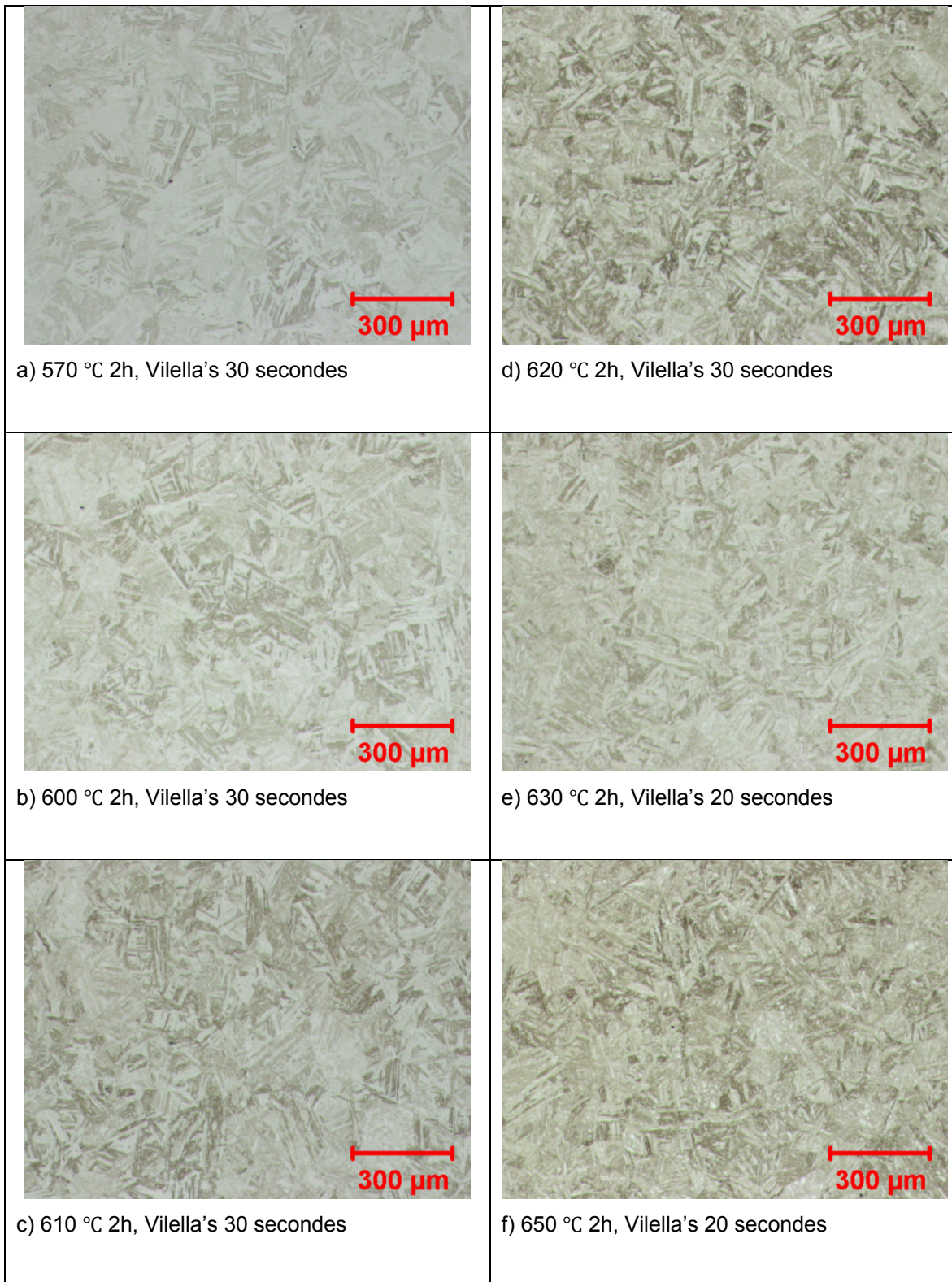


Figure 2-4 : Métallographies S41500 a)575 °C, b)600 °C, c)610 °C, d)620 °C, e)630 °C, f)650 °C pour un maintien de 2 h et les temps d'attaque chimique par immersion



### 1.11 Stabilité de l'austénite de réversion dans le temps

Dans cette section, la stabilité de l'austénite de réversion à 620 °C après refroidissement, est observée en fonction du temps de maintien à cette température. La Figure 2-5 est un rappel du cycle thermique imposé aux échantillons cubiques aussi de 12 x 12 x 12 mm. Tout d'abord, une austénitisation complète a été réalisée comme mentionné plus tôt, ensuite les différents échantillons seront revenus à 620 °C pour différents temps de maintien variant entre 15 minutes et 48 h. Deux types de refroidissement après le revenu seront analysés. Un refroidissement lent, à l'air, représentant la convection naturelle. Cette approche correspond à un traitement thermique de revenu exécuté sur une roue hydraulique et qui est ensuite refroidie lentement. Ensuite, un taux de refroidissement rapide à l'eau est aussi réalisé. Ce taux correspond au refroidissement rapide suite à une passe de soudage. Dans ce mémoire, le taux de refroidissement lent est à l'étude, mais les deux taux seront comparés puisque dans le projet CORETHY la simulation du soudage y est aussi réalisée.

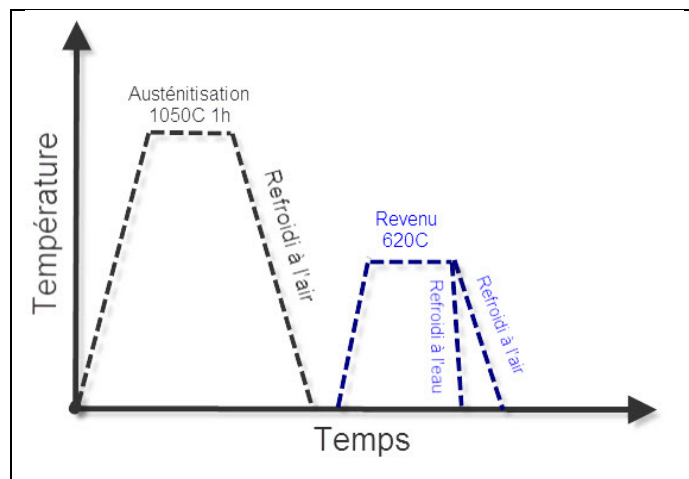


Figure 2-5: Cycles thermiques des échantillons

Les cycles thermiques pour les deux différents taux de refroidissement après revenu pour un maintien de 2 h séjourné à 620 °C sont illustrés à la Figure 2-6. Le taux de refroidissement à l'air a été approximé à 0.43 °C/s lorsque le taux est à son plus rapide. Tandis que le taux de refroidissement rapide à l'eau est calculé à 22 °C/s.

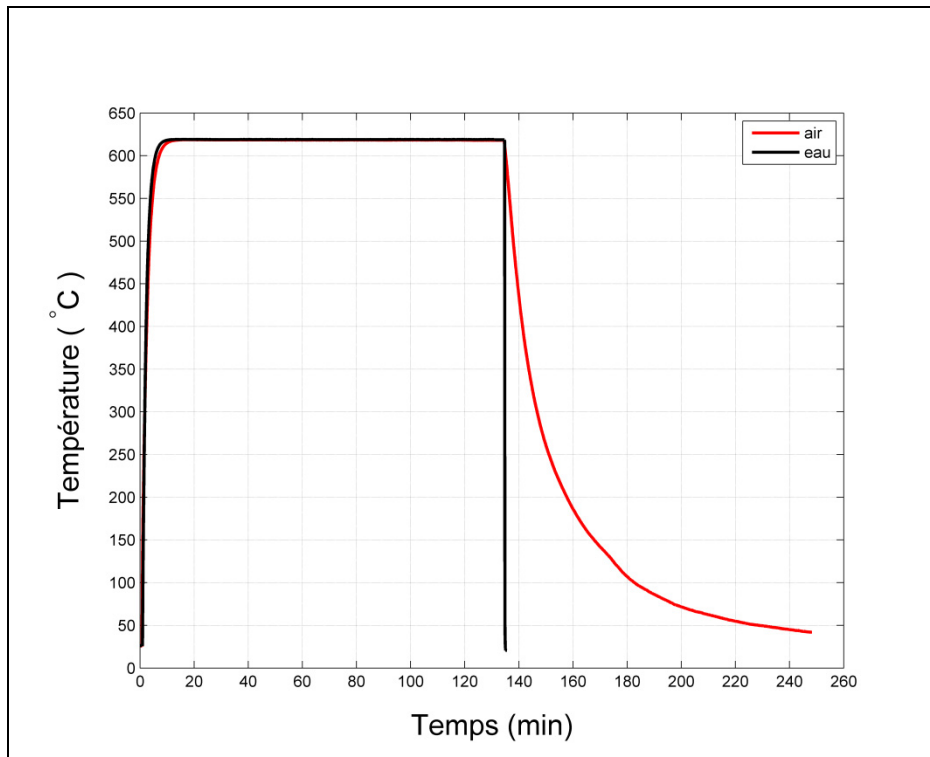


Figure 2-6 : Cycles thermiques de revenu pour refroidissement à l'air et à l'eau

Suite à ces différents traitements thermiques, l'austénite de réversion a été mesurée encore avec la méthode de diffraction des rayons X en fonction de la température de maintien à 620 °C. De plus, la dureté a aussi été mesurée à l'aide d'un indenteur Zwick/ZHU250, utilisé avec 150 kgf et l'échelle Rockwell C.

Les résultats sont tracés sur la Figure 2-7. Il est possible de remarquer que l'austénite de réversion est sensiblement stable pour les 16 premières heures de temps de maintien pour les deux taux de refroidissement, aucune chute importante de la stabilité n'étant observée.

Pour la courbe des échantillons refroidis à l'air, le maximum est mesuré, pour un temps de maintien de 2 h, à 18.15 % d'austénite de réversion. Par la suite, l'austénite chute très peu à 4 h à 16.89 %, mais cette tendance semble se stabiliser par la suite. Il est à prévoir que la stabilité de l'austénite diminuera pour de longs temps de maintien comme pour la courbe des échantillons refroidis à l'eau. La dureté pour les échantillons qui refroidissent à l'air, chute

rapidement de 28.5 HRC à 24.10 HRC après 4 h de maintien. L'affaissement de la dureté est l'effet de l'adoucissement de la martensite fraîche.

Par ailleurs, pour la courbe des échantillons refroidis à l'eau, entre la première heure et la 16<sup>ème</sup> heure, l'austénite semble stable avec un maximum de 12.58 % mesurée à 4 h. Par contre pour un temps de revenu de 48 h la quantité d'austénite chute à 8.62 %. La tendance montre que la stabilité de l'austénite diminue pour de longs temps de maintien puisque le nickel diffuse de l'austénite vers la martensite revenue sur une longue durée. La dureté minimum mesurée est beaucoup plus faible que celle pour un refroidissement à l'air. Après 2 h, la dureté chute de 28.5 HRC à 20.90 HRC. Par contre, cette dureté augmente par la suite jusqu'à 5 h pour atteindre 23.10 HRC.

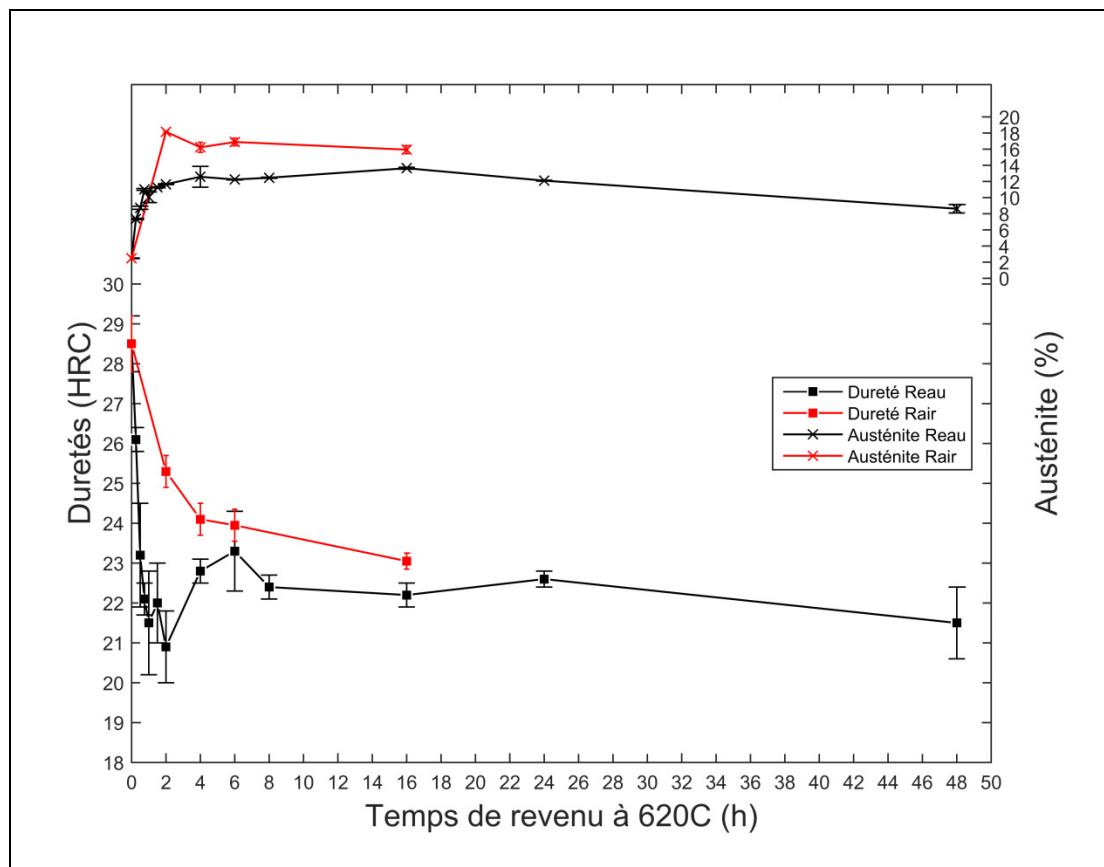


Figure 2-7 : Austénite de réversion et dureté HRC en fonction du temps de maintien à 620 °C pour refroidissement à l'air de 0.43 °C/s et rapide à l'eau de 22 °C/s

Cette courbe de refroidissement à l'eau met en évidence la cinétique de formation des carbures pendant le revenu, ainsi que l'effet des contraintes induites par la trempe. Il a été démontré dans la littérature que les carbures  $Cr_{23}C_6$  se forment plus rapidement pour des températures avoisinant les 500 °C que des températures de 620 °C, (Iwabuchi (1984)). Donc lorsque le matériau est refroidi lentement, une quantité plus élevée de carbures fins peuvent se former, puisque le matériau séjourne plusieurs minutes aux températures optimales pour la formation de fins carbures dans l'austénite. Toutefois, pour le refroidissement rapide, l'acier ne passe qu'une fraction de seconde aux alentours de 500 °C et les carbures n'ont pas le temps de se former pendant le refroidissement. Cependant, les carbures arriveront à se former en maintien de température à 620 °C sur la courbe de refroidissement rapide, mais cela prendra plus de temps. La dureté augmente après un maintien de 4 h et il est plausible de supposer que des carbures se sont formés dans le temps. Après un maintien de 6 h avec une erreur de mesure de  $\pm 1$  HRC, les duretés des deux courbes sont presque identiques.

Le taux de refroidissement met aussi en évidence la stabilité de l'austénite en fonction de différents taux. Tel que mentionné dans la littérature par Zhang (2015), le taux de refroidissement joue un rôle important sur la stabilité. Les deux taux qui viennent d'être observés sont très différents, c'est-à-dire dans un ratio 51:1. L'effet du taux de refroidissement semble donc moins important dans cette étude que celui observée dans la littérature. Cependant, il est à noter que quelques degrés supplémentaires sur la température critique pourraient augmenter considérablement l'instabilité de l'austénite de réversion en fonction du taux de refroidissement. La quantité d'austénite produite lors d'un refroidissement lent est plus élevée puisqu'une partie de l'austénite de réversion produite lors d'un refroidissement rapide subit des contraintes thermiques. En effet, ces contraintes thermiques génèrent des forces internes assez élevées pour transformer quelques pourcentages d'austénite stable thermiquement en martensite fraîche pendant le refroidissement, (Leem (2001)), ce qui est en d'autres termes une manifestation de l'effet TRIP.

De manière générale, la formation de martensite fraîche est associée à une augmentation de la dureté. Dans cette étude, lorsque l'austénite de réversion devient instable et que de la martensite fraîche se forme au refroidissement, aucune augmentation de dureté n'a été observée. Ceci est sans doute la conséquence de l'appauvrissement de la matrice en carbone, puisqu'une quantité de celui-ci est désormais dans les carbures et dans l'austénite stable. De plus, le pourcentage de martensite fraîche qui se forme après le refroidissement de longs temps de maintien à 620 °C est faible, moins de 4 %. Cela n'a donc pas un impact important sur les propriétés puisque la majorité de la microstructure est composée de martensite revenue et d'austénite de réversion stable.

À la lumière de ces observations, pour le cas d'une roue hydraulique qui est revenue pour une longue période de 8 h, il serait plus judicieux d'utiliser le pourcentage d'austénite issu de la courbe de refroidissement à l'air. Par contre, il se peut que des sections plus étroites subissent un refroidissement plus rapide. Donc de manière générale, pour un traitement thermique bien contrôlé pendant le refroidissement, la roue aura une quantité d'austénite de réversion se situant entre 12.24 % (taux rapide) et surtout 16.89 % (taux lent) pour un temps de maintien de 8 h.

### **1.12 Formation de l'austénite en température pour une période de 48 h**

Un essai dilatométrique a été réalisé sur le dilatomètre Netzsch avec un échantillon de S41500 de 10 mm de long avec un diamètre 4 mm (voir plan en annexe II). Le but de cet essai est de confirmer l'instabilité de l'austénite de réversion après un maintien de 48 h à la température critique. L'échantillon brut de trempe est chauffé à un taux de 0.5 °C/min et maintenu à 620 °C pendant 48 h. Ensuite, il est refroidi à 0.43 °C/min (taux lent), le même taux de refroidissement que les échantillons ayant servi à mesurer l'austénite de réversion plus tôt. Cette courbe dilatométrique est présentée à la Figure 2-8.

Le Tableau 2-2 est un résumé des états métallurgiques et de la quantité de déformation en fonction de la position de la courbe à la Figure 2-8. La déformation totale en absolu pendant

le cycle thermique complet est de 0.9011 %. Une telle déformation appliquée sur une grande pièce comme une roue hydraulique peut créer de grands déplacements et induire des contraintes résiduelles thermiques et ainsi causer fissuration. Cette variation de la déformation pour un refroidissement lent démontre bien le rôle important du contrôle de la montée et la descente en température pendant le traitement thermique post-soudage. Idéalement, l'expansion thermique et le changement de phase doivent se faire lentement pour diminuer les gradients de déformation dans la roue.

Tableau 2-2 : États métallurgiques pendant le maintien de 48 h à 620 °C

États	Positions	Déformation (%)	Phases
État initial	1	0	Martensite fraîche
Changement de phase à 620 °C	2-3	-0.1398	Martensite revenue + Austénite de réversion maximale
Déformation totale résiduelle après le cycle	1-5	-0.1706	Martensite revenue + Martensite fraîche + Austénite de réversion
$\Delta$ déformation maximale pendant le cycle	2-4	0.9011	Martensite revenue+ Austénite de réversion
Déformation de la transformation martensitique	4-5	0.0352	Martensite revenue + Martensite fraîche + Austénite de réversion

La courbe de déformation est tracée à la Figure 2-8, en fonction du temps pendant la totalité du cycle thermique. Il est possible d'observer entre les points 2 et 3 que la déformation diminue et que le changement austénitique est continu pendant les 48 h. Le taux de transformation est très rapide pour les premières heures et par la suite, il ralentit considérablement. De plus, on voit clairement un changement martensitique pendant le refroidissement avec une augmentation soudaine de la déformation.

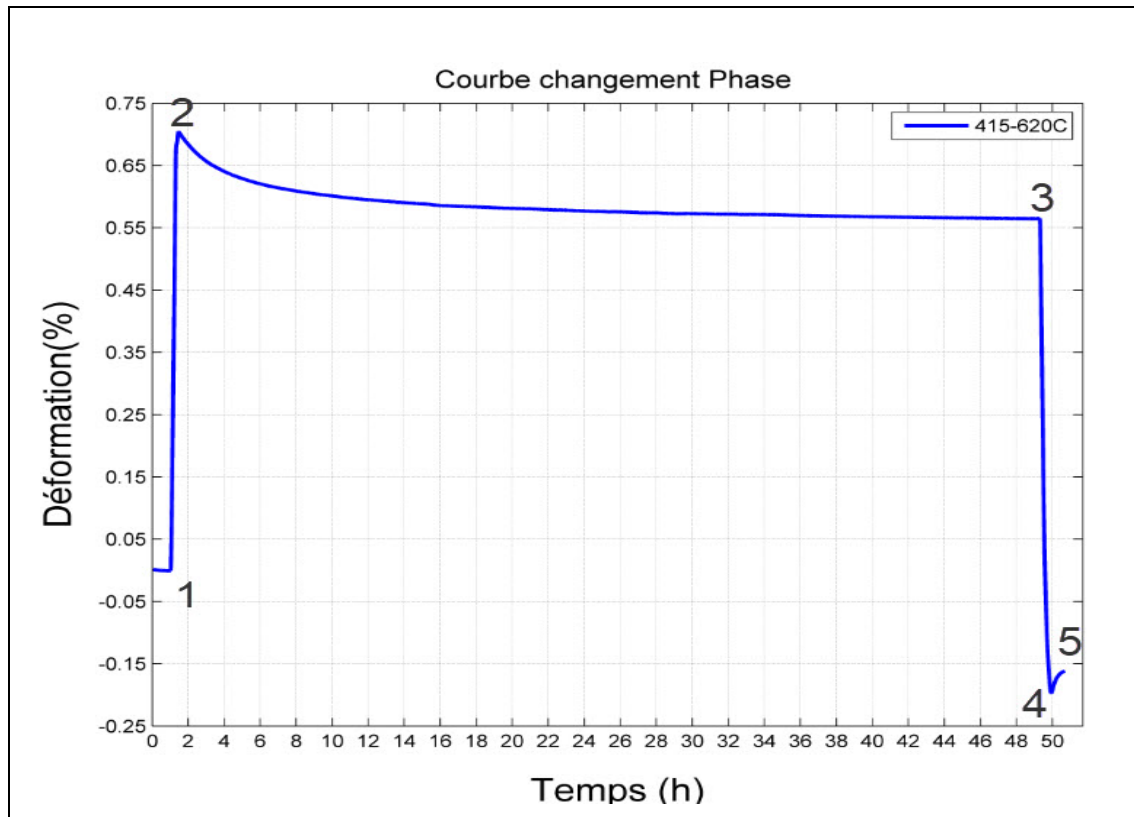


Figure 2-8 : Courbe dilatométrique à 620 °C pour 48 h de maintien suivi d'un refroidissement lent

À la fin du cycle au point 5, l'acier 13Cr-4Ni est sur-revenu. La microstructure finale de cet échantillon est donc un mélange en majorité de martensite revenue, d'austénite de réversion et de martensite fraîche en minorité. Cet essai confirme l'instabilité de l'austénite de réversion pour de longs temps de maintien à la température critique et refroidie lentement. Cette courbe permet aussi de quantifier la déformation associée au changement austénitique à chaud sans chargement.

### 1.13 Propriétés mécaniques de l'acier 13Cr-4Ni pour différents temps de maintien à la température critique

Tout d'abord, trois essais de traction ont été effectués à la température ambiante pour un état métallurgique brut de trempe (100 % martensitique) avec une vitesse de mise en charge de 1mm/min. Un résumé des propriétés mécaniques est présenté au Tableau 2-3. Une de ces

trois courbes de traction, la #2 est tracée sur la Figure 2-9. La limite ultime mesurée est de 994 MPa à 2.9 % de déformation totale. Sa limite d'écoulement ingénieur est de 850 MPa, par contre sa limite élastique vraie est de seulement 400 MPa. La limite élastique vraie est définie comme étant la contrainte au point de décrochement de la linéarité calculée avec l'équation (4.1). Cette courbe de traction sera utilisée dans le chapitre 4 pour simuler les contraintes résiduelles dans une éprouvette de flexion quatre points.

Tableau 2-3 : Résumé des essais de traction à 20 °C pour un état métallurgique brut de trempe

# Essai	Module (GPa)	Limite élastique vraie (MPa)	Limite ultime (MPa)	Re 0.2 % (MPa)
Traction 1	208	404	993	846
Traction 2	196	400	994	850
Traction 3	176	393	994	842

Ensuite des essais de traction à chaud sont réalisés selon la procédure de l'annexe III. Sur la Figure 2-9, il est possible de comparer trois différents états métallurgiques de l'acier 13Cr-4Ni. La courbe réalisée à 20 °C a un état métallurgique 100 % martensitique. La courbe réalisée à 620 °C avec aucun temps de maintien représente une microstructure de martensite fraîche très peu revenue et une quantité infime d'austénite de réversion. Puis la courbe réalisée à 620 °C après un maintien de 48 h représente un état de martensite complètement revenu et une grande quantité d'austénite de réversion. Aucune martensite fraîche ne se forme après 48 h comme démontré plus tôt puisque dans ce cas-ci, l'essai est fait en température. Les trois courbes sont tracées seulement jusqu'à leur limite ultime en traction.

La courbe de traction issue de l'éprouvette ayant subi un revenu de 48 h à 620 °C avant l'essai de traction n'est pas bien réussie. À chaud pendant une longue période de maintien, le fini de surface de l'éprouvette évolue et les baguettes de céramique de l'extensomètre sont sujettes à glisser légèrement. Donc, seulement les tendances seront comparées et les propriétés mécaniques ne seront pas quantifiées comme pour les éprouvettes dans l'état brut de trempe présentées plus haut.



Il est possible d'observer qu'à chaud, la résistance à la traction du matériau diminue considérablement puisque le mouvement des dislocations en est facilité en température. La courbe de traction de l'échantillon revenu 48 h à 620 °C possède une meilleure ductilité que la courbe ayant subi aucun temps de maintien à 620 °C. Ceci est la conséquence de la formation de l'austénite de réversion dans le temps, cette phase est beaucoup plus ductile que la martensite. De plus, la courbe ayant le séjour en température le plus court a une résistance mécanique et une limite élastique ingénieur plus élevée parce que l'austénite est simplement moins résistante que la martensite même revenue.

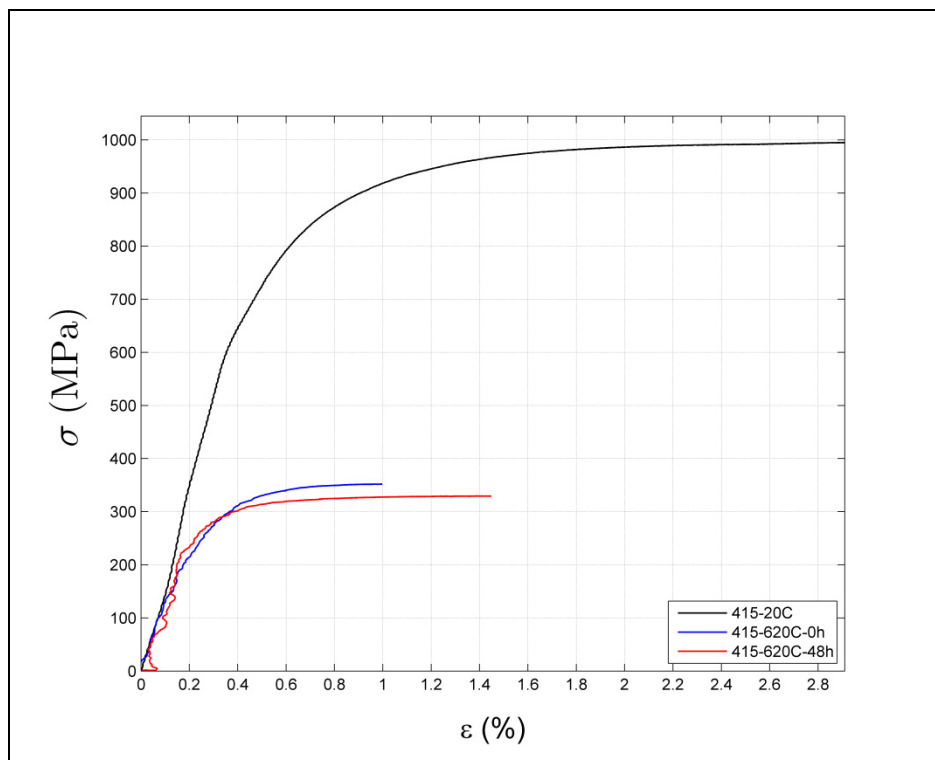


Figure 2-9 : Courbes de traction pour un brut de trempe, 0 h 620 °C et 48 h 620 °C, contrainte en fonction de la déformation totale

Ces essais à chaud ont été réalisés pour voir si la composante revenue s'additionnant à la déformation de fluage varie beaucoup selon le temps d'exposition à 620 °C. Ces essais ne démontrent pas une forte variation de la limite élastique et le temps de maintien pourra être négligé sur les différents stades de fluage. La limite élastique vraie du temps de maintien 0 h

a été difficilement évaluée à 175 MPa. Cette valeur est sujette à une forte variabilité puisque la courbe n'est pas bien lisse comme pendant un essai à la température ambiante. À la suite de l'analyse de ces propriétés mécaniques, un seul état métallurgique sera pris en considération pour la mesure du stade 2 en fluage. De plus, pour l'essai de 0 h à 620 °C, le module élastique a été calculé à 111.65 GPa.

#### **1.14 Essais de fluage à la température critique de 620 °C pour différentes charges**

Un banc de fluage a été partiellement modifié afin d'être en mesure de réaliser des essais de fluage avec différents niveaux de contraintes associés à des niveaux de contraintes résiduelles réalistes issus de passes de soudage de l'acier 13Cr-4Ni. La procédure des essais, les plans de modifications du banc Satec, les plans des éprouvettes et les courbes de calibration sont présentés en annexe IV. Le niveau de contrainte de 150 MPa a été réalisé à deux reprises pour s'assurer de la reproductivité du montage. Il est à noter que la fin des courbes des essais n'est pas un bris d'éprouvette et, dans certains cas, le fluage étant trop rapide, l'essai a dû être arrêté prématurément pendant la journée pour ne pas endommager les systèmes de mesure en dépassant les limites de ceux-ci durant la nuit. Idéalement, dans la mesure du possible, les essais ont été réalisés sur une période de 48 h.

Les essais de fluage ont été réalisés à la température idéale de traitement thermique de 620 °C établi selon le maximum d'austénite de réversion. Plusieurs niveaux de contraintes ont été considérés en fonction de la limite élastique vraie de 175 MPa déterminée dans la section précédente. Un niveau de contrainte supérieur à la limite élastique vraie, a quand même été expérimenté à 200 MPa. On observe sur la Figure 2-10 qu'à ce niveau, l'éprouvette flue très rapidement sans suivre le schéma de fluage habituel. Pour les niveaux de contraintes moyens, les trois stades de fluage sont visibles. Ensuite, des niveaux plus bas sont réalisés jusqu'à la contrainte inférieure de 50 MPa où le fluage est faible sur une période de 48 h.

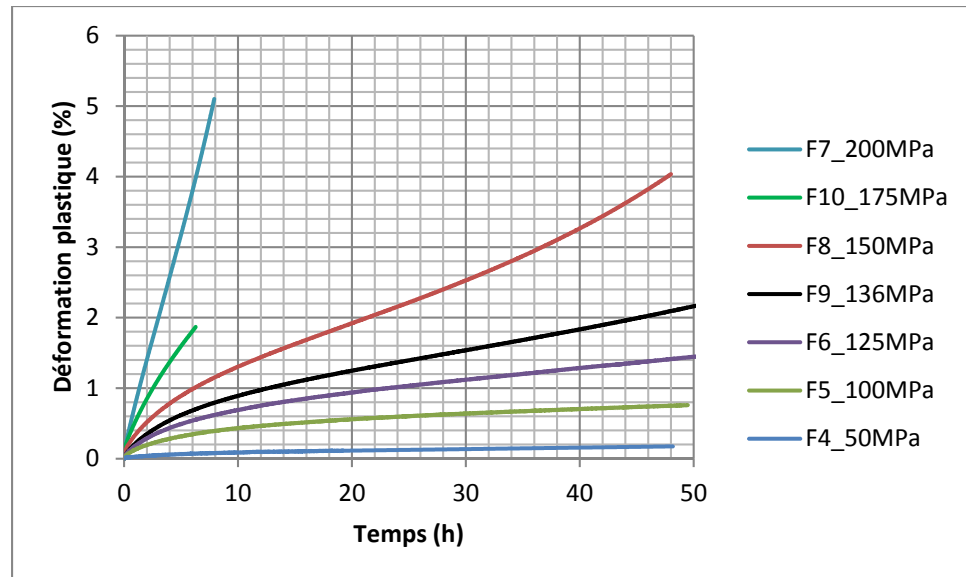


Figure 2-10 : Courbes de fluage à 620 °C pour différentes contraintes

Ces essais de fluage serviront à élaborer une loi viscoplastique en fluage pour la température de 620 °C pendant les revenus post-soudage. Il est à noter que les déformations mesurées sont plastiques et elles incluent le changement de phase austénitique pendant le maintien en température. Les déformations élastiques et les déformations associées à la dilatation thermique sont exclues de cette mesure puisqu'une remise à zéro est effectuée après la mise en charge.

### 1.15 Synthèse de l'organigramme

Pour conclure ce chapitre, les différentes sous-questions et points de l'organigramme présentées en début de chapitre ont été répondues et traitées. Tout d'abord, les plaques d'acier S41500 ont été complètement austénitisées pour uniformiser l'état métallurgique. Ensuite, la teneur des alliages a été mesurée pour vérifier que les quantités respectaient la norme. Par la suite, la température critique ayant une quantité maximale d'austénite de réversion a été déterminée à 620 °C. Cette température sera associée au revenu idéal dans ce document. Ensuite, la microstructure de l'évolution de la martensite en fonction de la température de revenu a été observée par microscope optique. Les micrographies ne permettent pas de

dissocier une martensite fraîche d'une martensite revenue. De plus, l'austénite n'est pas visible au microscope optique. Subséquemment, la stabilité de l'austénite à la température critique pour différents temps de maintien et différents taux de refroidissement a été évaluée. Il s'avère que l'austénite de réversion devient moins stable dans le temps et que le taux de refroidissement rapide engendre des contraintes thermiques qui ont comme effet de diminuer aussi la stabilité de l'austénite de réversion. Par la suite, les propriétés mécaniques issues des courbes de traction ont été mesurées pour un état brut de trempe à la température ambiante. Ces propriétés ont aussi été mesurées à une température de 620° C pour 0 h de maintien et pour 48 h de maintien. La courbe de traction avec l'état métallurgique brut de trempe servira pour simuler les contraintes résiduelles dans un barreau de flexion quatre points plus tard dans ce mémoire. Les courbes de traction à chaud tant qu'à elles ont permis d'observer les tendances des propriétés mécaniques en fonction du revenu de la martensite et la formation d'austénite. Elles ont aussi permis d'obtenir un ordre de grandeur de la limite élastique vraie pour choisir les niveaux de contraintes pour les essais de fluage. Pour finir, des essais de fluage ont été faits à différentes contraintes à la température critique de 620 °C dans le but d'élaborer une loi viscoplastique. Ultimement, cette loi sera utilisée pour simuler la relaxation des contraintes résiduelles pendant le revenu de la roue hydraulique.

## CHAPITRE 3

### LOI VISCOPLASTIQUE

#### **1.16 Efforts de recherche pour la simulation reliée au soudage des roues hydrauliques à L'IREQ**

Les roues hydrauliques du parc d'Hydro-Québec fabriquées en acier 13Cr-4Ni ont été conçues à la base pour une durée de vie de 50 ans. Cependant, il s'avère que les roues fissurent en majorité avant la fin de leur vie utile. Ces fissures doivent être réparées directement dans le puits de la turbine. Le matériau d'origine ne peut être utilisé pour la réparation puisque celui-ci nécessite un traitement thermique à 600 °C suite à son dépôt. Il est risqué d'effectuer ce traitement in situ, puisque toute excursion thermique au-delà de 630 °C peut générer de la martensite non revenue. Cela engendre des coûts non-négligeables pour Hydro-Québec. C'est pour cette raison que des efforts de recherche sont mis de l'avant dans l'amélioration des techniques de fabrication et de réparation et des traitements thermiques post-soudage des roues hydrauliques. Ces efforts de recherche sont essentiels pour l'amélioration de la durabilité des équipements hydrauliques. L'approfondissement des connaissances du comportement du matériau 13Cr-4Ni peut aussi aider à améliorer la conception et la longévité de service en temps continu.

À l'institut de recherche d'Hydro-Québec, dans le cadre du projet CORETHY, le soudage d'une roue hydraulique y sera éventuellement complètement simulé. Plusieurs matériaux et différentes techniques de fabrication et réparation pourront aussi y être simulés. De cette manière, les séquences de passes de soudage et les températures d'interpasses pourront être optimisées afin d'obtenir des propriétés mécaniques optimales ainsi qu'un minimum de contraintes résiduelles dans l'assemblage mécano-soudé. Dans un futur rapproché, le champ de contraintes résiduelles de soudage sera un état connu et calculé avec cet outil numérique. L'étape suivante à ce projet sera de simuler le traitement thermique de revenu de la roue hydraulique. Le premier objectif est d'estimer la redistribution des contraintes résiduelles lors du revenu. Ceci constitue la condition initiale d'une simulation plus étendue dans laquelle est

superposée cet état initial aux contraintes d'opération, de sorte à effectuer une évaluation juste de la vie en fatigue. Pour minimiser les coûts, le temps de maintien et la température du traitement doivent être optimisés tout en maximisant les propriétés mécaniques et les phases en présence dans l'acier.

### **1.17 Loi viscoplastique en fluage pour la température critique de revenu à 620 °C**

Pour être en mesure de simuler la relaxation des contraintes résiduelles d'une roue hydraulique, une loi de comportement viscoplastique en fluage doit être construite. Cette loi doit être réalisée pour les différentes températures de revenu et pour des niveaux de contraintes résiduelles semblables à celles présentes à la suite d'un assemblage mécano-soudé dans une roue. Dans ce mémoire, seulement la température dite idéale est caractérisée en fluage puisque celle-ci représente le plus fidèlement la réalité des traitements de revenu.

Les courbes issues du chapitre précédant pour la température de 620 °C sont présentées à la Figure 3-1. Les courbes sont agrandies sur une fenêtre de temps entre 0.5 h et 2 h. Pour élaborer une loi viscoplastique de type Engler-Pinto comme présentée dans la revue de la littérature, une vitesse de déformation constante doit être déterminée en fonction de la contrainte. Selon la littérature, il est accepté de considérer que la vitesse de déformation par fluage est constante pendant le stade 2. C'est pour cette raison que les vitesses de déformation plastique sont mesurées entre 0.5 h et 2 h pour tous les essais de fluage à l'aide d'une régression linéaire.

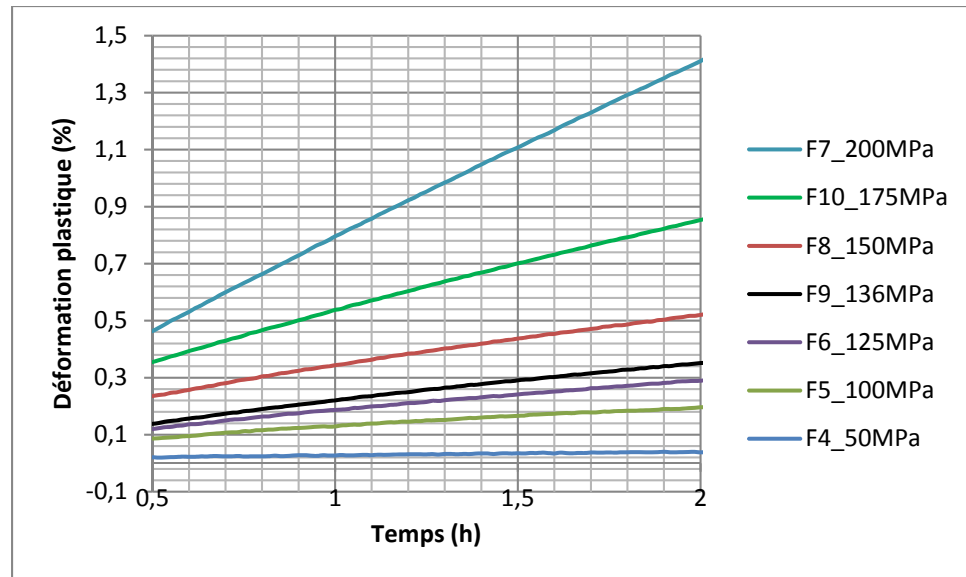


Figure 3-1 : Courbes de fluage entre 0.5 h et 2 h à 620 °C pour différentes contraintes

Un résumé des vitesses de déformation calculées à l'aide des essais de fluage sont répertoriés au Tableau 3-1. La vitesse de déformation associée à la contrainte de 220 MPa a été mesurée indirectement avec un essai de traction avec la méthode d'Engler-Pinto (2003).

Tableau 3-1 : Vitesses de déformation calculées

Contrainte appliquée (MPa)	Type d'essai	Vitesses déformation ( $s^{-1}$ )
50	Fluage	3.53E-08
100	Fluage	1.97E-07
125	Fluage	3.09E-07
136	Fluage	3.91E-07
150	Fluage	5.24E-07
175	Fluage	9.16E-07
200	Fluage	1.75E-06
220	Traction	2.92E-04

L'équation 3.1 est utilisée pour calculer la vitesse de déformation issue d'un essai de traction, où  $\frac{d\varepsilon}{du}$  est la pente calculée à partir du graphique de la déformation plastique pendant l'essai de traction en fonction du déplacement du piston hydraulique illustré à la Figure 3-2. Et  $\frac{du}{dt}$  est la vitesse de mise en charge pendant l'essai de traction, soit de 0.016667 mm/sec ou (1 mm/min). La contrainte est déterminée à 0.01 % de déformation plastique sur la courbe de contrainte (MPa) en fonction de la déformation plastique (mm/mm) calculée avec l'équation (4.1).

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{d\varepsilon}{du} \cdot \frac{du}{dt} \quad (3.1)$$

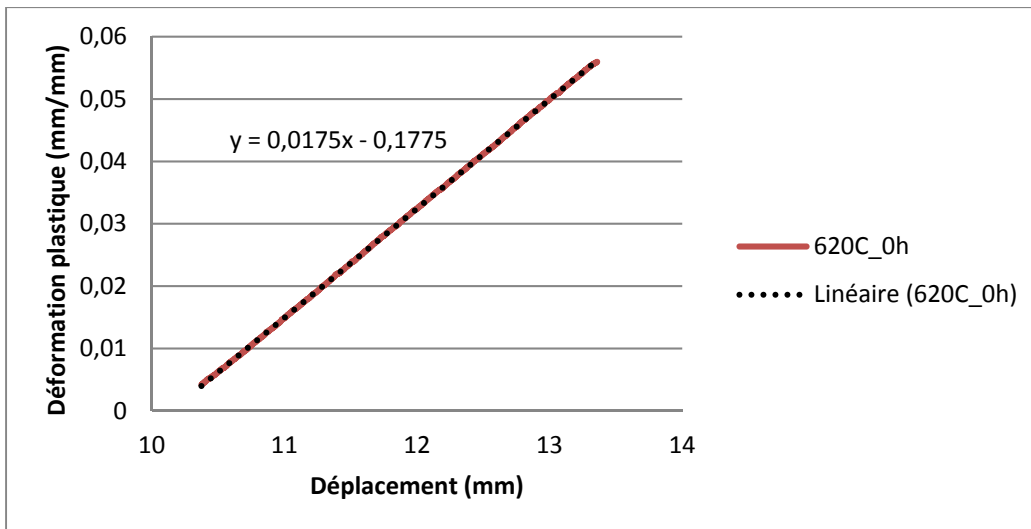


Figure 3-2 : Déformation plastique (mm/mm) en fonction du déplacement (mm) du piston pendant un essai de traction à 620 °C pour 0 h de maintien

Cette méthode n'a pas encore été validée à l'IREQ, un rapport est en rédaction pour utiliser cette démarche sur l'acier bas carbone 516. Dans le futur, si la méthode des essais de traction s'avère un succès pour mesurer les vitesses de déformation indirecte. Elle pourrait diminuer le nombre d'essais nécessaires pour la caractérisation mécanique et viscoplastique des matériaux pour les simulations de soudage et de relaxation des contraintes. Pour l'instant,



dans ce mémoire, la majorité des vitesses de déformation ont été mesurées directement à l'aide d'un banc de fluage.

Les vitesses de déformation ont été tracées en fonction de la contrainte appliquée à la Figure 3-3. La vitesse de déformation plastique englobe la déformation reliée au fluage ainsi qu'à la transformation austénitique partielle. Les déformations élastiques et thermiques sont exclues de cette mesure. L'effet du changement de phase n'a pas pu être différencié de la déformation due au fluage par manque d'outil de mesure. C'est pour cette raison que la composante du changement de phase mesurée au chapitre précédemment n'a pas été soustraite des courbes de fluage mesurées. Partant de l'hypothèse que la contrainte appliquée n'influence pas la transformation de l'austénite, il serait possible de la soustraire.

Les deux méthodes de mesures ont été séparées avec des couleurs et des marques distinctives selon les essais de fluage et l'essai de traction sur la Figure 3-3. Il est possible de remarquer que pour de faibles vitesses de déformation la relation semble être influencée. Cet effet est la conséquence du changement de phase austénitique. Pour de faibles niveaux de contrainte, la composante de déformation associée au changement de phase n'est pas négligeable sur la déformation totale mesurée. Toutefois pour des niveaux de contraintes élevés, la déformation due au changement de phase est plutôt minime sur la déformation totale mesurée.

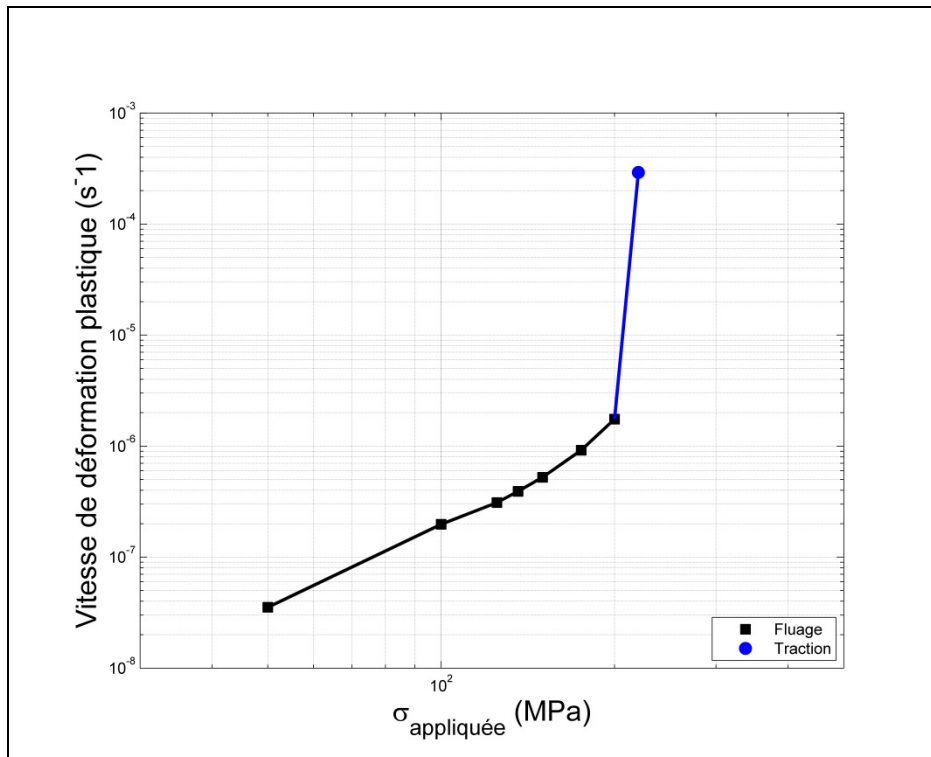


Figure 3-3 : Relation entre la vitesse de déformation plastique et la contrainte appliquée

Cette relation entre la vitesse de déformation et la contrainte appliquée permettra éventuellement de simuler la relaxation des contraintes résiduelles pour un traitement thermique à 620 °C. Les différentes  $\sigma_{appliquées}$  de la Figure 3-3 représentent les contraintes résiduelles dans la roue et chaque niveau de contrainte est associé à une vitesse de déformation connue. Cette vitesse de déformation englobe le temps de maintien du traitement thermique, ainsi que la déformation plastique associée à ce temps pour différents niveaux de contraintes internes. À mesure que les contraintes résiduelles se relaxent, la vitesse de déformation diminue. Pour de faibles niveaux de contrainte comme 50 MPa, le matériau ne flue pratiquement pas. Il est donc porté de croire que même après un traitement thermique idéal, le champ de contraintes résiduelles n'atteindra jamais l'état nul.

### **1.18 Limitations et essais à faire pour raffiner le modèle**

Pour compléter et raffiner le modèle, toutes les températures où le matériau est susceptible de fluer devront être investiguées en fonction de différents niveaux de contrainte. De plus, comme mentionné plus tôt, le changement de phase austénitique n'a pas été soustrait des courbes de fluage puisque l'effet du chargement pendant le fluage sur le changement de phase n'a pas pu être mesuré. S'il devient possible de mesurer l'impact du changement de phase sur le fluage ou d'être en mesure d'affirmer que celui-ci est négligeable sur les vitesses de déformation associées au fluage. Il serait alors préférable de soustraire cette déformation de la déformation totale et de la mesurer avec un dilatomètre en fonction du temps de maintien comme à la Figure 2-8 du chapitre 2.

De plus, ne connaissant pas l'impact du chargement sur la transformation de phase pendant le fluage, la méthode de l'essai de traction reste une approximation du fluage, car celle-ci ne tient pas compte du paramètre temps. La transformation de phase dépend du temps et possiblement de la charge appliquée. De plus, pendant les essais de fluage, plusieurs stades sont observés et donc une infinité de vitesses de déformation peuvent être calculées en fonction du temps pour un seul niveau de contrainte. Toutefois, avec la méthode des essais de traction, une seule vitesse est calculée en fonction de la contrainte appliquée.



## CHAPITRE 4

### MESURE DE L'ÉVOLUTION DES CONTRAINTES RÉSIDUELLES APRÈS LE TRAITEMENT THERMIQUE DE REVENU

Dans ce chapitre, des éprouvettes de flexion quatre points en acier S41500 et dans l'état métallurgique brut de trempe sont déformées plastiquement dans le but d'y introduire un champ de contraintes résiduelles élevé connu. Par la suite, les barreaux de flexion subiront différents traitements thermiques. Suite à ces traitements thermiques, la relaxation des contraintes résiduelles sera observée par la méthode du contour. Cette démarche expérimentale vise à reproduire et observer la relaxation d'un champ de contraintes résiduelles typique présent dans une roue hydraulique après soudage des aubes suite à différents traitements post-soudage.

#### **1.19 Introduction d'un champ de contraintes résiduelles sur une éprouvette de flexion quatre points**

Il est connu de la théorie de la résistance des matériaux qu'une poutre en flexion quatre points possède un moment fléchissant maximum constant entre les deux points intérieurs de contact d'application de la charge. Le champ de contraintes  $y$  est donc aussi constant entre les deux rouleaux intérieurs. La déformation est inversement symétrique entre la fibre supérieure et inférieure. Elle est nulle à l'axe neutre. Avec la méthode des éléments finis, il est possible de calculer ce champ de contraintes résiduelles dans une éprouvette de flexion. Ce sont pour ces raisons que le barreau de flexion est utilisé dans ce chapitre pour y introduire un champ de contraintes résiduelles connu. L'éprouvette est déformée plastiquement en flexion quatre points. Les déformations plastiques hétérogènes génèrent ainsi un champ de contraintes résiduelles dans le barreau de flexion après suppression de la charge.

Les dimensions de l'éprouvette de flexion utilisée dans ce chapitre sont présentées à la Figure 4-1. L'éprouvette est de dimension 15 mm x 30 mm x 325 mm. Le plan détaillé de cette

épreuve est présentée en annexe VI. Un trou a été percé à l'extrémité de celle-ci pour être en mesure d'y insérer un thermocouple à cœur pour mesurer le gradient thermique pendant les traitements thermiques qui seront réalisés ultérieurement. Le chargement est appliqué symétriquement à 50 mm de chaque côté du centre supérieur de l'éprouvette avec une distance  $l = 100$  mm entre les deux rouleaux. Les appuis statiques seront placés à 132.5 mm de chaque côté du centre inférieur du barreau à une distance  $L = 265$  mm entre chaque appui.

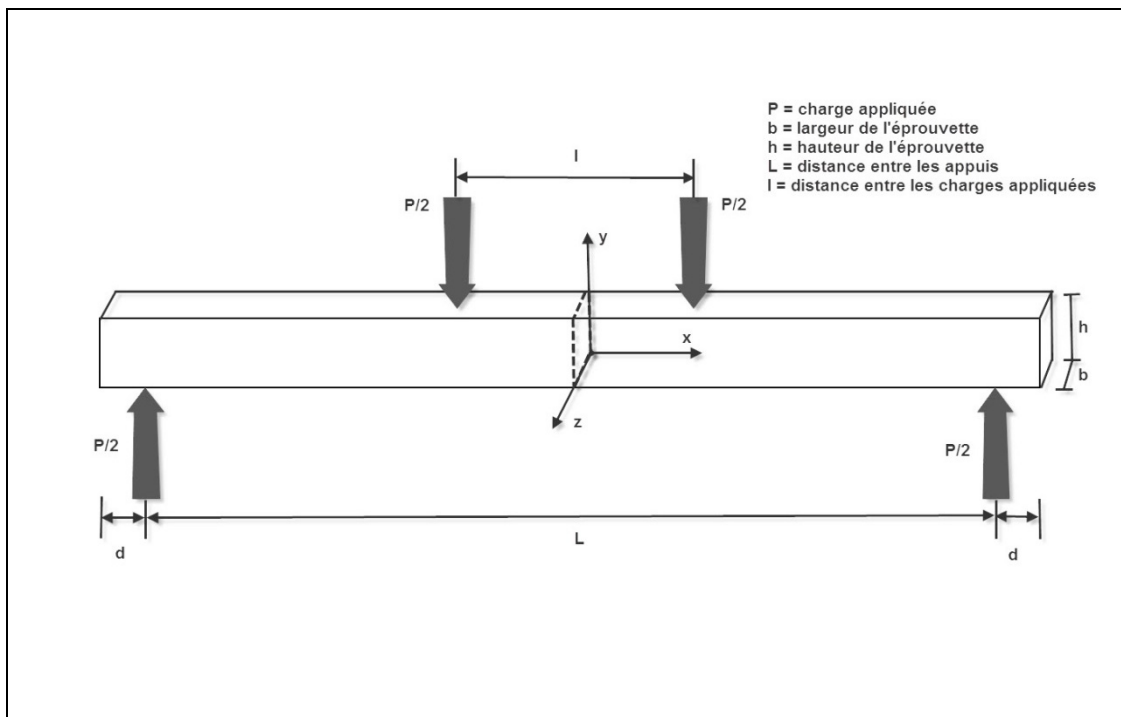


Figure 4-1 : Dimensions de l'éprouvette de flexion quatre points,  $b=15$  mm,  $h=30$  mm,  $l=100$  mm,  $L=265$  mm,  $d=30$  mm pour une longueur totale de 325 mm

### 1.20 Calcul par la méthode des éléments finis (théorique) de la déformation totale nécessaire pour introduire un champ de contraintes résiduelles élevé dans une éprouvette de flexion quatre points

La flexion quatre points doit d'abord être simulée par la méthode des éléments finis. Le but de cette simulation est de déterminer la déformation nécessaire qui devra être appliquée en laboratoire sur l'éprouvette de flexion. Une loi de comportement du matériau à température ambiante pour un état métallurgique brut de trempe a été élaborée avec la courbe de traction

présentée au chapitre 2. La déformation élastique a été soustraite de la courbe de traction pour obtenir une relation contrainte en fonction de la déformation plastique à l'aide de l'équation 4.1, où  $\epsilon_p$  est la déformation plastique,  $\epsilon_T$  est la déformation totale mesurée pendant l'essai de traction et  $\epsilon_e$  est la déformation élastique calculée avec le module de Young  $E$  de 196 GPa et  $\sigma$  la contrainte. La courbe utilisée pour simuler le barreau de flexion issu de l'équation 4.1 est illustrée à la Figure 4-2.

$$\begin{aligned}\epsilon_p &= \epsilon_T - \epsilon_e \\ \epsilon_e &= \frac{\sigma}{E}\end{aligned}\tag{4.1}$$

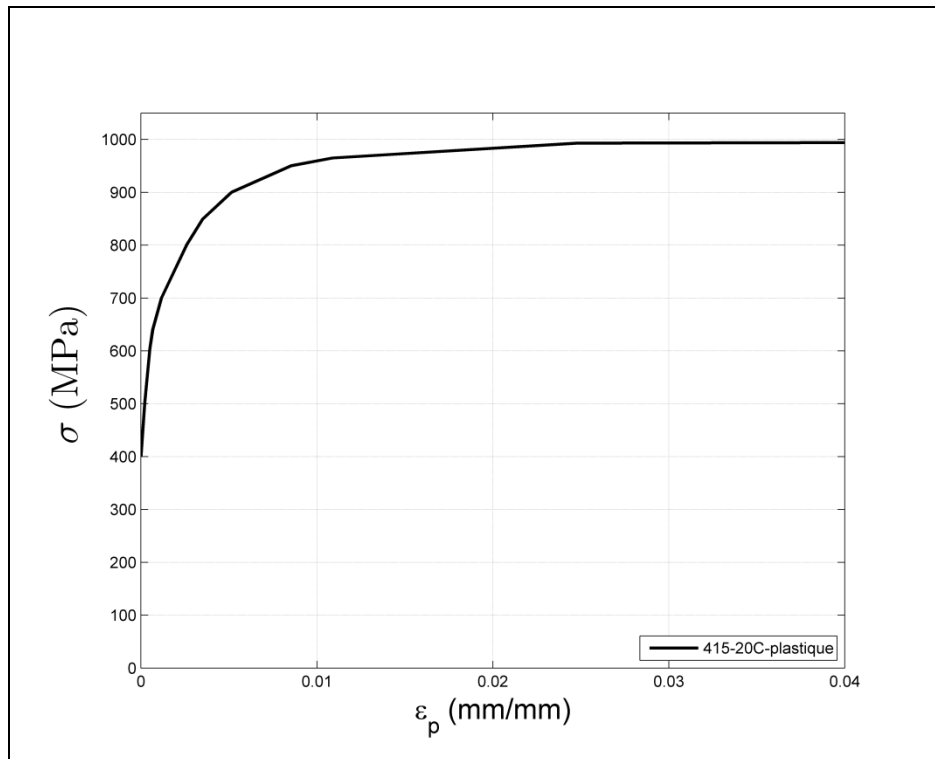


Figure 4-2 : Courbe plastique à 20 °C de l'acier S41500 brut de trempe utilisée pour simuler le barreau de flexion

La simulation par la méthode des éléments finis a été réalisée sur le logiciel Ansys Workbench avec un comportement en plasticité à écrouissage isotrope multilinéaire avec un

module d'élasticité de 196 GPa. Un demi-barreau a été utilisé pour diminuer le temps de calcul. Les conditions de frontières appliquées sur le demi-barreau sont présentées à la Figure 4-3. Les déplacements  $u_y=0$  en A pour reproduire un appui simple à la ligne  $x=132.5\text{mm}$  et  $y=0\text{mm}$ . Les déplacements  $u_x=0$  sont imposés sur le plan  $x=0$  pour la symétrie. Pour finir, la translation est bloquée en  $z$  avec  $u_z=0$  au point D à la coordonnée  $(0,0,0)$  avec l'axe de référence positionné au point D. Le maillage utilisé pour obtenir une solution convergente possède 30 600 éléments et 132 241 nœuds. La charge est appliquée progressivement en B, au rouleau supérieur à ligne  $x=50\text{mm}$  et  $y=30\text{mm}$  avec 34 incréments de 1 seconde.

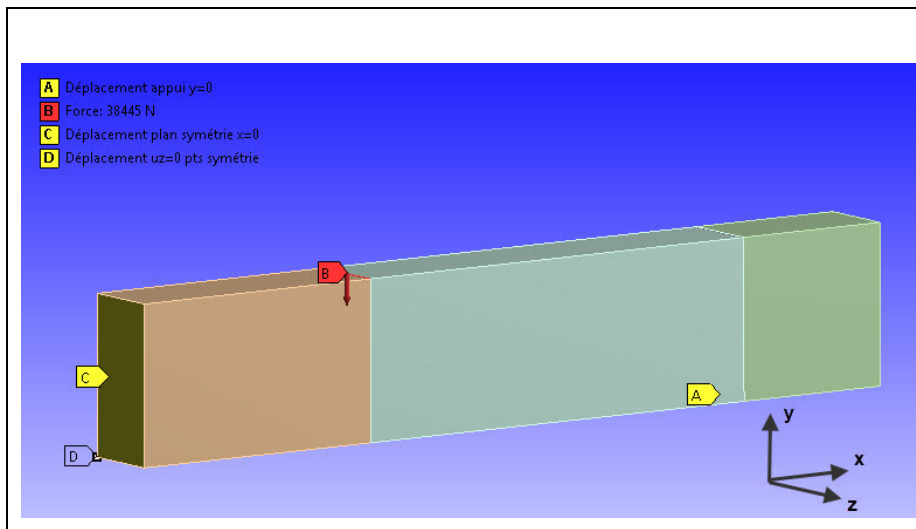


Figure 4-3: Conditions de frontières pour la simulation de l'éprouvette de flexion

La charge totale a été calculée à 76 890 N à l'aide d'ANSYS pour obtenir des contraintes résiduelles élevées de l'ordre de  $\pm 500$  MPa dans le barreau de flexion après déchargement. Il est à noter que pour la simulation, seulement la moitié de la charge est appliquée (38 445 N) puisque seulement la moitié du barreau est simulée. Les résultats de la simulation sont illustrés à la Figure 4-4. En a), le champ de déformations est illustré au moment où le chargement est à son maximum. La valeur en compression de la fibre supérieure à ce moment est de  $-26\,321 \mu\epsilon$ . Cette valeur servira de point de repère pendant la reproduction de l'essai en laboratoire. Une jauge de déformation devra être installée sur la fibre supérieure du



barreau à cette position. Le champ de contraintes résiduelles après le déchargement total est présenté à la Figure 4-4 b). On remarque que la contrainte est en tension à la fibre supérieure et devient maximum en compression sous celle-ci avant d'atteindre un niveau de contrainte nulle à la fibre neutre. Sous la fibre neutre, la contrainte en tension est maximale et elle redevient en compression vers la fibre inférieure.

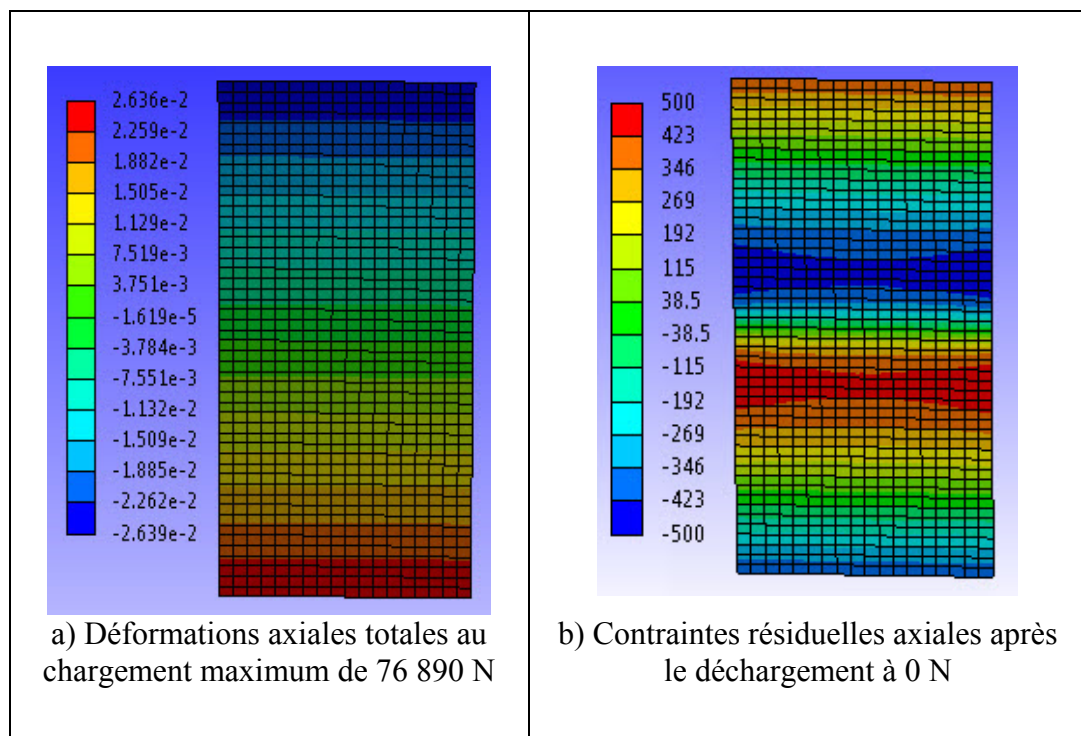


Figure 4-4 : Résultats des simulations sur le barreau de flexion quatre points  
a) déformations axiales au chargement, b) contraintes résiduelles axiales  
après le déchargement

### 1.21 Flexion quatre points en laboratoire versus la simulation

Un essai de flexion quatre points est réalisé en laboratoire avec une mise en charge de 1mm/min. Le montage est présenté à la Figure 4-5. Une déformation axiale totale de  $26\,321\ \mu\text{e}$  est appliquée sur la fibre supérieure de l'éprouvette et mesurée à l'aide d'une jauge de déformation. La force apparente appliquée pendant l'essai est de 87 810 N. La divergence entre la valeur de la force théorique et la valeur réelle sera discutée dans les sources d'erreurs.

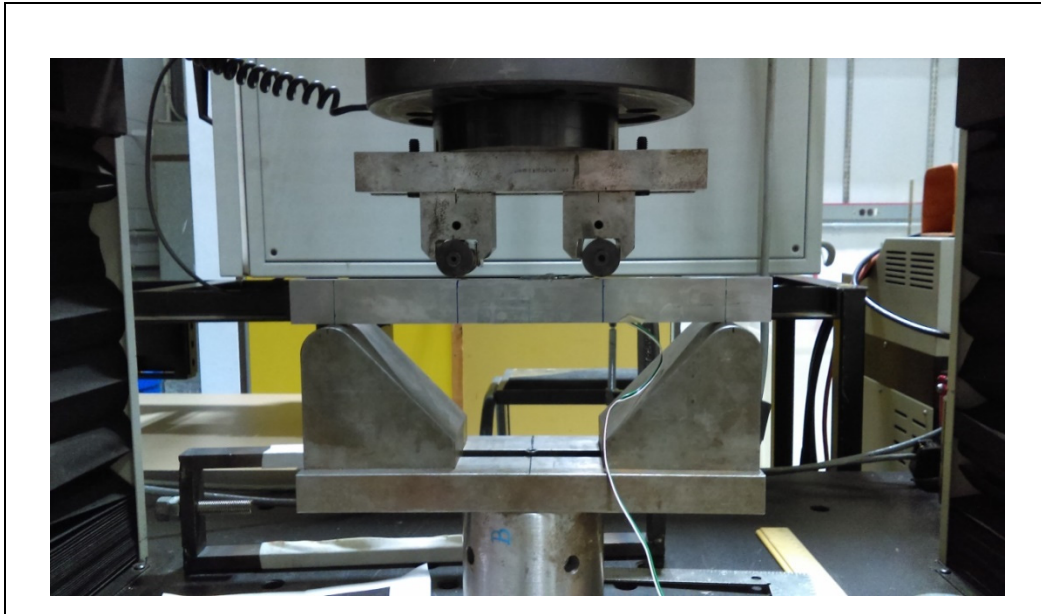


Figure 4-5 : Montage expérimental pour la flexion quatre points

Le barreau déformé plastiquement est installé dans un gabarit de coupe et il est envoyé à la coupe EDM. Le montage est présenté en détail à l'annexe V. Les déplacements des deux surfaces coupées sont mesurés à l'aide d'un profilomètre. Ensuite les déplacements sont filtrés et lissés. À l'aide de ces déplacements, les contraintes résiduelles sont calculées par la méthode des éléments finis avec un module d'élasticité de 196 GPa. Les mesures de la méthode du contour sont illustrées à la Figure 4-6 en b) et sont comparées avec les contraintes résiduelles théoriques à la Figure 4-6 en a). Les deux champs de contraintes résiduelles sont très similaires. La reproduction de l'état de contrainte en laboratoire dans l'éprouvette de flexion est représentative de la simulation théorique. Cette éprouvette devient donc l'éprouvette de référence pour comparaison avec des éprouvettes ayant le même état de contrainte initial et ayant subi différents traitements de revenu. L'essai de flexion quatre points a été répété méticuleusement sur quatre autres éprouvettes identiques et subiront par la suite une relaxation de contraintes selon différents traitements thermiques. Ce niveau de contraintes résiduelles de  $\pm 500$  MPa représente les contraintes résiduelles pouvant être présentes dans une roue hydraulique tel que soudée.

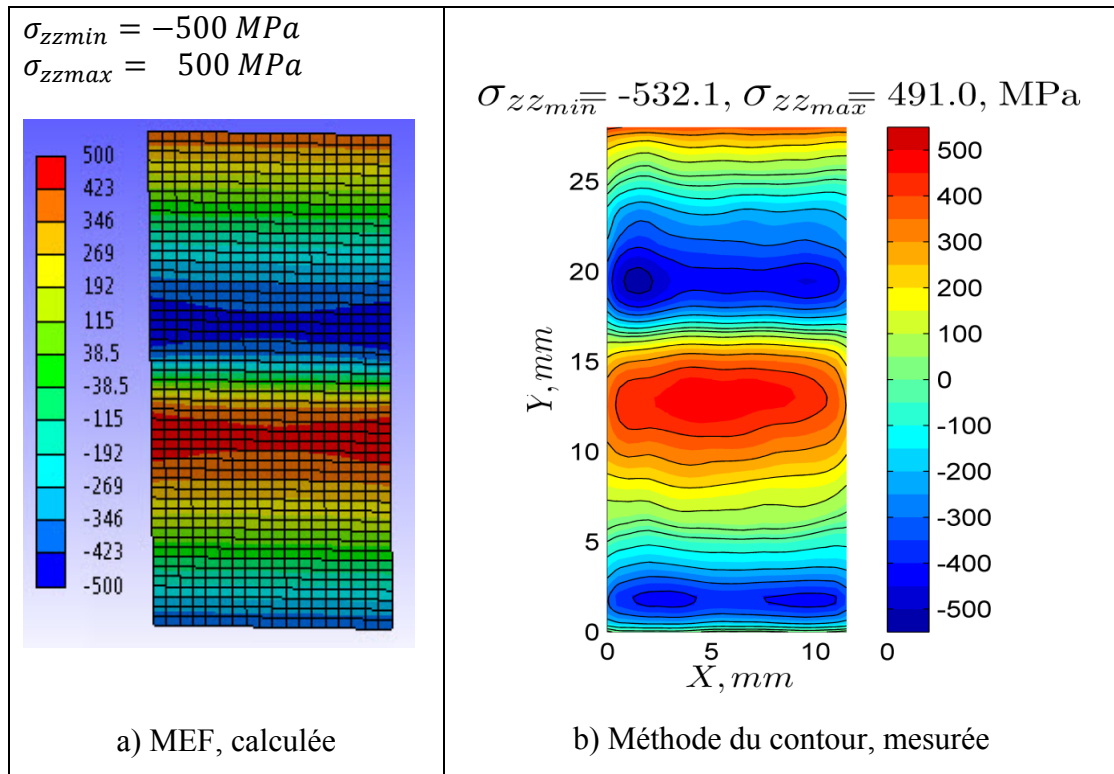


Figure 4-6 : Contraintes résiduelles axiales en MPa calculées par MEF en a) et mesurées par la méthode du contour en b)

Il est possible de remarquer à la Figure 4-6 b) que les contraintes mesurées par la méthode du contour sont légèrement asymétriques. De plus, la contrainte en compression est plus élevée que la contrainte en tension. Une ligne de contraintes résiduelles axiales a été extraite à la mi-épaisseur du barreau pour les valeurs théoriques et expérimentales. Cette ligne de contraintes est tracée à la Figure 4-7. Il est possible de remarquer que l'axe neutre où la contrainte devrait être nulle n'est pas positionné parfaitement à la mi-hauteur du barreau soit à 15 mm. Cet axe est décalé vers le haut de 2 mm et cela a pour effet de créer une légère asymétrie dans le champ de contraintes.

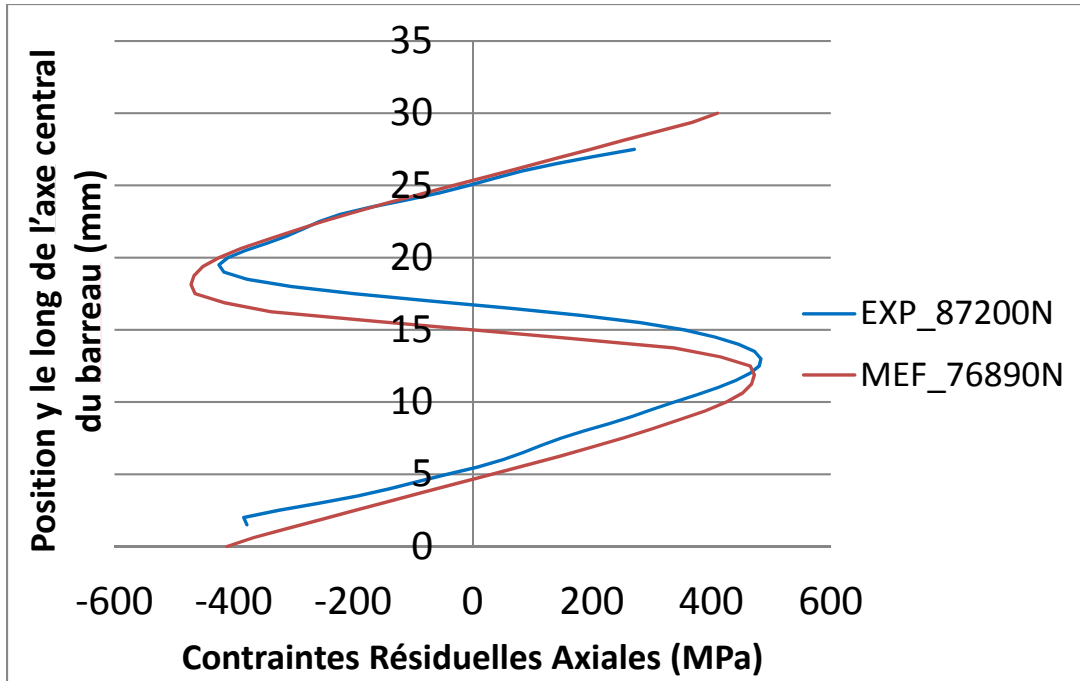


Figure 4-7 : Lignes de contraintes résiduelles axiales au centre du barreau pour la méthode des éléments finis et pour la méthode du contour

Plusieurs sources d'erreurs sont à l'origine des différences observées sur le champ de contraintes déterminé avec la méthode des éléments finis théorique et celle obtenue expérimentalement avec la méthode du contour en laboratoire. Premièrement, la force appliquée en laboratoire pour obtenir la même déformation ponctuelle sur la fibre supérieure du barreau est supérieure de 10 310 N. Cet écart est relativement grand et c'est pour cette raison que la jauge de déformation a été le paramètre de référence pendant l'essai. Cette source d'erreur a déjà été identifiée par Fréchette(2015) et n'a eu aucun impact sur l'essai puisque la valeur de la force n'a pas été prise en compte. Cette erreur est le résultat d'une variation du moment fléchissant pendant l'essai. Les rouleaux du dessus ont tendance à s'écartier l'un de l'autre. De plus, les points de contact des appuis du dessous du barreau de flexion ont tendance à se déplacer vers l'intérieur lorsque la cambrure de l'éprouvette augmente. Ce glissement du barreau est dû à la cambrure et elle diminue fortement le moment fléchissant puisque la distance totale entre les rouleaux et l'appui est diminuée. De plus, la cambrure du barreau induit un angle dans la force de contact, ce qui a pour effet aussi de diminuer le moment fléchissant. C'est pour cette raison que la force appliquée en

laboratoire est toujours plus élevée que celle calculée par éléments finis et que seulement la déformation est validée pendant l'essai. Quant au déplacement de l'axe neutre vers le haut, cela peut être l'effet d'un changement géométrique. Dans ce cas présent où la déformation totale appliquée est moins de 3 %, le changement de géométrie est négligeable. Par contre, lorsque les rouleaux du dessous glissent vers l'extérieur pendant l'application de la charge, des forces de friction inconnues sont appliquées sur l'éprouvette. Les appuis du bas ayant une géométrie différente peuvent générer des forces de friction différentes de celles des rouleaux du haut. Un DCL du barreau de flexion est schématisé à la Figure 4-8. Pour que l'axe neutre se déplace vers le haut, les forces de friction générées par l'appui du bas  $F_{f1}$  et  $F_{f2}$  doivent être supérieures aux forces de friction causées par les rouleaux du dessus  $F_{f3}$  et  $F_{f4}$ . La force résultante entre les forces de friction du haut et du bas est en tension. Avec cette hypothèse, une contrainte en tension supplémentaire est additionnée à la fibre supérieure en tension augmentant ainsi la contrainte maximale en tension. Elle est aussi additionnée à la fibre inférieure qui est en compression et a pour effet de diminuer la contrainte maximale en compression. De cette manière, une légère asymétrie se crée sur les contraintes résiduelles entre les deux fibres externes.

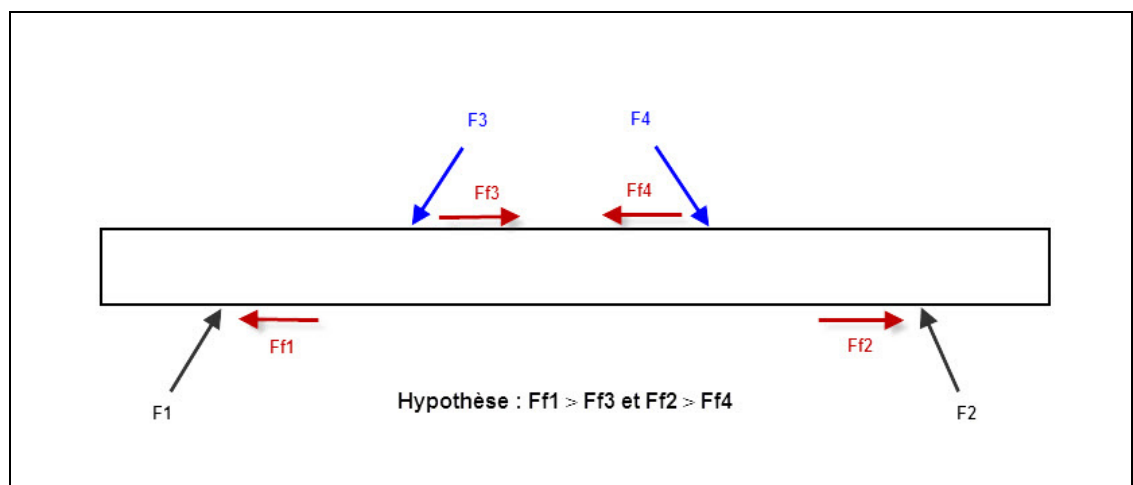


Figure 4-8 : Diagramme des corps libres de l'essai de flexion quatre points

Une autre source d'erreur pouvant causer une asymétrie dans la distribution des contraintes résiduelles est la coupe EDM. Prime (2001) observe la même asymétrie des contraintes sur

une éprouvette de flexion quatre points. Il mentionne que cette asymétrie peut être causée par un alignement imparfait de la pièce pendant la découpe de celle-ci.

### **1.22 Choix des différentes températures de revenu à appliquer au champ de contraintes résiduelles connues des éprouvettes de flexion**

À l'aide des propriétés mécaniques et métallurgiques déterminées au chapitre 2, un choix éclairé de plusieurs contextes réels pouvant être observés en industrie pendant les traitements thermiques de revenu réalisés sur les roues hydrauliques, sont choisis. Un résumé du choix des températures de revenu, du temps de maintien, de la microstructure susceptible d'être en présence et le contexte industriel sont présentés au Tableau 4-1. Ces différents traitements thermiques seront appliqués sur les barreaux de flexion ayant des champs de contraintes de  $\pm 500$  MPa. La relaxation des contraintes résiduelles après les traitements thermiques sera quantifiée à l'aide de la méthode du contour et comparée avec les contraintes dans le barreau de l'état de référence n'ayant subi aucun traitement thermique. La température dite idéale de 620 °C est la plus investiguée dans cette étude pour différents temps de maintien. Le but est d'identifier les paramètres qui influencent le plus la relaxation des contraintes résiduelles et d'observer leurs effets sur des mises en situation de contextes réels sur une roue hydraulique.

Dans cette démarche expérimentale, les temps de maintien de 0 h représentent une montée à la température désirée le plus rapidement possible avec un chauffage par convection. Un thermocouple en surface et à cœur sont comparés, et lorsque le gradient est nul, la source de chaleur est éteinte et le barreau de flexion est refroidi par convection naturelle directement dans le four avec la porte entrouverte. Ces étapes sont respectées et reproduites pour toutes les éprouvettes avec les différentes températures de revenu. Les courbes de chauffage et de refroidissement de chaque éprouvette des différents traitements sont présentées en annexe VI.

Tableau 4-1: Résumé du choix des températures pour les traitements thermiques

Température (°C) de revenu	Temps de maintien (h)	Microstructure	Contexte
Aucun (Brut de trempe)	0	$\alpha'$ non revenue	Dernier cordon déposé tel que soudé
400 °C	0	$\alpha'$ non revenue	Section de la roue qui atteint des températures inférieures
620 °C	0	- $\alpha'$ revenue partiellement - Faible % $\gamma$ stable	Section de la roue qui atteint la température désirée pour une durée restreinte
620 °C	2h	- $\alpha'$ revenue -Max $\gamma$ stable	Revenu idéal
620 °C	48h	- $\gamma$ instable - Formation $\alpha'$ au refroidissement	Section de la roue qui atteint la température désirée pour un séjour prolongé comme en industrie

### 1.23 Évolution du champ de contraintes résiduelles en fonction de la température et du temps de revenu mesuré avec la méthode du contour

Dans cette section, les contraintes en tension sont principalement discutées puisque ce sont celles-ci qui amorcent des défauts et la fissuration dans les cas reliés aux roues hydrauliques. Les contraintes en compression seront discutées seulement pour le changement de phase martensitique.

Tout d'abord, les résultats de la redistribution des contraintes résiduelles correspondant à la température de revenu la plus faible de 400 °C pour 0 h de maintien sont présentés à la Figure 4-9 a). Ce contexte correspond à des sections de la roue épaisse qui ne peuvent

atteindre les températures demandées. Son état métallurgique est associé seulement à de la martensite non revenue.

Il est possible de remarquer que les contraintes résiduelles commencent légèrement à fluer en comparaison avec l'état de contrainte résiduelle initiale (Figure 4-9 b)). La contrainte maximale en tension initiale de 491 MPa est relaxée légèrement jusqu'à 437 MPa. À cette basse température de 400 °C, la martensite ne s'adoucit pas et le changement austénitique n'est pas débuté, seulement le fluage agit sur la relaxation des contraintes. Ceci porte à croire que la limite d'écoulement vraie de ce matériau est inférieure à 491 MPa à 400 °C puisqu'il y a eu légère relaxation des contraintes.

En industrie, ce contexte est à proscrire, car le niveau de contraintes résiduelles résultant dans la pièce est très élevé. De plus, la microstructure du matériau est dure, fragile et dangereuse pour la propagation des fissures. Il est donc important pendant le revenu que les différentes sections de la roue hydraulique séjournent en température supérieure à 400 °C. Un calcul thermique avec la méthode des éléments finis du traitement thermique de la roue fournirait l'information manquante sur les gradients thermiques en présence.



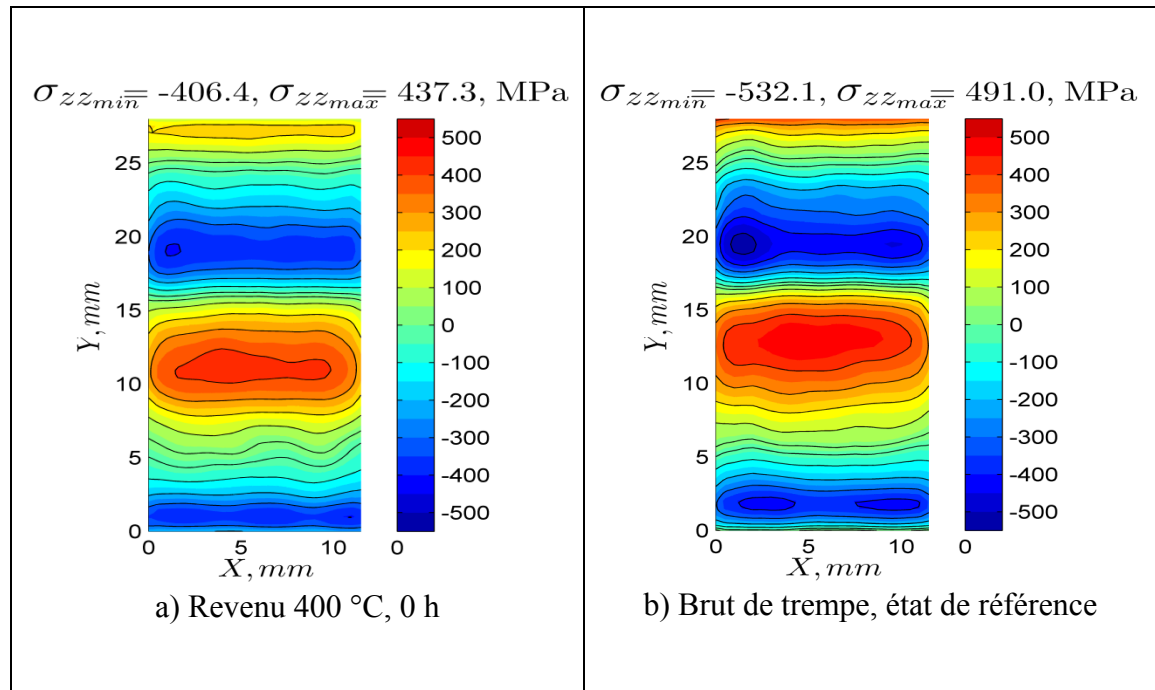


Figure 4-9 : Comparaisons de la distribution des contraintes résiduelles en MPa pour un revenu de 400 °C, 0 h a) avec la distribution de référence sans traitement thermique b)

Ensuite, la température idéale du traitement thermique de 620 °C est réalisée sur le 3<sup>ème</sup> barreau de flexion pour 0 h de maintien. Les résultats de la distribution des contraintes résiduelles sont illustrés à la Figure 4-10 a). Ce contexte correspond à des sections de la roue épaisse qui atteint la température désirée, mais pour un temps de maintien limité.

On remarque que pour seulement une montée rapide à cette température, les contraintes ont chuté de manière drastique. Pour ce traitement, la variable temps est supposée nulle avec un maintien de 0 h. Il est alors difficile de quantifier la quantité d'austénite de réversion formée et d'établir l'état du revenu de la martensite. Avec les mesures d'austénite et de dureté réalisées au chapitre 2, il est évident que même pour un temps de maintien nul, un faible pourcentage d'austénite se formera et que la martensite fraîche débute son processus d'adoucissement.

Pour cette éprouvette, le paramètre qui joue le rôle le plus important est relié à la température. À la température de 620 °C, la limite d'écoulement vraie du matériau chute à

175 MPa comme évaluée plus tôt au chapitre 2. Cet effondrement de la limite d'écoulement a comme conséquence de relaxer les contraintes résiduelles instantanément. La charge appliquée est devenue trop importante et elle n'est plus du domaine élastique pour les nouvelles propriétés mécaniques à cette température. De plus, à une contrainte de 175 MPa à cette température, il a été démontré au chapitre 3 que le matériau flue de manière non négligeable dans un court laps de temps.

Ce niveau de contraintes résiduelles de  $\pm 145$  MPa encore présentes après le traitement thermique s'avère un niveau dangereux pour la vie en fatigue du matériau. Cette valeur s'ajoute au chargement pendant le service de la roue et peut se rapprocher de la limite d'endurance pour l'acier S41500 qui est de 420 MPa (Curtat(2016)) mesuré en flexion alternée et réputé pour donner des limites d'endurance de 10 à 15 % supérieur au mode de tension compression. De plus, pour un CA6NM, la limite d'endurance est plus faible à cause des défauts de coulée à 250 MPa. Il est donc préférable en industrie de s'assurer que les sections les plus épaisses séjournent pour un temps de maintien adéquat. Ce niveau de contraintes  $\pm 145$  MPa est donc trop élevé pour éviter un bris en fatigue prématuré sur la roue.

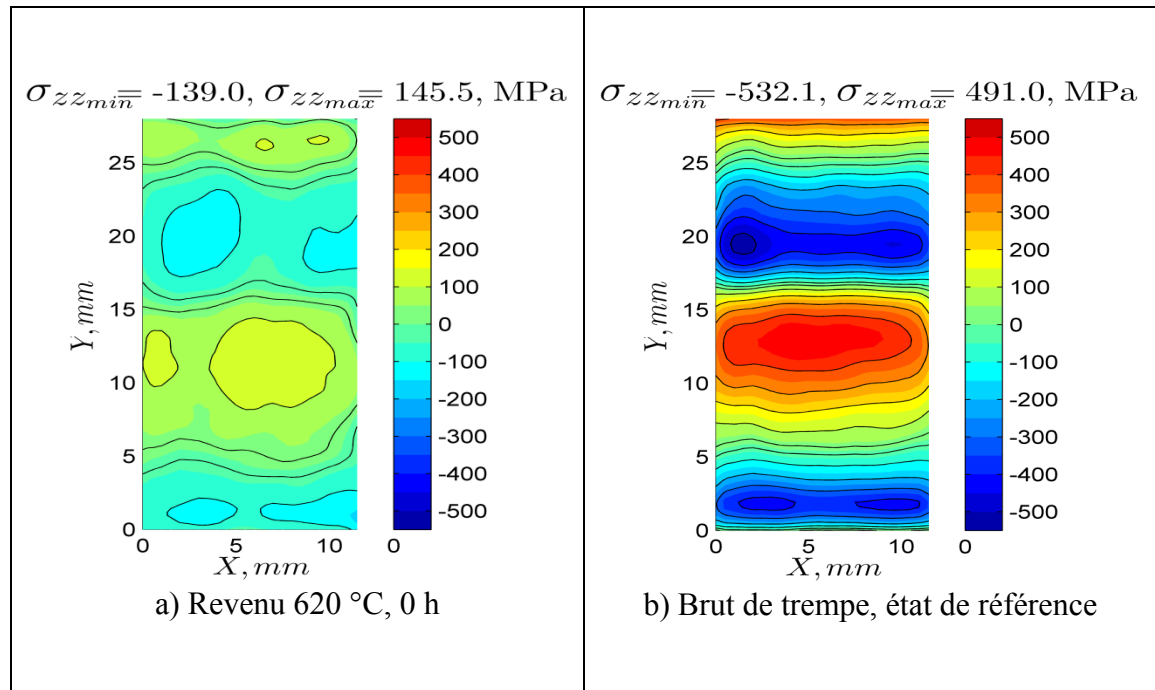


Figure 4-10 : Comparaisons de la distribution des contraintes résiduelles en MPa pour un revenu de 620 °C, 0 h a) avec la distribution de référence sans traitement thermique b)

Ensuite, l'effet du maintien à la température idéale de 620 °C est observé pour un temps de maintien de 2 h. La redistribution des contraintes est présentée à la Figure 4-11 a). En l'espace de 2 h de maintien, les contraintes se sont relaxées davantage pour atteindre un maximum de 90.6 MPa. Si l'on compare les deux traitements thermiques à 620 °C pour les temps de maintien de 0 h et 2 h, la contrainte flue de 145 MPa à 90.6 MPa pendant le maintien en température. De plus, après un maintien de 2 h, il est possible de constater avec les données du chapitre 2 que le maximum d'austénite s'est formé et que la majorité de la martensite s'est revenue. Cela a pour effet de diminuer les propriétés mécaniques du matériau et de favoriser davantage la relaxation des contraintes. Cet effet ne semble pas être aussi dominant que la chute de la limite d'écoulement pour la montée à 620 °C. Le niveau de contraintes mesurées sur cet échantillon de  $\pm 90.6$  MPa après le revenu aura moins d'impacts néfastes sur la vie en fatigue que celui avec 0 h de maintien à la même température, mais il demeure néanmoins un niveau préoccupant, sachant que ces mesures ne prennent pas en compte les effets néfastes du bridage des aubes.

Cette combinaison de température de revenu et de temps de maintien 620 °C/ 2h s'avère être la meilleure méthode déterminée dans cette étude. Par contre, le niveau de contraintes résiduelles est encore élevé à  $\pm 90.6$  MPa. Un temps de maintien intermédiaire de 4 h, 6 h ou 8 h pourrait être étudié.

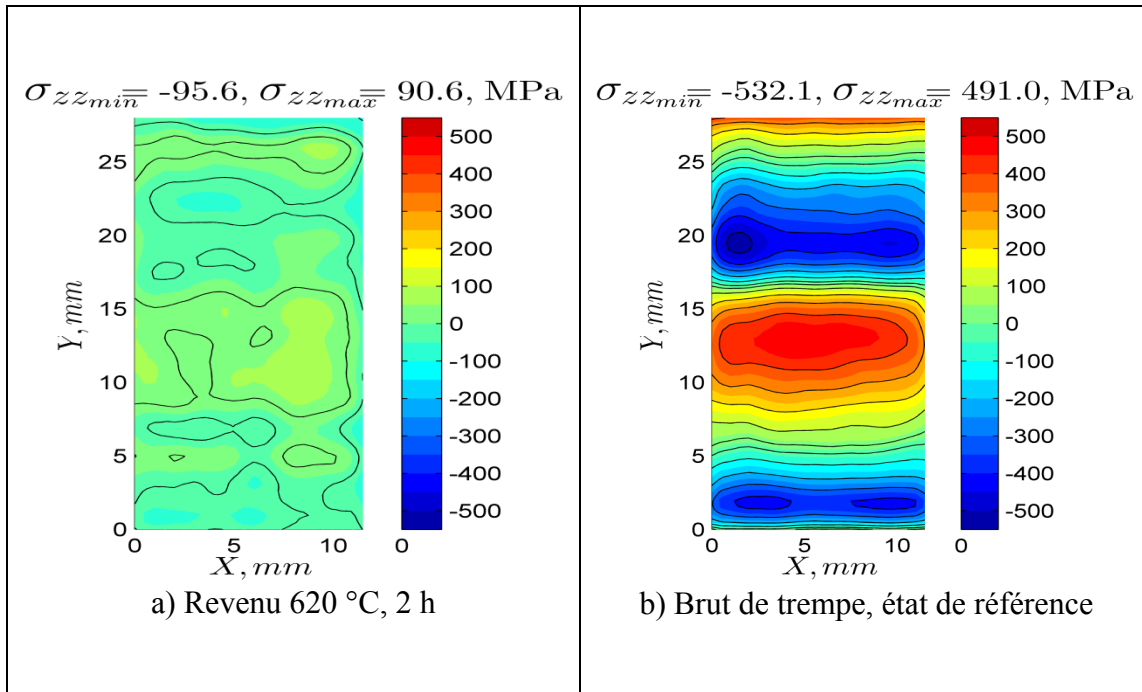


Figure 4-11 : Comparaisons de la distribution des contraintes résiduelles en MPa pour un revenu de 620 °C, 2 h a) avec la distribution de référence sans traitement thermique b)

Pour finir, un long temps de maintien à la température idéale est analysé pour mettre en évidence les conséquences d'un changement martensitique partiel pendant le refroidissement après un séjour de 48 h. Les résultats de ce traitement thermique sont illustrés à la Figure 4-12 a). La contrainte en compression a encore diminué, tandis que la contrainte maximale en tension a augmenté légèrement. Ce gradient de contrainte en tension est situé sur la fibre supérieure du barreau, là où la température s'est refroidie le plus rapidement possible pendant le refroidissement par convection naturelle. La contrainte maximale en tension a augmenté de 28 MPa, si on la compare avec l'éprouvette de la même température de revenu mais pour un maintien de 2 h. Ce résultat est difficilement explicable puisqu'habituellement le changement

martensitique génère des contraintes en compression Curtat (2016). De plus, la valeur de 28 MPa est élevée pour être quantifiée d'erreur de précision de la méthode du contour.

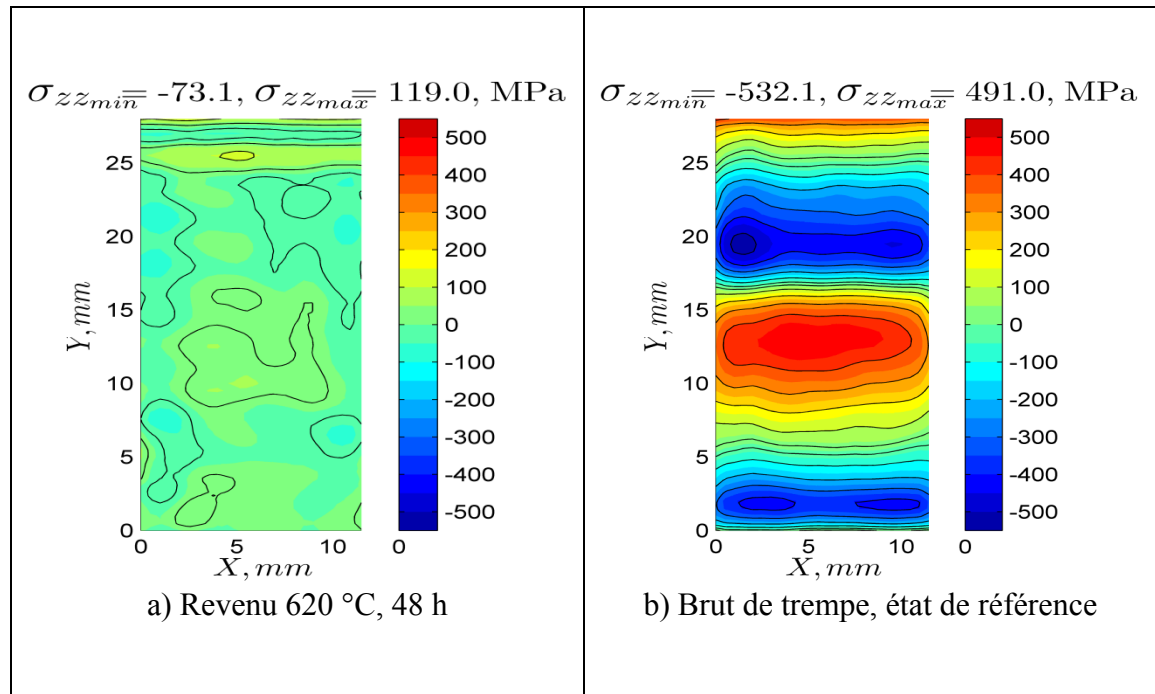


Figure 4-12 : Comparaisons de la distribution des contraintes résiduelles en MPa pour un revenu de 620 °C, 48 h a) avec la distribution de référence sans traitement thermique b)

L'échelle du niveau de contrainte a été diminuée à la Figure 4-13, afin d'identifier plus clairement la redistribution des contraintes résiduelles entre le temps de maintien de 2 h et 48 h pour la température de 620 °C. Il est possible d'observer que pour un temps de maintien de 48 h, le centre de l'éprouvette est surtout en tension et qu'il y a de la compression sur les côtés de l'éprouvette entre la position 10 et 15 mm de la hauteur du barreau. Toutefois, dans tous les autres cas, à cette position c'est de la tension qui a été mesurée. Cette redistribution des contraintes résiduelles peut être la cause du changement martensitique au refroidissement qui génère de la compression. Le changement martensitique est très faible en quantité pour ce cas-ci et son impact peut être très minime par rapport à une passe de soudage. Il est porté à croire que cette éprouvette a subi une faible redistribution des contraintes en compression à cause du léger changement martensitique et que cela a causé un gradient ponctuel en tension par redistribution des contraintes en surface. Cette tendance a aussi été observée à l'IREQ sur

une plaque en S41500 ayant plusieurs cordons déposés pour Alstom. Dans ce rapport de l'IREQ, la contrainte résiduelle maximale en tension de la plaque a augmenté pour un traitement thermique prolongé de 12 h à 620 °C en comparaison avec un traitement écourté. Il est cependant difficile d'évaluer le comportement de la redistribution des contraintes résiduelles pour un revenu de 48 h à 620 °C. Le niveau du champ de contraintes résiduelles est globalement à la baisse en comparaison avec celui de 2 h, mais des gradients ponctuels de contraintes plus élevés ont été générés. Si ces gradients de contraintes ne sont pas positionnés à des endroits critiques de la roue, ce traitement s'avère meilleur que le traitement de 2 h. Par contre, son coût de production sera plus élevé et pour l'instant, il est impossible de prédire la position de ces gradients de contraintes sur la roue hydraulique.

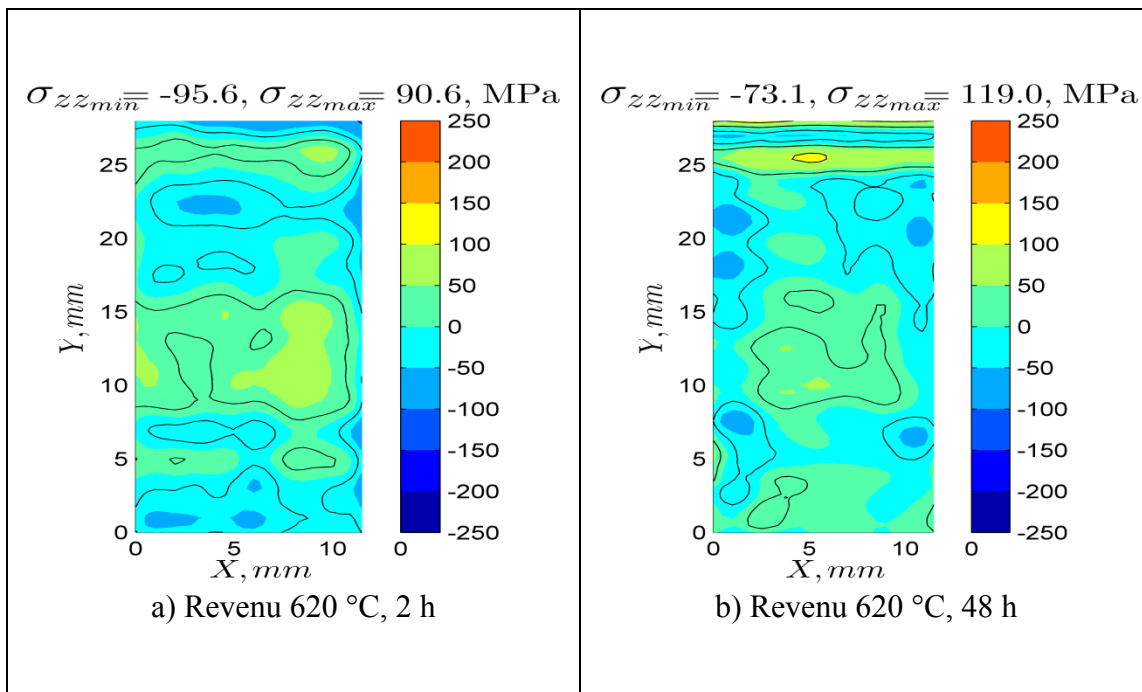


Figure 4-13 : Comparaisons de la distribution des contraintes résiduelles en MPa pour un revenu de 620 °C, 2 h a) avec la distribution des contraintes résiduelles pour un revenu de 620 °C, 48h

Pour conclure, suite à l'investigation des différents traitements thermiques étudiés dans ce chapitre, le traitement de 620 °C/2 h est le plus rentable en temps et permet de diminuer le

niveau de contraintes résiduelles à un niveau acceptable pour la vie en fatigue du matériau en comparaison avec les autres combinaisons de traitement analysées.





## CHAPITRE 5

### DISCUSSION DE L'ÉVOLUTION DU CHAMP DE CONTRAINTES RÉSIDUELLES À LA SUITE DU REVENU

Dans cette section, les effets de l'évolution de la microstructure, de la viscoplasticité et des différents changements de phases sont discutés sur la redistribution des contraintes résiduelles pendant un traitement thermique post-soudage.

#### 1.24 Effet du fluage

Cette démarche expérimentale a permis de déterminer qu'à une température aussi faible que 400 °C, le matériau flue et les contraintes sont susceptibles d'être relaxées pour un niveau de 500 MPa imposé. Avec un niveau inférieur de contrainte résiduelle, le fluage n'aurait pas été possible à 400 °C. À l'inverse, avec un niveau supérieur, le fluage aurait débuté à une température encore plus basse que 400 °C. Par contre, seulement une montée en température a été expérimentée sans maintien dans le temps pour la température de 400 °C. Ceci porte à croire que pour de très longs temps de maintien à cette température, les contraintes pourront relaxer davantage que celles mesurées pour 0 h de maintien.

Le fluage classique d'une charge inférieure à la limite d'écoulement à une température donnée dans le temps est observée sur l'éprouvette de flexion quatre points traitée à 620 °C pour 2 h. À 0 h, le fluage classique est considéré nul, par contre après 2 h de maintien, les contraintes fluent et sont relaxées. Ceci porte à croire que le niveau de contraintes résiduelles aurait diminué encore plus pour l'éprouvette de flexion qui a séjourné 48 h à 620 °C, si elle n'avait pas subi un changement de phase martensitique partiel pendant le refroidissement.

La température joue un rôle important sur la relaxation des contraintes résiduelles, puisque celle-ci est directement liée au fluage et à la limite d'écoulement du matériau. Plus la température du revenu est élevée, plus la limite d'écoulement du matériau diminue et plus le matériau est susceptible de fluer.

### **1.25 Effet de l'adoucissement de la martensite**

L'adoucissement de la martensite diminue la limite d'écoulement et la résistance ultime de l'acier. Il a été montré précédemment que l'effondrement de la limite d'écoulement permet de relaxer les contraintes résiduelles rapidement avec une montée à 620 °C pour 0 h de maintien. Lorsque la martensite est complètement revenue, sa limite d'écoulement diminuera et il y aura un impact sur le champ de contraintes résiduelles seulement si celui-ci est encore élevé. Par contre, dans le cas du traitement de 620 °C 2 h, la distribution des contraintes résiduelles a déjà atteint un niveau inférieur à la limite d'écoulement et le revenu de la martensite n'a donc plus un effet important sur la relaxation des contraintes résiduelles.

### **1.26 Effet de la formation de l'austénite**

La formation de l'austénite de réversion en température favorise aussi l'affaiblissement des propriétés mécaniques. Cet affaiblissement de la limite d'écoulement aura aussi un impact majeur seulement si le niveau de contraintes résiduelles est supérieur à la nouvelle limite d'écoulement. Cette transformation de phase passe inaperçue pour les résultats de la distribution des contraintes entre un maintien de 0 h ou 2 h à la température de 620 °C. Par contre, cette austénite de réversion stable augmente considérablement la ductilité du matériau et d'augmenter la résilience du matériau pour permettre à la roue d'absorber des impacts extérieurs sans amorcer la fissuration.

### **1.27 Effet de la formation de la martensite fraîche au refroidissement**

L'effet de la formation de la martensite fraîche est observé seulement sur le cas de 620 °C avec 48 h de maintien. Il est difficile de quantifier son effet puisque seulement une faible quantité de martensite fraîche s'est formée. Sa quantité est évaluée à moins de 4 % avec les données mesurées au chapitre 2. Étant donné que la transformation est minime, son impact semble l'être aussi. De manière générale, cette transformation semble augmenter les zones de contraintes en compression et par redistribution des gradients ponctuels de contraintes en tension se forment ailleurs dans l'éprouvette.

Il est possible pour un cas où la transformation martensitique est dominante et en présence de forces internes élevées que l'effet TRIP s'ajoute aux autres phénomènes. Cet effet pourrait augmenter considérablement les zones de contraintes en compression.

### **1.28 Effet de la géométrie et de l'état de contrainte**

En réalité, l'état de contrainte est triaxial sur une roue hydraulique et la relaxation des contraintes peut y être différente de celle observée dans ces essais. De plus, la géométrie complexe et la masse d'une roue hydraulique ont un effet d'autobridage. Cet autobridage pourrait ralentir la relaxation des contraintes résiduelles pendant le revenu. À l'opposé, les éprouvettes de flexion quatre points étudiées dans cet ouvrage sont libres de se déformer pendant le revenu et ainsi, faciliter la relaxation des contraintes internes.

Ces effets n'ont pas été mesurés dans cette étude et pourraient être non négligeables sur la relaxation des contraintes résiduelles.



## CONCLUSION

Le but de ce mémoire était d'élaborer une loi viscoplastique pour être en mesure de simuler les traitements thermiques post-soudage des roues hydrauliques en acier martensitique 13Cr-4Ni. Cet objectif a été atteint pour la température de revenu de 620 °C.

Tout d'abord, la revue de la littérature a permis de mettre en évidence que la composition chimique de l'alliage, sa mise en forme, la température de revenu, le temps de maintien du traitement thermique et le taux de refroidissement après le revenu jouent tous un rôle sur l'état métallurgique et les propriétés mécaniques de l'acier 13Cr-4Ni à la suite d'un revenu.

Ensuite, la température de revenu idéale a été identifiée avec le critère d'obtenir le maximum d'austénite de réversion stable puisque cette phase aurait un effet bénéfique sur la vie en fatigue de l'acier S41500. La température de revenu permettant de former le maximum d'austénite de réversion stable a été mesurée à 620 °C. De plus, à cette température de revenu, la martensite s'adoucit, des précipités se forment et les contraintes résiduelles se redistribuent.

Un modèle viscoplastique a été élaboré à 620 °C à l'aide d'essais de fluage et de traction. Il a été possible de mesurer des vitesses de déformation en fonction de différentes contraintes appliquées. Ce modèle constitutif pourra être utilisé pour simuler la relaxation des contraintes résiduelles pendant le traitement thermique post-soudage d'une roue hydraulique en acier 13Cr-4Ni à 620 °C. D'autres essais devront être réalisés pour compléter les différentes températures de revenu.

Par la suite, plusieurs combinaisons de traitements thermiques ont été réalisées sur des éprouvettes de flexion quatre points ayant une distribution de contraintes résiduelles initiales de  $\pm 500$  MPa. La redistribution des contraintes résiduelles après traitement thermique est mesurée avec la méthode du contour. Cette démarche expérimentale a permis d'observer les tendances de la redistribution des contraintes résiduelles pour différents contextes en

industrie. Ces essais ont permis de démontrer que pour une montée en température aussi faible que 400 °C, les contraintes résiduelles diminuent. Ensuite, pour une montée à la température de 620 °C, les contraintes résiduelles chutent à des niveaux proches de la limite d'endurance du matériau et cela peut diminuer drastiquement la vie en fatigue du matériau. Par ailleurs, pour un maintien de 2 h à cette température, la formation maximale de l'austénite de réversion n'a pas eu un impact important sur la redistribution des contraintes résiduelles comme envisagé. Cependant les contraintes se sont relaxées à un niveau plus faible de  $\pm 90.6$  MPa. Par la suite, un maintien prolongé de 48 h à cette température a favorisé une transformation martensitique au refroidissement et cette transformation a introduit des gradients de contraintes en tension qui sont aussi dangereux pour la vie en fatigue. Il s'avère que le traitement ayant obtenu le niveau de contraintes résiduelles sans gradient le plus faible a été le traitement de 620 °C/2 h. De plus, avec ce traitement thermique, la microstructure du matériau est de la martensite revenue et de l'austénite de réversion stable. Ce traitement post-soudage de 620 °C/2 h appliqué de manière rigoureuse pourrait prolonger la vie en fatigue des roues hydrauliques en 13Cr-4Ni.

## RECOMMANDATIONS

Ce projet de maîtrise s'inscrit dans la ligne de pensée du projet CORETHY mené à l'IREQ et supporté financièrement par Hydro-Québec Production. Cette étude réalisée sur l'aspect métallurgique et mécanique de l'acier 13Cr-4Ni pour des conditions de traitement thermique de revenu soulève plusieurs questions pour la suite du projet CORETHY. Plusieurs recommandations sont décrites dans cette section afin d'orienter les efforts de recherches à venir.

Tout d'abord, des efforts devront être mis de l'avant pour identifier en détail la cinétique de précipitation des carbures  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . Cela pourrait aider à comprendre l'effet de durcissement pendant le revenu en fonction de la température de revenu, du temps de maintien, du taux de refroidissement et de la teneur des éléments d'alliages.

Dans ce mémoire, le comportement viscoplastique a été déterminé seulement pour la température de 620 °C. Des temps de maintien tels que 4 h, 6 h et 8 h pourraient être envisagés pour diminuer davantage les contraintes résiduelles à 620 °C. Il a été démontré que le matériau flue pour des températures aussi basses que 400 °C. Des températures inférieures devront aussi éventuellement être mesurées pour connaître le comportement viscoplastique du matériau pendant la montée en température lors d'un revenu. De plus, la limite d'écoulement du matériau joue le rôle le plus important sur la redistribution des contraintes résiduelles. Tracer cette limite d'écoulement du matériau en fonction de la température et de son état métallurgique apporterait une information pertinente sur la tendance de redistribution des contraintes résiduelles. Connaître la limite d'écoulement vraie pour chaque état du matériau permettrait de cibler plus facilement le chargement à appliquer pour les essais de fluage.

L'effet de différents étages de température consécutifs pour le revenu pourrait aussi être analysé. Exemple un premier revenu à 650 °C/2h et ensuite un revenu 600 °C/2h. Il est

connu que cette technique permet d'obtenir une plus grande quantité d'austénite de réversion stable à la température ambiante.

Simuler un calcul thermique avec les conditions frontières d'un réel traitement thermique d'une roue hydraulique avec la méthode des éléments finis permettrait de cerner les gradients thermiques dans la roue et de calculer précisément les taux de chauffe et de refroidissement pour différentes sections de la roue.

Mesurer l'effet de la transformation de phase austénitique sur le fluage et les dissocier. De cette manière, les deux phénomènes pourraient être implantés de manière indépendante dans le code de calcul.

Implanter la loi viscoplastique dans le code maison de l'IREQ pour valider la relaxation des contraintes résiduelles sur les barreaux de flexion. Réaliser des simulations numériques sur la relaxation des contraintes résiduelles sur des éprouvettes de flexion quatre points et les comparer avec les données mesurées par la méthode du contour pour les différents traitements thermiques.



## ANNEXE I

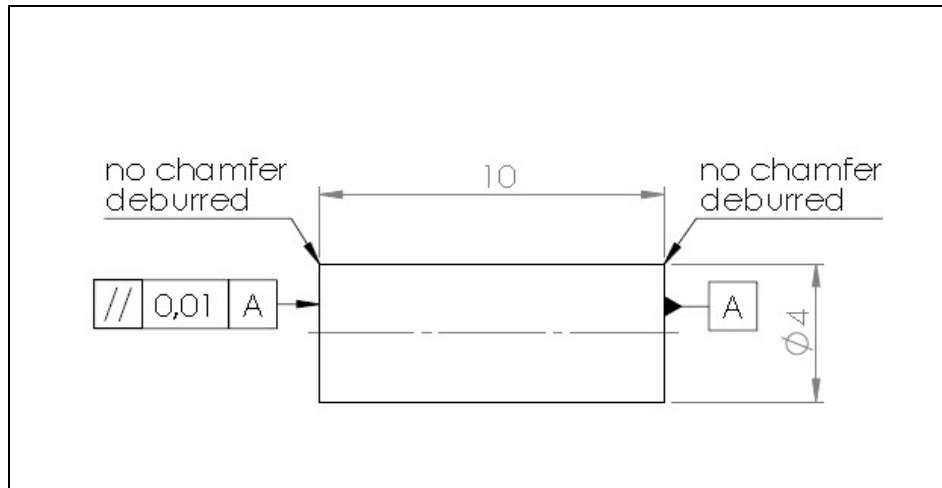
### PROCÉDURE DE LA PRÉPARATION DES ÉCHANTILLONS POUR LA MESURE D'AUSTÉNITE SUR L'ACIER S41500

1. Dimensions de l'échantillon requis  $\pm 15\text{mm} \times \pm 15\text{mm}$  et au moins 2 mm d'épaisseur, mais moins que 5 mm. Effectuer les coupes avec la tronçonneuse de précision Accutom-50. La surface à analyser doit être absolument plane.
2. Polir la surface de l'échantillon sur papier 1200 afin d'éliminer les traits de scie.
3. Rincer les échantillons à l'eau, puis à l'éthanol et sécher à l'air chaud.
4. Coller les échantillons avec la colle vinylpolysiloxane impression material regular body hydrophilic sur le porte-échantillon approprié.
5. Préparer une solution 30 %  $\text{HNO}_3$ , 30 %  $\text{HCl}$  et 40 %  $\text{H}_2\text{O}$  sous l'aspiration pour le décapage. Préparer une solution de 250 ml. (75 ml  $\text{HNO}_3$ , 75 ml  $\text{HCl}$ , 100 ml  $\text{H}_2\text{O}$ ).
6. Immerger les échantillons dans cette solution pour 10 minutes et agiter.
7. Rincer les échantillons à l'eau, puis à l'éthanol et sécher à l'air chaud.
8. Immerger les échantillons dans une solution  $\text{HCl}$  durant 30 secondes.
9. Utiliser l'ultra-son pour compléter le nettoyage de l'échantillon (nécessaire pour l'acier 415).
10. Prévoir un mois à l'avance, la personne ressource qui effectue les mesures d'austénite : Manon Provencher.

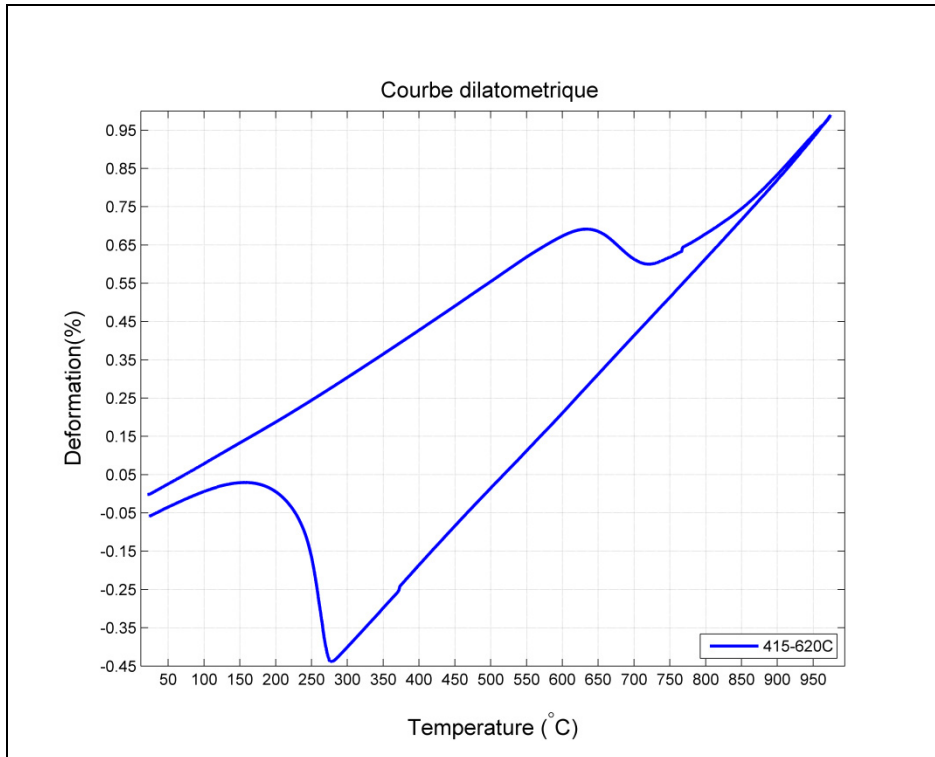


## ANNEXE II

### PLAN ÉPROUVETTE DILATOMÉTRIQUE ET COURBE DILATOMÉTRIQUE



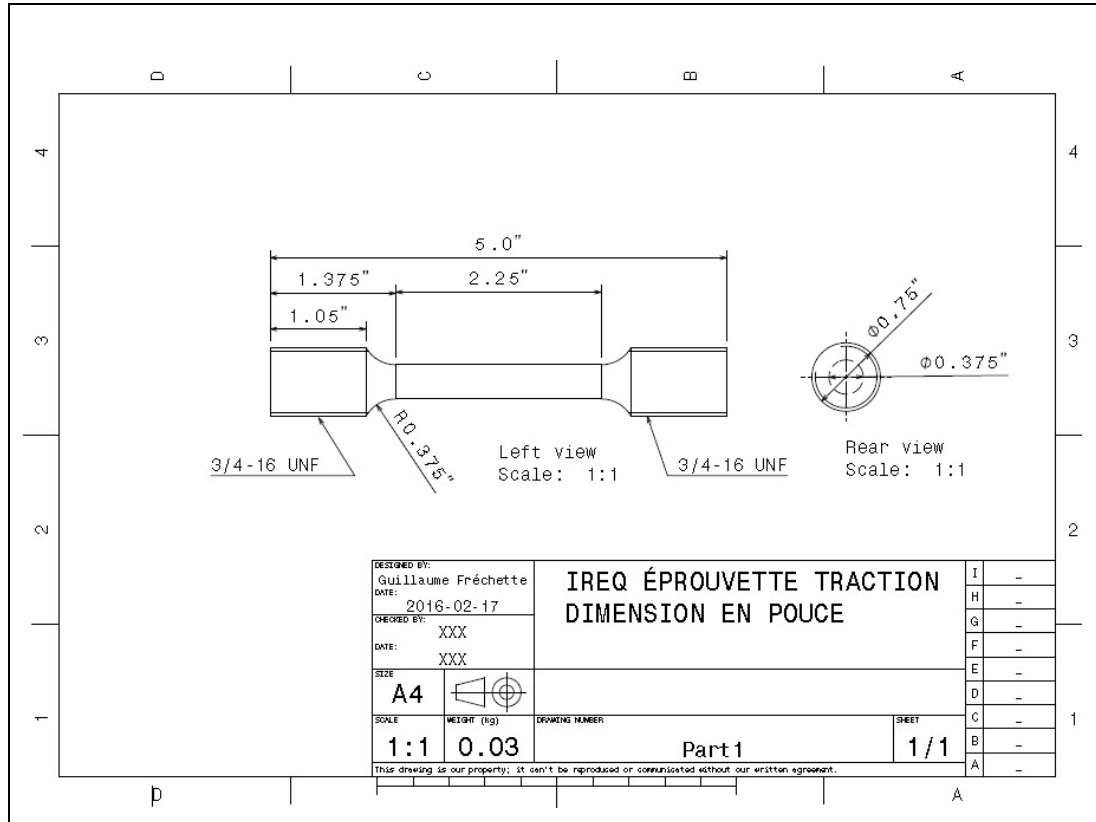
A II-1 : Plan technique éprouvette dilatométrique



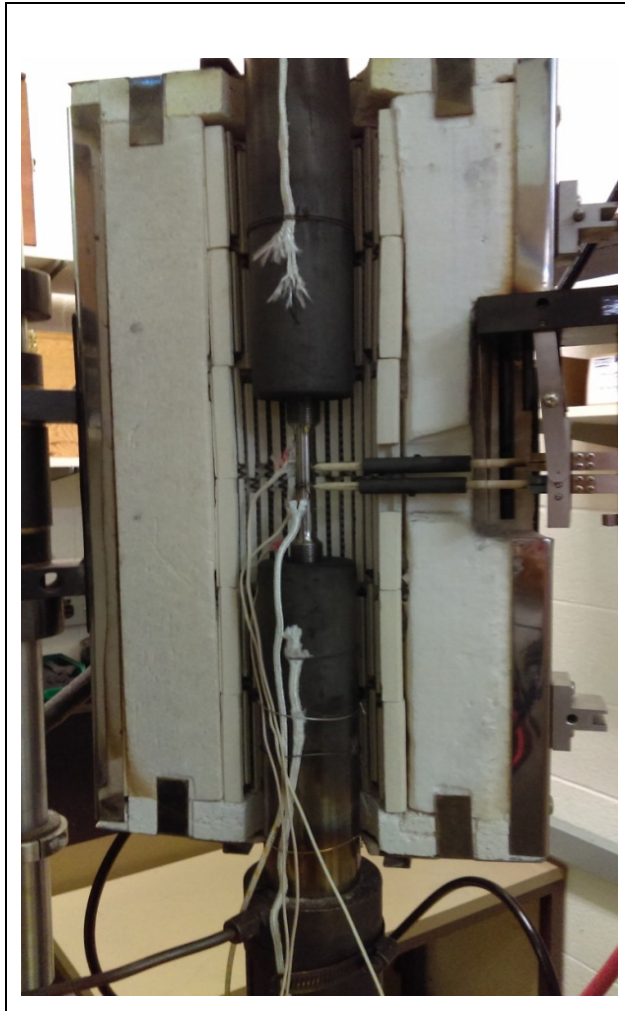
A II-2 : Courbe dilatométrique 1 °C/min sur dilatomètre Netzsch, acier S41500 état initial brut de trempe

### ANNEXE III

## PROCÉDURE ESSAI DE TRACTION À CHAUD



A III-1 : Plan éprouvette traction



A III-2 : Éprouvette de traction à chaud installée

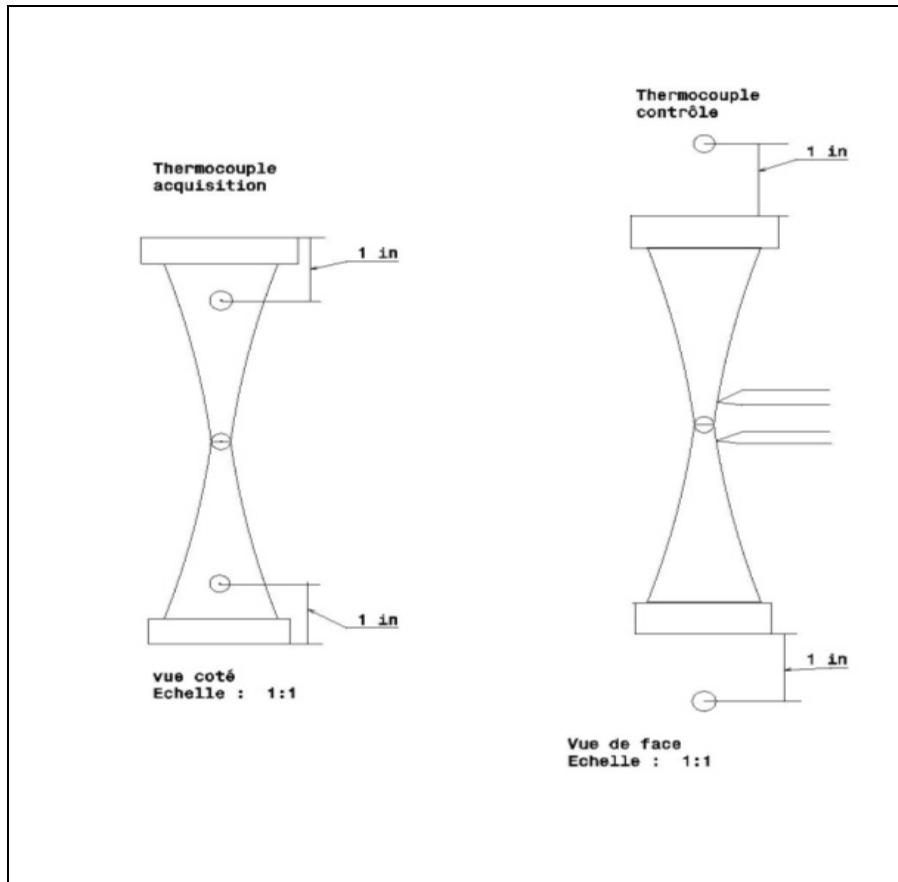
### 1. Installation de l'éprouvette sur le banc d'essai

- Démarrer la bouilloire pour bâtir la pression de vapeur
- Mesurer, identifier, poinçonner l'éprouvette et inscrire les données sur la fiche technique
- Enduire les filets de l'éprouvette avec de la graisse (anti-size) si la température de l'essai est supérieure à 600 °C
- Visser les deux écrous sur l'éprouvette de manière à cacher le début des filets
- Démarrer le banc d'essai I et ensuite II
- **En contrôle de position**
  - Visser l'éprouvette dans le bas du banc d'essai

- Calibration cellule de force load-setup-cal-cal-auto-go (mise à zéro)
- Serrer l'écrou inférieur de l'éprouvette sur le banc d'essai
- Attendre que la bouilloire atteigne une pression suffisante (~ 1 heure)
- Ouvrir la valve de la vapeur
- Attendre que le métal de Wood fonde
- Pour monter l'éprouvette set point, roulette manuelle anti-horaire
- Appuyer légèrement le haut de l'éprouvette sur le banc d'essai (~ - 0.1 kN)
- **Passer en contrôle de force (~ -0.2 kN) immediately**
  - Visser le haut de l'éprouvette dans le banc d'essai
  - Serrer l'écrou supérieur sur le banc d'essai
  - Fermer la valve de la vapeur
- **Passer en contrôle de force (~ +0.2 kN) tranquillement -0.2, -0.1, 0, +0.1, +0.2 kN**
  - Ouvrir les deux valves pour la circulation d'eau
  - Attendre le refroidissement du montage (~30 minutes)
- **Passer en contrôle de force (~ 0.0 kN) lorsque refroidi, tranquillement +0.2, +0.1, +0 kN**

## 2. Soudage par point des thermocouples (four et acquisition)

- Nettoyer la surface de l'éprouvette
- Installer la mise à la terre
- Ajuster le niveau d'énergie (15-20-25-30 J)
- Souder par point
  - Four (3) : 1 sur la partie réduite de l'éprouvette (T2), 2 sur les colonnes (T1, T3)
  - Acquisition (3) : 3 sur l'éprouvette (T4, T5, T6)
- Vérifier la qualité des soudures



A III-3: Positions des thermocouples

### 3. Installation de l'extensomètre (**Ne pas cogner les baguettes**)

- Fixer le support à l'extensomètre à l'aide des deux pivots (numéro de série en haut)
- Glisser une clé pour immobiliser les baguettes (ou tenir le support)
- Fixer l'extensomètre sur le support à l'aide des quatre pivots (le mot *Instron* en avant)
- Poser la tablette et serrer le boulon
- Enlever la clé du support de l'extensomètre (déposer les pointes des baguettes sur l'éprouvette)
- Mettre le support à extensomètre au niveau



- Serrer les ressorts du support à extensomètre avec la petite clé allen (trou le plus près de l'extensomètre). Il doit y avoir une tension sur les ressorts
- Attendre la stabilisation du montage

#### 4. Calibration de l'extensomètre

- Vérifier Amp (%) / Freq (Hz) = 0.5 / 350 dans :
  - Position : setup / more / dither
- Placer le micromètre sur la tablette
- Enlever la tige de protection de l'extensomètre
- Coarse balance (set up strain)
  - Faire le zéro sur la pointe de la baguette du haut (éviter les jeux dans la vis du micromètre)
  - Si nécessaire, déplacer la pointe de la baguette du bas afin d'obtenir la distance voulue entre les deux pointes (12.5 mm)
  - Strain : setup / calib / calib / manual / coarse balance / go
- Span
  - Déplacer la pointe de la baguette du bas afin d'obtenir l'ouverture maximale voulue entre les deux pointes (13.5 mm)
  - Strain : setup / calib / calib / manual / span / 8%
- Fine balance
  - Déplacer la pointe de la baguette du bas afin de refaire le zéro (12.5 mm)
  - Strain : setup / calib / calib / manual / fine balance / go
- Vérification
  - Déplacer la baguette du bas du déplacement maximal (1 mm) et vérifier la réponse de l'extensomètre après stabilisation du montage ( $\pm 8$  microns d'erreur maximum)
- Déplacer la baguette du bas à sa position initiale (-1 mm) et noter la réponse de l'extensomètre correspondante, mettre l'échelle de mesure en micron pour valider la calibration.
- Enlever le micromètre et la tablette

#### 5. Chauffage de l'éprouvette

- Ouvrir le ventilateur (commutateur près de la porte)
- Placer l'extensomètre à -8%
- **S'assurer que les valves de refroidissement sont ouvertes**

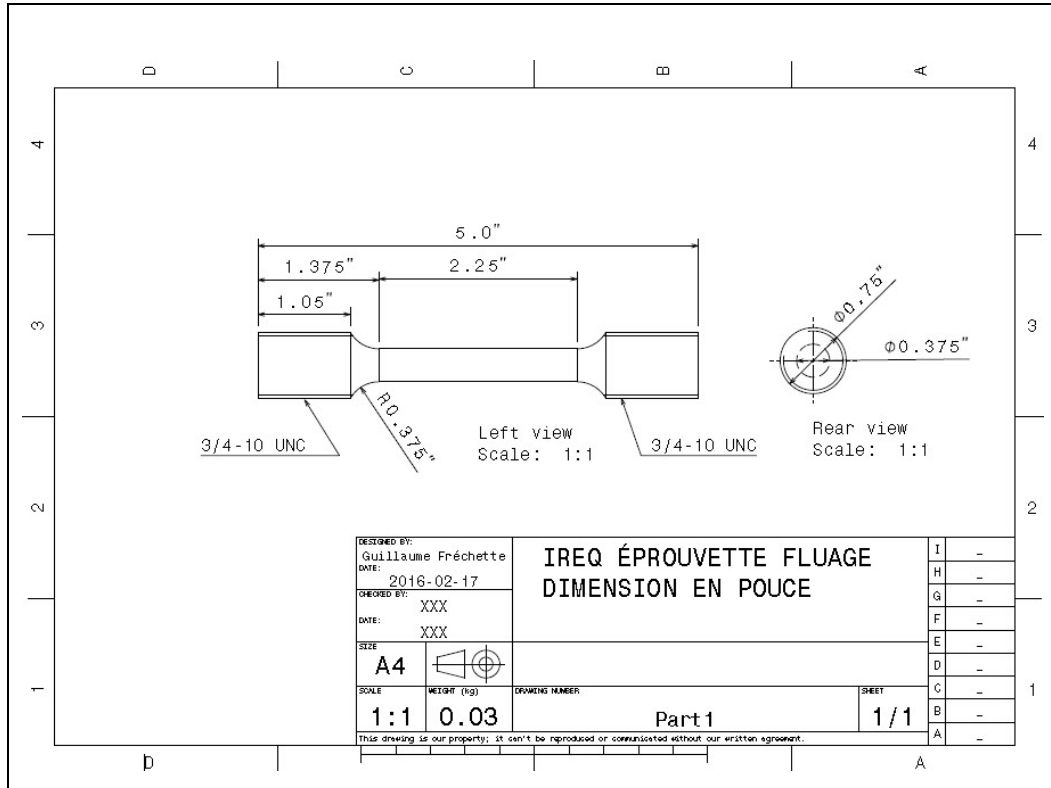
- Installer le four
- Ajuster les isolants en haut et en bas du four
- Mettre en marche le four (disjoncteur arrière)
- Fixer la température à 50°C sous la valeur désirée pour éviter le dépassement
- Ajuster à la température désirée en réglant manuellement les températures de contrôle du chauffage
- Attendre la stabilisation de la température

## 6. Essai de traction

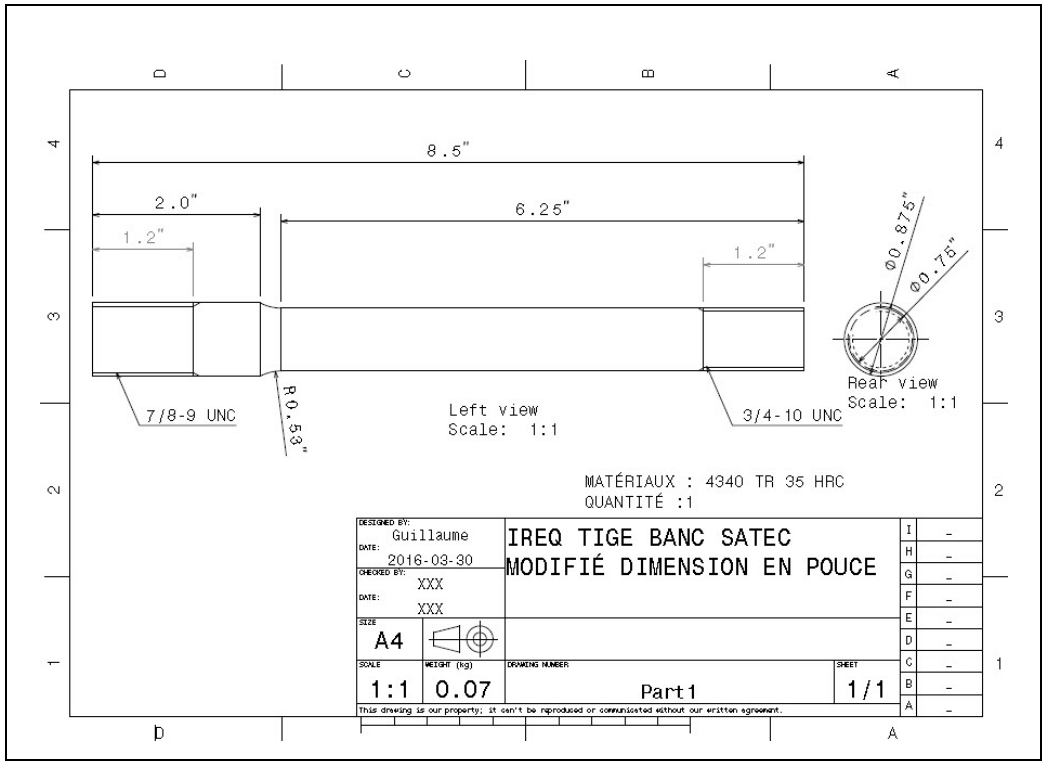
- S'assurer que la position de l'extensomètre est d'environ -8%
- Position : waveform / sramp
- Ajuster les limites (position, load, strain)
- Position Min 5 mm de moins que la position actuelle
- Load Min -1kN
- Strain max 7.9%
- Mettre à zéro les ultimate peaks
- Display load-more-review utl-reset
- Display position-more-review utl-reset
- Display strain-more-review utl-reset
- Démarrer l'acquisition de données
- **Passer en contrôle de position**
- Start (s'assurer d'avoir enlevé la tige de protection sur l'extensomètre)

# ANNEXE IV

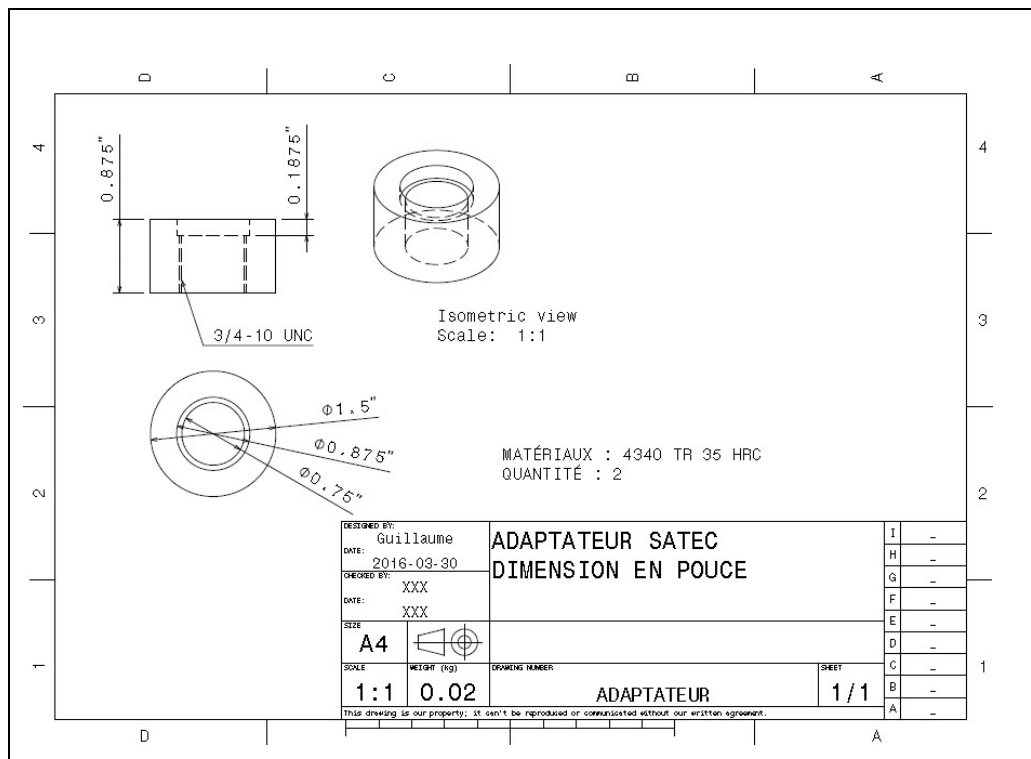
## PROCÉDURE ESSAI DE FLUAGE



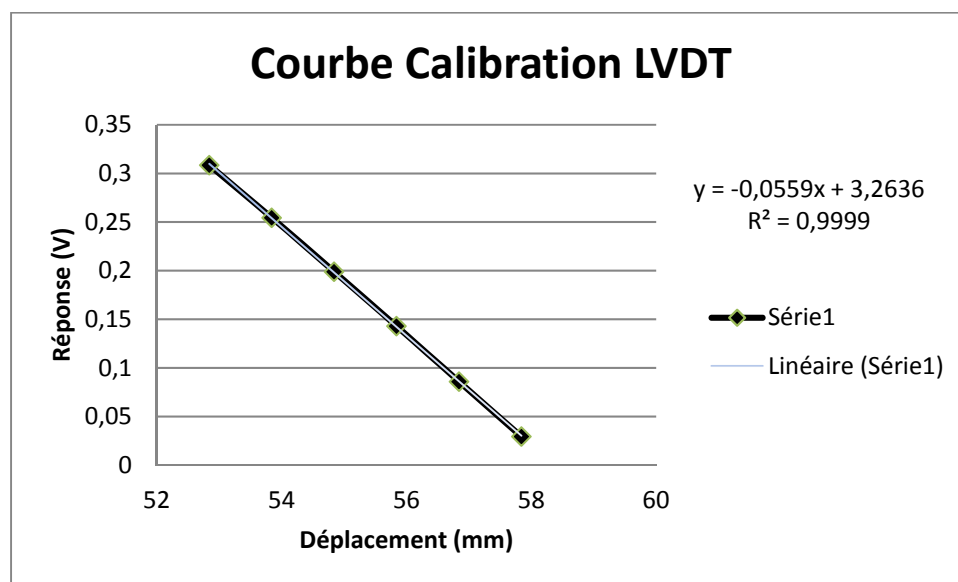
A IV-1 : Plan éprouvette fluage



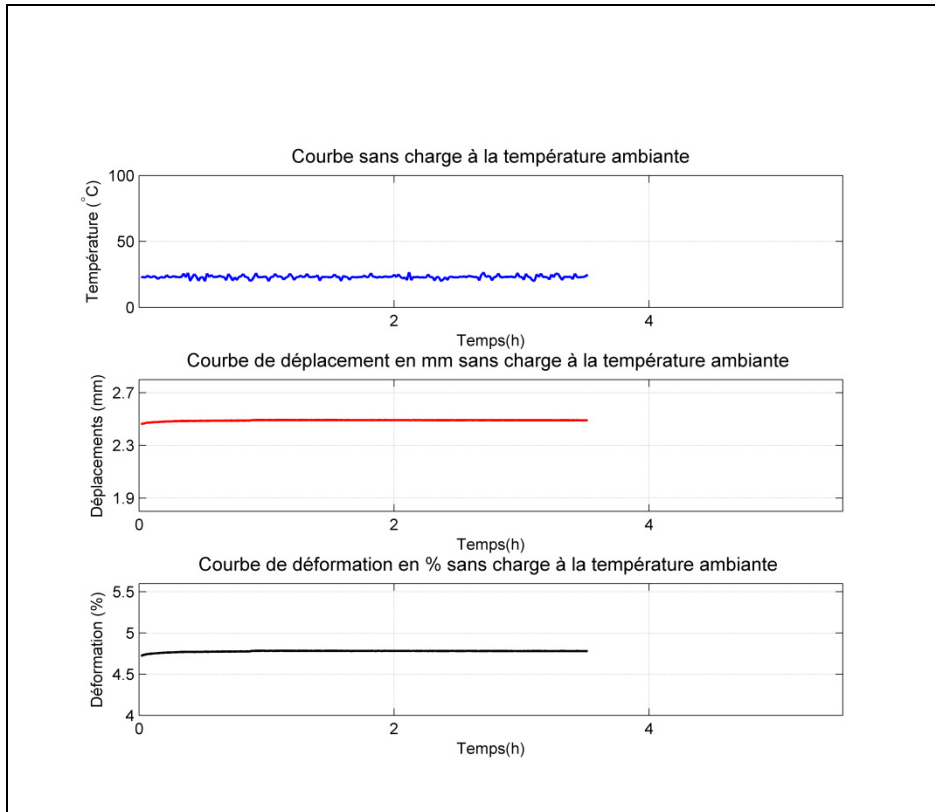
A IV-2 : Plan modification #1 banc fluage



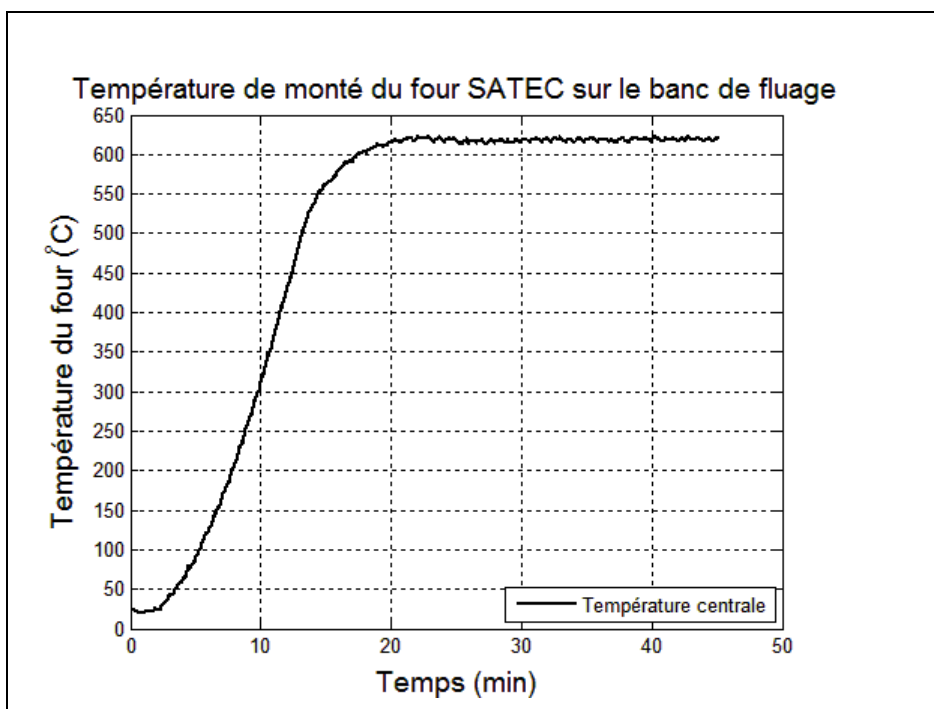
A IV-3 : Plan modification #2 banc fluage



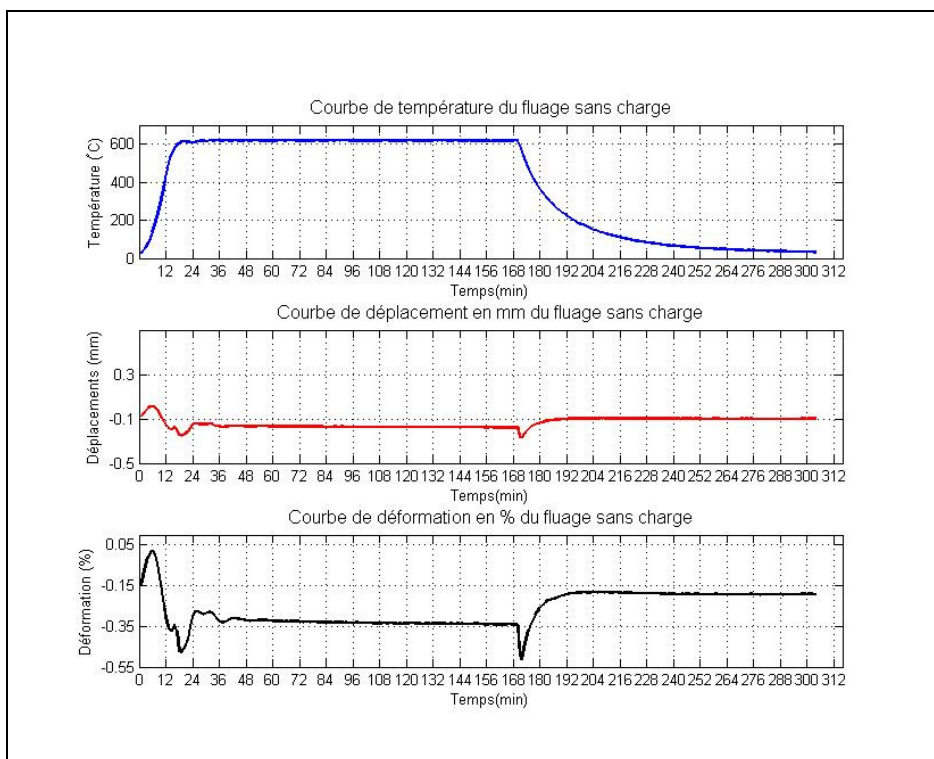
A IV-4 : Courbe de calibration des LVDT



A IV-5 : Comportement LVDT sans charge à la température ambiante en fonction du temps



A IV-6 : Courbe de chauffage du four optimisée pour 620 °C



A IV-7 : Stabilité thermique des LVDT sans charge à 620 °C

PID	
pb	13
ti	240
td	32
res	0
lcb	90
hcb	115

A IV-8 : Paramètres des 3 PID optimisés pour atteindre 620 °C le plus rapidement possible sans dépassement



A IV-9 : Banc de fluage modifié et éprouvette installée



## Procédure d'installation

L'éprouvette est installée comme indiqué à la figure A IV-9. Ensuite, quatre thermocouples sont soudés sur l'éprouvette, deux aux extrémités et deux au centre. Trois thermocouples servent d'intrant pour le four et le maintien de la température. Le quatrième thermocouple du centre est enregistré pour s'assurer que la température est stable pendant la totalité de l'essai. Les LVDT sont branchés à une source de courant AC de 4V crête à crête de 1600 Hz. Les LVDT prennent environ 30 minutes à se réchauffer et se stabiliser comme mesuré sur la figure A IV-5. Ensuite les LVDT sont installés à l'aide de leurs valeurs RMS calculées à partir d'un programme dans le système d'acquisition avec les valeurs suivantes (tension,0,400). Il est important d'installer les deux LVDT parallèlement avec le gabarit de distance, leurs valeurs RMS de départ doivent être sensiblement pareilles à  $\pm 0.001$  V. Insérer des rondelles de Belleville qui servent à retenir les LVDT en place lors du chauffage. Le changement austénitique engendre une diminution de la section de l'éprouvette et provoque un glissement du LVDT sans ces rondelles précontraintes. Mettre un couple de serrage adéquat sur les boulons. Ensuite, mesurer indépendamment la position  $P_0$  de chaque LVDT, cette mesure est primordiale pour calculer les déformations. Ensuite le four est refermé sur le montage. Le chauffage débute et dure 20 minutes comme illustré sur la courbe de chauffage du four optimisé pour 620 °C à la figure A IV-6 avec les paramètres des PID du tableau A IV-8. Le montage prend au moins 60 minutes à se stabiliser comme illustré en A IV-7 sur la courbe de réponse du LVDT à 620 °C sans charge. Après une heure, la charge est appliquée sur l'éprouvette et une mesure de déplacement est réalisée à toutes les minutes à un taux de 9600 Hz pour être en mesure de voir le signal. À la fin de l'essai les données doivent être traitées avec le programme *dépouille* présenté plus bas avec comme intrant les positions  $P_0$  et les mesures de voltages enregistrées pendant l'essai. Le programme calcul les déformations moyennes des deux LVDT pour construire les courbes de fluage.

## Programme dépouille

% LVDT

```
% Programme LVDT qui dépouille les données des essais de fluage du banc
% SATEC avec le LVDT
% Le programme reçoit la position initiale po1, po2 et les valeurs RMS du lvdt en fonction
du temps pour
% plusieurs mesures effectuées en séquence et il reconstruit la courbe de
% fluage de la déformation en fonction du temps.
% Par Guillaume Fréchette

%% Paramètre système acquisition
% temps de réponse de la valeur rms 3 secondes
% Valeur rms acquisition rms(**,0,400)
% Fréquence acquisition 9600 Hz

% Identification des colonnes de la matrice de stockage en fluage
% fluage(:,1)= % Temps secondes
% fluage(:,2)= % RMS Volt LVDT 1
% fluage(:,3)= % RMS Volt LVDT 2
% fluage(:,4)= % Température (C)
% fluage(:,5)= % stockage des déformations LVDT1(mm/mm)
% fluage(:,6)= % stockage des déformations LVDT2(mm/mm)
% fluage(:,7)= % stockage des déformations LVDT1(%)
% fluage(:,8)= % stockage des déformations LVDT2(%)
% fluage(:,9)= % Temps minutes
% fluage(:,10)= % stockage des déplacements LVDT1(mm)
% fluage(:,11)= % stockage des déplacements LVDT2(mm)
% fluage(:,12)= % stockage des expansions thermiques théoriques lvdt1(mm)
% fluage(:,13)= % stockage des expansions thermiques théoriques lvdt2(mm)
% fluage(:,14)= % stockage des expansions thermiques théoriques inconel(mm)
% fluage(:,15)= % stockage des expansions thermiques théoriques assemblage delta acier -
delta inconel(mm)
```

```

% fluage(:,16)= % stockage des déformations moyennes LVDT1 et 2(%)
% fluage(:,17)= % stockage des déplacements moyens LVDT1 et 2(mm)
% fluage(:,18)= % Stockage des déformation mm/mm moyens LVDT 1 et LVDT 2
% fluage(:,19)= % Temps heures

%% Programme
clc;
clear all;
close all;

% Position initiale
po1=61.56; % Position mesurée avec vernier sur LVDT 1 (mm)
po2=61.59; % Position mesurée avec vernier sur LVDT 2 (mm)
lo1=po1-9.46; % Mesure réelle de Lo1 entre les 2 couteaux (mm)
lo2=po2-9.46; % Mesure réelle de Lo2 entre les 2 couteaux (mm)

% Écrire les noms des matrices de données dans une autre matrice
liste=ls('F8*');

% Aller chercher le nom de chaque fichier de données
%'^Channel_1_Data : Temps
%'^Channel_5_Data : Valeur RMS LVDT 1
%'^Channel_6_Data : Valeur RMS LVDT 2
%'^Channel_4_Data : Température

fluage=[];
length=[];
load(liste(1:),'-
regex','^Channel_1_Data','^Channel_5_Data','^Channel_6_Data','^Channel_4_Data')

```

```

%% Première minute d'acquisition
% fluage(:,1)= Channel_1_Data(:,1); %Temps
% fluage(:,2)= Channel_5_Data(:,1); % Volt LVDT 1
% fluage(:,3)= Channel_6_Data(:,1); % Volt LVDT 2

pas=10; % Pas d'écriture

% Le reste des données de l'essai pour un pas de temps prédéfini
for i=2:1:size(liste,1)

load(liste(i,:),'-
regexp','^Channel_1_Data','^Channel_5_Data','^Channel_6_Data','^Channel_4_Data') % load
les trois colonnes importantes

length=size(fluage)+1; % Rajoute les valeurs dans la matrice fluage

fluage(length(1,1),1)=Channel_1_Data(pas,1); % Écrire le temps
fluage(length(1,1),2)=Channel_5_Data(pas,1);% Écrire le voltage LVDT 1
fluage(length(1,1),3)=Channel_6_Data(pas,1);% Écrire le voltage LVDT 2
fluage(length(1,1),4)=Channel_4_Data(pas,1);% Écrire la température

end

fluage(:,9)=fluage(:,1)/60; % stockage Temps min
fluage(:,5)=((((fluage(:,2)-3.2636)/-0.0559))-lo1)/lo1; % Stockage LVDT 1
(mm/mm)déformation
fluage(:,6)=((((fluage(:,3)-3.2636)/-0.0559))-lo2)/lo2; % Stockage LVDT 2
(mm/mm)déformation
fluage(:,7)=((((fluage(:,2)-3.2636)/-0.0559))-lo1)/lo1)*100; % stockage des déformation
LVDT1(%)

```

```

fluage(:,8)=((((fluage(:,3)-3.2636)/-0.0559))-lo2)/lo2)*100; % stockage des déformations
LVDT1(%)
fluage(:,16)=(fluage(:,7)+fluage(:,8))/2; % moyenne des déformations LVDT 1 et LVDT 2
(%)
fluage(:,10)=((((fluage(:,2)-3.2636)/-0.0559))-lo1); % stockage LVDT 1 (mm)déplacement
fluage(:,11)=((((fluage(:,3)-3.2636)/-0.0559))-lo2); % stockage LVDT 2 (mm)déplacement
fluage(:,17)=(fluage(:,10)+fluage(:,11))/2; % Stockage des déplacements mm moyens LVDT
1 et LVDT 2
fluage(:,18)=(fluage(:,5)+fluage(:,6))/2; % Stockage des déformations mm/mm moyennes
LVDT 1 et LVDT 2
fluage(:,19)=fluage(:,1)/3600; % stockage Temps min

%% calcul de la dilatation de l'éprouvette dû à l'expansion thermique théorique en fonction
de la température
fluage(:,12)=lo1*fluage(:,4)*12*10^-6; % dilatation dû à l'expansion thermique Acier 415 en
mm lvdt 1
fluage(:,13)=lo2*fluage(:,4)*12*10^-6; % dilatation dû à l'expansion thermique Acier 415 en
mm lvdt 2
fluage(:,14)=((lo2+lo1)/2)*fluage(:,4)*13*10^-6; % dilatation dû à l'expansion thermique de
l'extensomètre Inconel (mm)
fluage(:,15)=fluage(:,12)-fluage(:,14); % dilatation dû à l'expansion thermique de
l'assemblage Extensio + eprouvette (mm)

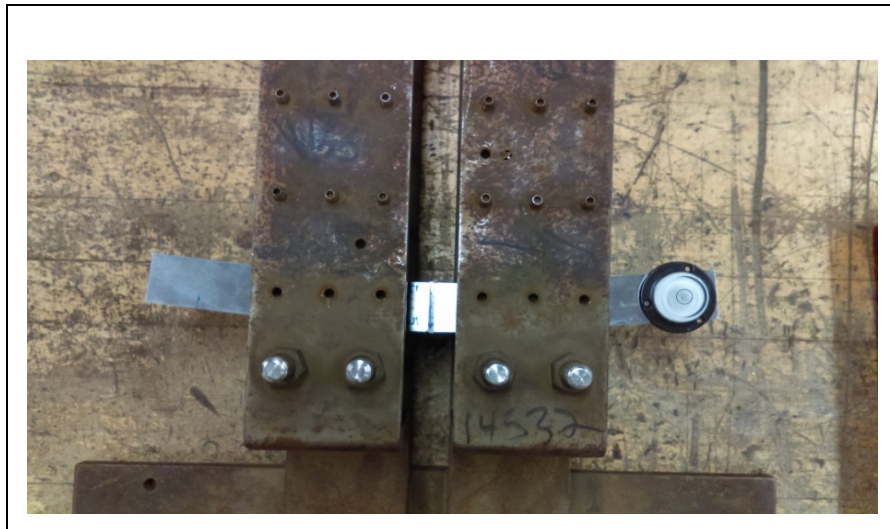
save('fluage.mat','fluage');

```



## ANNEXE V

### INSTALLATION POUR LA MÉTHODE DU CONTOUR



A V-1 : Installation de l'éprouvette dans le gabarit de découpe EDM



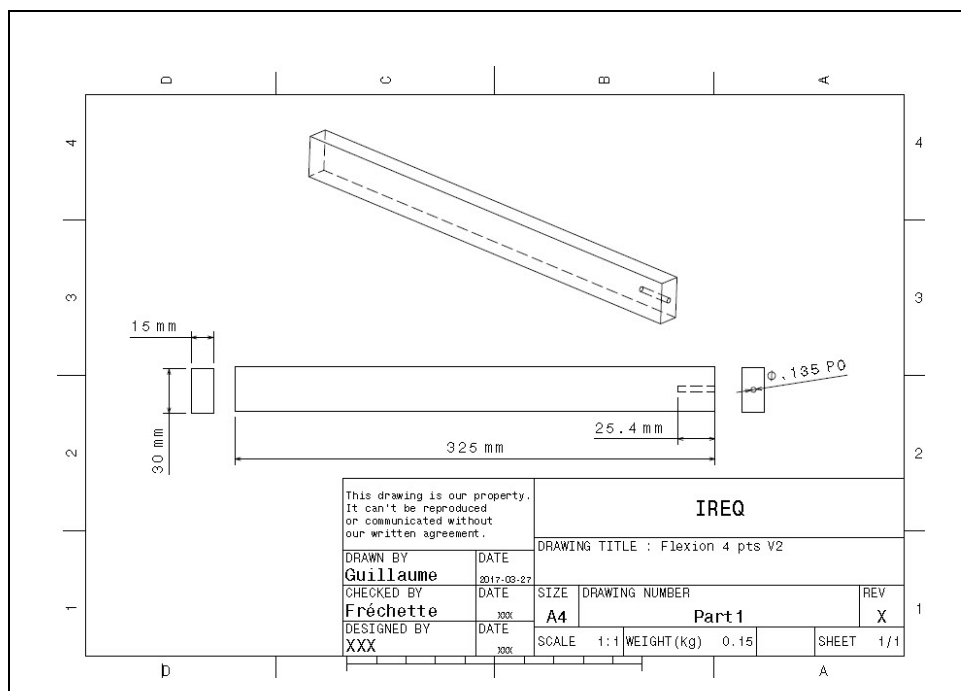
A V-2 : Mesure des déplacements avec le profilomètre



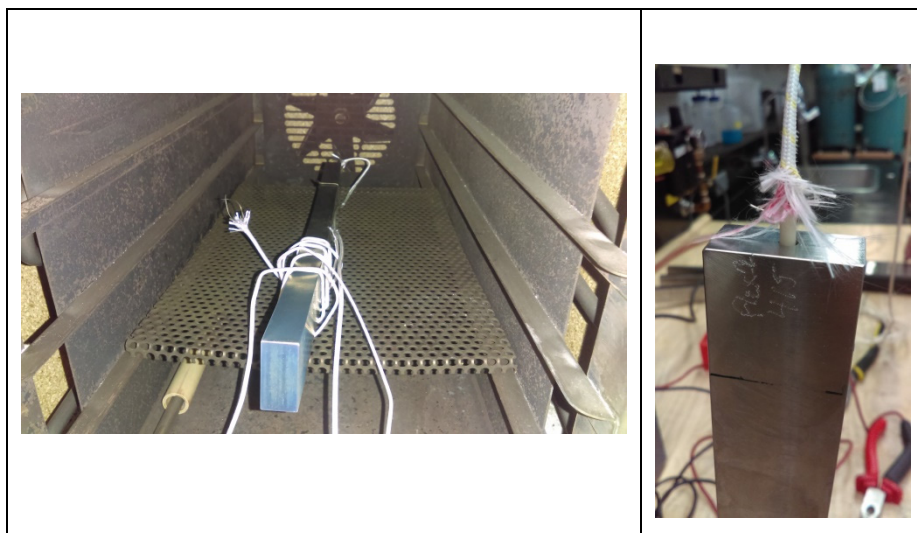


## ANNEXE VI

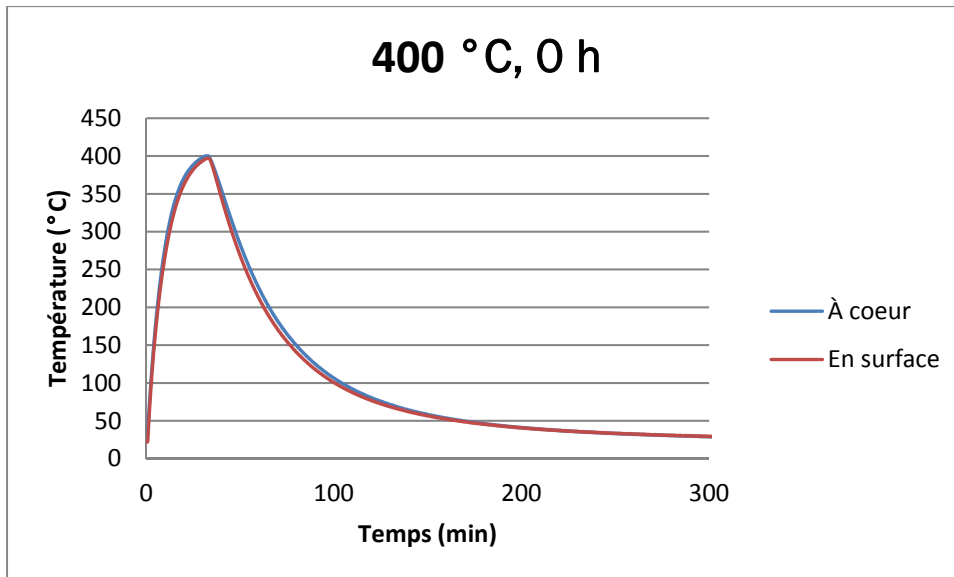
### COURBES DE CHAUFFAGE ET REFROIDISSEMENT DES ÉPROUVETTES DE FLEXION QUATRE POINTS



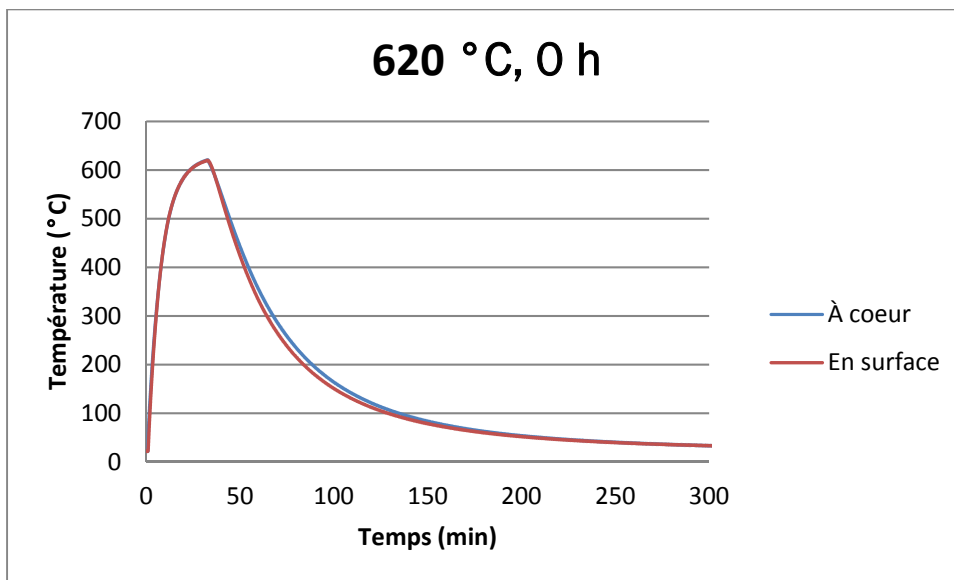
A VI-1 : Plan éprouvette flexion quatre points



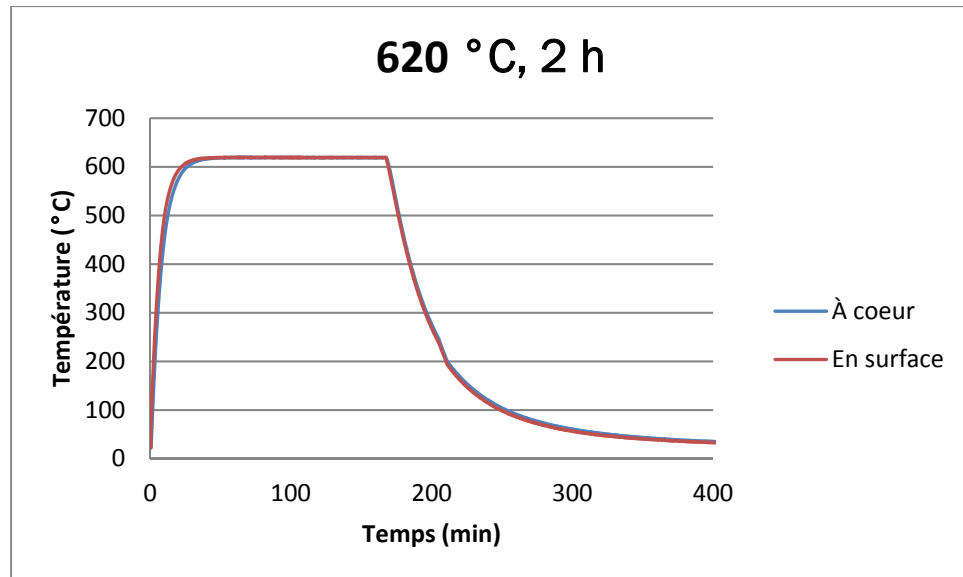
A VI-2 : Installation des thermocouples sur l'éprouvette de flexion quatre points



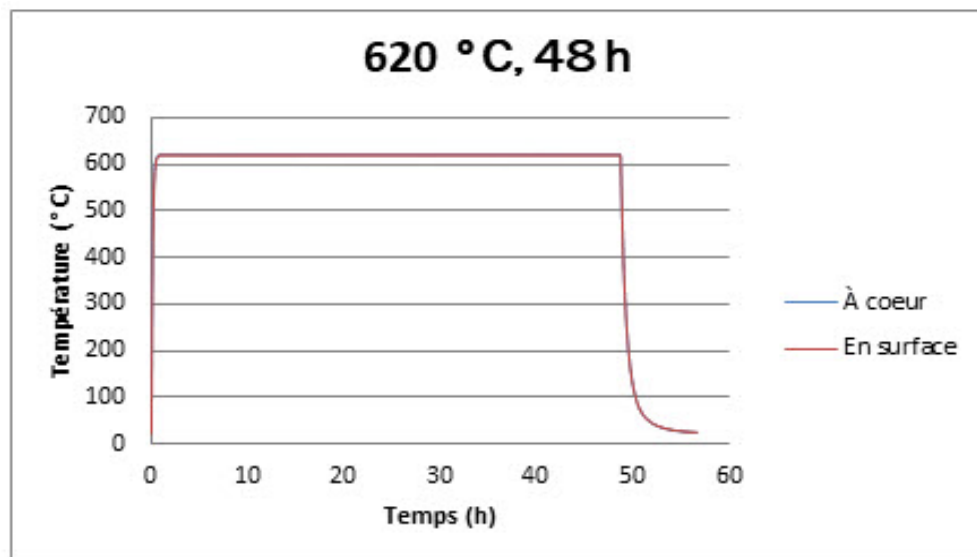
A VI-3 : Courbes thermiques du traitement sur l'éprouvette de flexion, 400 °C, 0 h de maintien



A VI-4 : Courbes thermiques du traitement sur l'éprouvette de flexion, 620 °C, 0 h de maintien



A VI-5: Courbes thermiques du traitement sur l'éprouvette de flexion, 620 °C, 2 h de maintien



A VI-6 : Courbes thermiques du traitement sur l'éprouvette de flexion, 620 °C, 48 h de maintien



## LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- Akhiate, A. 2015. *Effet de la teneur en carbone sur la résistance du CA6NM à la propagation des fissures de fatigue*. Mémoire de maîtrise en génie mécanique, Montréal, École de polytechnique, 142 p.
- Amrei, M. M., H. Monajati, D. Thibault, Y. Verreman, P. Bocher. (2016). Effects of various post-weld heat treatments on austenite and carbide formation in a 13Cr4Ni steel multipass weld. *Springer*. Vol. 5, p. 50-61
- Amrei, M. M., H. Monajati, D. Thibault, Y. Verreman, L. Germain. (2016). Microstructure characterization and hardness distribution of 13Cr4Ni multipass weld metal. *Materials characterization*. Vol. 111, p. 128-136.
- ASTM. 2011. *ASTM E139-11 Standard Test Methods for Conducting, Creep, Creep-Rupture, and Stress-Rupture*. Tests of metallic Materials. ASTM International.
- ASTM 2011. *ASTM E8/E8M-11 Standard Test Methods for Tension Testing of metallic Materials*. ASTM International.
- ASTM 1980. *ASTM A743-80a Standard specification for corrosion-resistant iron-chromium, iron-chromium-nickel, and nickel-base alloy casting for general application*. ASTM International.
- ASTM 2003. *ASTM E18-03 Standard test methods for Rockwell hardness and Rockwell superficial hardness of metallic materials*. ASTM International.
- ASTM 2012. *ASTM A240/A240M-12 Standard specification for chromium and chromium-nickel stainless steel plate, sheet, and strip for pressure vessels and for general applications*. ASTM International.
- AVNER, H. S. (1998). *Introduction à la métallurgie physique*. Ccdmd.798 p.
- ESAB Welding & cutting products. *AWS A5.22:E410NiMoT1-1/T1-4 Shield-bright & shield-bright x-tra flux cored wires*. ESAB.
- Baillargeon, C., Lanteigne, J., Paquet, D. et Lévesque, J-B. (2015). *Mesures des propriétés thermiques et thermomécaniques des matériaux utilisés pour la fabrication et la réparation des turbines hydrauliques*. IREQ-2015-0134. Varennes. Recherche et Développement IREQ.
- Baïlon, J. et J. Dorlot. 2000. *Des matériaux*, 3<sup>e</sup> édition. Canada: Presses Internationales Polytechnique, 736 p.

- Besson, J., N. Billon, S. Cantournet, Y. Chastel, A-F.G-Lorenzon, J-M. Haudin, B. Monasse, L. Nazé. 2010. *Matériaux pour l'ingénieur*, 4<sup>e</sup> édition. Presses Mines Paristech, Écoles des mines 390 p.
- Bilmes, P. D., M. Solari & C. L. Llorente. (2001). Characteristics and effects of austenite resulting from tempering of 13Cr-NiMo martensitic steel weld metals. *Materials characterization*, Vol. 46, p.285-296.
- Chaix, J. 2010. *Influence de la température de revenu sur la résistance du CA6NM à la propagation des fissures de fatigue*. Mémoire de maîtrise en génie mécanique, Montréal, École de polytechnique, 105 p.
- Côté, M. 2007. *Étude des cinétiques de transformation de phase d'un acier inoxydable martensitique 13%Cr-4%Ni*. Mémoire de maîtrise en génie mécanique, Montréal, École de technologie supérieure, 170 p.
- Curtat, J-L. 2016. *Étude de l'effet du martelage sur la vie en fatigue de l'acier E309L utilisé pour une réparation de turbine 13%Cr-4%Ni*. Mémoire de maîtrise en génie mécanique, Montréal, École de technologie supérieure, 127 p.
- Crawford, J.D, K. Rohrig et S. Bechet. 1982. High-Strength Cast Stainless Steels with Enhanced Corrosion Resistance. *Stainless Steel Castings*. ASTM STP 756, American Society for Testing and Materials, p.355-368
- Deschênes, P-A. 2016. *Propagation des fissures de fatigue dans un champ de contraintes résiduelles*. Mémoire de maîtrise en génie mécanique, Montréal, École polytechnique, 129 p.
- Engler-Pinto C. C. Jr., H. Sehitoglu & J. Maier (2003). Cyclic behavior of Al319-T7B under isothermal and non-isothermal conditions. *Thermomechanical fatigue behavior of materials*. Vol 4<sup>th</sup>, ASTM STP 1428, M. A McGaw, S. Kalluri, J. Bressers & S. D. Peteves, ASTM international, West Condhohocken, PA, p.45-64.
- Folkhard, E. 1988. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*, 1<sup>st</sup> ed. Wien New York: Springer-Verlag.179p.
- Fréchette, G., D. Paquet, J-B. Lévesque et J. Lanteigne, (2015) *Mesure des contraintes résiduelles par la méthode du contour et comparaison avec la méthode des éléments finis dans un barreau de flexion quatre points*. IREQ-2015-0174. Varennes. Recherche et Développement IREQ.
- Gittus, J. 1975. *Creep, viscoelasticity and creep fracture in solids*, Research Manager, United Kingdom, Atomic Energy Authority.

- Godin, S. 2014. *Effet d'un enrichissement en nickel sur la stabilité mécanique de l'austénite de réversion lorsque soumise à de la fatigue oligocyclique*. Mémoire de maîtrise en génie mécanique, Montréal, École de technologie supérieure, 90 p.
- Gooch, G. T. 1995. The roles of welding procedure, material composition and postweld heat treatment are examined in relation to producing the minimum hardness levels in the weld zone. *Heat treatment of welded 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steels for sour service*. Welding journal. I 223-s
- Hacini, L. 2009. *Étude des effets du martelage répétitif sur les contraintes résiduelles*. Thèse par articles en génie mécanique, Montréal, École de technologie supérieure, 147 p.
- Hydro-Québec. En ligne <<http://www.hydroquebec.com/comprendre/hydroelectricite/types-turbines.html>>. Consulté le 20 janvier 2017.
- Iwabuchi, Y. (2003). Factors affecting on mechanical properties of soft martensitic stainless steel castings. *JSME international journal*. Series A, Vol.46, No. 3
- Iwabuchi, Y. (1986). Temper embrittlement of type 13Cr-4Ni cast steel. *ISIJ*. Vol. 27, p.211-217.
- Iwabuchi, Y. (1984). Effect of tempering condition on toughness degradation in 13Cr-3.8Ni cast steel. *Iron and steel*. No. 70, p.123-130
- Iwabuchi, Y. & S. Sawada. 1982. Metallurgical Characteristics of a Large Hydraulic Runner Casting of Type 13Cr-Ni Stainless Steel. *Stainless Steel Castings*. ASTM STP 756, American Society for Testing and Materials, p.332-354
- Lanteigne, J. et D. Fournier (2000). *Comportement thermique sous charge d'une terminaison Élastimold de moyenne tension : simulation par la méthode des éléments finis*. IREQ-2000-241. Varennes. Recherche et Développement IREQ.
- Lanteigne, J., D.-A. Bouffard et C. Baillargeon, (2002). *Simulation du soudage par la méthode des éléments finis : Prédiction des distorsions et des contraintes résiduelles. Partie I*. IREQ-2002-215C. Varennes. Recherche et Développement IREQ.
- Lanteigne, J., C. Baillargeon et L. Marcouiller. (2002). *Mesures de contraintes résiduelles sur la roue de Chute à la Savane, unité 2*. IREQ-2003-162C. Varennes. Recherche et Développement IREQ.
- Leem, D.-S., Y.-D. Lee, J.-H. Jun & C.-S. Choi. (2001) Amount of retained austenite at room temperature after reverse transformation of martensitic stainless steel. *Scripta materialia*. Vol. 45, p. 767-772.

- Lévesque, J-B., J. Lanteigne, et D. Paquet (2015). *Programme de calcul des contraintes résiduelles par la méthode du contour*. IREQ-2015-0054.Varenes. Recherche et Développement IREQ.
- Lippold J. and Kotecki D. 2005. *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*, John Wiley & Sons, Inc, New Jersey, 357 p.
- Morin, O. 2006. *Calcul des contraintes résiduelles dues au soudage par la méthode des éléments finis*. Mémoire de maîtrise en génie mécanique, Montréal, École de technologie supérieure, 150 p.
- Nasri, H. 2007. *Mesure de contraintes résiduelles dues au soudage et au soudage-martelage par micro-profil de surface*. Mémoire de maîtrise en génie mécanique, Montréal, École de technologie supérieure, 107 p.
- Paquet, D., C. Baillargeon, G. Fréchette, J. Lanteigne, P-A. Deschêne et J-B. Lévesque (En rédaction). *Caractérisation et modélisation du comportement mécanique à haute température de l'acier ASTM A516*. IREQ-2017-0000.Varenes. Recherche et Développement IREQ.
- Paquin, M. 2014. *Essais de fissuration à froid appliqués aux métaux d'apport inoxydables martensitiques 410NIMO*. Mémoire de maîtrise en génie mécanique, Montréal, École de technologie supérieure, 136 p.
- Porter, D.A et K.E. Easterling. 1992. *Phase transformations in metals and alloys*, Second edition. Taylor & Francis Group, 574 p.
- Prime, M. (2001). Cross-sectional mapping of residual stresses by measuring the surface contour after a cut. *Journal of engineering materials and technology*. Vol. 123 p.162-168.
- Robichaud, Patrice. 2007. *Stabilité de l'austénite résiduelle de l'acier inoxydable 415 soumis à la fatigue oligocyclique*. Mémoire de maîtrise en génie mécanique, Montréal, École de technologie supérieure, 171 p.
- Saint-antonin, F. (1995). Essais de fluage. *Techniques de l'ingénieur*. (M140), 13 p.
- Schajer, S. G. (1981). Application of finite element calculations to residual stress measurements. *Journal of engineering materials and technolog*. Vol 103 p.157-163.
- Song, Y. Y., X. Y. Li, L. J. Rong, D. H. Ping, F. X. (2010) Formation of the reversed austenite during intercritical tempering in a Fe-13%Cr-4%Ni-Mo martensitic stainless steel. *Materials letters*. Vol 64 p.1411-1414.



- Song, Y. Y., X. Y. Li, L. J. Rong, Y. Li. (2011) The influence of tempering temperature on the reversed austenite formation and tensile properties in Fe-13%Cr-4%Ni-Mo low carbon martensitic stainless steels. *Materials science and engineering A*. Vol 528 p.4075-4079.
- Tavares, S. S. M., C. R. Rodrigues, J. M. Pardal, E. D. S. Barbosa, H. F. G. D. Abreu. (2014) Effects of post weld heat treatments on the microstructure and mechanical properties of dissimilar weld of supermartensitic stainless steel.
- Thibault, D., P. Bocher, M. Thomas. (2009) Residual stress and microstructure in welds of 13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel. *Journal of materials processing technology*. Vol. 209 p.2195-2202.
- Tireh Dast, M. 2015. *Finite element modeling of heat source during welding of 415 steel joints (13%Cr-4%Ni) with the robotic FCAW*. Mémoire de maîtrise en génie mécanique, Montréal, École de technologie supérieure, 130 p.
- Villando, T., Bae, E-J., Baek, E-R. 2008. Effect of Ni contents on the microstructure and mechanical properties of martensitic stainless steel guide roll by centrifugal casting. *J.Mater Sci. Tehnol*, Vol.24 No.3, p.343-346.
- Wang, Y. (2006). *Étude et modélisation de l'effet du revenu sur les évolutions des microstructures, du comportement thermomécanique et des contraintes résiduelles de trempe*. Thèse de doctorat en science et ingénierie des matériaux. Institut national polytechnique de Lorraine. Lorraine (France), 202 p.
- Weldx. En ligne «<http://www.weldx.com/procedes-soudage.html>». Consulté le 15 septembre 2017.
- Zhang, S., P. Wang, D. Li & Y. Li. (2010). Investigation of the evolution of retained austenite in Fe-13%Cr-4%Ni martensitic stainless steel during intercritical tempering. *Materials and design*, vol.84, p.383-394
- Zou, D.-N., Y. Han, W. Zhang & X.-D. Fang. (2010). Influence of tempering process on mechanical properties of 00Cr13Ni4Mo supermartensitic stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research*, International vol.17, no8, p.50-54

