POLYPUBLIE
Polytechnique Montréal

POLYTECHNIQUE MONTRÉAL
UNIVERSITÉ D'INGÉNIERIE

Titre: Title:	Étude du comportement mécanique de l'acier au carbone A516-70 fragilisé au bleu
Auteur: Author:	Nancy Ménard
Date:	1999
Type:	Mémoire ou thèse / Dissertation or Thesis
Référence: Citation:	Ménard, N. (1999). Étude du comportement mécanique de l'acier au carbone A516-70 fragilisé au bleu [Mémoire de maîtrise, École Polytechnique de Montréal]. PolyPublie. https://publications.polymtl.ca/8625/

Document en libre accès dans PolyPublie
Open Access document in PolyPublie

URL de PolyPublie: PolyPublie URL:	https://publications.polymtl.ca/8625/
Directeurs de recherche: Advisors:	Marie Bernard
Programme: Program:	Non spécifié

Ce fichier a été téléchargé à partir de PolyPublie, le dépôt institutionnel de Polytechnique Montréal
This file has been downloaded from PolyPublie, the institutional repository of Polytechnique Montréal

https://publications.polymtl.ca

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE DE L'ACIER AU CARBONE A516-70 FRAGILISÉ AU BLEU

NANCY MÉNARD
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE MAITRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES
(GÉNIE MÉCANIQUE)
JANVIER 1999

©Nancy Ménard, 1999.

National Library of Canada
Bibliothèque nationale du Canada

Acquisitions and Bibliographic Services
Acquisitions et services bibliographiques

395 Wellington Street
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

395, rue Wellington
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Your file Votre référence

Our file Notre référence

The author has granted a non-exclusive licence allowing the National Library of Canada to reproduce, loan, distribute or sell copies of this thesis in microform, paper or electronic formats.

L'auteur a accordé une licence non exclusive permettant à la Bibliothèque nationale du Canada de reproduire, prêter, distribuer ou vendre des copies de cette thèse sous la forme de microfiche/film, de reproduction sur papier ou sur format électronique.

The author retains ownership of the copyright in this thesis. Neither the thesis nor substantial extracts from it may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

L'auteur conserve la propriété du droit d'auteur qui protège cette thèse. Ni la thèse ni des extraits substantiels de celle-ci ne doivent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

0-612-42916-4

Canada

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé:

ÉTUDE DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE
DE L'ACIER AU CARBONE A516-70
FRAGILISÉ AU BLEU

présenté par: MÉNARD Nancy
en vue de l'obtention du diplôme de: Maîtrise ès sciences apliquées
a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de:

M. BUI-QUOC, Thang, D. SC. A., président
Mme BERNARD, Marie, Ph.D., membre et directrice de recherche
M. LANTEIGNE, Jacques, Ph. D., membre et codirecteur de recherche
M. BOUKHILI, Rachid, Ph. D., membre

REMERCIEMENTS

La réalisation de cette étude a été rendue possible grâce à la collaboration entre le département de génie mécanique de l'École Polytechnique de Montréal et l'Institut de Recherche d'Hydro-Québec (IREQ). Je tiens tout d'abord à remercier la direction de ces deux établissements pour m'avoir permis de réaliser ces travaux.

J'adresse des remerciements au directeur de cette thèse, la professeure Marie Bernard du département de génie mécanique, ainsi qu'au codirecteur Jacques Lanteigne pour l'intérêt qu'ils ont manifesté tout au long de l'étude. J'aimerais remercier d'une façon particulière M. Lanteigne pour m'avoir acceptée au sein de son équipe, pour m'avoir proposé un projet très intéressant et pour m'avoir donné de judicieux conseils.

Je tiens également à remercier M. Serge Lalonde pour l'aide et les conseils qu'il m'a prodigués tout au long de mon séjour au sein de l'équipe. Je remercie tout particulièrement M. Carlo Baillargeon pour la collaboration qu'il m'a apportée au cours de mes différents travaux, ainsi que pour sa grande disponibilité et son soutien.

La revue de littérature n'aurait pu être réalisée sans la participation d'Huguette, d'Hélène et de Jani (personnel de la bibliothèque de l'IREQ) qui ont répondu à mes nombreuses commandes d'articles et de livres. La modélisation par éléments finis n'aurait pu être réalisée dans un si court délai sans l'aide de Mme Sylvie Rheault. Les essais mécaniques n'auraient pu être réalisés sans la participation des gens de l'atelier mécanique à l'IREQ, entre autres M. Julien Martel (chef de l'atelier mécanique). Je tiens à exprimer ma profonde gratitude à tous ces gens.

J'associe également à cette reconnaissance l'ensemble des personnes avec lesquelles j'ai pu entrer en contact, et qui, par leur compétence et leur amabilité ont contribué au bon déroulement de ce projet.

Je tiens enfin à remercier mes parents, Paul et Micheline Ménard, pour leurs encouragements et leur dévouement tout au long de la réalisation de ce mémoire.

RÉSUMÉ

Lorsque certains aciers sont déformés dans le domaine de température où sévit le vieillissement dynamique, il se produit un phénomène métallurgique qui se résume à un piégeage des dislocations par les atomes en solution solide d'insertion carbone et/ou azote. Ce piégeage entraîne des modifications anormales des propriétés mécaniques, entre autres, l'effondrement de la ductilité, l'augmentation marquée de la résistance et l'apparition de l'effet Portevin-Le Chatelier.

La présente étude avait pour but d'évaluer l'influence d'une prédéformation (en tension) d'un acier à basse teneur en carbone A516-70 dans le domaine de température du vieillissement dynamique sur ses propriétés à la température ambiante. Les propriétés qui ont été évaluées sont la ductilité, la résistance, la limite d'élasticité, la résilience, la ténacité et la résistance à la fatigue-propagation.

Les éprouvettes requises pour évaluer les propriétés mécaniques ont été découpées de la section réduite de grandes éprouvettes de traction. Ces grandes éprouvettes, comportant une section réduite de 1082 mm^2 et mesurant 317 mm de longueur, ont été prédéformées par le biais d'un montage de type friction qui a été spécialement conçu et mis au point pour ces essais. Trois grandes éprouvettes ont été prédéformées de 13,09% à 260°C à un taux de $2{,}9 \times 10^{-3}$/s et trois autres ont été prédéformées de la même quantité et au même taux mais à 20°C afin de servir de base de comparaison.

Les résultats des essais de traction ont montré que les valeurs de la ductilité de l'acier prédéformé à 260°C et 20°C chutent respectivement de 68% et de 40% par rapport à la ductilité de l'acier brut de laminage. Les valeurs de la résistance ultime de l'acier prédéformé à 260°C et à 20°C augmentent respectivement de 39% et de 13% par rapport à l'acier brut de laminage. Les essais Charpy ont mis en évidence que la prédéformation déplace la température de transition vers les hautes températures. En considérant comme critère l'énergie moyenne absorbée, la température de transition de l'acier prédéformé à 260°C est de 76°C et celle de l'acier prédéformé à 20°C est de 30°C. Les essais de ténacité ont mis en évidence que la prédéformation à 260°C entraînait une perte significative de ténacité de 136,1 MPa-m$^{1/2}$ par rapport à l'acier prédéformé à 20°C (K_C = 207 MPa-m$^{1/2}$). Les essais de fatigue-propagation indiquent qu'il ne semble pas y avoir de différence significative en ce qui concerne le seuil de propagation. Par contre, pour des facteurs d'intensité de contrainte supérieurs à 10 MPa-m$^{1/2}$, la vitesse de propagation est la plus élevée en ce qui concerne l'acier brut de laminage et elle est la plus faible pour l'acier prédéformé à 260°C. Pour des facteurs d'intensité de contrainte inférieurs à 10 MPa-m$^{1/2}$, les vitesses de propagation de l'acier prédéformé à 20°C et 260°C sont similaires et inférieures à celle de l'acier brut de laminage.

La perte de ductilité plus marquée, causée par la prédéformation à 260°C, s'est reflétée lors des essais Charpy et des essais de ténacité. En effet, la baisse de ductilité

de l'acier a entraîné une diminution de l'énergie plastique requise pour entraîner la rupture en présence d'une concentration de contrainte.

En fatigue-propagation, la vitesse de fissuration serait régie par la résistance ultime du matériau à l'instar de la limite d'endurance en fatigue. Plus le matériau est résistant, plus sa limite d'endurance augmente et plus la vitesse de fissuration diminue.

ABSTRACT

A locking mechanism occurs between dislocations and intersitial atoms (Carbon and/or nitrogen) when some low carbon steels are plastically deformed in the range of temperatures where dynamic strain aging occurs. This mechanism is responsible for the unusual increase in strength, the unexpected loss of ductility and the appearance of serrated yielding.

The goal of the present study is to evaluate the mechanical properties at 20°C of a low carbon steel A516-70 prestrained in the range of temperatures where dynamic strain aging occurs. The properties are the ductility, the strength, the yield stress, the toughness, the fatigue crack propagation behavior.

The required specimens to evaluate the properties are machined from the reduced section of long specimens. The thickness of the latter specimen is 20,6 mm, the witdh and the lenght of the reduced section are respectively 52,6 mm and 317 mm. Four long specimens are pulled in tension to a strain of 13,09% at 260C at a rate of $2,9 \times 10^{-3}$/s. Four other long specimens are also pulled in tension at the same level of strain and rate but at 20C.

The tensile tests have shown that the decrease in elongation for the steel prestrained at 260C and the steel prestrained at 20C are respectively 68% and 40% in comparison with the as-rolled steel. The increase in ultimate strenght for the steel

prestrained at 260C and the steel prestrained at 20C are respectively 39% and 13% in comparison with the as-rolled steel.

The Charpy impact tests have revealed that prestraining shifts the ductile-brittle transition temperature to higher temperature. Using the half shelf energy criteria, the transition temperature for the steel prestrained at 260C is 47C higher than the transition temperature of the steel prestrained at 20C which is 30C. The toughness tests have shown that prestraining the steel at 260C resulted in a major loss of toughness, 71 MPa-$m^{1/2}$, in comparison with the steel prestrained at 20C wich is 207 MPa-$m^{1/2}$. The fatigue propagation tests have revealed that, for both steels, there is no difference in the treshold stress intensity factor. But, for stress intensity higher than 10 MPa-$m^{1/2}$ the speed of the propagating crack is the highest for the as-rolled steel and the lowest for the steel prestrained at 260C. For stress intensity lower than 10 MPa-$m^{1/2}$, the speed of the propagating crack of the steel prestrained at 20C and 260C are similar and lower than the speed of the as-rolled steel.

The loss of ductility, caused by the prestraining at 260C, has led to a reduction of the plastic energy required to cause failure in the presence of a stress concentrator. The increased strenght has led to a decrease of the speed of the propagating crack.

TABLE DES MATIÈRES

REMERCIEMENTS iv

RÉSUMÉ vi

ABSTRACT ix

TABLE DES MATIÈRES xi

LISTE DES TABLEAUX xiv

LISTE DES FIGURES xv

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS xx

INTRODUCTION 1

CHAPITRE 1 - REVUE DE LITTÉRATURE 3

1.1 POINT D'ÉCOULEMENT ET VIEILLISSEMENT APRÈS ÉCROUISSAGE 4

1.2 VIEILLISSEMENT DYNAMIQUE 12

1.2.1 ANOMALIES DANS LE DOMAINE DU BLEU 13

1.2.2 PARAMÈTRES QUI INFLUENCENT LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DANS LE DOMAINE DU BLEU 24

1.2.3 EXPLICATIONS DU VIEILLISSEMENT DYNAMIQUE 34

1.3 EFFETS D'UN VIEILLISSEMENT DYNAMIQUE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES À LA TEMPÉRATURE AMBIANTE 50

1.3.1 EFFET D'UNE PRÉDÉFORMATION EN TENSION 51

1.3.2 EFFET D'UNE PRÉDÉFORMATION EN FATIGUE 54

CHAPITRE 2 - ÉTUDE PRÉLIMINAIRE DE L'ACIER A516-70 57

2.1 COMPOSITION CHIMIQUE 58

2.2 MICROSTRUCTURE 58

2.3 SUSCEPTIBILITÉ AU VIEILLISSEMENT DYNAMIQUE 61

2.3.1 DESCRIPTION DES ESSAIS 61

2.3.2 MÉTHODES POUR ÉVALUER LA DÉFORMATION À LA RUPTURE 66

2.3.3 RÉSULTATS 69

CHAPITRE 3 - PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE 73

3.1 ESSAIS PRÉLIMINAIRES 73

3.1.1 DESCRIPTION DES ESSAIS 74

3.1.2 MÉTHODES POUR ÉVALUER LES DÉFORMATIONS 76

3.1.3 RÉSULTATS 79

3.2 ÉLABORATION DU MONTAGE 87

3.2.1 DONNÉES INITIALES 87

3.2.2 MORS 90

3.2.3 RONDELLES DE PRÉ-TENSION À PLAN INCLINÉ 95

3.2.4 GRANDES ÉPROUVETTES 96

3.2.5 FOUR 109

CHAPITRE 4 - MISE AU POINT DU MONTAGE ET PRÉDÉFORMATION DES GRANDES ÉPROUVETTES 117

4.1 MISE EN PLACE DES COMPOSANTES DU MONTAGE 117

4.1.1 MORS ET RONDELLES DE PRÉ-TENSION À PLAN INCLINÉ 118

4.1.2 GRANDE ÉPROUVETTE 118

4.1.3 BOULONS 120

4.1.4 AUTRES COMPOSANTES 121

4.2 PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE 124

4.3 RÉSULTATS **127**

4.3.1 INSTALLATION DES MORS 127

4.3.2 ÉPROUVETTES PRÉDÉFORMÉES À 20°C 130

4.3.3 ÉPROUVETTES PRÉDÉFORMÉES À 260°C 136

CHAPITRE 5 - PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES GRANDES ÉPROUVETTES PRÉDÉFORMÉES **141**

5.1 PRÉLÈVEMENT DES PETITES ÉPROUVETTES **142**

5.2 DESCRIPTION DES ESSAIS MÉCANIQUES **144**

5.2.1 ESSAI DE RÉSILIENCE CHARPY 144

5.2.2 ESSAI DE TRACTION 147

5.2.3 ESSAI DE TÉNACITÉ K_{IC} 147

5.2.4 ESSAI DE TÉNACITÉ J_{IC} 151

5.2.5 ESSAI DE FATIGUE-PROPAGATION 155

5.3 RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX **158**

5.3.1 PROPRIÉTÉS EN TRACTION 159

5.3.2 RÉSILIENCE 162

5.3.3 TÉNACITÉ J_{IC} 165

5.3.4 TÉNACITÉ K_{IC} 171

5.3.5 VITESSE DE FISSURATION 174

CHAPITRE 6 - DISCUSSIONS **178**

CONCLUSION ET RECOMMANDATIONS **186**

RÉFÉRENCES **190**

ANNEXE **208**

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1.1: Liste des auteurs qui ont étudié l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement mécanique de l'acier doux 25

Tableau 1.2: Liste des auteurs qui ont étudié l'influence des éléments en insertion sur le comportement mécanique de l'acier doux 28

Tableau 1.3: Liste des auteurs qui ont étudié l'influence des éléments d'addition sur le comportement mécanique de l'acier doux 31

Tableau 1.4: Énergies d'activation 36

Tableau 2.1 : Composition chimique (pourcentage poids) 58

Tableau 2.2: Propriétés mécaniques en traction de l'acier A516-70 69

Tableau 3.1: Résultats des essais préliminaires de prédéformation suivis de déformation jusqu'à la rupture 79

Tableau 3.2: Cumul des déformations calculé à partir des résultats du tableau 3.1 83

Tableau 3.3: Cumul des déformations appliqué aux résultats de lanteigne et al. (1990) .. 84

Tableau 4.1: Propriétés mécaniques des grandes éprouvettes prédéformées à 20°C 135

Tableau 4.2: Propriétés mécaniques des grandes éprouvettes prédéformées à 260°C 139

Tableau 5.1: Nombre de petites éprouvettes nécessaires pour les essais charpy, de traction, de ténacité et de fatigue-propagation 142

Tableau 5.2: Répartition des petites éprouvettes dans les grandes éprouvettes 142

Tableau 5.3: Propriétés en traction des grandes éprouvettes prédéformées à 20°C et ..... 260°C 159

Tableau 5.4: Température de transition ductile-fragile (°C) 164

Tableau 6.1: Dureté moyenne de l'acier A516-70 brut de laminage et prédéformé 180

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1: Sites dans le réseau cubique centré a) octaédrique b) tétraédrique 4

Figure 1.2: Représentation schématique a) d'une dislocation coin et b) d'une dislocation vis dans un cristal cubique simple.....6

Figure 1.3: Courbe de traction d'un acier doux à la température ambiante 7

Figure 1.4: Partie centrale de l'atmosphère d'atomes interstitiels de carbone entourant une dislocation coin 8

Figure 1.5: Évolution des courbes contrainte-déformation d'un acier doux associé à une pré-déformation de 4% suivi d'un vieillissement à 60°C pour différentes durées de vieillissement..... 10

Figure 1.6: Courbes de traction d'un acier doux à différentes températures..... 14

Figure 1.7: Propriétés mécaniques en fonction de la température..... 15

Figure 1.8: Variation de la contrainte en fonction de la température..... 16

Figure 1.9: Variation de la contrainte et de la déformation à la rupture en torsion en fonction de la température pour un acier doux 17

Figure 1.10 : Courbe d'endurance de l'acier A516 gr.70 à la température de la pièce et à 260°C..... 18

Figure 1.11: Variation de la résistance à la fatigue en flexion en fonction de la tempé-ratures 19

Figure 1.12: Variation de la vie en fatigue d'un acier doux en fonction de la température et de l'amplitudes de contrainte..... 20

Figure 1.13: Boucles d'hystérésis d'un acier doux déformé en fatigue à 370°C..... 20

Figure 1.14: (a) Variation de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles et (b) taux de propagation en fonction de la température..... 21

Figure 1.15: Variation de J_{IC} en fonction de la température 22

Figure 1.16: Variation de la résistance ultime et dureté Brinell en fonction de la température 23

Figure 1.17: Variation de la résistance ultime et allongement total en fonction de la température 26

Figure 1.18: Influence du taux de déformation sur les courbes d'amplitude de contrainte d'un acier doux en fonction du nombre de cycles..... 27

Figure 1.19: Variation de la contrainte associée à 10% de déformation en fonction de la température 29

Figure 1.20: Courbes contrainte-déformation..... 30

Figure 1.21: Courbes de traction pour deux aciers au carbone, l'un stabilisé et l'autre non stabilisé 32

Figure 1.22: Effet de la température sur la résistance ultime pour deux aciers au carbone, l'un stabilisé et l'autre non stabilisé..... 32

Figure 1.23: Influence de la teneur en chrome sur la ductilité d'aciers à basses teneur en carbone à haute température 33

Figure 1.24 : Courbes contrainte-déformation d'un acier doux..... 45

Figure 1.25 : Densité de dislocations, dans un acier doux, après 5% de déformation plastique, en fonction de la température 45

Figure 1.26 : Précipitation le long des dislocations après 3% de déformation plastique à 300°C..... 46

Figure 1.27 : Structure des dislocations d'un acier doux a) déformé de 3% à 200°C b) déformé de 4% à 20°C..... 47

Figure 1.28: Propriétés en traction à la température ambiante de l'acier AISI 1035 suite à une prédéformation à différentes températures 51

Figure 1.29: Résultats d'essais d'impact de l'acier AISI 1008 en fonction de la température..... 52

Figure 1.30: Courbes S-N de l'acier AISI 1008..... 53

Figure 1.31: Évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles.... 54

Figure 1.32: Courbes de traction pour trois différents traitements..... 55

Figure 2.1 : Microstructure de la plaque d'acier A516-70..... 59

Figure 2.2: Inclusions présentes dans l'acier A516-70 60

Figure 2.3: Géométrie d'une éprouvette de traction standard 62

Figure 2.4: Montage de base pour les essais de traction 63

Figure 2.5: Montage expérimental utilisé pour les essais de traction à chaud 64

Figure 2.6: Force en fonction du déplacement (LVDT) et de la déformation (extensomètre) lors d'un essai de traction 68

Figure 2.7: Influence de la température sur les propriétés mécaniques en traction de l'acier A516-70 71

Figure 3.1: Déformation à la rupture de l'acier A516-70 en fonction de la température... 82

Figure 3.2: Schéma du banc d'essai et dimensions pertinentes 88

Figure 3.3: Montage de type friction et diagramme du corps libre des éléments du montage..... 90

Figure 3.4: Géométrie d'un mors..... 93

Figure 3.5: Schéma des rondelles de pré-tension à plan incliné..... 95

Figure 3.6: Espace disponible pour la grande éprouvette..... 96

Figure 3.7: Grande éprouvette 97

Figure 3.8: Modèle 1/4 de l'éprouvette 99

Figure 3.9: Distribution des contraintes axiales (en psi) dans l'éprouvette 100

Figure 3.10: Grande éprouvette modifiée 101

Figure 3.11: Modèle 1/4 de la grande éprouvette modifiée 102

Figure 3.12: Distribution des contraintes axiales (en psi) pour la géométrie modifiée de la grande éprouvette 104

Figure 3.13: Géométrie définitive de l'éprouvette 107

Figure 3.14: Sens de prélèvement des grandes éprouvettes 108

Figure 3.15: Dessin du support 110

Figure 3.16: Dimensions de l'éprouvette par rapport au support d'aluminium 111

Figure 3.17: Soutien des fils chauffants à l'intérieur du cylindre 114

Figure 3.18: Photographie montrant la position des trous 115

Figure 4.1: Mise en place de l'éprouvette dans les mors 119

Figure 4.2: Positionnement des boulons 120

Figure 4.3: Identification des repères (traits blancs) et disposition des thermocouples .. 122

Figure 4.4: Mise en place du four 123

Figure 4.5: Montage pour les prédéformations à 20°C et 260°C 124

Figure 4.6: Courbe de traction associée à la première prétension des mors 127

Figure 4.7: Courbe de traction associée à la prétension des mors suite aux modifications 129

Figure 4.8: Emplacement des 8 jauges sur la grande éprouvette 130

Figure 4.9: Variation de la force et de la déformation des 8 jauges en fonction du déplacement du piston 131

Figure 4.10: Courbes force-déplacement des grandes éprouvettes prédéformées à 20°C 134

Figure 4.11: Dispositifs utilisés lors de la première prédéformation à 260°C 137

Figure 4.12: Courbes force-déplacement des trois grandes éprouvettes prédéformées à 260°C 138

Figure 5.1: Mouton-pendule pour l'essai Charpy 145

Figure 5.2: Position du thermocouple sur une éprouvette Charpy 146

Figure 5.3: Montage utilisé pour la préfissuration dans un essai de ténacité et position de l'extensomètre 148

Figure 5.4: Montage utilisé pour la préfissuration et pour la flexion lente de l'essai J_{IC} . 153

Figure 5.5: Montage utilisé pour la préfissuration et pour établir la courbe de fissuration dans les essais de fatigue-propagation 155

Figure 5.6: Courbes de transition ductile-fragile de l'acier A516-70 prédéformé à 20°C et 260°C 162

Figure 5.7: Courbe de transition en fonction de l'expansion latérale 163

Figure 5.8: Courbe J_r de l'acier A516-70 prédéformé à la température ambiante 165

Figure 5.9: Courbe J_r de l'acier A516-70 prédéformé à 260°C 167

Figure 5.10: Faciès obtenu après un essai j (ici celui de l'éprouvette P. É. no. 4 prélevé de la G. É. no. 1) 168

Figure 5.11: Courbe de fissuration de l'acier A516-70 prédéformé à 20°C et 260°C 174

Figure 5.12 Loi de paris de l'acier A516-70 prédéformé à 20°C et 260°C 176

Figure 6.1: Microstructure de l'acier A516-70 (grossissement de 100x) 182

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

A : Section de la grande éprouvette

a : Longueur de la fissure

b : Vecteur de Burgers

b_o : Longueur du ligament initial (distance entre le fond de la préfissure de fatigue et le bout de l'éprouvette)

B : Épaisseur de l'éprouvette

da/dN : Vitesse de fissuration

$d\sigma/d\varepsilon$: Taux de consolidation

C : Constante

C : Couple appliqué

C : Circonférence du cylindre

E : Module d'Young

f_e : Facteur d'écrou

f : Fréquence

F : Tension initiale

f(a/W) : Fonction géométrique qui dépend du rapport a/W et de la géométrie des éprouvettes

G. É. : Grande éprouvette

h : Espacement entre les enroulement de fils chauffants

I : Cumul des déformations

$I_{\delta p}$: Cumul des déformations calculé d'après le déplacement mesuré par le LVDT

I_{L_J} : Cumul des déformations calculé d'après les repères

K_{IC} : Facteur critique d'intensité de contrainte

K_t : Facteur de concentration de contrainte

K_Q : Valeur approchée du facteur d'intensité de contrainte

K_{max} : Facteur d'intensité de contrainte maximal

L : Longueur de fil nécessaire pour parcourir une zone du four

L_{SRI} : Longueur de la section réduite initiale d'une grande éprouvette (avant prédéformation)

L_{SRF} : Longueur de la section réduite finale d'une grande éprouvette (après prédéformation)

l_0 : Longueur jaugée d'une petite éprouvette de traction

L_f : Écart entre deux repères mesuré après déformation

L_J : Écart entre deux repères mesuré avant déformation

M : Nombre de boulons

m : Exposant

N : Nombre de face en contact

N : Nombre de cycles en fatigue

N : Nombre d'enroulement pour une zone du four

P_L : Charge de plastification

P_{min} : Charge minimale

P_{max} : Charge maximale

P : Charge

Q : Énergie d'activation

R : Rapport de chargement

R : Rayon d'un site intersitiel

R : Constante des gaz parfaits

r : Rayon atomique

r_y ou r_p : Rayon de la zone plastique en bout de fissure

S : Écart des points d'appui d'une éprouvette de flexion (portée)

t : Épaisseur de l'éprouvette

T^P : Température à laquelle a été effectuée la prédéformation

T^R : Température à laquelle a été effectuée la déformation à la rupture

T_{min} : Température minimale

T : Température

v : Vitesse de déplacement lors d'un essai de traction

$\bar{v}$: Vitesse moyenne des dislocations

W : Largeur de l'éprouvette

W_d : Énergie associée au plateau ductile

W_f : Énergie associée au plateau fragile

α : Angle d'inclinaison du fil, par rapport à l'horizontal

α : Coefficient de dilatation thermique

Δa : Avancement moyen de la fissure

$\Delta\varepsilon$: Écart de déformation

ΔK : Écart du facteur d'intensité de contrainte

ΔK_S : Seuil de propagation en fatigue

Δl : Déplacement à imposer

ΔP : Écart de la charge

ΔT : Écart de température

δ_p : Allongement permanent mesuré par le LVDT

δ_T : Allongement total mesuré par le LVDT

ε_{δ_P} : Déformation plastique à la rupture mesurée par le LVDT

ε_{δ_T} : Déformation totale à la rupture mesurée par le LVDT

ε_{L_J} : Ductilité à la rupture mesurée d'après l'écart entre deux repères

$\varepsilon_{Extenso}$: Déformation à la rupture mesurée par un extensomètre

$\varepsilon^p_{\delta_P}$: Prédéformation plastique mesurée par le LVDT

$\varepsilon^p_{\delta_T}$: Prédéformation totale mesurée par le LVDT

$\varepsilon^p_{L_J}$: Prédéformation mesurée d'après l'écart entre deux repères

$\varepsilon^p_{Extenso}$: Prédéformation mesurée par un extensomètre

$\varepsilon^R_{\delta_P}$: Déformation plastique à la rupture à 20°C, mesurée par le LVDT à la suite d'une prédéformation

$\varepsilon^R_{L_J}$: Déformation plastique à la rupture à 20°C, mesurée d'après l'écart entre deux repères à la suite d'une prédéformation

$\varepsilon_{(PSVD)}$: Quantité de déformation que peut supporter l'acier en considérant qu'il n'est pas sensible au vieillissement dynamique

ε^P : Prédéformation à la température T^P

ε^R : Déformation à la rupture à la température T^R

$\dot{\varepsilon}$: Taux de déformation en traction

ϕ : Diamètre associé aux trous du four

ϕ_b : Diamètre nominal du boulon

ϕ_t : Diamètre d'un trou de la grande éprouvette

$\dot{\phi}$: Taux de déformation

μ : Coefficient de frottement statique

ν : Coefficient de poisson

ρ : Densité des dislocations mobiles

σ : Contrainte appliquée

σ_0 : Constante du matériau

σ_L : Limite d'écoulement inférieure

σ_{max} : Contrainte maximale

σ^P_{max} : Contrainte maximale développée lors de la prédéformation obtenue en divisant la force maximale par la section initiale de l'éprouvette

σ_{max}^{R} : Contrainte maximale développée lors de la déformation à la rupture obtenue en divisant la force maximale par la section initiale de l'éprouvette

σ_{nom} : Contrainte nominale

σ_{U} : Limite d'écoulement supérieure

σ_{y}^{P} : Limite d'écoulement mesurée pendant la prédéformation

σ_{y}^{R} : Limite d'écoulement mesurée suite à la prédéformation

σ_{y} : Limite d'écoulement

σ_{u} : Résistance ultime

σ_{Y} : Limite d'écoulement effective donnée par $(\sigma_{y} + \sigma_{u})/2$

INTRODUCTION

Au cours des dernières années, plusieurs cas de fissuration de conduites et de brides ont été étudiés sur les équipements de production à Hydro-Québec. Dans certains cas, les analyses de contrainte effectuées sur ces installations ne pouvaient justifier la présence de ces fissures. Par surcroît, dans la majorité des cas, la conception est régie par le code ASME, qui, en soi, est très conservateur. Dans un de ces cas typiques (rapport IREQ 4754-90), les résultats ont mis en lumière que l'acier au carbone A516-70 brut de laminage manifestait une fragilité anormale lorsqu'il était déformé en tension dans le domaine du bleu (domaine de température où un oxyde de coloration bleuté se forme à la surface de l'acier, soit entre 250C et 450C pour un taux de déformation de $2{,}9 \times 10^{-3}$/s). En plus, ce rapport a révélé que cet acier manifestait un comportement fragile à la température ambiante lorsque l'acier était prédéformé plastiquement d'au moins 5% dans le domaine du bleu. Cette situation pourrait en pratique se produire dans certains joints soudés, plus précisément dans le voisinage de concentration de contraintes. La fragilité issue d'une prédéformation dans le domaine du bleu pourrait être une des causes ou la cause de fissuration d'assemblages soudés à de faibles niveaux de contraintes.

Puisque l'acier A516-70 est abondamment utilisé dans les centrales hydroélectriques et nucléaires, il est capital de mettre en évidence l'influence de la prédéformation dans le domaine du bleu sur les propriétés mécaniques autres que celles déjà obtenues par le biais des essais de traction.

Avant d'évaluer les propriétés de l'acier fragilisé, il faut essayer de comprendre ce phénomène d'un point de vue métallurgique. Ceci fait l'objet du premier chapitre. Le deuxième chapitre met en relief les caractéristiques de l'acier A516-70 du point de vue de la composition chimique, de la microstructure et de la susceptibilité au vieillissement dynamique. Le troisième chapitre décrit les conditions (quantité de déformation et température) appliquées pour fragiliser l'acier. Il présente aussi le montage développé et mis au point pour fragiliser de grandes éprouvettes d'acier non-standardisées qui ont nécessité des analyses par éléments finis. Le quatrième chapitre présente les courbes de traction obtenues lors des fragilisations. Au cinquième chapitre, les propriétés mécaniques de l'acier fragilisé, soit la ductilité, la résistance à la traction, la limite d'élasticité, la résilience, la ténacité et la résistance à la fatigue propagation sont rapportées et comparées avec les propriétés du même acier déformé de la même quantité mais à une température située à l'extérieure du domaine du bleu, soit 20°C. Finalement, le chapitre 6 présente une discussion générale des résultats obtenus dans le cadre de ce projet.

CHAPITRE 1

REVUE DE LITTÉRATURE

Les métaux sont en général ductiles et c'est là une de leurs caractéristiques principales. Cependant, lorsque ceux-ci sont soumis à certains traitements mécaniques ou conditions d'utilisation, ils peuvent devenir fragiles. Le traitement appliqué dans le cadre de ce mémoire consiste en une prédéformation en tension à une température qui rend l'acier susceptible au vieillissement dynamique. Ce traitement fait intervenir la diffusion d'atomes interstitiels au cours de la prédéformation.

Dans le but de comprendre l'impact de ce traitement sur les propriétés mécaniques subséquentes, il est nécessaire d'étudier, par le biais d'une recherche bibliographique, certains phénomènes liés à la diffusion d'atomes interstitiels dans les aciers à basse teneur en carbone soit: le point d'écoulement, le vieillissement après écrouissage et le vieillissement dynamique. L'emphase est mise sur le vieillissement dynamique parce qu'il traite justement de la diffusion des éléments en insertion au cours de la déformation plastique. Les deux autres phénomènes, expliqués sommairement en guise d'introduction, ont été abordés parce qu'ils sont étroitement liés au vieillissement dynamique.

En plus d'expliquer ces trois phénomènes, ce chapitre met en lumière les connaissances passées et présentes à propos du traitement mécanique qui sera appliqué dans le cadre de cette maîtrise.

1.1 POINT D'ÉCOULEMENT ET VIEILLISSEMENT APRÈS ÉCROUISSAGE

Avant d'aborder l'étude du point d'écoulement et du vieillissement après écrouissage, il est essentiel de faire un rappel sur la nature des éléments en solution solide d'insertion et des dislocations parce qu'ils sont responsables de ces deux phénomènes.

Les atomes en solution solide d'insertion sont des atomes de même nature que la matrice mais dont la taille diffère. Ces atomes trouvent leur place dans des sites entre les atomes du réseau cristallin. À la température ambiante, le réseau cristallin du fer est cubique centré et dans ce type de réseau, deux sites sont disponibles: les sites octaédriques et les sites tétraédriques (figure 1.1).

Figure 1.1: Sites dans le réseau cubique centré a) octaédrique b) tétraédrique (Meyers et Chawla,1984)

Le rayon des sites interstitiels dans le réseau cubique centré est de 0,291R pour le site tétraédrique et de 0,154R pour le site octaédrique. R a une valeur de 0,128nm et représente le rayon atomique du solvant, c'est-à-dire le fer en ce qui nous concerne.

Le diamètre des atomes pouvant se placer dans les interstices du réseau cristallin de la ferrite (un des constituants de l'acier) doit donc être petit, soit de l'ordre de grandeur des sites disponibles. Essentiellement, les atomes qui répondent à ces conditions sont: les atomes d'hydrogène (r = 0,046nm), de carbone (r = 0,077nm), d'oxygène (r = 0,06nm), d'azote (r = 0,071nm) et parfois de bore (r = 0,091nm) (Hall, 1970).

L'insertion d'un atome dans l'un ou l'autre de ces sites génère un champ de déformation élastique parce qu'il nécessite le déplacement d'un certain nombre d'atomes de fer entourant le site. Dans le cas du site octaédrique, l'accommodation pour accueillir l'atome en insertion nécessite le déplacement de deux voisins situés à une distance de a/2 inférieure aux 4 autres voisins. Le réseau cristallin est donc préférentiellement déformé dans la direction <100>, il en résulte une forte distorsion suivant cette direction qui se traduit par une modification du réseau de la forme cubique à la forme quadratique. Dans le cas du site tétraédrique, l'accommodation nécessite le déplacement de tous les plus proches voisins, c'est-à-dire quatre, parce qu'ils sont tous équidistants du centre de l'atome en insertion. Les atomes interstitiels vont donc préférer le site octaédrique bien qu'il soit de plus petite dimension que le site tétraédrique, parce que l'énergie totale de déformation pour avoir accommodation est deux fois moins grande.

Une dislocation est décrite par son caractère qui peut être de type coin, de type vis ou de type mixte. La figure 1.2 suivante schématise une dislocation coin et une dislocation vis dans une structure cubique simple.

a) Dislocation coin b) Dislocation vis

Figure 1.2: Représentation schématique a) d'une dislocation coin et b) d'une dislocation vis dans un cristal cubique simple (Dorlot et al., 1986)

Une dislocation peut être considérée comme étant une ligne dans un cristal le long de laquelle l'arrangement périodique est interrompu. En ce qui concerne les dislocations coin et vis illustrées à la figure précédente, les lignes sont identifiées par les segments AB et CD respectivement. Les dislocations déforment élastiquement le réseau. Dans le cas de la dislocation coin, le réseau au-dessus de la ligne AB est en compression et celui en-dessous, en tension. Dans le cas de la dislocation vis, le réseau est cisaillé parallèlement à la ligne de dislocation.

Point d'écoulement

Le comportement des aciers à basse teneur en carbone sollicités en traction à 20°C peut être représenté par le schéma suivant (figure 1.3).

Figure 1.3: Courbe de traction d'un acier doux à la température ambiante (Hall,1970)

Cette courbe peut être divisée en quatre parties. Le segment AB représente l'allongement élastique. L'apparition de la déformation plastique se traduit par une chute de contrainte (segment BC), appelée point d'écoulement, qui est défini par une limite élastique supérieure (σ_U) et une limite élastique inférieure (σ_L). Après ce décrochement, la courbe présente un palier (segment CD) qui correspond à la déformation hétérogène liée au développement des bandes de Piobert-Lüders. Au delà de ce plateau, la courbe prend l'allure parabolique classique, jusqu'à la striction (segment DE); la rupture se produit en F.

Dès 1940, plusieurs scientifiques (Edwards et al., 1940; Gensamer et al., 1942; Low et Gensamer, 1944; Snoek, 1941) mettent en évidence que le point d'écoulement est associé aux atomes de carbone et d'azote présents en petites quantités dans le matériau. Quelques années plus tard, Cottrell (1948) et Cottrell et Bilby (1949) proposent une première théorie du point d'écoulement, soit la théorie des dislocations. Cette théorie explique le point d'écoulement en terme d'une interaction entre les éléments en solution solide d'insertion et les dislocations présentes dans le fer.

Selon Cottrell et Bilby (1949), les éléments en insertion ont une forte tendance à ségréguer vers les dislocations afin de réduire leurs champs de déformation en la combinant avec les champs de déformation générés par les dislocations vis et coin. Lorsque la teneur en éléments est relativement élevée, une certaine quantité d'entre eux forment une rangée parallèle à la dislocation (figure 1.4). La distance séparant ces éléments de la dislocation est à peu près égale à la valeur du vecteur de Burgers. Les autres éléments sont dispersés autour de la dislocation

Figure 1.4: Partie centrale de l'atmosphère d'atomes interstitiels de carbone entourant une dislocation coin (Meyers et Chawla, 1984)

Ce rassemblement d'éléments, qui ancrent la dislocation, est appelé atmosphère. L'ancrage se traduit par une force d'interaction entre l'atmosphère et la dislocation. Lors d'un essai de traction, une charge externe supérieure à cette force doit être appliquée pour arracher la dislocation de son atmosphère. Suite à ce désancrage, la force chute parce que la force requise nécessaire pour déplacer les dislocations est inférieure à la force nécessaire pour arracher les dislocations des atmosphères.

Au cours des années subséquentes, plusieurs scientifiques (Chaudhuri et al., 1962; Conrad, 1963; Dew-Hughes, 1961; Hahn, 1962; Johnston et Gilman, 1959; Wilcox et Smith, 1964) ont mis en doute un important aspect de la théorie de Cottrell et Bilby (1949), soit le désancrage des dislocations. Ils ont démontré que les dislocations initialement ancrées demeurent ancrées lors de la déformation et que la limite élastique supérieure correspond à la contrainte requise pour créer de nouvelles dislocations mobiles à partir, entre autres, des joints de grains.

Vieillissement après écrouissage

Le vieillissement après écrouissage consiste à déformer un matériau jusqu'à un certain niveau de déformation plastique pour ensuite le décharger et le laisser vieillir. Ce traitement mécanique engendre des changements au niveau des propriétés mécaniques lorsque le matériau est ultérieurement testé. La propriété la plus fréquemment discutée par de nombreux auteurs est la réapparition du point d'écoulement. Les autres propriétés telles que la résistance, la ductilité et la limite d'élasticité évoluent en fonction de la durée et de la température de vieillissement. La figure 1.5 montre un exemple de l'évolution des courbes de traction d'un acier doux.

Figure 1.5: Évolution des courbes contrainte-déformation d'un acier doux associée à une pré-déformation de 4% suivi d'un vieillissement à 60°C pour différentes durées de vieillissement (Wilson et Russell, 1960a)

La réapparition du point d'écoulement s'explique en terme d'une ségrégation des éléments en insertion vers les dislocations qui a lieu au cours du vieillissement. Plus la température de vieillissement est élevée, moins le temps de vieillissement pour avoir réapparition du point d'écoulement est long. La chute de ductilité et l'augmentation de la résistance pour les stades plus avancés de vieillissement sont causées par la difficulté qu'ont les dislocations libres à se mouvoir dans le cristal parmi les dislocations demeurées ancrées suite au vieillissement. En effet, ces dislocations doivent intersecter et passer à travers les dislocations piégées, ce qui nécessite des efforts supérieurs pour poursuivre la déformation plastique. Par ailleurs, la chute de ductilité et l'augmentation de la résistance sont aussi causées par la formation de précipités de carbures et/ou nitrures au cours du vieillissement si la teneur en éléments en insertion est suffisamment élevée. La précipitation a été mise en évidence par le biais du microscope à transmission, entre autres par Keh et Wriedt (1962). La précipitation a été suggérée par de nombreux chercheurs (Baird, 1963; Bilby, 1956; Bullough et Newmann, 1962; Dahl et Lücke, 1954; Fisher et al., 1958; Harper, 1951; Hundy, 1956, 1957; Jones et Owen-Barnett, 1954; Low et Gensamer, 1944; McLennan en 1964; Thomas et Leak, 1955; Wepner, 1957; Wilson et Russell, 1959, 1960 b).

1.2 VIEILLISSEMENT DYNAMIQUE

Certains aciers doux, lorsqu'ils sont déformés dans un domaine de température situé environ entre 150°C et 300°C, présentent un comportement mécanique anormal. Ce domaine de température est communément appelé domaine du bleu parce qu'à ces températures, il y a formation d'un oxyde de coloration bleutée sur la surface de l'acier. Cet oxyde n'est qu'une coïncidence et n'est relié en rien au phénomène lui-même (Adenis et al, 1963). Ce comportement anormal s'explique en terme d'une interaction entre les éléments en insertion et les dislocations, appelée vieillisement dynamique.

Le comportement anormal des aciers, causé par le vieillissement dynamique, a fait et fait toujours l'objet de publications et ce, depuis le début du siècle. Le présent chapitre a pour but de mettre à jour les connaissances sur le sujet.

Cette étude du vieillissement dynamique est répartie sur trois sections distinctes. La section 1.2.1 illustre les anomalies mécaniques rencontrées lorsque certains aciers doux sont déformés, suivant différentes méthodes, dans le domaine du bleu. La section 1.2.2 traite de l'influence de certains paramètres sur les propriétés mécaniques dans le domaine du bleu. Finalement, la section 1.2.3 explique en détails le vieillissement dynamique d'un point de vue métallurgique.

1.2.1 ANOMALIES DANS LE DOMAINE DU BLEU

Un nombre impressionnant d'articles traitent de la déformation des aciers doux dans le domaine du bleu. Au début du XXe siècle, la déformation plastique dans le domaine du bleu n'était étudiée que par le bais de l'essai de traction. Au fils des années, avec le développement des techniques d'essais, la déformation dans le domaine du bleu a été étudiée en utilisant d'autres essais: compression, flexion, fatigue. Tous ces essais ont mis en évidence que, dans le domaine du bleu, il se produit des modifications anormales des propriétés. La présente section a pour but de mettre en relief ces anomalies.

En traction

Il existe un nombre considérable d'études à propos du comportement en traction de l'acier doux dans le domaine du bleu. Le Chatelier (1909) est l'un des premiers scientifiques à avoir observé des anomalies dans ce domaine de température: entre 80°C et 200°C, la résistance ultime et les taux de consolidation ($d\sigma/d\varepsilon$) d'aciers doux augmentent drastiquement. De plus, les courbes de traction présentent des hachures qui varient en amplitude et en fréquence en fonction de la température. La figure 1.6 illustre ce propos.

Les hachures portent le nom d'effet Portevin-Le Chatelier et résultent d'une propagation interrompue des fronts de bandes de Lüders (De Morton, 1973; Dolzhenkov, 1971; Hall, 1952). La propagation de ces bandes laissent des marques

visibles sur la surface polie d'échantillons (Hall, 1952; Keh et al., 1968). Avec l'accroissement de la température, de petites hachures apparaissent premièrement au-delà du plateau de Lüders, elles sont habituellement désignées par "jerky flow" (figure 1.6).

Figure 1.6: Courbes de traction d'un acier doux à différentes températures (Brindley, 1970)

À des températures plus élevées, les hachures au-delà du plateau de Lüders deviennent plus prononcées ("serrated flow") (figure 1.6) et des hachures régulières apparaissent sur le plateau de Lüders ("serrated yielding") (Baird, 1973).

Avec l'apparition des toutes premières hachures, les taux de consolidation commencent à augmenter avec la température. Une fois que la valeur maximale du taux de consolidation est atteinte, les hachures disparaissent sans qu'il y ait réduction simultanée des taux de consolidation. La diminution des taux a lieu à une température un peu plus élevée (Baird, 1973).

En plus de ces effets, le vieillissement entraîne une baisse anormale de la ductilité, donc une apparition de fragilité, qui est communément appelé "fragilité au bleu". La figure 1.7 illustre la chute anormale de cette propriété et de la réduction de

section en fonction de la température. Ces valeurs ont été obtenues d'après les courbes de traction de la figure 1.6.

Figure 1.7: Variations des propriétés mécaniques en fonction de la température a) allongement à la rupture b) allongement uniforme c) réduction de la section (Brindley, 1970)

Ces deux figures laissent suggérer d'une part, que l'amplitude maximale des hachures est associée à la ductilité minimale et au taux de consolidation maximal. Ces relations ont aussi été observées et mentionnées par Lanteigne et Dugré (1990) et Takeyama et Takahashi (1973). D'autre part, ces figures suggèrent aussi que la résistance ultime et la réduction de section atteignent leurs valeurs maximales et minimales respectives à une température identique et supérieure à celle où la ductilité atteint sont minimum, soit 250°C. Cette dernière observation a aussi été notée par plusieurs auteurs (Adenis et Blanchard, 1963; Bergström et Roberts, 1971; Keh et al., 1968; Kenyon et Burns, 1940; Reinhold, 1917).

En compression

Un nombre beaucoup plus restreint de scientifiques ont étudié l'effet d'une déformation en compression dans le domaine du bleu. Les travaux de Tanaka et Ishikawa (1974) mettent en lumière que les changements de propriétés mécaniques de l'acier doux en compression sont très similaires à ceux obtenus lors d'essais de traction. La figure 1.8 présente l'évolution de la contrainte à 5, 10 et 15% de déformation plastique en fonction de la température pour une vitesse de déformation de $1{,}4 \times 10^{-3}$/s.

Figure 1.8: Variation de la contrainte en fonction de la température pour un acier doux (Tanaka et Ishikawa, 1967)

Ces auteurs notent des hachures dans la gamme de température située entre 100°C et 200°C. Sur la figure 1.8, elles sont représentées sous la forme d'une courbe dédoublée, où les segments supérieur et inférieur représentent respectivement

l'amplitude maximale et minimale des hachures. Ils observent aussi des contrainte anormalement élevées entre 100 et 300°C.

En torsion

Tout comme la déformation en compression, la déformation en torsion dans le domaine du bleu n'a pas été le sujet de nombreuses publications. Les travaux de Mima et Inoko (1969) mettent en relief que les changements de propriétés en torsion sont très similaires à ceux obtenues en traction et en compression. La figure 1.9 illustre la contrainte et la déformation à la rupture en fonction de la température.

Figure 1.9: Variation de la contrainte et de la déformation à la rupture en torsion en fonction de la température pour un acier doux (Mima et Inoko, 1969)

Ces figures montrent qu'à 400°C, la contrainte de cisaillement augmente anormalement et la déformation à la rupture est minimale.

En fatigue endurance

Les trois sections précédentes ont mis en évidence les anomalies mécaniques qui se produisent lorsque les aciers doux sont déformés statiquement dans le domaine du bleu. La présente section ainsi que la suivante montrent qu'il se produit aussi des anomalies lorsque les aciers doux sont déformés en fatigue dans le domaine du bleu.

Gladkovskiy et Dekhovich (1971) et Lalonde et Lanteigne (1992) observent une augmentation spectaculaire de la vie en fatigue. En ce qui concerne les travaux de Lalonde et Lanteigne (1992), figure 1.10, la limite d'endurance à 260°C est voisine de 240 MPa soit environ 2,2 fois celle à la température de la pièce, qui est de 109 MPa. Pour les deux températures d'essai, il y a une différence dans la pente de la courbe dans le domaine de l'endurance limitée (figure 1.10).

Figure 1.10 : Courbe d'endurance de l'acier A-516 gr.70 à la température de la pièce et à 260°C (Lanteigne et Lalonde, 1992)

Par ailleurs, les travaux d'autres chercheurs (Baird, 1963; Tapsell et Clenshaw, 1927; Forrest, 1962; Ivanova et al., 1965; Kawamoto et al., 1965; Lozinskiy et al., 1967; Uhlemann, 1935) montrent clairement qu'en fonction de la température, la résistance à la fatigue endurance atteint une valeur maximale dans le domaine du bleu. En dehors de ce domaine, la résistance diminue progressivement (figure 1.11).

Figure 1.11: Variation de la résistance à la fatigue en flexion en fonction de la températures (Forrest, 1962 [6] et Uhlemann, 1935 [4])

Cette figure met en évidence que les deux aciers présentent une crête dans le domaine de température située entre 550K (277°C) et 650K (377°C) qui est similaire à celle obtenue lors d'essais statiques.

En fatigue oligocyclique

Coffin (1965), Lozinskiy et al. (1967) et Pohl et al. (1981) montrent que le nombre de cycles à la rupture d'un acier doux augmente en fonction de la température pour devenir maximal dans le domaine du bleu et rediminue une fois cette gamme de température passée (figure 1.12).

Figure 1.12: Variation de la vie en fatigue d'un acier doux en fonction de la température et de l'amplitudes de contrainte (Pohl et al., 1981)

Aussi, il est noté que dans le domaine du bleu, la région plastique des boucles d'hystérésis affiche l'effet Portevin-Le Chatelier (figure 1.13). Ces hachures indiquent qu'en fatigue, il y a aussi déformation plastique non-homogène.

Figure 1.13: Boucles d'hystérésis d'un acier doux déformé en fatigue à 370°C (Abdel-Raouf et al., 1973)

Par ailleurs, il est observé que le taux de propagation de fissure, dans le domaine de la fatigue oligocyclique, varie anormalement dans le domaine du bleu (figure 1.14).

(a) (b)

Figure 1.14: (a) Variation de la longueur de fissure en fonction du nombre de cycles et (b) taux de propagation de fissure en fonction de la température (Taira et al., 1976)

Ces deux figures montrent que le taux de propagation augmente en fonction de la température pour devenir maximal dans le domaine du bleu (300°C) et rediminue une fois cette gamme de température passée.

Ténacité

Certains auteurs (Amar et Pineau, 1985; Jung et Morty, 1988; Marshall et al., 1990; Miglin et al., 1985) ont rapporté que plusieurs aciers présentaient une perte de ténacité dans le domaine du bleu. La figure 1.15 illustre un exemple de la fluctuation de cette propriété en fonction de la température.

Figure 1.15: Variations de J_{IC} en fonction de la température (Miglin et al., 1985)

En ce qui concerne l'acier A 106 gr.C, ces auteurs observent une ténacité minimale à 200°C. Dans le cas de l'acier A 516 gr.70, la ténacité ne semble pas avoir atteint sa valeur minimale à une température de 290°C.

Dureté

Finalement, il a été noté, par le biais des travaux de Sauveur (1931) que le domaine du bleu entraînait une variation des valeurs de dureté (figure 1.16).

Figure 1.16: Variation de la résistance ultime et dureté Brinell en fonction de la température (Kenyon et Burns, 1940)

Cette figure montre que la dureté fluctue de manière semblable à la résistance ultime, c'est-à-dire que la dureté décroît légèrement pour ensuite augmenter et atteindre un maximum autour de 350°C.

En résumé, cette section met en lumière que dans le domaine du bleu, les aciers doux exhibent un comportement mécanique anormal. La résistance et la dureté augmentent, la ductilité et la ténacité chutent, la vie en fatigue et le taux de propagation de fissure s'accentuent et il y a apparition de l'effet Portevin-Le Chatelier. La section suivante identifie quelques paramètres qui ont une influence sur ces propriétés mécaniques dans le domaine du bleu.

1.2.2 PARAMÈTRES QUI INFLUENCENT LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DANS LE DOMAINE DU BLEU

À la section précédente, les anomalies mécaniques apparaissant lorsqu'un acier doux est déformé dans le domaine du bleu ont été mises en relief. La présente section traite de l'influence de trois paramètres sur ces propriétés mécaniques. Les trois paramètres en question sont:

- La vitesse de déformation;
- Les éléments en insertion;
- Les éléments d'addition en présence du carbone.

Dans les paragraphes suivants, pour chaque paramètre, une liste des auteurs ayant traité de leur influence est fournie et une description de leur influence est donnée par le biais d'exemples tirés de la littérature.

Vitesse de déformation

La section précédente a mis en lumière que le domaine du bleu se situe approximativement entre 150 et 300°C. La présente section montre que les propriétés mécaniques dans le domaine du bleu sont influencées par la vitesse de déformation, en ce qui concerne les essais statiques et par la fréquence, en ce qui concerne les essais dynamiques.

Le tableau 1.1 identifie les auteurs qui ont noté une influence de la vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques dans le domaine du bleu.

Tableau 1.1: Liste des auteurs qui ont étudié l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement mécanique de l'acier doux

Références	Type d'essais				
	Traction	Compression	Torsion	Fatigue	Résistance à l'impact
Abdel-Raouf (1973)				x	
Baird (1963)				x	
Clough et al. (1968)					
Dolzhenkov (1967)	x				
Elam (1938)					
Forrest (1957-1962)				x	
Greaves et Jones (1925)	x				
Itihari (1936)			x		
Keh et al. (1968)	x				
Kim et Kang (1990)	x				
Lampman et Zorc (1990)	x				
Le Chatelier (1909)	x				
Li et Leslie (1978)	x				
Lozinsky et al. (1967)				x	
Mima et Inoko (1969)			x		
Nadai et Manjoine (1941)	x				
Ohwue et al. (1985)	x				
Quinney (1934)					
Romaniv et al. (1975)	x				
Tanaka et Kinoshita (1967)		x			
Tapsell et Clenshaw (1935)					x
Weidig et al. (1995)	x				

Premièrement, il est observé que les propriétés mécaniques anormales apparaissant dans le domaine du bleu sont décalées vers des températures plus élevées lorsque la vitesse de déformation ou la fréquence augmente et vers des températures plus basses lorsque la vitesse de déformation ou la fréquence diminue.

La figure 1.17 suivante illustre un exemple de l'influence de ce paramètre lorsqu'un acier doux est déformé en traction.

Figure 1.17: Variation de la résistance ultime et allongement total en fonction de la température (Nadai et Manjoine, 1941)

Cette figure montre que lorsque la vitesse de déformation est de l'ordre de 10^{-4} sec^{-1}, les valeurs anormalement élevées de résistance ultime et les valeurs anormalement basses de la ductilité apparaissent autour de 250°C et 200°C. Lorsque la vitesse de déformation s'accroît, la température associée à cette crête de résistance et à cette crête de ductilité apparaît à des températures de plus en plus élevées, soit environ 500°C pour une vitesse de 600/s .

Des essais de fatigue oligocyclique effectués sur un acier doux ont montré que dans le domaine du bleu, la fréquence influence le nombre de cycles à la rupture (figure 1.18).

Figure 1.18: Influence du taux de déformation sur les courbes d'amplitude de contrainte d'un acier doux en fonction du nombre de cycles (le taux de déformation est lié à la fréquence par la relation $\dot{\phi} = 2f\Delta\varepsilon$) (Abdel-Raouf et al., 1973)

En effet, l'accroissement de la fréquence entraîne une augmentation du nombre de cycles à la rupture. À l'extérieur de cette gamme de température, le nombre de cycles à la rupture est très peu sensible à la fréquence. En plus, cette figure met en évidence que, dans le domaine du bleu, l'augmentation de la fréquence entraîne une diminution de la contrainte cyclique (sensibilité négative). En dehors de ce domaine, à des températures supérieures ou inférieures à 370°C, l'inverse se produit. Cette sensibilité négative, dans le domaine du bleu, apparaît aussi lors d'essais statiques (Lou et Northwood, 1994).

En résumé, l'augmentation de la vitesse de déformation ou de la fréquence entraîne un décalage du domaine du bleu vers des températures plus élevées. Aussi, le nombre de cycles à la rupture est sensible à la fréquence seulement dans le domaine du bleu et la contrainte à saturation diminue avec une augmentation de la fréquence.

Éléments en insertion

Plusieurs études mettent en évidence que les propriétés mécaniques dans le domaine du bleu dépendent de la teneur en éléments d'insertion. Une attention particulière a été portée sur les atomes de carbone et d'azote parce qu'ils forment avec la ferrite des solutions solides d'insertion.

Le tableau 1.2 présente un relevé de quelques auteurs qui ont étudié l'influence du carbone ou de l'azote ou une combinaison des deux sur le comportement mécanique d'aciers doux dans le domaine du bleu.

Tableau 1.2: Liste des auteurs qui ont étudié l'influence des éléments en insertion sur le comportement mécanique de l'acier doux

Références	Eléments étudiés			Type d'essai	
	C	N	C+N	Traction	Fatigue
Adenis et Blanchard (1963)	x			x	
Baird et MacKenzie (1964)		x		x	
Bratina et al. (1968)	x			x	
Brindley et Barnby (1966)		x		x	
Coffin (1965)		x			x
Keh et al. (1968)			x	x	
Li et Leslie (1978)	x	x		x	
Murty (1984)			x	x	
Ohwue et al. (>=1985)			x	x	
Oono (1974)		x		x	
Takeyama et Takahashi (1973)	x			x	
Tapsell (1931)	x			x	
Wilson et al.(1959)					

Il est montré que l'augmentation anormale de la contrainte dans le domaine du bleu est supprimée si la quantité d'atomes de carbone et/ou d'azote en solution est très faible (figure 1.19).

Figure 1.19: Variation de la contrainte associée à 10% de déformation en fonction de la température (Baird et MacKenzie, 1964)

Cette figure montre bien que sans l'azote, il y a disparition des valeurs de contrainte anormalement élevées. Il ressort également qu'une augmentation de la teneur en atomes de carbone et/ou d'azote entraîne de multiples perturbations sur les propriétés mécaniques. La figure 1.20 illustre certaines perturbations en ce qui concerne les essais de traction. L'augmentation de la teneur en éléments en insertion entraîne un décalage du domaine du bleu vers les basses températures. Par exemple, dans le cas de l'acier C, qui a la concentration la plus faible d'éléments en insertion, les premières hachures distinctes débutent à 150°C et se termine à 300°C. En ce qui concerne le même acier mais ayant une teneur en éléments d'insertion très supérieure, soit A, les hachures apparaissent à 50°C et disparaissent à 250°C.

(a) 0.025%C et 0.0014%N

(b) 0.006%C et 0.0007%N

(c) 0.003%C et 0.0007%N

Figure 1.20: Courbes contrainte-déformation (Takeyama et Takahashi, 1973)

Par ailleurs, l'augmentation de la teneur en éléments d'insertion provoque une augmentation de l'amplitude et de la fréquence des hachures et produit une consolidation plus importante.

En résumé, cette section met en évidence que l'absence ou plutôt l'infime quantité d'éléments en insertion permet d'atténuer les anomalies normalement présentes dans le domaine du bleu. Par contre, une augmentation de la teneur en éléments en insertion accentue les effets dans le domaine du bleu et entraîne un décalage du domaine du bleu vers les plus basses températures.

Éléments en substitution

Plusieurs auteurs remarquent que les propriétés mécaniques dans le domaine du bleu peuvent être altérées si l'acier doux contient une quantité suffisante d'éléments en solution solide de substitution. Ces auteurs sont présentés au tableau 1.3.

Tableau 1.3: Liste des auteurs qui ont étudié l'influence des éléments d'addition sur le comportement mécanique de l'acier doux

Références	Éléments en solution solide de substitution										
	Al	Ti	Al + Ti	Mn	Cr	W	Mo	B	V	Zr	Si, Ni, Pt, Re, Rh
Adenis et Blanchard (1936)		x				x			x		x
Baird (1971)					x		x				
Baird et Jamieson (1963)	x										
Baird et MacKenzie (1964)				x							
Bratina et al. (1968)				x							
Epstein et al. (1950)									x		
Fedora (1971)							x				
Glen (1953)				x			x				
Glen (1957)	x	x		x	x	x	x		x		x
Glen et al. (1963)	x										
Kenyon et Burns (1934b)			x								
Lampman et Zorc (1990)								x	x	x	
Leslie et al. (1973)	x										x
Li et Leslie (1978)				x							
van Wert (1931)			x								
Wilson (1961)	x										

Les conclusions générales que l'on peut tirer de ces travaux sont les suivants. Premièrement, si certains éléments sont ajoutés à l'acier, il se produit une suppression presque totale du comportement mécanique anormal dans le domaine du bleu. La figure 1.21 illustre les différences entre un acier à basse teneur en carbone et un autre ayant la même composition chimique mais ayant reçu un traitement de stabilisation (ajout de

0,06% Ti et de 0,04% Al, suivi d'une normalisation à 640°C et d'un refroidissement lent).

Figure 1.21: Courbes de traction pour deux aciers à basse teneur en carbone, l'un stabilisé et l'autre non stabilisé (Kenyon et Burns, 1934b)

Cette figure montre que l'acier non stabilisé présente des anomalies dans le domaine du bleu tandis que l'acier stabilisé ne présente aucune de ces anomalies. La figure 1.22 met encore plus en évidence l'effet de cette stabilisation en présentant la résistance ultime en fonction de la température.

Figure 1.22: Effet de la température sur la résistance ultime pour deux aciers au carbone, l'un stabilisé et l'autre non stabilisé (Kenyon et Burns, 1934b)

Ces résultats révèlent clairement que l'ajout de titane et d'aluminium supprime complètement les anomalies mécaniques normalement présentes dans le domaine du bleu.

Deuxièmement, il a été démontré que l'ajout de certains éléments tels que: Ni, Pt, Re, Rh et Si n'affecte pas les propriétés mécaniques dans le domaine du bleu.

Troisièmement, l'ajout de certains éléments fait apparaître une deuxième fragilité dans un domaine de températures supérieures au domaine du bleu. La température d'apparition de cette deuxième crête dépend de l'élément en substitution présent dans l'acier (500°C pour le manganèse, 600°C pour le tungstène et > 700°C pour le vanadium et le titane) (Adenis et Blanchard, 1963). La figure 1.23 illustre l'influence du chrome sur les propriétés en traction d'un acier doux.

Figure 1.23: Influence de la teneur en chrome sur la ductilité d'aciers à basse teneur en carbone à haute température (Glen, 1957)

En plus de montrer les effets bénéfiques du chrome sur la ductilité dans le domaine du bleu, entre 100 et 200°C, cette figure met en évidence l'apparition d'une deuxième crête à des températures supérieures, c'est-à-dire autour de 500°C. Cette dernière acquiert de l'ampleur en fonction de la teneur en chrome.

En résumé, cette section montre que les éléments d'addition peuvent réduire, voire même éliminer les anomalies mécaniques observées dans le domaine du bleu. D'autre part, certains éléments entraînent l'apparition d'une crête additionnelle à des températures supérieures au domaine du bleu. L'explication de cette seconde crête ne sera pas abordée car elle dépasse le cadre de cette revue de littérature.

L'étude de l'influence de différents paramètres est en quelque sorte une première méthode pour tenter d'expliquer pourquoi des anomalies apparaissent dans le domaine du bleu. La section suivante se consacre exclusivement à identifier et à expliquer les mécanismes responsables de ces anomalies dans le domaine du bleu.

1.2.3 EXPLICATIONS DU VIEILLISSEMENT DYNAMIQUE

Selon de nombreux auteurs, toutes les anomalies mécaniques présentées à la section 1.2.1 découlent d'un même phénomène métallurgique, soit le vieillissement dynamique qui, au début du siècle et pendant plusieurs années, était désigné par le terme "fragilité au bleu". Le terme "fragilité au bleu" a graduellement été remplacé, dans la littérature, par le terme "vieillissement dynamique" à la suite de découvertes métallurgiques.

Ces découvertes ont été obtenues par le biais de diverses méthodes telles que l'évaluation d'énergies d'activation et l'observation de la sous-structure des dislocations à l'aide du microscope à transmission.

La présente section met à jour ces découvertes, plus précisément cette section éclaircit, à l'aide de la littérature, les phénomènes métallurgiques qui sont responsables des anomalies mécaniques observées dans le domaine du bleu.

Énergie d'activation

La section 1.2.2 a mis en lumière que les anomalies mécaniques associées au domaine du bleu pouvaient se produire à l'extérieur de ce domaine par le biais d'une variation de la vitesse de déformation. L'influence de la vitesse de déformation sur la température a de nombreuses fois été décrite en terme d'une relation de type Arrhénius:

$$\dot{\varepsilon} = C\exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$$

où Q représente l'énergie d'activation associée à un phénomène observé qui se manifeste à une température donnée dans le domaine du bleu.

Par exemple, Cottrell (1953b), en se basant sur les expériences de Manjoine (1944), déduit pour différentes vitesses de déformation, $\dot{\varepsilon}$, la température minimale, T_{min}, d'apparition des hachures sur les courbes de traction:

$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})	$1,4x10^{-5}$	$8,3x10^{-3}$	5
T_{min} (K)	330	410	620

À la lumière de ces résultats, il lie ces deux paramètres par une équation de type Arrhénius en considérant $C=10^{7}$ s^{-1}. Graphiquement, il détermine l'énergie d'activation associée à l'apparition des hachures en calculant la pente de la courbe présentant le $\ln \dot{\varepsilon}$ en fonction de $1/T_{min}$. Il obtient une énergie de 18200 cal mol^{-1}. Le tableau 1.4 présente les énergies d'activation, obtenues d'après des relations de type Arrhénius, associées à différents phénomènes qui se manifestent dans le domaine du bleu.

Tableau 1.4: Énergies d'activation

Phénomène observé	Références	Composition (%poids)			Énergie d'activation Q (cal/mol)
		C	N	Mn	
Apparition des hachures	Manjoine (1944)	Acier bas carbone			18200
	Nabarro (1948)	Acier bas carbone			20100
	Cottrell (1953b)	Acier bas carbone			18200
	Sleeswyck (1960)	0,014	0,018	-	19000
	Lean (1961)	0,07	0,013	0,43	21000
	Kinoshita et al. (1965)	0,27	0,0076	0,34	19800
	Blakemore et Hall (1966)	0,06	0,002	0,38	20100
	Siegel (1966)	0,06	0,004	0,39	24600
	Keh et al. (1968)	0,035	0,003	0,36	19000-20000
Disparition des hachures	Kinoshita et al. (1965)	0,27	0,0076	0,34	36500
	Siegel (1966)	0,14	0,004	0,58	31000
	Siegel (1966)	0,06	0,004	0,39	40000
	Keh et al. (1968)	0,035	0,003	0,36	30500
Ductilité minimale	Dolzhenkov (1967)	≈0,5	-	≈0,5	28662
Résistance maximale en traction	Manjoine (1944)	Acier bas carbone			34000
	Kinoshita et al. (1965)	0,27	0,0076	0,34	36500
	Mima et al. (1969)	Acier bas carbone			33000
Résistance maximale en fatigue	Forrest (1957)	Acier bas carbone			40000

Ce tableau met en lumière qu'il existe une bonne concordance entre les différents résultats. L'énergie d'activation associée à l'apparition des hachures, est d'environ 20000 cal/mol tandis que les énergies d'activation associées aux quatre autres paramètres se situent entre 28662 et 40000 cal/mol. En ce qui concerne l'énergie d'activation associée aux hachures, en tenant compte des erreurs expérimentales, elle correspond à l'énergie d'activation requise pour avoir diffusion des atomes de carbone et/ou d'azote dans le fer, soit respectivement 20100 et 18200 cal/mol (Wert, 1950a et b). Ceci signifie que l'apparition des hachures est contrôlée par la diffusion des atomes de carbone et/ou d'azote dans la ferrite (Kim et Kang, 1990).

En ce qui concerne les autres effets mécaniques anormaux, malgré que leurs énergies soient supérieures à celles de la diffusion des éléments en insertion, ils sont quand même associés à cette dernière (Keh et al., 1968). Selon Baird (1971), un mécanisme similaire doit être à l'origine de la résistance maximale en traction et en fatigue puisque leurs énergies d'activation sont voisines.

La prochaine section explique le rôle joué par ces atomes, carbone et d'azote, dans le domaine du bleu.

Mécanismes d'interaction

En se basant sur les théories développées pour expliquer le point d'écoulement et le vieillissement dynamique, plusieurs chercheurs, dont la plupart sont mentionnés au tableau 1.4, ont conclu que la déformation dans le domaine du bleu faisait intervenir une

fois de plus l'interaction entre les éléments en insertion et les dislocations. Mais, contrairement au

vieillissement après écrouissage, l'interaction avait lieu de façon répétée au cours de la déformation. Cette interaction a été nommée vieillissement dynamique: "vieillissement" parce qu'elle fait intervenir la diffusion et "dynamique" parce que la diffusion a lieu au cours de la déformation.

Dans le domaine du bleu, la vitesse moyenne de déplacement des dislocations est à peu près égale au taux de diffusion des éléments en insertion (Adenis et Blanchard, 1963; Pohl et al., 1981; Simon et al., 1964). La vitesse de déplacement des dislocations est contrôlée par la vitesse de déformation et le taux de diffusion est contrôlé par la température.

Le vieillissement peut se produire pour n'importe quelle vitesse de déformation en autant que l'apport thermique soit suffisant pour permettre aux éléments en insertion de diffuser à une vitesse semblable à celle des dislocations (Dolzhenkov, 1967; Keh et al., 1968). Si l'apport thermique est insuffisant, les éléments en insertion ne seront pas capable de rattraper les dislocations (Dolzhenkov, 1967; Keh et al., 1968; Takeyama et Takahashi, 1973). À l'inverse, si l'apport thermique est trop important, les éléments en insertion seront trop mobiles pour interagir efficacement avec les dislocations (Baird, 1973; De Morton, 1973; Forrest, 1962; Nabarro, 1948).

Par ailleurs, l'apport thermique nécessaire pour que la vitesse de diffusion des éléments en insertion soit à peu près égale à la vitesse des dislocations dépend de la

teneur en éléments d'insertion. En effet, plus la teneur en éléments d'insertion est élevée, plus les distances que doivent parcourir ces éléments pour rejoindre les dislocations seront écourtées. En conséquence, l'apport thermique requis pour avoir interaction va diminuer

et le vieillissement dynamique va débuter à une température inférieure (Bratina et al., 1968; Keh et al., 1968). Le vieillissement dynamique dépend donc d'au moins trois paramètres: la vitesse de déformation, la température et la teneur en éléments en insertion.

Sachant que le vieillissement dynamique est attribuable à une interaction entre les dislocations et les éléments en insertion, il s'agit maintenant d'expliquer de manière plus détaillée les mécanismes précis de cette interaction. D'après la littérature, le vieillissement est attribuable au piégeage des dislocations par les éléments en insertion au cours de la déformation plastique (Leslie et Keh, 1965; Dolzhenkov et Lotsmanova, 1970). L'intensité du piégeage dépend de la concentration des éléments en insertion. Plus la concentration est élevée, plus l'interaction est forte et par conséquent plus l'intensité des anomalies mécaniques sera importante (Takeyama et Takahashi, 1973).

Dans le domaine du bleu, le piégeage s'effectue suivant divers mécanismes (Baird, 1963):

- le mécanisme de Snoek;
- le mécanisme de Cottrell;
- la précipitation;
- le mécanisme de Cottrell et Jawson.

Le mécanisme de Snoek est possible lorsque le soluté déforme le réseau cristallin préférentiellement dans une direction, ce qui est le cas du carbone dans le fer (voir section 1.1). Ce mécanisme se traduit par une mise en ordre (à courte distance) des solutés dans le champ de déformation autour de la dislocation (Klein et Reid, 1964; Schoeck, 1956; Schoeck et Segger, 1959; Wilson et al., 1959). La mise en ordre des éléments en insertion dans les champs de déformation des dislocations provoque l'ancrage de ces dernières par les solutés.

Le mécanisme de Cottrell implique la ségrégation d'éléments en insertion vers les dislocations et la formation d'atmosphères autour de ces dernières (des explications plus détaillées ont été fournies à la section 1.1). Ce mécanisme peut être éliminé si des éléments d'addition tels que le Mn, Cr, Ta, Mo, Nb, Al, V et Ti sont présents en solution en quantité suffisante dans l'acier. Les éléments en insertion préfèrent les sites situés près de ces éléments plutôt que les sites où ils sont entourés d'atomes de fer (Gouzou et al., 1972). La présence des éléments d'addition favorise la précipitation de carbures et/ou de nitrures au détriment de la ségrégation des éléments en insertion vers les dislocations. En conséquence, la présence des éléments d'addition en quantité suffisante réduit la quantité d'éléments en insertion et entraîne la diminution voire même la disparition des anomalies dans le domaine du bleu (Adenis et Blanchard, 1963; Baird et Jamieson, 1972; Bratina et al., 1968; Gouzou et al., 1972; Jaoul, 1965).

Le piégeage des dislocations peut aussi être attribuable à une précipitation cohérente avec le réseau ferritique. En effet, le carbone ou l'azote peut précipiter sous forme de fins carbures de fer ou de nitrures de fer ou d'aluminium le long des dislocations (Allen et Forrest, 1961; Bergström et Roberts, 1971; Blakemore, 1966).

Selon Brindley et Barnby (1966), la précipitation n'est pas un mécanisme nécessaire pour qu'il y ait apparition des anomalies mécaniques dans le domaine du bleu. Selon Lanteigne et Dugré (1990), la précipitation est plus susceptible de se produire pour un acier refroidi rapidement depuis le domaine austénitique (solution sursaturée) que pour un acier normalisé.

Finalement, le mécanisme de Cottrell et Jawson s'explique en terme d'une résistance à l'avancement qu'exercent les atmosphères en mouvement sur les dislocations mobiles (Baird et Jamieson, 1966; Cottrell et Jawson, 1949).

Selon Baird (1973), ces quatre mécanismes apparaissent successivement en fonction de la température. Il y a premièrement apparition du mécanisme de Snoek qui agit sur les dislocations mobiles. Ce piégeage entraîne l'apparition des premières petites hachures "jerky flow" (Roberts et Owen, 1970). Ce type de piégeage ne peut cependant être responsable de l'augmentation des taux de consolidation (lors d'un essai de traction) parce qu'il n'empêche pas complètement le déplacement des dislocations (Baird, 1971; Klein et Reid, 1964). Deuxièmement, il y a apparition du mécanisme de Cottrell qui agit sur les dislocations temporairement immobilisées. Ce second type de piégeage provoque l'augmentation initiale du taux de consolidation. Le mécanisme de Cottrell agit par la suite, à des température plus élevées, sur les dislocations mobiles provoquant une augmentation plus spectaculaire des taux de consolidation et de l'effet Portevin-Le Chatelier (Klein et Reid, 1964; Bergstrom et Roberts, 1971; Baird, 1973).

Troisièmement, si la teneur en éléments en insertion est suffisante, il y a apparition de précipités de carbures et/ou nitrures le long des dislocations. La présence

du phénomène de précipitation semble provoquer plusieurs effets. Brindley et Barnby (1966) mentionnent que la précipitation permet d'obtenir des taux de consolidation élevés alors que l'effet Portevin-Le Chatelier tend à disparaître. Allen et Forrest (1961) mentionnent que la présence de précipités finement dispersés semble être l'un des plus importants facteurs (en plus du piégeage des dislocations par les atomes de carbone et d'azote) pour expliquer l'augmentation de la résistance à la fatigue. Dolzhenkov (1971) et Lanteigne et Dugré (1990) mentionnent que la précipitation serait responsable des valeurs anormalement élevées de résistance alors qu'il y a restauration progressive de la ductilité. Takeyama et Takahashi (1973) indiquent que la précipitation serait responsable de la présence d'une seconde crête de résistance à 250°C.

Quatrièmement, il y a apparition du mécanisme de Cottrell-Jawson qui agit sur les dislocations mobiles. Ce mécanisme, selon Klein et Reid (1964) et Hall (1970) n'est pas responsable de l'augmentation marquée des taux de consolidation. Ce mécanisme est plutôt associé à l'amoindrissement progressif des effets du vieillissement dynamique.

Cette section a mis en lumière, d'une part, qu'un phénomène d'interaction dynamique, communément appelé vieillissement dynamique, agit dans le domaine du bleu. D'autre part, dans ce domaine, il y a manifestation de plusieurs mécanismes d'interaction en fonction de la température. La section suivante, en plus d'apporter des confirmations quant aux théories élaborées dans cette section, fournit des informations additionnelles quant à la sous-structure des aciers doux déformés dans le domaine du bleu.

Observation au microscope à transmission

Le microscope à transmission a été d'une grande utilité pour éclaircir l'effet d'une déformation dans le domaine du bleu. La section précédente a mis en évidence que les éléments en insertion piégeaient les dislocations au cours de la déformation plastique. Ce piégeage engendre l'immobilisation des dislocations dans le réseau. Ces dislocations immobilisées agissent à titre d'obstacle et nuisent au déplacement des dislocations mobiles (Dolzhenkov, 1971; Sleeswyk, 1958). Ceci implique qu'en plus de l'interaction des dislocations au cours de la déformation plastique, il y a réduction de la quantité de dislocations mobiles causée par le piégeage. L'interaction des dislocations entre elles se traduit par une augmentation de la contrainte d'écoulement pour que la déformation plastique se poursuive à vitesse constante (Bratina et al., 1968; Dorlot et al., 1986; Sleeswyk, 1958). La réduction de la quantité de dislocations mobiles se traduit par des chutes de charge. Lors de ces chutes, il y a émission de nouvelles dislocations à partir de sources de Frank-Reid telles que: les joints de grains, les agrégats de cémentites, etc... (Abdel-Raouf et al., 1973; Baird, 1971; Bergstrom et Roberts, 1971; Dolzhenkov, 1971; Dolzhenkov et Lotsmanova, 1970; Keh et al., 1968; Leslie, 1986; Sleeswyk, 1958; Wilcox et Smith, 1964). Ces nouvelles dislocations, libres d'atmosphères, vont se déplacer rapidement dans le cristal et vont se multiplier, ce qui va engendrer des écoulements plastiques très localisés (Baird, 1973). Toutefois, ces nouvelles dislocations mobiles vont se déplacer librement seulement pour une courte durée; elles devront intersecter ou contourner des obstacles sur leur passage et par la suite, elles seront piégées. D'autres chutes de charge seront nécessaires pour rétablir la quantité de dislocations nécessaires à la poursuite de la déformation plastique.

La génération répétée de dislocations se traduit concrètement par une augmentation de la densité des dislocations et par l'apparition de l'effet Portevin-Le Chatelier (Bergstrom et Roberts, 1971; Hahn, 1962; Johnston et Gilman, 1959; Keh et Leslie, 1963; Wilcox et Rosenfield, 1966).

Les deux équations suivantes traduisent le lien existant entre la génération de dislocations et l'apparition de chutes de charge:

$$\dot{\varepsilon} = b\rho\bar{v}; \qquad \bar{v} = \left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^m$$

où b, ρ, $\bar{v}$, σ, σ_0 et m représentent respectivement, le vecteur de Burgers des dislocations, la densité des dislocations mobiles, la vitesse moyenne des dislocations, la contrainte appliquée, une constante du matériau et un exposant qui varie entre 2 et 100 pour différents matériaux cristallins. Lorsqu'il y a génération soudaine de dislocations, la vitesse moyenne des dislocations doit diminuer pour maintenir une vitesse de déformation constante. Une diminution de cette vitesse implique une chute de contrainte. Puisque chaque hachure correspond à un apport supplémentaire de dislocations, le nombre de dislocations doit nécessairement être proportionnel à l'intensité de l'effet Portevin-Le Chatelier. Brindley et Barnby (1966), par le biais du microscope à transmission, ont évalué la densité de dislocations d'un acier doux après 5% de déformation plastique à différentes températures. Les figures 1.24 et 1.25 illustrent respectivement les courbes de traction d'un acier doux déformé à une vitesse de $1{,}33 \times 10^{-4}$ sec^{-1} et les densités des dislocations associées à une déformation plastique de 5%.

Figure 1.24 : Courbes contrainte-déformation d'un acier doux (Brindley et Barnby, 1966)

Figure 1.25 :Densité de dislocations dans un acier doux, après 5% de déformation plastique, en fonction de la température (Brindley et Barnby, 1966)

Ces figures montrent, d'une part, que l'intensité de l'effet Portevin-Le Chatelier concordent avec la densité des dislocations: Plus la densité des dislocations est élevée, plus l'effet Portevin-Le Chatelier est important. L'augmentation de la densité de dislocations à 400°C alors que le niveau de contrainte associé à 5% de déformation est similaire à celui à 300°C n'est pas expliqué par ces auteurs. La variation de la densité

similaire à celui à 300°C n'est pas expliqué par ces auteurs. La variation de la densité avec la température a aussi été observée par d'autres chercheurs (Baird et MacKenzie, 1964; Bever, 1986; Keh et Leslie 1963; Leslie 1986; Wilcox et Smith 1964). D'autre part, ces deux figures montrent que la densité des dislocations varie de pair avec le taux de consolidation, $d\sigma/d\varepsilon$, pour toute température à l'exception de 400°C.

Par ailleurs, il a été mis en relief par Takeyama et Takahashi (1973) que la densité des dislocations, dans le domaine du bleu, est proportionnelle à la concentration en éléments d'insertion. Plus la teneur est élevée, plus la densité des dislocations est élevée. En plus de montrer une augmentation de la densité des dislocations, le microscope à transmission révèle, dans certains cas, la formation de précipités le long des dislocations dans le domaine du bleu. Takeyama et Takahashi (1973) ont mis en évidence la formation de cémentite (Fe_3C) tandis que Brindley et Barnby (1966) ont mis en évidence la formation de nitrure de fer ($Fe_{16}N_2$) (figure 1.26).

Figure 1.26 : Précipitation le long des dislocations après 3% de déformation plastique à 300°C (Brindley et Barnby, 1966)

Dans d'autres cas (Leslie et Keh, 1965) les résultats du MET ne révèlent aucune évidence de la précipitation bien que les anomalies mécaniques dans le domaine du bleu soient omniprésentes.

En plus de mettre en évidence la précipitation, d'autres auteurs (Baird et MacKenzie 1964; Brindley et Barnby, 1966; Dingley et McLean, 1967; Keh et Leslie, 1963; Pohl et al., 1981; Starodubov et al., 1970; Takeyama et Takahashi, 1973; Wilcox et Smith, 1964; Yushkevish et al., 1974) mettent en relief la formation d'une structure de dislocations particulière dans le domaine du bleu. La figure 1.27 illustre la structure des dislocations à 200°C suite à 3% de déformation et la structure à 20°C après 4% de déformation.

a) b)

Figure 1.27 : Structure des dislocations d'un acier doux a) déformé de 3% à 200°C b) déformé de 4% à 20°C (Keh et Leslie, 1963)

Cette figure illustre de façon évidente l'augmentation de la densité des dislocations dans le domaine de température où se produit le vieillissement. Cette figure

montre aussi que l'acier déformé à 200°C présente une structure cellulaire enchevêtrée bien définie caractérisée par des régions où la densité des dislocations est très élevée et d'autres régions où la densité est relativement basse. À l'extérieur du domaine de température associé au vieillissement dynamique, la structure cellulaire s'atténue progressivement et tend vers un réseau régulier de dislocations.

En plus de la formation d'une structure cellulaire, il a été remarqué qu'il y avait une variation anormale de la taille moyenne des cellules en fonction de la température et en fonction de la teneur en éléments d'insertion (Baird et MacKenzie, 1964; Takeyama et Takahashi, 1973). D'une part, en augmentant la température, la taille des cellules diminue pour devenir minimale dans le domaine du bleu et augmente une fois cette gamme de température passée. La valeur minimale de la taille des cellules correspond à la valeur maximale de la densité des dislocations. D'autre part, l'amplitude de la diminution de la taille des cellules est proportionnelle à la teneur en éléments en insertion.

À la lumière des observations au MET, plusieurs chercheurs (Baird, 1971; Baird et MacKenzie, 1964; Brindley et Barnby, 1966; Dingley et McLean, 1967; Keh et Leslie, 1961; Wilcox et Rosenfield, 1966; Wilcox et Smith, 1964) affirment que l'augmentation des taux de consolidation et les valeurs élevées de la contrainte d'écoulement dans le domaine du bleu sont associés à l'augmentation des taux d'accumulation des dislocations.

Par ailleurs, plusieurs auteurs attribuent l'augmentation de ce taux d'accumulation à un taux élevé de multiplication des dislocations (Keh et al., 1968; Keh

et Leslie, 1963; Klein et Reid, 1964; Lloyd et Tangri, 1972; Morris, 1974; Wilcox et Smith, 1964) ou à un faible taux d'élimination des dislocations par annihilation mutuelle (Dingley et McLean, 1967) ou tout simplement aux deux (Brindley et Barnby, 1966; Robinson et Shaw, 1994; Takeyama et Takahashi, 1973).

En conclusion, lorsque les aciers doux sont sollicités à une vitesse de déformation normale, de multiples anomalies apparaissent dans leur comportement mécanique dans le domaine du bleu. Les anomalies se résument à une augmentation de la résistance et de la dureté, une diminution de la ductilité et de la ténacité, une augmentation de la vie en fatigue et du taux de propagation de fissure. Ces anomalies dépendent de la vitesse de déformation lors d'essais statiques et de la fréquence lors d'essais dynamiques, de la teneur en éléments en solution solide d'insertion et de la teneur en éléments d'addition.

Les anomalies dans le domaine du bleu sont attribuables au vieillissement dynamique c'est-à-dire au piégeage répété des dislocations par les éléments en insertion, carbone et azote, au cours de la déformation plastique. Le piégeage s'effectue suivant différents mécanismes dans le domaine du bleu. En fonction de la température, il y a le mécanisme de Snoek, le mécanisme de Cottrell, la précipitation (si la teneur en éléments en insertion est suffisante) et le mécanisme de Cottrell-Jawson.

Le piégeage entraîne une augmentation de la densité des dislocations causée par la génération répétée de nouvelles dislocations. Le procédé de génération au cours de la déformation plastique se traduit par de multiples chutes de charge sur les courbes

contrainte-déformation (effet Protevin-Le Chatelier) et par une augmentation des taux de consolidation.

Le microscope électronique à transmission (MET) révèle que, dans le domaine du bleu, la densité des dislocations augmente substantiellement, la structure est cellulaire et les cellules sont de petites tailles. Aussi, dans certains cas, le MET met en évidence la présence de fins précipités le long des dislocations.

1.3 EFFETS D'UN VIEILLISSEMENT DYNAMIQUE SUR LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES À LA TEMPÉRATURE AMBIANTE

La section 1.2 a mis en relief qu'un acier doux présentait un comportement mécanique anormal lorsqu'il était déformé dans le domaine de température correspondant à la formation d'un film d'oxyde bleu sur sa surface. La présente section met en évidence l'altération des propriétés mécaniques à la température ambiante causée par un vieillissement dynamique, c'est-à-dire une prédéformation dans le domaine du bleu.

D'après la littérature, le nombre d'auteurs qui ont traité de ce sujet est très limité (Coffin, 1965; Burdekin et al., 1968; Dolzhenkov, 1966; Lanteigne et Dugré, 1990; Li et Leslie, 1978; Terazawa et al.; Lampman et Zorc, 1990). Le premier auteur de cette liste a étudié l'impact d'une prédéformation en fatigue et les autres auteurs ont étudié l'impact d'une prédéformation en tension sur les propriétés subséquentes à la température ambiante. Les propriétés, suite à la prédéformation dans le domaine du bleu, ont été évaluées par le biais d'essai de traction, d'essais Charpy et d'essais de fatigue.

1.3.1 EFFET D'UNE PRÉDÉFORMATION EN TENSION

Lampman et Zorc (1990), Lanteigne et Dugré (1990) et Li et Leslie (1978) notent qu'une prédéformation en tension dans le domaine du bleu suivi d'une déformation en traction jusqu'à la rupture à la température ambiante produit des changements mécaniques significatifs par rapport à une simple déformation en traction à la température ambiante. Les résultats de Li et Leslie sont rapportés à la figure 1.28. Sur les deux graphiques de cette figure, les points à 20°C représentent les propriétés de l'acier brut de laminage déformé en traction à la température ambiante.

Prédéformation de 3% Prédéformation de 5%

Figure 1.28: Propriétés en traction à la température ambiante de l'acier AISI 1035 suite à une prédéformation à différentes températures (Li et Leslie, 1978)

Cette figure montre que dans le domaine du bleu, entre 150°C et 250°C, la prédéformation permet d'obtenir à la température ambiante une limite élastique et une résistance ultime supérieures à celles obtenues en déformant simplement l'acier brut de laminage à la température ambiante. De même, la prédéformation entraîne, à la température ambiante, une chute de striction et d'allongement qui est inférieure à celles obtenues en déformant simplement l'acier brut de laminage à la température ambiante. Par ailleurs, une augmentation de 3 à 5% de la prédéformation ne change pas le caractère des fluctuations en fonction de la température mais accentue l'écart par rapport aux propriétés de l'acier brut de laminage à la température ambiante. Il n'est pas exclu qu'une prédéformation supérieure à 5% accentue encore davantage cette tendance.

En ce qui concerne les essais Charpy, Li et Leslie (1978) et Burdekin et al. (1968) observent une augmentation appréciable de la température de transition ductile-fragile (TTDF) lorsqu'il y a prédéformation dans le domaine du bleu. La figure 1.29 suivante illustre l'influence de la prédéformation par rapport au même acier mais à l'état brut de laminage.

Énergie d'impact

Proportion de surface de rupture ductile

Figure 1.29: Résultats d'essais d'impact de l'acier AISI 1008 en fonction de la température (Li et Leslie, 1978)

D'après cette figure, la TTDF augmente de 25°C par rapport à l'acier brut de laminage pour une énergie absorbée de 8 lb-pi alors qu'elle augmente de 30°C par rapport à l'acier brut de laminage lorsqu'un critère de 50% de rupture ductile est considéré.

En plus, Burdekin et al. (1968) remarquent qu'une augmentation de la quantité de prédéformation, dans le domaine du bleu, entraîne une augmentation de la température de transition. Ils notent aussi que la température de transition est maximale lorsque la température de prédéformation correspond à celle associée à la résistance maximale dans le domaine du bleu.

En ce qui concerne les essais de fatigue, Li et Leslie (1978) notent qu'une prédéformation de 5% à 200C affecte les propriétés en fatigue à la température ambiante (figure 1.30).

Acier brut de laminage

Acier prédéformé de 5% à 200C

Figure 1.30: Courbes S-N de l'acier AISI 1008 (Li et Leslie, 1978)

Ces auteurs remarquent que la prédéformation entraîne une meilleure résistance à la fatigue, une augmentation de la limite d'endurance, de 26,5 ksi à 28,3 ksi (183 MPa à 196 MPa) et une augmentation du nombre de cyles correspondant au domaine d'endurance, de $1{,}8 \times 10^6$ cycles à $3{,}6 \times 10^6$ cycles.

1.3.2 EFFET D'UNE PRÉDÉFORMATION EN FATIGUE

Coffin (1965) a étudié l'effet d'une prédéformation en fatigue à 250°C (10 cycles à une amplitude de déformation de 2%) sur les propriétés en fatigue oligocyclique de l'acier SAE 1111 à la température ambiante (figure 1.31).

Figure 1.31: Évolution de l'amplitude de contrainte en fonction du nombre de cycles (Coffin, 1965)

Suite à cette prédéformation, il se produit un adoucissement cyclique très rapide qui tend à s'approcher l'amplitude de contrainte obtenue lorsque l'acier est sollicité en fatigue à la température ambiante sans avoir été préalablement sollicité en fatigue.

De plus, cet auteur note qu'une prédéformation en fatigue à 250°C altère les propriétés en traction subséquentes de l'acier 1010 à la température ambiante (figure 1.32). La courbe B correspond à l'acier après trempe. La courbe C représente l'acier après trempe prédéformé en fatigue à 250°C pendant 13 cycles à une amplitude de déformation de 0,02. La courbe D correspond a l'acier C mais qui a reçu un cyclage supplémentaire de 10 cycles à 20°C à une amplitude de déformation de 0,02.

Figure 1.32: Courbes de traction pour trois différents traitements (Coffin, 1965)

Cette figure montre que les propriétés en traction dépendent du traitement mécanique. Le traitement de prédéformation en fatigue à 250°C (courbe C) donne la plus grande contrainte cyclique pour toute valeur d'amplitude de déformation et la plus faible striction à la rupture.

Cette dernière section a mis en évidence d'une part, qu'une prédéformation dans le domaine de température du bleu engendre des modifications appréciables des propriétés mécaniques. D'autre part, que le nombre d'aciers étudiés est très restreint et que les travaux publiés jusqu'à présent ne permettent pas d'obtenir des explications pour rendre compte des changements importants des propriétés mécaniques à la température ambiante.

Le présent projet a pour objectif d'évaluer le comportement mécanique suite à une prédéformation en tension dans le domaine du bleu d'un acier qui, d'après la littérature, n'a pas encore été caractérisé soit, l'acier à basse teneur en carbone A516-70. Les propriétés mécaniques obtenues permettront de confirmer ou d'infirmer les tendances des différents aciers à basse teneur en carbone présentées dans cette dernière section.

Le prochain chapitre expose une étude préliminaire qui a été réalisée dans le but de s'assurer que l'acier A516-70 utilisé dans le cadre de cette étude est susceptible au vieillissement dynamique.

CHAPITRE 2

ÉTUDE PRÉLIMINAIRE DE L'ACIER A516-70

Avant d'amorcer cette étude, il faut s'assurer que la composition chimique de l'acier étudié est conforme à celle de l'acier A516-70 décrit par la norme ASTM A516-70. De plus, sa microstructure doit correspondre à celle d'un acier brut de laminage.

L'acier sera testé en traction afin de s'assurer qu'il est susceptible au vieillissement dynamique, c'est-à-dire qu'il exhibe une augmentation anormale de la résistance ultime et de la limite élastique et une baisse irrégulière de la ductilité dans un domaine de température particulier qui est fonction de la vitesse de déformation.

L'acier étudié a été acheté du fabricant Stelco Steel en 1996 et a été livré sous la forme d'une plaque rectangulaire de dimensions 8'x 4'x 1". La plaque d'acier n'a reçu aucun traitement de normalisation suite au laminage à chaud. L'annexe I donne la procédure générale suivie par ce fabricant pour laminer ce type d'acier.

2.1 COMPOSITION CHIMIQUE

L'analyse chimique du matériau, fourni par Stelco, est présentée au tableau 2.1 de même que les teneurs spécifiées par la norme ASTM A516-90 en ce qui concerne une plaque d'un pouce d'épaisseur.

Tableau 2.1 : Composition chimique de l'acier A516-70 (pourcentage poids)

	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Al tot.	Al
Stelco	.24	1.1	.011	.006	.23	.009	.007	.034	.003	.002	.002	.038	.036
Nom.	<.28	.79-1.3	<.035	<.035	.13-.45	-	-	-	-	-	-	-	-

Les teneurs des cinq premiers éléments de ce tableau respectent bien les teneurs spécifiées dans la norme. La présence de silicium et d'aluminium indique que l'acier a été calmé. Le vanadium et le nobium ont été incorporés à l'acier dans le but d'affiner la taille de ses grains. Le nickel, le chrome et le molybdène n'ont pas été ajoutés volontairement dans le cas présent, il s'agit tout simplement d'impuretés résiduelles.

2.2 MICROSTRUCTURE

Une étude métallographique sert à définir l'état métallurgique et le sens du laminage de la plaque d'acier. Un petit bloc de 2" x 2" x 1" d'épaisseur a été découpé de la grande plaque afin d'y prélever et d'enrober avec de la bakélite de plus petits morceaux pour observer la microstructure des trois côtés de la plaque au microscope optique.

L'analyse métallographique effectuée sur cet acier révèle la microstructure indiquée à la figure 2.1 (grossissement de 100x).

Figure 2.1 : Microstructure de la plaque d'acier A516-70

Cette figure met en évidence la structure en bandes qui est caractéristique d'une plaque laminée à chaud et résulte de la ségrégation du manganèse et du carbone. La ferrite (zones claires) est légèrement aciculaire, environ 50%, et les colonies de perlite lamellaire sont alignées parallèlement au plan de laminage (zones sombres). Cette figure ne permet pas d'établir avec certitude le sens du laminage puisque la structure en bandes apparaît sur les côtés A et B. Pour obtenir le sens du laminage, il faut analyser la structure des inclusions montrée à la figure 2.2.

Côté A Côté B

Figure 2.2: Inclusions présentes dans l'acier A516-70

Cette figure montre que la densité des inclusions sur les deux faces est relativement faible (grossissement de 500x). Leur forme et leur coloration grisâtre en microscopie optique indiquent que les inclusions sont principalement des sulfures de manganèse. Les inclusions les plus allongées apparaissent sur la face A, donc l'orientation de ces inclusions correspond au sens du laminage.

2.3 SUSCEPTIBILITÉ AU VIEILLISSEMENT DYNAMIQUE

La première étape de ce projet est de fragiliser l'acier décrit précédemment. Pour le fragiliser, il faut que certaines conditions soient respectées entre autres, il faut s'assurer que, dans une certaine gamme de température, l'acier manifeste les effets du vieillissement dynamique.

À la lumière des méthodes décrites à la section 1.2.1 pour révéler ce comportement anormal, l'essai de traction est retenu à cause de sa simplicité, sa rapidité et sa fiabilité.

2.3.1 DESCRIPTION DES ESSAIS

Pour déterminer si l'acier en question est susceptible au vieillissement dynamique dans un certain domaine de température, il faut analyser ses propriétés mécaniques en traction en fonction de la température. Ce travail expérimental ne sera effectué que partiellement si les premiers résultats obtenus de ces essais concordent avec les résultats établies en 1990 dans le cadre du projet Bersimis 2 (rapport IREQ-90-4754). La comparaison est possible puisque la composition chimique et la microstructure de l'acier A516-70 utilisé en 1990 sont similaires à celles de l'acier de la présente étude (annexe II).

Les températures sélectionnées pour débuter ce programme d'essais sont 260°C et 20°C. La première température correspond à la susceptibilité maximale de l'acier testé en 1990. La seconde température se situe à l'extérieur du domaine de susceptibilité et elle sert de point de comparaison.

Pour obtenir les propriétés en traction de l'acier, il faut prélever deux éprouvettes cylindriques dans la plaque d'acier brut de laminage. Les dimensions de ces éprouvettes sont identiques à celles utilisées en 1990 et respectent donc la norme ASTM E8-1987 (figure 2.3).

Figure 2.3: Géométrie d'une éprouvette de traction standard

Les deux éprouvettes sont prélevées dans le sens du laminage, c'est-à-dire que l'axe longitudinal de l'éprouvette est parallèle aux côtés les plus courts de la plaque. Tel que recommandé dans la norme ASTM E8, deux marques distantes de 50,8 mm seront par la suite faites sur l'éprouvette dans la section réduite de manière à mesurer la déformation à la rupture.

Le montage de base pour déformer ces éprouvettes est constitué d'une cellule de charge d'une capacité de 100 kN, de deux longues colonnes (acier 4130 trempé, revenu) à l'intérieur desquelles les extrémités filetées des éprouvettes sont vissées, et d'un mors de métal de Wood, nécessaire pour assurer un bon alignement du système d'essai et de l'éprouvette. Ces composantes prennent place sur un banc d'essai servo-hydraulique Instron 1332 (figure 2.4).

Figure 2.4: Montage de base pour les essais de traction

Ce montage est suffisant pour procéder à l'essai de traction à la température ambiante. Par contre, il faut ajouter des composantes à ce montage (figure 2.5) telles qu'un four (A), des thermocouples (B), un système de refroidissement (C), un réflecteur (D) pour déformer à température élevée.

Le four, de marque Satec, est cylindrique et comporte trois zones de chauffage d'une puissance maximale de 3000 Watts d'une longueur de 460 mm (18 po) avec une

chambre de 75 mm de diamètre interne. Lors des essais, le four est fermé et ses extrémités sont isolées avec de la laine isolante semi-rigide.

Le volume de métal des colonnes assure une certaine inertie thermique au four et évite des variations trop importantes de température.

Figure 2.5: Montage expérimental utilisé pour les essais de traction à chaud

Deux thermocouples de type K (Chromel-alumel) sont cintrés sur la section jaugée de l'éprouvette, l'un en dessous de l'autre, au moyen de deux ressorts spiralés cuivre-béryllium. La température de l'éprouvette dans le four est contrôlée, en tout temps, à l'aide d'un premier thermocouple; la lecture du second thermocouple est comparée au premier. L'essai de traction débute une fois qu'il y a correspondance entre les deux températures.

La cellule de charge et le pot de métal du mors sont refroidis par des fils de cuivre enroulés autour des colonnes dans lesquels circulent de l'eau du robinet. Le déflecteur sert à protéger la cellule de charge afin qu'elle ne soit pas affectée par la chaleur. Durant le chauffage, la machine servo-hydraulique est asservie en force, à 0 N, pour permettre la dilatation libre de l'éprouvette et de ses diverses pièces d'attache. L'essai débute seulement en moyenne 30 minutes après que la température de l'essai soit atteinte.

Pour comparer nos résultats avec ceux de 1990, il faut absolument que les conditions d'essais de traction soient les mêmes, c'est-à-dire une rampe en mode déplacement, au taux de 0,167 mm/s et ce, pour toute température.

Au cours des essais de traction à 20°C, deux courbes sont tracées: une courbe force-déplacement mesurée par le LVDT du banc d'essai et une courbe force-déformation mesurée par un extensomètre Instron modèle 2630-032. À 260°C, la deuxième courbe ne peut être tracée puisque nous ne disposons pas d'un extensomètre qui peut à la fois tolérer une grande déformation et une température élevée. En plus de ces courbes, après chaque essai de traction, il y a lecture de l'écart entre des repères marqués sur l'éprouvette.

La section suivante met en évidence trois méthodes distinctes pour calculer la déformation à la rupture à partir des informations obtenues d'après les deux courbes et les repères.

2.3.2 MÉTHODES POUR ÉVALUER LA DÉFORMATION À LA RUPTURE

Il existe plus d'une méthode pour évaluer la déformation à la rupture de l'éprouvette suite à un essai de traction. La méthode préconisée par la norme ASTM E8-87 est de mesurer optiquement, après la rupture, l'écart entre deux repères, L_f, dont on connaît la valeur L_J initiale, soit 50,8 mm:

$$\bullet \varepsilon_{L_J} = \frac{L_f - L_J}{L_J} x100\%$$

D'après cette norme, cette équation représente la ductilité du matériau. L'écart entre les repères est mesuré à la température ambiante à l'aide d'un vernier. Une seconde méthode pour obtenir la déformation à la rupture est de faire l'acquisition, au cours de l'essai et jusqu'à la rupture, de la courbe force-déformation mesurée par un extensomètre placé au niveau de la section réduite de l'éprouvette. La déformation obtenue en utilisant cette méthode, $\varepsilon_{Extenso}$, peut être légèrement supérieure à la ductilité telle que définie ci-dessus si la longueur jaugée inclut la portion de la longueur nominale de l'éprouvette où se concentre la striction, soit 25,4 mm. La déformation à la rupture est obtenue pour les essais à 20°C uniquement et est lue directement sur la courbe.

Une troisième méthode pour obtenir cette déformation est de faire l'acquisition, au cours de l'essai et jusqu'à la rupture, de la courbe force-déplacement mesurée par le LVDT du banc d'essai. La déformation à la rupture associée à cette méthode est légèrement inférieure aux valeurs obtenues à l'aide des deux méthodes précédentes

parce que la longueur jaugée, l_0 = 57,15 mm, est supérieure à celles considérées dans les deux dernières méthodes.

La déformation, évaluée à l'aide de la dernière méthode, pourrait être supérieure à celles obtenues à l'aide des deux autres méthodes si les déformations externes à la longueur jaugée, telles que la déformation des épaulements de l'éprouvette, les déformations au niveau des filets de l'éprouvette et les déformations incombant à la mollesse du bâti de l'appareil, étaient non-négligeables par rapport à la déformation ayant lieu dans cette région jaugée. Le cas échéant, cette déformation serait la moins précise.

La déformation, calculée d'après ces trois méthodes, peut représenter la déformation totale (élastique et plastique) ou la déformation plastique (permanente). En ce qui concerne la première méthode, la déformation totale est obtenue en mesurant la distance entre les repères avant de décharger l'éprouvette. Lorsque l'éprouvette est déformée jusqu'à la rupture, il n'est pas possible de déterminer cette déformation totale. La seule déformation mesurable dans ce cas est la déformation plastique, c'est-à-dire la déformation lorsque la charge appliquée sur l'éprouvette est nulle

En ce qui concerne les deuxième et troisième méthodes, la déformation plastique et la déformation totale sont obtenues d'après une construction graphique simple (figure 2.6). La déformation plastique mesurée à l'aide d'un extensomètre et le déplacement permanent lu par le LVDT, δ_p, sont obtenus en soustrayant la valeur du paramètre au point A, situé à l'intersection de l'abscisse et de la droite oblique parallèle à la droite

représentant le comportement élastique du matériau, de celle existant au point 0. La déformation totale mesurée par l'extensomètre et l'allongement total mesuré par le LVDT, δ_T, sont obtenus de la même façon mais en utilisant le point B plutôt que le point A.

Figure 2.6: Force en fonction du déplacement (LVDT) ou de la déformation (extensomètre) lors d'un essai de traction

Il est important de souligner que la déformation totale lue par le LVDT comprend une portion plastique qui correspond à la déformation plastique de l'éprouvette et une portion élastique qui correspond à la déformation élastique de l'ensemble du système d'attache incluant l'éprouvette. La déformation à la rupture (plastique, $\varepsilon_{\delta P}$, ou totale, $\varepsilon_{\delta T}$) mesurée par le LVDT est obtenue en divisant l'allongement (permanent ou total) par la longueur de jauge qui est celle de la section réduite initiale de l'éprouvette (l_0).

$$\varepsilon_{\delta_P} = \frac{\delta_P}{l_0(1+\alpha\Delta T)} x100\% \qquad (1)$$

ou

$$\varepsilon_{\delta_T} = \frac{\delta_T}{l_0(1+\alpha\Delta T)} x100\% \qquad (2)$$

Lorsque l'essai est réalisé à une température plus élevée que la température ambiante, il faut tenir compte de la dilatation de l'éprouvette (section réduite) lors du chauffage. Les paramètres α et ΔT représentent respectivement le coefficient de dilatation thermique des aciers au carbone, $13,1x10^{-6}/C$ (Metals Handbook, 1948) et l'écart thermique par rapport à la température ambiante, T-20C.

2.3.3 RÉSULTATS

Les résultats des essais de traction sont résumés dans le tableau 2.2 présenté ci-dessous et les courbes de traction sont données à l'annexe III.

Tableau 2.2: Propriétés mécaniques en traction de l'acier A516-70

Identification des éprouvettes	Température de l'essai	Date de l'essai	σ_u (MPa)	σ_y (MPa)	ε_{L_J} (%)	ε_{δ_P} (%)	ε_{δ_T} (%)	$\varepsilon_{Extenso.}$ (%)
No. E	20°C	22 août 97	542	300	31,4	30,0	30,7	28,5
No. A	260°C	5 Fév. 97	597	253	Aucun repère n'a été placé sur l'éprouvette	17,2	18,6	Non disponible

Ce tableau met en lumière que l'acier est susceptible au vieillissement dynamique puisque sa résistance ultime à 260°C est supérieure à sa résistance ultime à la

température ambiante (Marschall et al., 1990). La déformation à la rupture à 260°C est significativement inférieure à la déformation à la rupture à 20°C évaluée à l'aide des trois méthodes décrites précédemment. Les valeurs obtenues à 20°C montrent les tendances mentionnées à la section 2.3.2, à l'exception de la déformation mesurée par l'extensomètre. Ceci est peut-être attribuable au fait que la striction se serait produite au niveau d'un des couteaux de l'extensomètre. La limite d'écoulement à 260°C est également inférieure à la limite d'écoulement à 20°C. Contrairement au cas de la résistance ultime, la comparaison des valeurs de ductilité et de limite d'écoulement à 260°C avec celles à 20°C ne permet pas d'évaluer la susceptibilité de l'acier au vieillissement dynamique. En effet, à première vue, la limite d'écoulement et la ductilité semblent suivre la tendance normalement observée, i.e. diminution progressive de ces propriétés en fonction de la température.

Les quatre graphiques de la figure 2.7 regroupent les propriétés mécaniques en traction présentées au tableau précédent ainsi que les propriétés obtenues par Lanteigne et al. (1990), en fonction de la température (courbes de traction présentées à l'annexe IV).

Figure 2.7: Influence de la température sur les propriétés mécaniques en traction de l'acier A516-70

Les propriétés en traction de l'acier étudié par Lanteigne et al. (1990) montraient, sans le moindre doute, la susceptibilité de l'acier au vieillissement dynamique. Ces graphiques montrent une augmentation spectaculaire de la résistance ultime entre 205°C

et 427°C accompagnée d'une chute importante de l'allongement à la rupture et d'une légère déviation à la hausse de la limite d'écoulement, autour de 205°C.

La comparaison entre les propriétés obtenues à 260°C et à 20°C dans le présent travail et les propriétés établies par Lanteigne et al. (1990), met en lumière que les deux aciers sont semblables bien que l'effet Portevin Le Chatelier, à 260°C, soit plus important pour l'acier étudié par Lanteigne et al. (1990). Par conséquent, d'après ces graphiques, l'acier Stelco est susceptible au vieillissement dynamique qui, pour un taux de déplacement de 0,167 mm/s, se situe approximativement entre 140°C et 420°C .

En conclusion, la composition chimique de l'acier respecte celle prescrite dans la norme ASTM A516-70 et sa microstructure indique clairement que l'acier se trouve à l'état brut de laminage. L'acier est sensible au vieillissement dynamique puisque ses propriétés en traction en fonction de la température sont semblables à celles de l'acier testé par lanteigne et al. (1990). En conséquence, le projet de maîtrise peut se poursuivre avec l'élaboration d'un montage pour fragiliser cet acier.

CHAPITRE 3

ÉLABORATION D'UN MONTAGE POUR FRAGILISER L'ACIER A516-70

L'acier doit être fragilisé, c'est-à-dire qu'il doit être prédéformé en tension d'une certaine quantité à une température où sévit le vieillissement dynamique, soit approximativement entre 150°C et 400°C (chapitre 1). La première partie de ce chapitre détermine, par le biais d'essais de traction, la température et le niveau de prédéformation à appliquer pour obtenir la plus grande chute de ductilité à la température ambiante.

La seconde partie de ce chapitre présente de manière détaillée le montage développé et mis au point d'une part pour fragiliser l'acier. D'autre part, pour caractériser l'acier fragilisé du point de vue de la résistance à la traction, de la ténacité, de la résistance à l'impact et de la résistance à la propagation de fissure (chapitre 5).

3.1 ESSAIS PRÉLIMINAIRES

Les combinaisons prédéformation-température qui altèrent significativement les propriétés subséquentes de l'acier sont multiples. Chaque combinaison conduit à des propriétés mécaniques qui lui sont propres. La combinaison recherchée dans le cadre de cette étude est celle qui produira la plus grande chute de ductilité à la température ambiante (20°C).

D'après les travaux rapportés dans la littérature, la plus grande chute de ductilité apparaît, d'une part lorsque la température de prédéformation correspond à la

température qui provoque la résistance ultime maximale (Li et Leslie, 1978). D'autre part, lorsque la quantité de prédéformation imposée correspond à l'apparition de la striction (Lanteigne et Dugré, 1990). D'après les résultats des essais de traction du chapitre 2 (la figure 2.7 et l'annexe III), la chute de ductilité maximale sera donc obtenue en imposant une prédéformation totale, $\varepsilon^{p}_{\delta T}$, de 13,05% à 260°C.

La section suivante présente les essais de traction qui ont été réalisés dans le but de confirmer la combinaison prédéformation-température du paragraphe précédent.

3.1.1 DESCRIPTION DES ESSAIS

Un premier essai de traction doit être effectué pour quantifier la chute de ductilité obtenue à 20°C suite à l'application de la combinaison prédéformation-température de 13,05% à 260°C (éprouvette no. S2).

Pour prouver que 13,05% est la quantité de prédéformation qui produit la plus grande chute de ductilité à 260°C, une seconde éprouvette (éprouvette no. S1) sera prédéformée d'une quantité moindre, 6,52%, à 260°C et ensuite déformée jusqu'à la rupture à 20°C.

Afin d'établir que le niveau de température qui mène à la plus grande chute de ductilité est d'environ 260°C, il faut prédéformer de 13,05% de nombreuses

éprouvettes à différentes températures. Ensuite, il faut évaluer les propriétés en traction de ces éprouvettes à 20°C et analyser la variation de la ductilité versus la température de prédéformation. Ces essais étant coûteux, un seul essai est envisagé: une prédéformation de 13,05% à 20°C suivie d'une déformation jusqu'à la rupture à 20°C (éprouvette no. C). Cette température de prédéformation est située à l'extérieur de la plage de sensibilité au vieillissement dynamique (figure 2.7) par conséquent, la chute de ductilité devrait être moins importante qu'à 260°C.

Ces trois éprouvettes, dont les dimensions sont identiques à l'éprouvette illustrée à la figure 2.3, sont prélevées de la grande plaque d'acier (8' x 4' x 1") dans le sens du laminage. Les trois éprouvettes, après usinage, sont marquées de repères distants de 50,8 mm. Ces essais nécessitent l'utilisation des deux montages présentés à la section 2.3.1. La vitesse de déplacement imposée pour ces trois essais est identique à celle indiquée au chapitre 2 soit, 0,167 mm/s.

La courbe force-déplacement lu par le LVDT sera tracée lors des prédéformations et des déformations à la rupture. La courbe force-déformation lue par l'extensomètre sera obtenue seulement lorsque la température d'essai est de 20°C.

La section suivante indique, de la même façon qu'à la section 2.3.2, la nomenclature des diverses déformations ainsi que les formules qui servent à les calculer.

3.1.2 MÉTHODES POUR ÉVALUER LES DÉFORMATIONS

Comme il a été mentionné à la section 2.3.2, la déformation d'une éprouvette peut être calculée suivant trois méthodes:

- les repères distants de 50,8 mm, $\varepsilon^{p}_{L_J}$;
- le déplacement mesuré par le LVDT du banc d'essai, $\varepsilon^{p}_{\delta_P}$ et $\varepsilon^{p}_{\delta_T}$;
- la déformation mesurée par un extensomètre, $\varepsilon^{p}_{Extenso}$.

Les trois formules suivantes sont utilisées pour calculer la déformation plastique que subissent les éprouvettes lors des prédéformations:

$$\varepsilon^{p}_{L_J} = = \frac{L_f - L_J}{L_J} x100\%$$

$$\varepsilon^{p}_{\delta_P} = \frac{\delta_P}{l_0(1+\alpha\Delta T)} x100\% \quad \text{et} \quad \varepsilon^{p}_{\delta_T} = \frac{\delta_T}{l_0(1+\alpha\Delta T)} x100\%$$

Ces équations sont identiques à celles utilisées pour calculer les déformations à la rupture à la section 2.3.2, à l'exception de l'exposant p qui, ici, est ajouté pour indiquer qu'il s'agit de la prédéformation. Les variables et les constantes apparaissant dans chacune de ces équations ont été définies à la section 2.3.2. Les trois valeurs calculées de la déformation, associées à chaque prédéformation, devraient être identiques puisque les trois niveaux de prédéformation imposée n'entraînent pas la striction de l'éprouvette.

La déformation plastique que subissent les éprouvettes lors de la déformation à la rupture (R) à 20°C, est aussi calculée d'après ces trois méthodes. L'équation suivante représente la déformation plastique à la rupture à 20°C lorsqu'elle est mesurée d'après la méthode des repères:

$$\varepsilon^{R}_{L_J} = = \frac{L_f - L_J}{L_J} x100\%$$

Dans cette équation, la distance entre les repères (L_J) est différente de la distance initale (L_J=50,8 mm) puisque l'éprouvette a été prédéformée. L'équation suivante représente la déformation plastique à la rupture à 20°C lorsqu'elle est évaluée d'après l'allongement permanent, δp, mesuré par le LVDT:

$$\varepsilon^{R}_{\delta_P} = \frac{\delta_P}{l_0(1+\frac{\varepsilon^{P}_{\delta_P}}{100})} x100\%$$

Cette équation tient compte du fait que la longueur de la section réduite de l'éprouvette, avant de procéder à la déformation à la rupture, s'est allongée suite à la prédéformation.

L'allongement plastique, δp, est obtenu d'après la courbe force-déplacement mesuré par le LVDT tracée au cours de la déformation à la rupture.

Finalement, la déformation à la rupture de l'éprouvette mesurée à l'aide de l'extensomètre est obtenue (pour les essais à 20°C uniquement) d'après la courbe force-extensomètre tracée au cours de la déformation à la rupture.

La section suivante présente les propriétés en traction qui ont été obtenues suite aux différentes prédéformations.

3.1.3 RÉSULTATS

Les résultats des essais de prédéformation à 260°C ou à 20°C suivi d'une déformation jusqu'à la rupture à 20°C sont donnés au tableau 3.1. À l'annexe V, les courbes de tous ces essais sont présentées.

Tableau 3.1: Résultats des essais préliminaires de prédéformation suivis de déformation jusqu'à la rupture

PRÉDÉFORMATION DE TROIS ÉPROUVETTES (CYLINDRIQUES)			
Identification des éprouvettes	No. S2	No. S1	No. C
Température de l'essai	260°C		20°C
Date de l'essai	27 août 98	25 mai 98	Fév. 97
δ_T	7,48 mm	3,74 mm	7,48 mm
$\varepsilon^P_{\delta_T}$	13,05%	6,52%	13,09%
$\varepsilon^P_{\delta_P}$	11,6%	5,28%	11,64%
$\varepsilon^P_{L_J}$	10,2%	4,69%	Aucun repère n'a été placé sur l'éprouvette
$\varepsilon^P_{Extenso}$	Extensomètre non disponible	Extensomètre non disponible	Extensomètre n'a pas été installé
σ^P_y	282 MPa	275 MPa	324 MPa
σ^P_{max}	614 MPa	548 MPa	544 MPa
PROPRIÉTÉS DES TROIS ÉPROUVETTES PRÉDÉFORMÉES (Remise en tension des trois éprouvettes cylindriques)			
Identification des éprouvettes	No. S2	No. S1	No. C
Température de l'essai	20°C		
Date de l'essai	27 août 98	26 mai 98	Fév. 97
$\varepsilon^R_{\delta_P}$	8,45%	16,4%	17,6%
$\varepsilon^R_{Extenso}$	Striction en dehors des couteaux	Striction en dehors des couteaux	Extensomètre n'a pas été installé
$\varepsilon^R_{L_J}$	10,2 %	18,54%	Aucun repère n'a été placé sur l'éprouvette
σ^R_y	766 MPa	620 MPa	606 MPa
σ^R_{max}	766 MPa	643 MPa	615 MPa

La contrainte maximale obtenue lors des trois prédéformations, σ_{max}, reflète une fois de plus la sensibilité au vieillissement dynamique de l'acier. D'une part, la contrainte maximale à 260°C est supérieure à celle à 20°C lorsque le niveau de prédéformation est identique. D'autre part, la contrainte atteinte après une prédéformation de 11,6% à 20°C est similaire à celle obtenue en prédéformant l'acier d'une quantité significativement inférieure à 260°C, soit 5,28%. Les deux valeurs de la limite d'écoulement à 260°C sont logiquement inférieures à celle à 20°C et ces trois valeurs de la limite d'écoulement sont similaires à celles du tableau 2.2.

La contrainte maximale et la limites d'écoulement des trois éprouvettes prédéformées obtenues lors des essais à la rupture sont largement supérieures à celles de l'acier brut de laminage simplement déformé à la rupture à 20°C (σ_u= 542 MPa et σ_y= 300MPa, d'après le tableau 2.2). Les valeurs sont plus élevées lorsque la prédéformation a lieu dans le domaine du vieillissement dynamique (260°C) et elles augmentent davantage lorsque la quantité de prédéformation augmente. En ce qui concerne les déformations à la rupture, le tableau 3.1 met en évidence que la chute de ductilité est plus grande, pour une même quantité de prédéformation (11,6%), lorsque la température est 260°C comparativement à 20°C. Ce tableau montre également que la chute de ductilité à 260°C est proportionnelle au niveau de prédéformation.

Par rapport à l'acier brut de laminage simplement déformé, la ductilité, $\varepsilon^{R}_{\delta p}$, des éprouvettes S2, S1 et C a chuté respectivement de 72%, 45% et de 41%.

Pour résumer les données du tableau 3.1, il est intéressant d'appliquer une loi de cumul des déformations de type Miner:

$$I = \left(\frac{\varepsilon^{P}}{\varepsilon_{(PSVD)}} \right)_{T^{P}} + \left(\frac{\varepsilon^{R}}{\varepsilon_{(PSVD)}} \right)_{T^{R}}$$

Le premier terme de cette loi représente la prédéformation (P) et le second terme représente la déformation à la rupture (R). Les valeurs ε^{P} et ε^{R}, représentent respectivement la quantité de prédéformation appliquée à la température T^{P} et la déformation à la rupture à la température T^{R}.

Les valeurs $\varepsilon_{(PSVD)}$ représentent la déformation que subirait l'acier aux température T^{P} et T^{R} en considérant que l'acier n'est Pas Sensible au Vieillissement Dynamique. Pour obtenir ces valeurs, il faut tracer une courbe fictive à partir des courbes déformation-température de la figure 2.7. Cette courbe fictive (figure 3.1) suit la tendance normale donnée par les valeurs de déformation situées en dehors du domaine de sensibilité. Cette courbe fictive serait une courbe réelle si un traitement thermique permettrait d'éliminer totalement la fragilité apparaissant dans le domaine du bleu.

a) b)

Figure 3.1: Déformation à la rupture de l'acier A516-70 en fonction de la température

Les courbes de la figure 3.1 représentent la déformation à la rupture calculée d'après le déplacement mesuré par le LVDT en fonction de la température (figure 3.1a) et la déformation à la rupture calculée d'après la position des repères en fonction de la température (figure 3.1b). La courbe expérimentale qui apparaît sur chaque graphique est un lissage des points expérimentaux de la figure 2.7.

D'après ces figures, à 20°C et 260°C, les déformations à la rupture en l'absence de la sensibilité au vieillissement dynamique sont:

$$\varepsilon_{\delta p(20^oC)}(PSVD) = 30,7\% \qquad \varepsilon_{L_J(20^oC)}(PSVD) = 32,2\%$$

et

$$\varepsilon_{\delta p(260^oC)}(PSVD) = 24,1\% \qquad \varepsilon_{L_J(260^oC)}(PSVD) = 25,5\%$$

Le tableau 3.2 présente les valeurs du cumul des déformations calculées d'après la position des repères et d'après le déplacement mesuré par le LVDT.

Tableau 3.2: Cumul des déformations calculé à partir des résultats du tableau 3.1

Identification des éprouvettes	No. S2	No. S1	No. C
$I_{\delta p}$	0,76	0,75	0,95
I_{LJ}	0,72	0,76	-

Le cumul des déformations, qu'il soit calculé d'après la position des repères ou d'après le déplacement mesuré par le LVDT, donne des résultats similaires. Pour les éprouvettes S2 et S1, le cumul est identique malgré que les niveaux de prédéformation appliqués à 260°C soient différentes. D'après ces résultats, le cumul semble donc insensible à la quantité de prédéformation appliquée. De plus, le cumul des déformations tend vers l'unité lorsque la prédéformation et la déformation à la rupture ont lieu à 20°C. Le fait que le cumul soit inférieur à 0,95 indique qu'il y a eu perte de ductilité attribuable au vieillissement dynamique.

Pour renforcer les explications émises à propos de ce cumul des déformations, celui-ci a été appliqué à d'autres résultats d'essais similaires (tableau 3.3). Ces essais ont été effectués sur l'acier A516-70 acheté en 1990 et utilisé par Lanteigne et al. (1990). Le chapitre 2 a mis en évidence que les propriétés en traction de cet acier étaient identiques aux propriétés de l'acier utilisé dans le cadre de cette étude (figure 2.7). Les essais de prédéformation que nous avons réalisés sur cet acier couvrent une gamme

étendue de température, allant de 20 à 538°C. Le tableau 3.3 présente les résultats du cumul des déformations pour les essais de traction effectués jusqu'à la rupture, à 20°C

Tableau 3.3: Cumul des déformations appliqué aux résultats de Lanteigne et al. (1990)

PRÉDÉFORMATION DES ÉPROUVETTES				
Provenance de l'acier A516-70	Drummond McCall(1990)			
Identification des éprouvettes	No. 3	No. 2	No. L-10	No. 4
Température de l'essai	20°C	260°C	343°C	538°C
Date de l'essai	-	10 sept. 96	déc. 1990	-
$\varepsilon^{p}_{\delta_P}$	12,22%	11,9%	3,4%	12,44%
$\varepsilon^{p}_{L_J}$	-	-	-	-
PROPRIÉTÉS DES ÉPROUVETTES PRÉDÉFORMÉES				
Identification des éprouvettes	No. 3	No. 2	No. L-10	No. 4
Température de l'essai	20°C			
Date de l'essai	-	10 sept. 96	déc. 1990	23 sept. 96
$\varepsilon^{R}_{\delta_P}$	15,3%	6,6%	21,1%	15,8%
$\varepsilon^{R}_{L_J}$	-	-	26,5%	-
$I_{\delta p}$	0,9	0,71	0,84	1,09

Le cumul des déformations a été calculé en prenant les valeurs suivantes de déformation à la rupture (d'après la figure 3.1a):

$\varepsilon_{\delta p(20^oC)}$ (PSVD) = 30,7% $\varepsilon_{\delta p(343^oC)}$ (PSVD) = 23%

$\varepsilon_{\delta p(260^oC)}$ (PSVD) = 24,1% $\varepsilon_{\delta p(540^oC)}$ (PSVD) = 21,3%

Ces résultats mettent en lumière que dans le domaine du bleu, qui se situe entre 150°C et 400°C, le cumul n'est pas constant. En effet, le cumul en fonction de la température semble suivre la même tendance que la courbe ductilité-température de la figure 3.1 c'est-à-dire, plus la chute anormale de ductilité est importante, plus le cumul chute. De part et d'autre de ce domaine, le cumul se rapproche davantage de l'unité.

Aussi, ce tableau montre que le cumul de l'éprouvette no. 2 (prédéformée à 260°C) et le cumul de l'éprouvette no. 3 (prédéformée à 20°C) sont respectivement similaires aux cumuls des éprouvettes no. S2, no. S1 (prédéformées à 260°C) et no. C (prédéformée à 20°C) et ce, bien que les quantité de prédéformation soient différentes. Ces résultats additionnels renforcent l'idée que le cumul est insensible à la quantité de prédéformation appliquée.

En résumé, ces essais ont mis en lumière qu'une prédéformation modifie significativement les propriétés en traction de l'acier A516-70 brut de laminage. La chute de ductilité et l'augmentation de la résistance ultime et de la limite d'élasticité sont plus considérables lorsque la température de prédéformation se situe dans le domaine du vieillissement et que la quantité de prédéformation atteint le début de striction.

Le traitement mécanique appliqué aux grandes plaques d'acier sera donc une prédéformation de 13,1% à 260°C. Les propriétés mécaniques obtenues suite à ce traitement seront comparées aux propriétés d'autres grandes éprouvettes prédéformées de 13,1% mais à 20°C. Finalement, les propriétés issues de ces deux traitements seront comparées aux propriétés de l'acier brut de laminage. La section suivante expose le montage qui sera utilisé pour prédéformer les grandes plaques d'acier.

3.2 ÉLABORATION DU MONTAGE

3.2.1 DONNÉES INITIALES

Il a été nécessaire de développer et de mettre au point un montage de type friction afin de prédéformer des grandes éprouvettes d'acier. Ce montage nécessite des mors, des rondelles de pré-tension à plan incliné et des boulons à haute résistance mécanique (cf. figure 3.6).

En plus du montage, il faut disposer d'un banc d'essai pouvant appliquer des charges supérieures à 100kN. En effet, les contraintes qui seront développées lors des prédéformations des grandes éprouvettes seront quasi-identiques à celles obtenues lors des prédéformations des éprouvette (cf. tableau 3.1). Mais, en ce qui concerne les forces, elles seront supérieures à celles présentées au tableau 3.1 puisque la section des grandes éprouvettes sera significativement plus grande. Le seul banc d'essai servo-hydraulique disponible est une MTS 815 Rock Mechanics Test System qui est normalement utilisé pour tester (en compression) le béton et qui a une capacité maximale de 900kN. La figure 3.2 présente les caractéristiques dimensionnelles de ce banc d'essai

Figure 3.2: Schéma du banc d'essai et dimensions pertinentes

Ce banc d'essai est constitué de blocs cylindriques amovibles qui sont maintenus en place à l'aide de boulons. Pour réaliser notre montage, tous les blocs seront retirés à l'exception des deux grands blocs identifiés par le chiffre 1. L'espace disponible entre ces deux blocs est de 1158,75 mm (45,62 po) lorsque le piston est complètement rétracté et de 1057,15 mm (41,62 po) lorsque le piston est complètement étiré. Les dimensions des mors, des rondelles de pré-tension à plan incliné et des grandes éprouvettes devront être choisies de sorte que la course restante du piston soit suffisante pour prédéformer ces dernières de 13,09%. Les sections suivantes expliquent la conception des différentes pièces du montage.

3.2.2 MORS

Pour prédéformer des grandes éprouvettes d'acier à l'aide du banc d'essai illustré à la figure 3.3, il faut concevoir deux pièces identiques, communément appelées mors. Ces mors doivent être munis d'une tige filetée pour être fixés dans les trous filetés M76x2mm des deux grands blocs du banc d'essai (cf. chiffre 3 sur la figure 3.2). Ces mors doivent aussi être munis d'une fente, d'une part pour permettre l'insertion d'une grande éprouvette et d'autre part pour obtenir le montage de type friction (figure 3.3).

Figure 3.3: Montage de type friction et diagramme du corps libre des éléments du montage

Comme l'illustre la figure 3.3, ce type de montage implique que la tension initiale F due au préserrage des boulons est suffisamment importante pour engendrer une force de friction μF (où μ est le coefficient de frottement statique pour un contact sec acier sur acier) capable de transmettre totalement la charge P. Ceci implique que, dans les conditions normales d'utilisation, les tiges des boulons ne sont pas en contact avec la paroi perforée des plaques. L'équation suivante traduit la relation existant entre la charge P et la tension initiale F:

$$P = \mu * M * N * F$$

où M, N et F représentent le nombre de boulons, le nombre de faces en contact et la tension que peut soutenir le boulon sans se déformer plastiquement.

Cette tension initiale, générée dans le boulon due au préserrage, est calculée d'après la relation suivante:

$$F = \frac{C}{f_e * \phi_b}$$

où C, f_e et ϕ_b représentent respectivement le couple appliqué, le facteur d'écrou et le diamètre nominal du boulon.

Ces équations permettent de déterminer le couple à appliquer, le nombre et le diamètre des boulons. Le paramètre f_e a été évalué dans une étude antérieure (IREQ-95-299) et il vaut 0,14 dans le cas d'un boulon lubrifié à l'aide du produit commercial Molicot à base de bisulfure de molybdène. Le paramètre μ a une valeur de 0,31 et il est

tiré du volume 18 de l'ASM International. Le nombre de face en contact, N, est de 2 d'après la figure 3.3.

Pour résoudre ces équations, les valeurs du couple, du nombre de boulons et du diamètre de boulon sont supposé et la tension initiale F et la charge P sont par la suite calculées.

Pour obtenir une combinaison valide, il faut que la charge P soit supérieure à la charge maximale qui sera atteinte lors des prédéformations à 20°C et 260°C. Ces charges sont pour l'instant inconnues, bien que les contraintes le soient (tableau 3.1), puisque la géométrie des grandes éprouvettes n'est pas encore déterminée. Il est supposé que la charge maximale obtenue lors des prédéformations à 20°C et à 260°C sera inférieure à 800kN. Cette hypothèse sera vérifiée une fois que la géométrie des grandes éprouvettes sera connue.

Une combinaison valide a été obtenue en choisissant 5 boulons d'un diamètre de 22,2 mm avec 14 filets au 25,4 mm et un couple de 814 N-m (600 lb-pi). Cette combinaison génère une tension dans chaque boulon de 261,5 kN et une charge P de 810,5 kN. Les seuls boulons capables de supporter cette tension sont des boulons de type "Premier Supertanium". Les deux parois de chaque mors seront donc percés de 5 trous d'un diamètre légèrement supérieur à celui des boulons.

La conception des mors est basée sur les plans de mors appartenant à M. Yves Verreman, professeur au département de génie métallurgique de l'École Polytechnique

(annexe VI). La figure 3.4 présente les dimensions des deux mors qui seront utilisés pour prédéformer les grandes éprouvettes d'acier.

Figure 3.4: Géométrie d'un mors

Les mors sont fabriqués en acier 4340 trempé afin d'obtenir une dureté de 39HRC et une limite élastique de 1160MPa. Le calcul suivant établit la force nécessaire pour qu'il y ait déformation plastique dans une des deux parois du mors où la surface portante est la plus faible:

$$F_{nom} = \sigma_y \text{ x } (W - 2\phi_t) \text{ x } t$$

$$F_{nom} = 1160\text{MPa x } (152{,}4 - 2 \text{ x } 23{,}0)\text{mm x } 15{,}875\text{mm} = 1958{,}7\text{kN} > 800\text{kN}$$

Ainsi, au niveau de la surface portante la plus faible, chaque paroi du mors ne sera déformée qu'élastiquement puisque la charge qui sera rencontrée lors des prédéformations est limitée à 800kN.

3.2.3 RONDELLES DE PRÉ-TENSION À PLAN INCLINÉ

Il faut concevoir deux paires de rondelles qui serviront d'intermédiaire entre les grands blocs du banc d'essai et les mors. Ces rondelles devront supporter une charge en compression relativement élevée (section 4.2.1) et par conséquent elles seront fabriquées en acier 4340 trempé afin d'obtenir une dureté de 55HRC. Ces rondelles doivent être creuses pour s'insérer sur les tiges filetées des mors et comporter un plan incliné afin de produire un accroissement de hauteur en glissant l'une sur l'autre (figure 3.5).

Figure 3.5: Schéma des rondelles de pré-tension à plan incliné

L'angle d'inclinaison doit être suffisamment petit afin que les deux parties de la rondelle puissent demeurées décentrées l'une par rapport à l'autre lorsqu'elles seront sollicitées en compression.

3.2.4 GRANDE ÉPROUVETTE

Pour déterminer les dimensions de la grande éprouvette d'acier, il faut premièrement déterminer l'espace disponible une fois que les mors et les rondelles de pré-tension sont mis en place sur le banc d'essai (figure 3.6).

Figure 3.6: Espace disponible pour la grande éprouvette

D'après la figure 3.7, l'espace disponible est de 718,04 mm lorsque le piston est complètement étiré et de 819,64 mm lorsque le piston est complètement rétracté. La géométrie des éprouvettes ainsi que ses dimensions sont présentées à la figure3.7.

Figure 3.7: Grande éprouvette

L'éprouvette est de forme rectangulaire et est dotée d'une section réduite longue de 370,052 mm. Les petites éprouvettes seront prélevées dans cette section réduite après la prédéformation. Le diamètre des trous est identique au diamètre des trous des mors de même que la position de ces trous entre eux. L'épaisseur de l'éprouvette correspond à la distance entre les deux parois du mors (figure 3.3).

Avant d'accepter cette géométrie, il faut évaluer la sévérité du concentreur de contraintes dans les épaulements de l'éprouvette. Il n'est pas possible d'obtenir ce facteur en utilisant les abaques de Peterson parce que les rapports D/d et r/d de cette éprouvette sont supérieurs aux rapports couverts dans les abaques. Il faut donc utiliser la méthode des éléments finis (MEF) pour déterminer ce facteur.

Le modèle a été conçu à l'aide du pré-processeur de NISA. Toutefois, le calcul des déplacements et des contraintes s'effectue à l'aide d'un programme maison d'éléments finis (code source Fortran) élaboré par M. Jacques Lanteigne.

La figure 3.8 suivante illustre la modélisation par éléments finis de l'éprouvette. Seulement le quart de l'éprouvette a été modélisé puisque la géométrie de l'éprouvette ainsi que le système de forces qui sera appliqué possèdent deux plans de symétrie, soient le plan xz et le plan yz.

Ce modèle d'éléments finis est constitué de 2489 éléments linéaires CST (constant strain triangle) à 3 noeuds utilisés en déformation plane. Le modèle compte 1327 noeuds, soit 2654 degrés de liberté, étant donné qu'il y a deux degrés de liberté par noeud, puisqu'il s'agit d'une analyse en deux dimensions.

Afin de respecter la symétrie de l'éprouvette, les déplacements suivant x sont bloqués sur la frontière de droite (x=0) et les déplacements en y sont bloqués sur la frontière supérieure (y = 0 mm). Tous les autres noeuds sont libres de se déplacer suivant x et/ou y.

Figure 3.8: Modèle 1/4 de l'éprouvette

La force appliquée sur l'éprouvette est répartie uniformément sur les quatre noeuds, identifiés par les lettres A, B, C et D, situés à l'extrémité de l'éprouvette. La force appliquée sur les noeuds A et D est de -4,45 N (-1 lb) et la force appliquée sur les

noeuds B et C est de -8,90 N (-2 lbs). La figure 3.9 illustre la répartition des contraintes suivant l'axe de traction, soit l'axe y .

Figure 3.9: Distribution des contraintes axiales (en psi) dans l'éprouvette

Cette figure montre que la contrainte maximale est de 49401,2 N/m^2 (7,165 psi) et qu'elle se situe dans le rayon de courbure. Connaissant la valeur de cette contrainte maximale et la valeur de la contrainte nominale agissant au niveau de la section réduite unitaire, le facteur de concentration de contrainte est obtenu:

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} = \frac{49401{,}2\,N/m^2}{(26{,}69N/0{,}026289mx0{,}0254m)} = 1{,}236$$

Cette valeur de K_t est jugée trop élevée, une autre géométrie d'éprouvette est envisagé afin de réduire ce facteur (figure 3.10).

Figure 3.10: Grande éprouvette modifiée

Cette deuxième géométrie est très similaire à la première, à l'exception du rayon de courbure qui a été augmenté. Ceci a pour conséquence de réduire la longueur de la section réduite puisque la longueur totale de l'éprouvette a été conservée.

Les abaques de Peterson ne peuvent être utilisées pour établir le facteur de concentration de contrainte de cette nouvelle géométrie. Il faut donc recourir, une seconde fois, à la MEF pour obtenir ce facteur. Le modèle est illustré à la figure 3.11.

Figure 3.11: Modèle 1/4 de la grande éprouvette modifiée

Ce deuxième modèle d'éléments finis est constitué de 2373 éléments CST et comporte 1265 noeuds, soit 2530 degrés de liberté. Les conditions aux frontières et les forces appliquées sur le premier modèle demeurent les mêmes pour le présent modèle.

La figure 3.12 illustre la nouvelle répartition des contraintes suivant l'axe de traction y. En comparaison avec la distribution des contraintes du premier modèle, on note que la valeur de la contrainte maximale diminue de façon notable avec cette géométrie modifiée. Ceci se reflète sur le facteur de concentration de contrainte:

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} = \frac{45871{,}1N/m^2}{(26{,}69N/0{,}02629mx0{,}0254m)} = 1{,}1476$$

Il serait souhaitable d'augmenter davantage le rayon de courbure afin de réduire le plus possible l'écart entre la contrainte nominale et la contrainte maximale. Mais il faut savoir qu'une augmentation du rayon de courbure implique d'une part, une diminution de la longueur de la section réduite, et d'autre part, une augmentation du nombre de grandes éprouvettes à prédéformer pour obtenir toutes les petites éprouvettes.

Cette géométrie de rayon de courbure est par conséquent conservée en espérant que le facteur de concentration de contrainte diminuera graduellement en fonction de la déformation plastique de l'éprouvette, puisque l'écoulement plastique déplace en continu l'état le plus contraint vers la zone intérieure où la contrainte est plus faible.

Figure 3.12: Distribution des contraintes axiales (en psi) pour la géométrie modifiée de la grande éprouvette

En plus de s'assurer d'un facteur de concentration de contrainte relativement faible, il faut vérifier les points additionnels suivants:

- La distance entre les trous situés aux extrémités de la grande éprouvette modifiée est de 800,61mm, ce qui laisse au piston une course de 19,03 mm. La prédéformation de l'éprouvette, associée à cette course, est de 5%. cette déformation est obtenue en divisant la course par la longueur utile de l'éprouvette. En réalité, on obtient un pourcentage moindre puisqu'une partie de la déformation a lieu à l'extérieur de la longueur utile de l'éprouvette. Pour prédéformer l'éprouvette de 13,1%, il faut diminuer la longueur de la section réduite qui, actuellement est de 362,95mm. Ce changement de longueur n'aurait aucun effet sur le facteur de concentration de contrainte. La longueur de la section réduite choisie est de 316,46mm. Celle-ci permet au piston d'effectuer une course maximale de 65,52mm. Cette course est amplement suffisante puisque la course requise pour prédéformer une éprouvette de 13,1% doit être de 41,46mm.

- La largeur et l'épaisseur de la section réduite des grandes éprouvettes après prédéformation doivent être suffisamment grandes pour y prélever des petites éprouvettes. La largeur et l'épaisseur maximales de l'ensemble des petites éprouvettes à prélever sont identiques, soit 19,05 mm. En supposant que la quantité de prédéformation au niveau de la section réduite des grandes éprouvettes sera identique à celle des petites éprouvettes, c'est-à-dire 10,2% (tableau 3.1), la prédéformation dans le sens transversal sera de 5,1% en considérant un coefficient de poisson de 0,5 (Bazergui et al., 1987). Partant d'une épaisseur de 20,574 mm et d'une largeur de 52,578 mm,

on s'attend à des dimensions finales respectives de 19,525 mm et de 49,90 mm. Il sera donc possible de prélever toutes les petites éprouvettes.

- Les forces transmises aux grandes éprouvettes lors des prédéformations à 20°C et 260°C doivent être inférieures à la force hypothétique considérée pour concevoir les mors, soit 800 kN (section 3.2.2):

$$F_{260C} = 614\text{MPa} * (52{,}578\text{mm} * 20{,}574\text{mm}) = 664{,}2\text{kN}$$

$$F_{20C} = 544\text{MPa} * (52{,}578\text{mm} * 20{,}574\text{mm}) = 588{,}5\text{kN}$$

Les valeurs de contraintes proviennent du tableau 3.1. Les forces sont inférieures à 800 kN; par conséquent, le montage par friction pourra être utilisé pour prédéformer ces grandes éprouvettes.

La figure 3.13 montre la géométrie définitive des éprouvettes.

Figure 3.13: Géométrie définitive de l'éprouvette

Ces grandes éprouvettes seront prélevées dans la grande plaque d'acier dans le sens du laminage (figure 3.14)

Figure 3.14: Sens de prélèvement des grandes éprouvettes

3.2.5 FOUR

Pour fragiliser les grandes éprouvettes, il faut les prédéformer à 260°C à l'aide d'un four. Celui-ci doit être fabriqué puisque les fours disponibles ne sont pas d'assez grandes dimensions pour contenir les grandes éprouvettes.. Le four sera composé d'un cylindre creux en acier inoxydable et de fils chauffants enroulés sur sa circonférence interne. Ce four sera inséré par l'une des extrémités de l'éprouvette. Les paragraphes suivants indiquent les dimensions des composantes principales du four.

<u>Cylindre</u>

Le diamètre du cylindre doit être supérieur à la largeur des extrémités de l'éprouvette (139,7 mm) puisque celui-ci doit s'insérer par l'une des extrémités de l'éprouvette. En plus, le diamètre doit être suffisamment grand pour que les fils chauffants ne soient pas endommagés lors de l'insertion du cylindre sur l'éprouvette. En tenant compte de ces considérations, le diamètre du cylindre choisi est de 165,1 mm.

Ce four prend appui sur le mors inférieur par l'intermédiaire d'un support en aluminium dont les dimensions sont données à la figure 3.15.

Figure 3.15: Dessin du support

Ce support a une fente en son centre afin qu'il puisse, lui-aussi, s'insérer par l'une des extrémités de l'éprouvette.

Le cylindre doit être suffisamment long afin de couvrir, au minimum, la section réduite de la grande éprouvette avant et au cours de la prédéformation. Avant la prédéformation, l'extrémité inférieure B et l'extrémité supérieure A de la section réduite se situent respectivement à -55,9 mm et -372,3 mm par rapport au support d'aluminium (figure 3.16). La longueur du cylindre doit donc être supérieure ou égale à 372,34 mm.

Figure 3.16: Dimensions de l'éprouvette par rapport au support d'aluminium

Au cours de la prédéformation, le piston se déplace de 41,46 mm en direction de l'axe y positif, ce qui, par conséquent, entraîne le déplacement du mors inférieur, du support, du four et des extrémités de la section réduite de l'éprouvette.

Le déplacement effectué par l'extrémité B sera plus grand que le déplacement effectué par l'extrémité A puisque l'extrémité B est plus près du piston que l'extrémité A. Pour déterminer la longueur du four, nous avons émis une hypothèse fausse mais sécuritaire: les deux extrémités vont se déplacer de 41,46 mm. Si on considère que le four et le support sont fixes (ce qui est faux), la position de l'extrémité B après ce déplacement vers la direction y positive, sera de -14,43 mm par rapport au support (figure 3.16). Donc, l'extrémité B sera dans le four après ce déplacement en considérant que le four et le support sont fixe. En ce qui concerne l'extrémité A, il faut que l'extrémité supérieure du four dépasse celle-ci d'au moins 41,46 mm puisque le four va descendre de cette quantité. Pour que les deux extrémités de la section réduite demeure en tout temps dans le cylindre, la longueur minimale du four doit être de 413,8 mm. Pour des raisons pratiques, la longueur du cylindre a été établie à 419,1mm.

En tenant compte du diamètre et de la longueur du cylindre, une épaisseur de 3,175 mm a été choisie afin que ce cylindre soit suffisamment léger pour qu'il puisse être soulevé sans grand effort.

Fils chauffants

Les fils chauffants doivent être installés en forme de spirale sur la circonférence interne du four. Afin d'obtenir un bon contrôle de la température, il a été décidé de fabriquer un four constitué de trois zones chauffantes indépendantes en installant trois fils chauffants répartis également sur toute la longueur du four. Pour déterminer la quantité de fils chauffants nécessaire pour chacune des trois zones du four, il faut recourir à l'équation suivante:

$$L = \frac{NC}{\cos\alpha}$$

où, L, N, C et α représentent respectivement la longueur de fil nécessaire pour parcourir une zone du four, le nombre d'enroulements de fils pour une zone du four, la circonférence du cylindre πx165,1 mm) et l'angle d'inclinaison du fil, par rapport à l'horizontale. La valeur α est obtenue d'après la relation suivante:

$$\alpha = \tan^{-1}\left(\frac{h}{C}\right)$$

où h représente l'espacement entre les enroulements de fils chauffants. L'espacement a été choisi afin qu'il y ait 6 enroulements par zone de 139,7 mm, soit h = 23,29 mm, ce qui donne un α de 2,57°. La longueur de fil chauffant nécessaire pour couvrir une zone est donc de 3115,3 mm. Ce four sera donc constitué de trois fils chauffants Omegalux Rope Heaters FGR-100 de diamètre 6,35 mm, d'une longueur de 3048 mm et d'une puissance de 500W.

Pour maintenir ces fils en place, quatre séries de 33 petits trous (ϕ =1,5875 mm), espacées de 90° et répartis sur toute la longueur du cylindre, sont percés sur la circonférence du cylindre.

Les fils chauffants sont attachés au cylindre au moyen de petits fils de cuivre (ϕ = 0,33 mm; l ≈ 50,8 mm) qui auront été préalablement insérés à travers ces petits trous (figure 3.17).

Figure 3.17: Soutien des fils chauffants à l'intérieur du cylindre

La figure 3.17 met en évidence que six autres trous ϕ = 6,35 mm) ont été percés pour que les extrémités des trois fils chauffant demeurent à l'extérieur du four afin d'être fixées à la plaquette de connexion.

Six trous supplémentaires (ϕ = 6,35 mm) ont été percés dans la paroi du cylindre afin de permettre l'aération de la chaleur à l'intérieur du cylindre lors du chauffage (figure 3.18).

Figure 3.18: Photographie montrant la position des trous

Les six trous sont disposés de part et d'autre de la rangée de trous à travers lesquels sortent les extrémités des fils chauffant. Un angle de 124° sépare les trois trous illustrés sur cette figure des trois autres. Les trois trous apparaissant sur cette figure ainsi que les trois autres forment un triangle équilatéral dont les côtés, distance centre à centre, mesurent 25,4 mm. Le centre de ce triangle se situe à environ 228,6 mm de l'extrémité supérieure du cylindre.

Ce chapitre a expliqué les conditions de prédéformations et de température qu'il faut appliquer pour rendre l'acier fragile à la température ambiante. En plus, ce chapitre a présenté le montage qui a été mis au point pour prédéformer dans le domaine du bleu de grandes éprouvettes d'acier A516-70. Le prochain chapitre révèle la procédure à suivre pour prédéformer les éprouvettes et les résultats obtenus suite à ces prédéformations.

CHAPITRE 4

MISE AU POINT DU MONTAGE ET PRÉDÉFORMATION DES GRANDES ÉPROUVETTES

Les grandes éprouvettes doivent être prédéformées à 20°C et à 260°C en utilisant le montage décrit au chapitre précédent. La première partie du présent chapitre explique la procédure suivie pour mettre en place les diverses composantes du montage. La seconde partie met en relief les conditions d'essai à appliquer aux grandes éprouvettes et finalement ce chapitre expose les résultats de ces prédéformations, à 20°C et à 260°C, ainsi que leur analyse.

4.1 MISE EN PLACE DES COMPOSANTES DU MONTAGE

Avant de prédéformer les grandes éprouvettes, il faut d'abord installer les différentes composantes du montage. Les composantes sont:

- Les rondelles de pré-tension à plan incliné;
- Les mors;
- La grande éprouvette;
- Les boulons;
- Les thermocouples, le four et la laine minérale dans le cas des essais à chaud.

Les paragraphes suivants expliquent la procédure à suivre pour mettre en place toutes ces composantes

4.1.1 MORS ET RONDELLES DE PRÉ-TENSION À PLAN INCLINÉ

Les mors et les rondelles sont les deux premières composantes à être installées sur le banc d'essai. Les deux paires de rondelles sont insérées sur la tige filetée des deux mors. Ces tiges filetées sont vissées dans les trous filetés des deux blocs du banc d'essai MTS.

Les parois internes des mors ainsi que les 10 petits trous sont nettoyés avec de l'acétone et un chiffon. Ce nettoyage est effectué avant chaque prédéformation.

Par la suite, un cyclage sinusoïdal d'environ une demi-heure est imposé au piston du banc d'essai afin de le préchauffer. Ce cyclage est effectué seulement lorsque le banc d'essai est initialement mis en marche à l'aide de l'interrupteur. Finalement, par le biais d'un essai de traction qui est expliqué à l'annexe VII, les tiges filetées des mors du système d'attache sont assujettis à une prétension de sorte qu'il n'y ait aucun jeu à ce niveau.

4.1.2 GRANDE ÉPROUVETTE

Avant de procéder à l'insertion de l'éprouvette, des repères distants de 127 mm de part et d'autre du centre de symétrie sont tracés sur celle-ci (figure 4.3). De plus, les extrémités de l'éprouvette, c'est-à-dire les quatre surfaces qui seront être en contact avec les parois internes des deux mors, sont nettoyées à l'aide d'un chiffon imbibé d'acétone. Pour insérer l'éprouvette, il faut procéder en trois étapes. Premièrement, il faut saisir manuellement l'éprouvette au niveau de sa section réduite et insérer une de

ses deux extrémités dans le mors inférieur (cf. figure 4.4). Deuxièmement, il faut fixer cette extrémité à l'aide d'un premier boulon. Troisièmement, il faut ramener l'autre extrémité pour l'insérer dans le mors supérieur. Pour insérer complètement cette extrémité, il faut utiliser un marteau en plastique; les coups de marteau sont donnés sur le flanc de l'éprouvette au niveau du mors. Une fois que l'éprouvette est centrée horizontalement, on procède à l'alignement vertical des trous de l'éprouvette avec ceux du mors supérieur (figure 4.1).

Figure 4.1: Mise en place de l'éprouvette dans les mors

4.1.3 BOULONS

Une fois que l'éprouvette est alignée, les dix boulons, préalablement numérotés de 1 à 10, sont insérés dans les dix trous. Les boulons identifiés par les numéros 1 à 5 sont insérés dans les trous de la partie supérieure du montage. Les autres boulons, numérotés de 6 à 10, sont insérés dans les trous de la partie inférieure du montage. Les têtes de boulon sont disposées de façon alternée de part et d'autre des mors (figure 4.2).

Figure 4.2: Positionnement des boulons

De la graisse (lubrifiant Dow corning G-N metal assembly paste) est appliquée sur la partie de la tige filetée de chaque boulon qui sera en contact avec les écrous. De la graisse est aussi appliquée sur les rondelles qui seront en contact avec les écrous.

Après avoir vissé les écrous manuellement, une légère pré-tension d'environ 20 kN est appliquée au montage à l'aide du piston. Celle-ci sert à éliminer le jeu existant entre les tiges filetées des boulons et les trous. Le couple de serrage est ensuite appliqué à l'aide d'une clé dynamométrique modèle Gray mfr 600 et d'une clé combinée. La douille de la clé dynamométrique, de 33,34 mm de diamètre, s'insère sur les écrous et la partie fermée de la clé, sur les têtes de boulon. Cette clé est nécessaire pour contrer la rotation des têtes de boulon lors de l'application du couple de serrage. Pour obtenir le couple de 600 lb-pi, il faut appliquer des couples progressifs de 200-400-500-575 et 600 lb-pi aux boulons. Chaque couple est appliqué en respectant le même ordre de boulons soit: 1-5-3-2-4 et 7-9-8-6-10. La pré-tension de 20 kN est ramené à 0 kN une fois que le couple à tous les boulons est de 600 lb-pi.

4.1.4 AUTRES COMPOSANTES

Pour effectuer les prédéformations à chaud, il faut ajouter des composantes au montage de base. Tout d'abord, avant de mettre en place l'éprouvette entre les mors, trois thermocouples de type K (chromel-alumel) sont soudés sur celle-ci (figure 4.3).

Figure 4.3: Identification des repères (traits blancs) et disposition des thermocouples

Un premier thermocouple est soudé au centre de l'éprouvette. Les deux autres thermocouples sont soudés à une distance de 158,23 mm (extrémités de la section réduite) de part et d'autre du centre. Cette disposition ne permet pas de connaître la température en tout point mais elle donne la température à des points critiques le long de la section réduite de l'éprouvette avant la prédéformation.

Ensuite, l'éprouvette est insérée dans le mors inférieur et un seul boulon est inséré pour la maintenir en équilibre sans qu'elle soit insérée dans le mors supérieur (figure 4.4).

Le support en aluminium et le four sont insérés par l'extrémité supérieure de l'éprouvette et prennent appui sur le mors inférieur. Ensuite, la partie supérieure de l'éprouvette est insérée dans le mors. Les boulons sont insérés et serrés d'après la méthode décrite à la section 4.1.3.

Figure 4.4: Mise en place du four

Après l'application du couple de serrage, deux fils chauffants sont encerclés autour des deux mors; ceci permet de ralentir le taux de refroidissement du four aux deux extrémités. Le montage est par la suite enrobé de laine minérale.

Finalement, les composantes externes du montage, c'est-à-dire les vortex, qui convertissent l'air comprimé en deux jets (chaud et froid) basse pression, et les trois contrôleurs de température, sont mis en place.

4.2 PROCÉDURE EXPÉRIMENTALE

La figure 4.5 illustre les montages à 20°C et 260°C, une fois que toutes les composantes sont mises en place.

Figure 4.5: Montage pour les prédéformations à 20°C et 260°C

En ce qui concerne les prédéformations à 260°C, les deux contrôleurs associés aux deux fils chauffants des extrémités du four sont programmés pour atteindre 260°C tandis que le fil du milieu est programmé afin de ne générer aucune chaleur, soit 20°C. Ce dernier est activé seulement si l'apport thermique provenant des deux extrémités est

insuffisant pour maintenir une température uniforme le long de la section réduite de la grande éprouvette. Le jet d'air froid provenant des vortex est activé, au cours du chauffage, dès que la température au niveau de la section centrale dépasse celle des deux extrémités. Le jet provenant des deux vortex pénètre dans la partie centrale du four par les 6 petits trous afin de refroidir et de mieux répartir l'air chaud à l'intérieur du four.

Une attente de 40 minutes est nécessaire, une fois que la température affichée par les trois thermocouples est près de 260°C (± 5°C), afin de s'assurer que la température de l'éprouvette est vraiment stabilisée. La charge appliquée pour contrer le flambement est par la suite réduite à zéro pour procéder à la prédéformation.

Pour prédéformer les grandes éprouvettes à 20°C et 260°C, il faut élaborer un programme informatique simple pour spécifier les conditions d'essais, entre autres, le déplacement et la vitesse du piston. D'après la section 3.1.3, les grandes éprouvettes doivent être prédéformées de 13,09%; ceci se traduit par un déplacement à imposer de:

$$\delta_T = l_O(1+\alpha\Delta T) \times \varepsilon_{\delta T} = 316{,}46\text{mm} \times (1{,}003) \times 13{,}1\% = 41{,}6\text{mm}$$

La vitesse du piston utilisée lors des essais préliminaires était de 0,167 mm/s. Le taux de déformation, qui est obtenu en divisant cette vitesse par la longueur de la section réduite des petites éprouvettes, était de $2{,}9 \times 10^{-3}$/s. D'après les informations rapportées à la section 1.2.2, il faut conserver ce taux pour ne pas provoquer un décalage du domaine où sévit le vieillissement dynamique. Par conséquent, la vitesse du piston à imposer lors des prédéformations des grandes éprouvettes doit être de:

$$v = 316{,}47\text{mm} \times 2{,}92\text{x}10^{-3}/\text{s} = 0{,}925\text{mm}/\text{s}$$

Au cours de l'essai, les valeurs de la charge et du déplacement sont affichées à l'écran sous forme graphique et sont emmagasinés à l'aide d'un système d'acquisition de données. Lorsque le déplacement désiré est atteint, l'essai prend fin et la charge appliquée sur l'éprouvette est réduite à zéro. Dans le cas des prédéformations à 20°C, tous les boulons sont desserrés et enlevés et l'éprouvette est retiré des mors. En ce qui concerne les essais à 260°C, les boulons du mors supérieur sont desserrés et enlevés à chaud et l'éprouvette est retiré des mors dès que sa température est près de la température ambiante.

4.3 RÉSULTATS

Cette section présente les résultats concernant l'installation des mors, les essais de prédéformations à 20°C et à 260°C.

4.3.1 INSTALLATION DES MORS

Le montage conçu pour prédéfomer les grandes éprouvettes (chapitre 3) a été testé ici pour la première fois lors de la prétension des mors. La figure 4.6 illustre la courbe force-déplacement qui a été obtenue lors de mise en tension des mors à l'aide d'une éprouvette en acier 4340.

Figure 4.6: Courbe de traction associée à la première prétension des mors

Cette figure met en évidence que la charge désirée, 700 kN, n'a pas été atteinte puisqu'il s'est produit un glissement indésirable à une charge de 528 kN. L'essai a été arrêté à ce niveau de charge dans le but de resserer les boulons retenant l'éprouvette. Lors de l'application du couple de serrage, un des écrous s'est déformé plastiquement. Ce premier essai a, par conséquent, été interrompu afin d'apporter des modifications au montage.

Premièrement, l'ensemble goujons-rondelles-écrous utilisé lors de cet essai était fabriqué en acier SAE J429-grade 8 (dureté entre 33-39 HRC). Il s'est avéré que les mesures de dureté effectuées sur l'écrou déformé plastiquement et sur d'autres écrous étaient inférieures à 33 HRC. Cet ensemble a été remplacé par un ensemble boulons-écrous fabriqué en Supertanium.

Deuxièmement, le couple de serrage lors de ce premier essai était appliqué à l'aide d'une clé dynamométrique à cadran-aiguille et il était difficile d'appliquer le couple de façon précise. Ce problème a été réglé en utilisant une clé dynamométrique à déclic.

Finalement, les mors et les extrémités de l'éprouvette ont été nettoyés (section 4.1.2) et les boulons ont été serrés d'après la méthode décrite à la section 4.1.3.

La figure 4.7 illustre la courbe force-déplacement obtenue suite à ces modifications.

Figure 4.7: Courbe de traction associée à la prétension des mors suite aux modifications

Cette figure montre, d'une part, que le problème rencontré lors du premier essai ne s'est pas manifesté au cours du second essai. D'autre part, que la pente de la droite lors du déchargement est plus grande que la pente de la droite lors de la mise en charge. Cet écart est probablement attribuable à une reprise du jeu entre les tiges filetées des boulons et les trous de la grande éprouvette lors de la mise en charge. En effet, à cause de notre inexpérience avec ce banc d'essai, une pré-compression au lieu d'une pré-tension a été imposée au montage lors de l'application du couple de serrage.

4.3.2 ÉPROUVETTES PRÉDÉFORMÉES À 20°C

Sachant que les mors ont été tensionnés sans glissement, il s'agit maintenant de savoir, d'une part, s'il est possible de prédéformer les grandes éprouvettes d'acier A516-70 sans glissement. D'autre part, il faut aussi vérifier s'il y a diminution graduelle du facteur K_t associé aux rayons de courbure de l'éprouvette lorsque la déformation plastique augmente. La prédéformation de la première grande éprouvette s'avère donc être le test le plus important de cette étude.

Pour cette première prédéformation, huit jauges furent collées à des endroits stratégiques sur l'éprouvette afin de suivre l'évolution des déformations en fonction du déplacement du piston. La figure 4.8 montre schématiquement l'emplacement de chacune des jauges et l'annexe IV.2 donne les détails concernant le choix de ces positions et leurs coordonnées.

Figure 4.8: Emplacement des 8 jauges sur la grande éprouvette

Lors de cette première prédéformation, nous avons rencontré quelques difficultés. La figure 4.9 illustre, en ordonnée, la force ainsi que les déformations associées aux huit jauges en fonction du déplacement du piston.

Figure 4.9: Variation de la force et de la déformation des 8 jauges en fonction du déplacement du piston

Il est important de mentionner que cette première prédéformation à 20°C devait prendre fin lorsque la jauge 7 atteindrait une déformation de 130900 µm/m (13,09%) ou lorsque la force afficherait 588,5 kN. Au cours de l'essai, entre 14 et 28 mm d'après la

figure 4.9, la jauge 7 a décollé. Les valeurs de déformation enregistrées suite à cet événement ont dépassé 130900 µm/m. En conséquence, l'ordinateur a commandé au piston du banc d'essai de cesser sa course.

L'essai s'est poursuivi une fois que la condition d'arrêt sur cette jauge a été supprimée. L'essai s'est terminé lorsque la charge a atteint 588,5 kN.

La jauge 3 a, elle aussi, cessé de fonctionner mais après un déplacement du piston de 30 mm. En plus de ces problèmes, la figure 4.9 met en évidence un problème lié au système d'acquisition de données. En effet, les valeurs de la force et des 8 déformations sont absentes entre 12 et 28 mm et après 37 mm. Ceci est attribuable à un taux d'acquisition trop élevé pour la capacité de l'ordinateur. Il s'avère donc impossible de connaître la déformation finale de l'éprouvette calculée d'après le déplacement du piston.

Malgré ces difficultés, les résultats de la figure 4.9 indiquent que la déformation, qui s'est probablement amorcée au niveau du rayon de courbure, s'est propagée le long de la section réduite de l'éprouvette. En effet, plus la jauge est proche du centre de symétrie de l'éprouvette (J1 et J2 étant les plus loins et J7 et J8 étant les plus près), plus sa déformation est élevée. Le contraire aurait été obtenu dans le cas où la déformation était demeurée au niveau du rayon de courbure. La déformation au niveau de la section réduite de la grande éprouvette a également été mesurée à l'aide de repères initialement distants de 254 mm. La valeur obtenue, en considérant la déformation uniforme entre les repères, est de

$$\varepsilon_{L_J} = \frac{298{,}45\text{mm} - 254\text{mm}}{254\text{mm}} * 100\% = 17{,}5\%$$

Cette valeur de déformation est de beaucoup supérieure à la quantité de déformation obtenue lors des essais préliminaires, bien que la contrainte développée dans les deux cas est de 544 MPa (tableau 3.1). Ceci est attribuable au fait que dans la région avoisinante de la striction, il existe plusieurs valeurs de déformation qui peuvent correspondre à la contrainte désirée.

Finalement, la courbe de chargement montre aussi qu'il ne semble pas y avoir eu de glissement lors de la mise en charge bien que l'épaisseur de l'éprouvette ait légèrement diminué dû à l'effet de Poisson (de 20,57 mm à 19,30 mm).

À la lumière de cette première prédéformation, il a été décidé d'une part, qu'aucune modification géométrique ne serait apportée aux grandes éprouvettes. D'autre part, qu'un déplacement correspondant à une prédéformation, $\varepsilon^{p}_{\delta T}$, de 13,09% serait imposé aux grandes éprouvettes afin qu'elles soient toutes prédéformées de la même quantité.

La figure 4.10 illustre les courbes de traction obtenues lors des prédéformations subséquentes à 20°C. Cette figure montre que les trois prédéformations ont produit des courbes force-déplacement similaires.

a) Grande éprouvette no.2

b) Grande éprouvette no.4

c) Grande éprouvette no.6

Figure 4.10: Courbes force-déplacement des grandes éprouvettes prédéformées à 20°C

Le tableau 4.1 suivant résume les données importantes tirées de ces graphiques. Ce tableau révèle que la prédéformation totale, mesurée d'après la courbe force-déplacement, correspond bien à la prédéformation désirée, soit 13,09% (section 3.1). La prédéformation plastique, mesurée d'après cette même courbe, est supérieure à celle obtenue lors des essais préliminaires (11,6% d'après le tableau 3.1). La prédéformation au niveau de la section réduite, mesurée à l'aide de repères distants de 254 mm et/ou de 304,8 mm, vaut en moyenne 10,6%.

Tableau 4.1: Propriétés mécaniques des grandes éprouvettes prédéformées à 20°C

Données	Identification des grandes éprouvettes		
	G. É. no. 2	G. É. no. 4	G. É. no. 6
Date de l'essai	11 août 1997	21 août 1997	12 novembre 1997
σ_{max}	532 MPa	526 MPa	534 MPa
σ_y	317 MPa	309 MPa	321 MPa
$\varepsilon^p_{\delta T}$	13,11%	13,09%	13,09%
$\varepsilon^p_{\delta P}$	12,51%	12,51%	12,51%
ε_{L_J} (L_J=254 mm)	aucun repère n'a été placé	10,5%	10,6%
ε_{L_J} (L_J=304,8 mm)	aucun repère n'a été placé	aucun repère n'a été placé	10,7%

Les valeurs de la limite d'écoulement et de la contrainte maximale atteintes lors de ces trois prédéformations sont à peu près identiques à celles obtenues lors des essais préliminaires (tableau 3.1).

4.3.3 ÉPROUVETTES PRÉDÉFORMÉES À 260°C

La première prédéformation à 260°C a eu lieu tout de suite après la première prédéformation à 20°C. Lors de cette première prédéformation à 260°C, aucun trou n'avait été percé dans la partie centrale du four, les trois contrôleurs de température avaient été réglés pour 260°C et la laine minérale recouvrait complètement le four.

Au cours du chauffage, des modifications furent apportées au montage pour diminuer la chaleur excessive dans la zone centrale du four (figure 4.11). D'abord, la laine minérale blanche recouvrant le four a été abaissée pour dégager la partie centrale du four, puis, un tuyau de cuivre a été entouré autour de la zone centrale afin d'y faire circuler de l'eau froide. De plus, deux vortex, un ventilateur et une bonbonne d'azote liquide ont successivement été ajoutés pour souffler de l'air froid sur la zone centrale du four. Avec tous ces ajouts, il a été possible de maintenir une température de 260°C dans les trois zones du four et de prédéformer la grande éprouvette no.1 sans aucune difficulté.

Figure 4.11: Dispositifs utilisés lors de la première prédéformation à 260°C

À la suite de cette première prédéformation, des modifications (décrites à la section 4.1.4) furent apportées au montage afin de ne plus recourir à un tuyau de cuivre, un ventilateur et à une bonbonne d'azote pour obtenir une répartition uniforme de la température.

La figure 4.12 regroupe les courbes force-déplacement des trois grandes éprouvettes prédéformées à 260°C.

a) Grande éprouvette no.1

c) Grande éprouvette no.5

d) Grande éprouvette no.7

Figure 4.12: Courbes force-déplacement des trois grandes éprouvettes prédéformées à 260°C

Cette figure montre que les trois essais de prédéformations ont donné des courbes force-déplacement similaires. Le tableau 4.2 résume les données importantes tirées de ces graphiques.

Tableau 4.2: Propriétés mécaniques des grandes éprouvettes prédéformées à 260°C

Données	Identification des grandes éprouvettes		
	G. É. no. 1	G. É. no. 5	G. É. no. 7
Date de l'essai	24 juillet 97	10 août 97	20 nov. 97
σ_{max}	588 MPa	597 MPa	601 MPa
σ_y	244 MPa	250 MPa	252 MPa
$\varepsilon^p_{\delta T}$	13,09%	13,05%	13,08%
$\varepsilon^p_{\delta P}$	12,47%	12,38%	12,32%
ε_{L_J} (L_J=254 mm)	aucun repère n'a été placé	10,5%	10,6%
ε_{L_J} (L_J=304,8 mm)	aucun repère n'a été placé	aucun repère n'a été placé	10,6%
Températures avant essai			
Thermocouple du Haut	260,5°C	260,6°C	259,3°C
Thermocouple du milieu	261,3°C	258,6°C	260,2°C
Thermocouple du bas	260°C	259°C	260,5°C

Ce tableau révèle que la déformation totale, mesurée d'après la courbe charge-déplacement, correspond à la déformation désirée, soit 13,09% (section 3.1). Tout comme les prédéformations à la température ambiante, la déformation mesurée à l'aide de repères distants de 254 mm et/ou 304,8 mm est en moyenne de 10,6%. Cette quantité de prédéformation est étonnamment similaire à celle obtenue en prédéformant une petite éprouvette cylindrique à 260°C (tableau 3.1).

Le vieillissement dynamique s'est manifesté lors de ces trois prédéformations. En effet, les contraintes maximales atteintes sont de beaucoup supérieures à celles obtenues lors des prédéformations à 20°C. La moyenne des contraintes maximales obtenues à 260°C est de 595 MPa tandis qu'elle est de 531 MPa en ce qui concerne les trois prédéformations à 20°C. Ces valeurs de contraintes maximales recoupent celles du graphique résistance ultime-température (figure 2.7). Par ailleurs, la moyenne des limites d'écoulement obtenues à 260°C est de 249 MPa, tandis qu'elle est de 315 MPa en ce qui concerne les trois prédéformations à 20°C. Ces valeurs de la limite d'écoulement recoupent, une fois de plus, celles du graphique limite d'élasticité-température (figure 2.7). Finalement, ce tableau met en évidence que les températures affichées par les trois thermocouples (haut, milieu et bas), avant prédéformation, ont été uniformes le long de la section réduite des trois grandes éprouvettes et sont confinées dans l'intervalle ±1,5°C.

En résumé, ce chapitre a exposé la procédure qui a été adoptée pour mettre en place les diverses composante du montage sur le banc d'essai MTS. La seconde partie de ce chapitre a mis en relief les conditions d'essai à appliquer aux grandes éprouvettes. Finalement, la dernière partie de ce chapitre a exposé les résultats des trois prédéformations à 20°C et des trois prédéformations à 260°C. Le chapitre 5 suivant présente les propriétés mécaniques, issues de divers essais, de ces grandes éprouvettes d'acier A516-70 prédéformées à 20°C et 260°C.

CHAPITRE 5

PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DES GRANDES ÉPROUVETTES PRÉDÉFORMÉES

Le chapitre 3 a mis en évidence les conditions d'essais à appliquer et le montage à utiliser pour prédéformer les grandes éprouvettes d'acier. Le chapitre 4 a révélé les résultats obtenus suite aux prédéformations des grandes éprouvettes.

Le présent chapitre présente les propriétés mécaniques de l'acier A516-70 prédéformé à 260°C et de l'acier A516-70 prédéformé à 20°C. La première section identifie le nombre de petites éprouvettes requises ainsi que la géométrie de ces dernières pour réaliser les essais d'impact (Charpy), de traction, de ténacité et de fatigue-propagation. La deuxième section décrit la procédure expérimentale suivie pour réaliser ces essais. La troisième et dernière section présente les résultats de ces essais. La discussion générale de ces résultats sera présentée au chapitre 6.

5.1 PRÉLÈVEMENT DES PETITES ÉPROUVETTES

Le tableau 5.1 identifie le nombre de petites éprouvettes qui doivent être prélevées dans la section réduite des grandes éprouvettes prédéformées à 20°C et 260°C en vue de réaliser les différents essais.

Tableau 5.1: Nombre de petites éprouvettes nécessaires pour les essais Charpy, de traction, de ténacité et de fatigue-propagation

Type de petites éprouvettes	Prélèvement dans les grandes éprouvettes	
	prédéformées à 20°C	prédéformées à 260°C
Charpy	24	24
Traction	2	2
Ténacité	5	6
Fatigue-propagation	3	3

Le tableau 5.2 précise dans quelles grandes éprouvettes seront prélevées ces petites éprouvettes.

Tableau 5.2: Répartition des petites éprouvettes dans les grandes éprouvettes

Type de petites éprouvettes	Grandes Éprouvettes prédéformées à 20°C	Grandes Éprouvettes prédéformées à 260°C
Charpy	no. 2, no. 4, no. 6	no. 1, no. 5, no. 7
Traction	no. 6	no. 7
Ténacité	no. 2, no. 4	no. 1, no. 5, no. 7
Fatigue-propagation	no. 4	no. 5

L'annexe IX illustre l'emplacement et les dimensions normalisées des petites éprouvettes dans la section réduite des grandes éprouvettes. Les éprouvettes nécessitant des entailles ont été disposées de manière à ce que l'orientation de la propagation soit L-T, c'est-à-dire perpendiculaire au sens de laminage et dans la direction du sens travers au laminage (norme ASTM E399-83). Pour que l'orientation soit aussi L-T dans le cas des éprouvettes Charpy, la lettre L a été gravée sur la surface contenant le plan L-T lors du découpage. Les éprouvettes de traction ont été disposées de sorte que leur axe longitudinal soit parallèle au sens du laminage (L). Les numéros apparaissant sur les petites éprouvettes ont été gravés sur leurs extrémités lors du découpage.

La cote située à gauche des grandes éprouvettes de l'annexe V.1 représente la longueur nécessaire pour prélever les petites éprouvettes dans la section réduite. Cette cote inclut la perte de matière causée par le trait de scie (3,175 mm). La cote située à droite représente la longueur de la section réduite finale (après la prédéformation). Celle-ci, L_{SRF}, a été obtenue d'après l'équation suivante:

$$L_{SRF} = L_{SRI}\left(1+\frac{10,6}{100}\right) = 316,5\text{mm}(1,106) = 350\text{mm}$$

L_{SRI} représente la longueur de la section réduite initiale (avant la prédéformation) soit 316,5 mm et ε_{LJ} représente la déformation mesurée entre les repères distants de 254 mm soit, 10,6% d'après les tableaux 4.1 et 4.2.

5.2 DESCRIPTION DES ESSAIS MÉCANIQUES

Dans cette section, l'équipement nécessaire et la procédure expérimentale qui sera suivie pour réaliser les essais Charpy, de traction, de ténacité et de fatigue propagation seront décrits.

5.2.1 ESSAI DE RÉSILIENCE CHARPY

Cet essai est employé pour déterminer l'énergie d'impact, c'est-à-dire l'énergie absorbée lors de la rupture sous impact d'une éprouvette entaillée portée à une certaine température. La variation de l'énergie absorbée en fonction de la température définit la courbe de transition ductile-fragile de l'acier. On y observe généralement, en ce qui concerne les aciers au carbone, un plateau fragile de basse énergie à basse température, un plateau ductile à plus haute température et une zone de transition entre ces plateaux. Pour obtenir cette courbe, il faut disposer d'un banc d'essai dont les diverses composantes sont schématisées à la figure 5.1.

Les conditions d'essai (masse du pendule, vitesse de percussion) sont rigoureusement normalisées (ASTM E23-96) afin d'assurer une meilleure reproductibilité des essais.

La procédure expérimentale utilisée consiste à souder un thermocouple de type K (chromel-alumel) dans la région de l'entaille mécanique d'une éprouvette Charpy (figure 5.2) et de refroidir l'éprouvette dans l'azote liquide (-196°C) ou de la réchauffer sur une plaque chauffante électrique, dépendant de la température d'essai.

La température est mesurée à l'aide d'un lecteur de température digital et la lecture se fait directement en degrés C.

Figure 5.1: Mouton-pendule pour l'essai Charpy (Bégin, 1978)
(A) marteau (B) éprouvette
(C) enclume (D) aiguille de lecture
(E) levier d'opération

Dans le cas des essais à basse température, l'éprouvette séjourne environ 5 minutes dans l'azote liquide pour que la température s'uniformise à travers la section. Comme le thermocouple est en surface, ce dernier perçoit la température de l'azote avant le coeur de l'éprouvette. Dans le cas des essais à haute température, l'éprouvette est chauffée 100°C au-dessus de la température désirée. Au cours du chauffage ou du

refroidissement, le mouton pendule est armé et l'aiguille de lecture est remise à 0. Ensuite, l'éprouvette est sortie de l'azote liquide et centrée sur l'enclume du mouton pendule en utilisant les pinces recommandées par la norme.

Figure 5.2: Position du thermocouple sur une éprouvette Charpy (Lalonde et Lanteigne, 1992)

Aussitôt que la température du thermocouple atteint celle désirée pour l'essai, le pendule est relâché. Celui-ci vient frapper le côté de l'éprouvette opposé à celui qui contient l'entaille.

Après chaque essai, la quantité d'énergie absorbée est lue d'après la position de l'aiguille. L'expansion latérale et le pourcentage de rupture ductile sont mesurés en utilisant la méthode préconisée par la norme.

5.2.2 ESSAI DE TRACTION

Cet essai, normalisé ASTM E8-87, est employé pour déterminer la résistance ultime, la limite d'élasticité et l'allongement à la rupture à la température ambiante. Ces valeurs sont obtenues en employant la procédure expérimentale décrite à la section 2.3.1

5.2.3 ESSAI DE TÉNACITÉ K_{IC}

Cet essai, normalisé ASTM E-399-90, permet d'obtenir la ténacité à la rupture d'un matériau métallique en déformations planes, c'est-à-dire la résistance du matériau à la propagation rapide d'une fissure.

Pour obtenir la valeur de K_{IC}, il faut polir les éprouvettes identifiées par "ténacité K_{IC}" à l'annexe IX. Ensuite, il faut les préfissurer en fatigue flexion 3-points de sorte à produire une fine fissure de fatigue allant jusqu'à a/W=0,55 (a étant la longueur de la fissure et W, la largeur de l'éprouvette). La préfissuration ainsi que l'essai de ténacité sont effectués sur une machine servo-hydraulique Instron 8511 de charge nominale 20 kN (figure 5.3).

Le rapport de chargement R (P_{min}/P_{max}) appliqué lors de la préfissuration est voisin de 0,1 et la fréquence est de 35 Hz. La fissure est mesurée en cours d'essai à l'aide d'une lunette optique ayant une précision de 0,01 mm.

La norme impose une limite sur la valeur du facteur d'intensité de contrainte à appliquer pour débuter et terminer la préfissuration en fatigue. Au début de la préfissuration, la valeur ne doit pas dépasser 80% de la valeur estimée de K_{IC} et à la fin de la préfissuration, la valeur de K_{max} doit être inférieure à 60% de la valeur minimale de K_{IC} estimée.

Après la préfissuration, un extensomètre est placé dans le but de mesurer le bâillement ou le déplacement des lèvres de la fissure lors de l'essai (figure 5.3).

Figure 5.3: Montage utilisé pour la préfissuration dans un essai de ténacité et position de l'extensomètre

Ensuite, chaque éprouvette est assujettie à une flexion en mode charge jusqu'à l'atteinte de la rupture. Le taux de mise en charge doit être suffisamment lent pour que l'essai puisse être considéré comme étant un essai statique, soit entre 0,55 MPa-m$^{1/2}$/s et 2,75 MPa-m$^{1/2}$/s d'après la norme. La courbe charge-baîllement est tracée à l'aide d'une table traçante.

De cette courbe, on détermine la charge P_Q qui correspond au début de la progression de la fissure. Pour obtenir une valeur de K_{IC} valide, il faut que la charge maximale atteinte lors de l'essai, P_{max}, soit inférieure à 1,1 P_Q.

La longueur de la préfissure de fatigue est évaluée à partir d'une photographie de la surface de rupture. Ceci permet de tenir compte de la courbure du front de la fissure de fatigue tout en garantissant une plus grande précision sur la mesure grâce au facteur d'agrandissement. La longueur de la fissure est mesurée au centre du front de fissure et à mi-chemin entre le centre et les extrémités du front de fissure. La longueur moyenne est utilisée pour calculer K_Q, la valeur approchée de la mesure de ténacité, d'après l'équation suivante:

$$K_Q = \left(\frac{P_Q S}{BW^{3/2}}\right) f(a/W)$$

où S, B, W et f(a/W) représentent respectivement la portée entre les points d'appui de l'éprouvette, l'épaisseur de l'éprouvette, la largeur de l'éprouvette et une

fonction géométrique qui dépend du rapport a/W et de la géométrie des éprouvettes (cf. norme ASTM E399-90).

Pour déterminer si la valeur provisoire de ténacité est une mesure valide de K_{IC}, il faut substituer la valeur de K_Q à celle de K_{IC} dans l'équation ci-dessous et vérifier si l'épaisseur d'éprouvette utilisée et la longueur de la fissure sont suffisantes, i.e.

$$B > 2.5(K_{IC}/\sigma_Y)^2$$

$$a > 2.5(K_{IC}/\sigma_Y)^2$$

La norme exige de faire trois mesures valides pour déterminer la valeur de K_{IC} pour un matériau donné, à une température donnée.

5.2.4 ESSAI DE TÉNACITÉ J_{IC}

La méthode précédente peut être utilisée pour déterminer la ténacité des matériaux fragiles et ductiles. Cependant, en ce qui concerne les matériaux ductiles, pour obtenir une mesure valide de K_{IC} (état plan de déformation), la norme précédente exige une épaisseur B d'au moins 47 fois la taille de la zone plastique à la rupture:

$B > 2.5(K_{IC}/\sigma_Y)^2$ d'après la norme ASTM E399

$B > 2,5x6\pi x r_p \approx 47x r_p$ où $r_p = \frac{1}{6\pi}\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_Y}\right)^2$

Pour des matériaux de moyennes ou grande ductilité, l'épaisseur nécessaire peut être très importante. Pour ces matériaux, la mesure de K_{IC} devient expérimentalement difficile, voire impossible, puisqu'il faut disposer de machines spéciales de très grande capacité et il faut pouvoir produire le métal à cette dimension dans la nuance métallurgique recherchée. Afin de remédier à ce problème, la norme ASTM E813-89 a été élaborée pour déterminer la ténacité des matériaux ductiles à partir de la valeur J_{IC}.

Pour déterminer J_{IC} dans la présente étude, il faut premièrement polir les éprouvettes identifiées par "Ténacité J_{IC}" à l'annexe IX. Deuxièmement, il faut préfissurer les éprouvettes en fatigue flexion 3-points de sorte à produire une fine fissure de fatigue allant jusqu'à a/W=0,6. La préfissuration ainsi que l'essai de ténacité

sont effectués sur une machine servo-hydraulique Instron 8511 de charge nominale 20 kN (figure 5.4).

Le rapport de chargement R (P_{min}/P_{max}) appliqué lors de la préfissuration est voisin de 0,1 et la fréquence est de 35 Hz. La fissure est mesurée en cours d'essai à l'aide d'une lunette optique ayant une précision de 0,01 mm.

Au cours du cyclage, les éprouvettes sont préfissurées en limitant la valeur de la force appliquée à une fraction de la charge de plastification, P_L. Celle-ci dépend de la géométrie de l'éprouvette et des propriétés du matériau:

$$P_L = \frac{4}{3} B b_o^2 \frac{\sigma_Y}{S}$$

où B, S et b_o et σ_Y représentent respectivement l'épaisseur de l'éprouvette, la portée, la longueur du ligament initial (identique pour toutes les éprouvettes) et la limite d'écoulement effective de l'acier prédéformé à 20°C et à 260°C.

La charge appliquée ne doit pas dépasser 0,4 P_L au cours des derniers 0,64 mm de la préfissuration.

Après la préfissuration, chaque éprouvette est assujettie à une flexion au cours de laquelle la fissure subit une extension (figure 5.4). Le déplacement imposé à chaque éprouvette est différent, de sorte à obtenir des courbes force-déplacement et des extensions de fissure différentes d'un essai à l'autre.

Figure 5.4: Montage utilisé pour la préfissuration et pour la flexion lente de l'essai J_{IC}

Le taux de déplacement imposé pour tous les essais statiques est de 0,002 mm/s. La courbe force-déplacement des points d'appui de l'éprouvette (LVDT) est tracée à l'aide d'une table traçante. L'énergie de fissuration, qui représente l'aire sous cette courbe, est obtenue à l'aide d'un planimètre.

Les éprouvettes sont ensuite oxydées au four (bleuies) pour marquer le fond de la fissure, puis cassées à l'azote liquide pour éviter tout déchirement ductile. De cette façon, on distingue très nettement la fissure de fatigue, l'extension stable de la fissure pendant l'essai de flexion lente et le bris final à l'azote liquide.

Tous les faciès de rupture des éprouvettes sont photographiés. Un agrandissement permet alors de mesurer la surface de fissure produite par l'ouverture lente, et donc, son avancement moyen (Δa). L'énergie surfacique J (énergie requise pour produire une extension de la fissure) est ensuite calculée d'après l'équation spécifiée dans la norme. Les couples énergie surfacique-extension de la fissure sont reportés sur un graphique. Une courbe J_R de propagation réelle est tracée à partir de ces points, par le biais d'une régression linéaire (cette courbe sera présentée à la section 5.3.3).

La valeur de J qui correspond à l'intersection de la courbe de propagation réelle, J_R, avec la droite d'émoussement donne la valeur de J_Q associé au début de propagation. La droite d'émoussement, qui correspond à l'énergie consommée pour produire l'émoussement du fond de fissure, i.e. l'agrandissement du rayon à fond d'entaille dû à la concentration de la déformation plastique à cet endroit, est donnée par $J = 2\sigma_Y \Delta a$

L'intersection de la courbe réelle J_R avec une droite parallèle à la droite d'émoussement et correspondant à 0,2 mm de propagation réelle donne la valeur de J_{IC}, à condition que toutes les exigences soient respectées.

La ténacité K_{IC}, en état plan de déformations, se déduit finalement de la relation $K_{IC} = \sqrt{EJ_{IC}/(1-\nu^2)}$. Le module d'élasticité, E, ainsi que le coefficient de Poisson, ν, ont été mesurés expérimentalement et valent respectivement 197,7 GPa et 0,26.

5.2.5 ESSAI DE FATIGUE-PROPAGATION

Cet essai, normalisé ASTM E647-95a, sert à déterminer la courbe présentant la vitesse de propagation d'une fissure (da/dN) en fonction d'une variation cyclique imposée du facteur d'intensité de contrainte (ΔK).

Pour déterminer cette courbe, il faut premièrement polir les éprouvettes identifiées par "da/dN" à l'annexe IX. Deuxièmement, il faut les préfissurer en fatigue flexion 3-points de sorte à produire une fine fissure d'une longueur minimale de 1 mm. La préfissuration ainsi que l'essai de propagation sont effectués sur une machine hydraulique Instron 8511 de charge nominale 20 kN (figure 5.5).

Figure 5.5: Montage utilisé pour la préfissuration et pour établir la courbe de fissuration dans les essais de fatigue-propagation

Le facteur d'intensité de contrainte appliqué lors de la préfissuration est de 20 MPa√m, le rapport de chargement R (P_{min}/P_{max}) est voisin de 0,1 et la fréquence est de 20Hz. Le rapport de chargement est le même lors des essais de propagation.

Pour obtenir la courbe de fissuration, il faut recourir aux deux méthodes suivantes: la méthode du ΔK croissant et celle du ΔK décroissant. Dans les deux cas, il faut mesurer la longueur de la fissure en fonction du nombre de cycles écoulés sans interrompre l'essai. La longueur de la fissure est mesurée en surface à l'aide d'une lunette optique ayant une précision de 0,01 mm et d'un stroboscope. La variation du facteur d'intensité de contrainte est calculée d'après un polynôme de calibration qui dépend de la géométrie des éprouvettes:

$$\Delta K = \left(\frac{\Delta PS}{BW^{3/2}}\right) f(a/W)$$

où les paramètres S, B, W et f(a/W) ont été définis à la section 5.2.3.

La méthode du ΔK décroissant est appliquée pour obtenir des points de mesure avec une vitesse de fissuration décroissante; elle consiste à diminuer la valeur ΔP à la nouvelle valeur ΔP' et attendre de détecter une nouvelle avancée de fissure Δa. Les paliers de décroissance sont de 10% (pourcentage relatif à la dernière valeur de ΔP appliqué) après l'amorçage de la fissure jusqu'à environ 3% au niveau du seuil de propagation. À chaque fois qu'on effectue une décroissance de la valeur de ΔK, avant

de faire l'acquisition d'un premier point, il faut laisser avancer la fissure jusqu'à ce que cette dernière ait traversé la zone affectée par la charge appliquée précédemment.

Les intervalles de Δa entre chaque mesure varient en fonction du ΔK, et ils se calculent en fonction de la zone plastique:

$$r_y = \left(\frac{1}{6\pi}\right)\left(\frac{K_{max}}{\sigma_Y}\right)^2$$

Les avancées Δa sont généralement de 200 à 300 µm et sont de 100 µm lorsque les vitesses sont faibles (10^{-8} mm/cycles). La fréquence varie de 1 à 35 Hz, dépendant de la vitesse de fissuration.

Lorsque le blocage du front faisant suite à la décroissance de charge est trop long, les mesures de da/dN sont erronées. Il s'agit alors d'obtenir des points en utilisant la méthode du ΔK croissant. Avec cette méthode, il n'est plus nécessaire de considérer la taille de la zone plastique en bout de fissure puisque le palier inférieur est toujours à une amplitude ΔK plus faible que le palier suivant. La dernière sollicitation ΔP pour laquelle la fissure évoluait est appliquée et maintenue constante tout au long de l'essai. La position du front est déterminée en fonction du nombre de cycles appliqué afin d'obtenir la vitesse de fissuration.

5.3 RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

Cette section présente les propriétés mécaniques de l'acier A516-70 obtenues à la température ambiante, suite à une prédéformation à 260°C et à 20°C.

Les propriétés évaluées sont la résistance ultime, la ductilité, la limite d'écoulement, la résilience, la ténacité et la courbe de fissuration.

Les propriétés de l'acier prédéformé à 260°C sont comparées à celles de l'acier prédéformé à 20°C. En plus, les propriétés de ces deux aciers sont comparées aux propriétés de l'acier A516-70 brut de laminage tirées de la littérature.

5.3.1 PROPRIÉTÉS EN TRACTION

Les propriétés en traction à 20°C des grandes éprouvettes prédéformées à 20°C et 260°C sont résumées au tableau 5.3. Les courbes de traction desquelles découlent ces propriétés sont présentées à l'annexe X.

Tableau 5.3: Propriétés en traction des grandes éprouvettes prédéformées à 20°C et 260°C

PRÉDÉFORMATION DE DEUX GRANDES ÉPROUVETTES				
Identification des grandes éprouvettes	G. É. no. 6		G. É. no. 7	
Température de l'essai	20°C		260°C	
Date de l'essai	12/11/97		20/11/97	
$\varepsilon^{p}_{\delta p}$	12,51%		12,32 %	
ε_{Lj}	10,6%		10,6%	
σ_{max}	534 MPa		601 MPa	
PROPRIÉTÉS DES DEUX GRANDES ÉPROUVETTES PRÉDÉFORMÉES (Prélèvement de petites éprouvettes à partir des grandes éprouvettes)				
Identification des petites éprouvettes	P. É. no. 1	P. É. no. 2	P. É. no. 3	P. É. no. 4
Température de l'essai	20°C			
Date de l'essai	12/12/97	12/12/97	11/12/97	12/12/97
$\varepsilon_{\delta p}$	18,1%	18,1%	9,62%	9,43%
$\varepsilon_{Extenso.}$	19,0%	Striction au niveau d'un des couteaux	Striction en dehors des couteaux	Striction en dehors des couteaux
ε_{Lj}	19,4%	20,1%	10,5%	9,38%
$I_{\delta p}$	0,997	0,997	0,83	0,82
I_{Lj}	0,93	0,95	0,74	0,71
σ_y	610 MPa	606 MPa	756 MPa	749 MPa
σ_u	615 MPa	609 MPa	756 MPa	749 MPa

Les données concernant la prédéformation des grandes éprouvettes no. 6 et no. 7 proviennent respectivement des tableaux 4.1 et 4.2 et sont présentées simplement à titre indicatif. Deux petites éprouvettes de traction ont été prélevées dans la section réduite de chacune de ces grandes éprouvettes. Le tableau 5.3 montre que l'acier prédéformé à 260°C est significativement moins ductile que l'acier prédéformé à 20°C. De plus, la résistance ultime et la limite d'écoulement de l'acier prédéformé à 260°C sont plus élevées que celles de l'acier prédéformé à 20°C. Ces propriétés mécaniques de l'acier prédéformé à 20°C et 260°C sont très similaires à celles obtenues lors des essais préliminaires (tableau 3.1).

Par rapport à l'acier brut de laminage, les valeurs de la ductilité de l'acier prédéformé à 260°C et à 20°C chutent respectivement de 68% (moyenne) et de 40%. Les valeurs de la résistance ultime de l'acier prédéformé à 260°C et à 20°C augmentent, en moyenne, respectivement de 39% et de 13%. Les valeurs de la limite d'écoulement de l'acier prédéformé à 260°C et à 20°C augmentent en moyenne respectivement de 15% et de 10%.

La loi de cumul des déformations à la rupture, définie à la section 3.1.3, a été appliquée à ces résultats. Le cumul associé à la prédéformation à 260°C est significativement inférieur à celui associé à la prédéformation à 20°C, ceci est attribuable à la fragilité acquise par le vieillissement dynamique.

Pour l'acier prédéformé à 20°C, les valeurs de cumul, qu'elles soient calculées d'après les repères ou d'après le déplacement mesuré par le LVDT, sont identiques à celles du tableau 3.2. Pour l'acier prédéformé à 260°C, il existe un écart relativement grand entre le cumul calculé d'après les repères et d'après le déplacement mesuré par le LVDT. Cet écart n'était pas aussi important lors des essais préliminaires.

En résumé, les prédéformations à 20°C et à 260°C entraînent une perte de ductilité, une augmentation de la résistance ultime et de la limite d'écoulement par rapport à l'acier brut de laminage. L'amplitude de ces changements est plus importante dans le cas de l'acier prédéformé dans le domaine de température où il est sensible au vieillissement dynamique, soit 260°C.

5.3.2 RÉSILIENCE

Les résultats des essais Charpy sont rapportés à l'annexe XI et sont présentés à la figure 5.6. Cette dernière montre également une courbe de transition ductile-fragile de l'acier A516-70 normalisé (Nguyen et Bayard, 1982). Il n'a malheureusement pas été possible de trouver dans la littérature une courbe de transition de l'acier brut de laminage.

Figure 5.6: Courbes de transition ductile-fragile de l'acier A516-70 prédéformé à 20°C et 260°C

Malgré la dispersion des résultats, la figure 5.6 montre que la prédéformation déplace la température de transition vers les hautes températures. Ainsi, à 40 lb-pi d'énergie d'impact, correspond une température de transition approximative de -15°C,

30°C et 78°C respectivement pour l'acier normalisé, prédéformé à 20°C et prédéformé à 260°C. Cela représente un déplacement de la température de transition d'environ 50°C seulement dû à l'effet du vieillissement dynamique. Ce décalage des courbes implique donc que l'acier normalisé est le plus tenace (pour T < 0°C), l'acier prédéformé à 260°C est le moins tenace et l'acier prédéformé à 20°C a une ténacité intermédiaire. De plus, les résultats indiquent qu'il y a une chute du plateau ductile lorsque l'acier est prédéformé à 260°C, comparativement à l'acier prédéformé à 20°C.

L'expansion latérale a été mesurée et les résultats sont présentés à l'annexe XI ainsi qu'à la figure 5.7.

Figure 5.7: Courbe de transition en fonction de l'expansion latérale

Les courbes d'expansion latérale en fonction de la température reflètent la même tendance que les courbes d'énergie en fonction de la température.

Le tableau 5.4 présente la température de transition ductile-fragile (TTDF) de l'acier prédéformé à 20°C et à 260°C évaluée selon 3 méthodes. Selon la première méthode, la valeur de la TTDF correspond à un niveau d'énergie absorbée assez faible, soit 15 lb-pi, 20 lb-pi et 30 lb-pi. Selon la deuxième méthode, la valeur de la TTDF correspond à l'énergie moyenne absorbée qui est obtenue en faisant la moyenne de l'énergie associée aux plateaux ductile (W_d) et fragile (W_f). D'après la troisième méthode, la valeur de la TTDF correspond à 50% de rupture ductile et elle est obtenue, après un examen des surfaces de rupture, à partir de la courbe pourcentage de rupture ductile vs température.

Tableau 5.4: Température de transition ductile-fragile (°C)

Traitement mécanique	Méthode				
	15 lb-pi	20 lb-pi	30 lb-pi	$1/2(W_d + W_f)$	50% de rupture ductile
Prédéformé à 20°C	8	13	21	30	60
Prédéformé à 260°C	54	60	70	76	80

D'après le tableau 5.4, il existe un écart moyen de 47°C entre l'acier prédéformé à 20 et à 260C lorsqu la TTDF est évaluée selon un critère d'énergie absorbée. Cet écart important entre les deux états métallurgiques ne se reflète pas lorsque la TTDF est évaluée suivant un critère de 50% de rupture ductile.

5.3.3 TÉNACITÉ J_{IC}

La courbe J_R de l'acier prédéformé à 20°C est présentée à la figure 5.8. L'annexe XII illustre une courbe force-déplacement typique enregistrée au cours de l'extension de la fissure et le faciès de rupture correspondant à cette courbe.

Figure 5.8: Courbe J_R de l'acier A516-70 prédéformé à la température ambiante

Les cinq points expérimentaux, dont les valeurs numériques sont indiquées à l'annexe XII, font tous partie du domaine de validité (figure 5.8), il est par conséquent possible de déterminer une valeur de J_Q.

La valeur de J_Q, correspondant à l'intersection de la courbe expérimentale avec la droite parallèle à la droite d'émoussement décalée de 0,2 mm de propagation réelle, vaut:

$$(J_Q)_{20°C} = 201{,}6 \text{ KJoules /m}^2$$

Pour que la valeur de J_Q soit une valeur valide de J_{IC}, il faut que les conditions suivantes soient respectées:

i) $B = 9{,}53\text{mm} > 25(J_Q/\sigma_Y) = 8{,}29\text{mm}$

ii) $b_0 = 7{,}62\text{mm} > 25(J_Q/\sigma_Y) = 8{,}29\text{mm}$

iii) La pente dJ/da, évaluée au point Δa_Q, doit être inférieure à σ_Y. La pente, dJ/da, vaut 377 MPa et la limite élastique effective, σ_Y, vaut 610 MPa (tableau 5.3).

La valeur J_Q ne correspond pas à la valeur J_{IC} parce que la longueur du ligament initial, b_0, n'est pas suffisante. Donc, les conditions idéales de déformation planes n'ont pas été respectées lors de cet essai. La valeur de K_Q, calculée en utilisant l'équation de l'état plan de déformations vaut:

$$(K_Q)_{20°C} = \sqrt{\frac{EJ_Q}{1-\nu^2}} = 206{,}8 \text{ MPa-m}^{1/2}$$

Cette valeur est calculée seulement pour fin de comparaison avec les résultats obtenus suite à la prédéformation à 260°C.

La courbe J_R de l'acier prédéformé à 260°C est présentée à la figure 5.9.

Figure 5.9: Courbe J_R de l'acier A516-70 prédéformé à 260°C

En regardant attentivement ce graphique, il n'y a que trois niveaux d'énergie surfacique, ce qui signifie que seulement trois essais ont été réalisés sur une possibilité de 5. Un essai n'a pu être réalisé à cause d'une erreur de manipulation et un second essai n'a pas été entrepris dans le but d'effectuer un essai K_{IC} ultérieur (section suivante). Lors des trois essais, il s'est produit une propagation brutale de la fissure après un déplacement du LVDT compris entre 0,3 mm et 1,4 mm inclusivement. Le faciès de rupture typique obtenu suite à ces trois essais est illustré à la figure 5.10.

Figure 5.10: Faciès obtenu après un essai J (ici celui de l'éprouvette P. É. no. 4 prélevé de la G. É. no. 1)

D'après cette photo, il est possible de distinguer trois zones. La première zone semble représenter la surface de fissure produite par l'ouverture lente. La deuxième zone semble représenter la surface de fissure produite par l'ouverture brutale. La troisième zone représente le bris final dans l'azote liquide. Les triangles apparaissant sur le graphique 5.10 précédent correspondent à l'extension de fissure de la première zone. Il n'y a pas de triangle pour le plus bas niveau d'énergie parce que le fond de fissure n'a pas été bleui, par erreur, avant d'être cassé à l'azote liquide. Pour obtenir l'extension de fissure pour ce niveau d'énergie, nous avons eu recours au MEB. L'extension de fissure, caractérisée par des cupules, a été mesurée en faisant la différence entre le début de la zone de propagation brutale, caractérisée par du clivage, et la fin de la zone d'étirement ductile, caractérisée par des cupules allongées, qui apparaît

tout de suite après la préfissuration en fatigue. La zone 4 de la figure 5.11 représente la surface de fissure produite par l'ouverture lente d'après le MEB.

L'extension de fissure a aussi été évaluée au MEB pour les deux autres faciès de rupture. Ces trois extensions de fissure sont représentées par des cercles sur la figure 5.10. Ces extensions sont significativement inférieures à celles obtenues d'après les extensions de fissure mesurées en considérant la première zone de la photo. En considérant que les extensions mesurées à l'aide du MEB sont plus précises que celles obtenues d'après les photos, une courbe J_R a été tracée à partir des deux cercles dont un seul est situé à l'intérieur du domaine de validité. Bien que le nombre de points valides dans ce domaine soit insuffisant d'après la norme (5 points minimum), nous avons tracé une courbe passant par ces deux points et déterminé une valeur de J correspondant à l'intersection de la courbe expérimentale avec la ligne parallèle à la ligne d'émoussement décalée de 0,2 mm:

$$(J_Q)_{260°C} = 118{,}4 \text{ KJoules/m}^2$$

Bien que la courbe ne soit pas valide, il intéressant d'évaluer les conditions pour que la valeur de J_Q soit un J_{IC} valide:

i) $B = 9{,}53\text{mm} > 25\left(J_Q/\sigma_Y\right) = 3{,}93\text{mm}$

ii) $b_0 = 7{,}62\text{mm} > 25\left(J_Q/\sigma_Y\right) = 3{,}93\text{mm}$

iii) La pente dJ/da, évaluée au point Δa_Q, doit être inférieure à σ_Y. La pente, dJ/da, vaut 232 MPa et la limite élastique effective, σ_Y, vaut 753 MPa (tableau 5.3).

Les trois conditions sont satisfaites; cependant la valeur de J_Q ne peut être une valeur valide de J_{IC} à cause du manque de points expérimentaux dans le domaine de validité.

L'écart entre cette valeur J_Q approximative et celle de l'acier prédéformé à 20°C est considérable soit, 92,2 KJoules/m^2. La valeur calculée de la ténacité de l'acier prédéformé à 260°C, en considérant l'état plan de déformations, vaut:

$$(K_Q)_{260°C} = 158{,}4 \text{ MPa-m}^{1/2}$$

L'écart entre cette valeur et celle de l'acier prédéformé à 20°C est de 48,4 MPa$\sqrt{m}$. Au lieu d'effectuer des essais J additionnels pour confirmer ou infirmer cette ténacité, nous avons envisagé de déterminer la ténacité d'après la méthode K_{IC} puisque lors des essais J_{IC}, il y avait rupture fragile. La section suivante décrit les résultats obtenus lors de cet essai.

5.3.4 TÉNACITÉ K_{IC}

Pour évaluer la ténacité K_{IC} de l'acier prédéformé à 260°C, nous avons utilisé une éprouvette qui, initialement, devait être utilisée pour l'essai de ténacité J_{IC}. La courbe charge-baîllement obtenue lors de cet essai K_{IC} est présentée à l'annexe XII. D'après cette courbe, le rapport de la charge maximale atteinte durant l'essai à la charge P_Q vaut:

$$\frac{P_{max}}{P_Q} = \frac{6,91\text{kN}}{4,17\text{kN}} = 1,66$$

D'après la norme, cet essai n'est pas valide puisque ce rapport est supérieur à 1,1. Ceci indique une plasticité considérable en avant du fond de fissure et donc les conditions ne sont probablement pas celles de déformations planes. Malgré que l'essai ne soit pas valide, la valeur de K_Q a été déterminée:

$$(K_Q)_{260^oC} = \frac{P_Q S}{BW^{3/2}} x f(a/W) = 70,7 \text{ MPa-m}^{1/2}$$

Cette ténacité est, d'une part, significativement inférieure à la ténacité approximative obtenue d'après l'essai J_{IC} et, d'autre part, elle est certainement supérieure à la ténacité minimale (état plan de déformations), K_{IC}.

Dans le but d'obtenir une valeur de K_{IC} valide, la norme suggère de refaire l'essai en utilisant une éprouvette plus épaisse. Une éprouvette, dont les dimensions sont le double de la première éprouvette, a été prélevée de la grande éprouvette no. 7 (annexe V.1).

La courbe charge-baîllement obtenue lors de ce deuxième essai K_{IC} est présentée à l'annexe XV. D'après cette courbe, le rapport de la charge maximale atteinte durant l'essai à la charge P_Q vaut:

$$\frac{P_{max\,2}}{P_{Q2}} = \frac{24,7\text{kN}}{18,0\text{kN}} = 1,37$$

Ce rapport est inférieur à celui obtenu lors du premier essai mais il n'est toujours pas inférieur à 1,1. La valeur de K_{Q2} vaut:

$$(K_{Q2})_{260^oC} = \frac{P_{Q2}S}{BW^{3/2}} x f(a/W) \quad = 85,1 \text{ MPa-m}^{1/2}$$

Ce résultat est surprenant puisque normalement une augmentation de l'épaisseur de l'éprouvette devrait entraîner une valeur de K_Q plus faible qui se rapproche de la valeur minimale K_{IC}. Ce résultat est peut-être attribuable au fait que l'éprouvette n'a pas été entièrement prélevée dans la section réduite ou il peut être attribuable à une dispersion.

Ces deux essais K_{IC} ainsi que l'essai J_{IC}, réalisés sur l'acier prédéformé à 260°C n'ont pas permis d'obtenir une valeur valide de K_{IC}. Puisque l'état plan de déformation idéal n'a pas été obtenu lors de ces trois essais, la valeur de K_{IC} est donc présumément inférieure à la plus faible valeur de K_Q de ces trois essais soit, 70,7 MPa-m$^{1/2}$.

Même si les valeurs de la ténacité obtenues des essais J_{IC} et K_{IC} ne sont pas valides suivant les normes ASTM, ces valeurs représentent J_C et K_C et elles indiquent des tendances quant à l'effet du vieillissement dynamique. Les résultats de ces essais corroborent les résultats des essais Charpy, en ce sens que l'acier prédéformé à 20°C est plus tenace que l'acier prédéformé à 260°C. Il n'a pas été possible d'obtenir la ténacité de l'acier A516-70 brut de laminage d'après la littérature.

La section suivante présente la relation existant entre la vitesse à laquelle se propage une fissure et le facteur d'intensité de contrainte.

5.3.5 VITESSE DE FISSURATION

La figure 5.11 présente les courbe de fissuration de l'acier prédéformé à 20°C et à 260°C. Les points de la courbe de l'acier prédéformé à 20°C proviennent de deux petites éprouvettes no. 3 et no. 4 prélevées de la grande éprouvette no. 4. Les points de la courbe de l'acier prédéformé à 260°C proviennent aussi de deux petites éprouvettes no. 2 et no. 4 prélevées de la grande éprouvette no. 5.

Figure 5.11: Courbe de fissuration de l'acier A516-70 prédéformé à 20°C et 260°C

La figure 5.11 montre que pour les basses vitesses, les points expérimentaux tendent à chuter à la verticale: c'est le seuil de propagation, ΔK_S. Le seuil représente la

valeur du facteur d'intensité de contrainte à partir duquel la fissure commence à se propager. Le seuil de l'acier prédéformé à 20°C, qui est d'environ 5,26 MPa-m$^{1/2}$, est très similaire à celui de l'acier prédéformé à 260°C soit, environ 5,56 MPa-m$^{1/2}$.

La figure 5.11 met aussi en évidence les valeurs de ΔK pour lesquelles la fissure se propage de façon catastrophique. Cette augmentation spectaculaire de la vitesse de propagation, pour de faibles variations du ΔK, se produit lorsque le facteur d'intensité de contrainte est environ égal à K_C ou K_{IC} (Fine et Ritchie, 1978). En ce qui concerne l'acier prédéformé à 260°C, le domaine des taux de propagation élevés s'étend entre 51 MPa-m$^{1/2}$ et ΔK de 71 MPa-m$^{1/2}$. Cette dernière valeur correspond à la rupture de l'éprouvette et elle est identique à la valeur de ténacité déterminée lors du premier essai K_{IC}, soit 70,7 MPa-m$^{1/2}$. En ce qui concerne l'acier prédéformé à 20°C, à environ 50 MPa-m$^{1/2}$, il y a eu rupture de l'éprouvette. Ce résultat est très surprenant puisque d'après les essais de ténacité J_{IC}, le domaine des taux de propagation élevés aurait dû apparaître à un facteur d'intensité d'environ 207 MPa-m$^{1/2}$. D'après les observations réalisées avec le microscope à balayage, il semble que cette faible valeur de ténacité serait attribuable à un plan d'inclusions qui auraient favorisé une rupture plus rapide.

La figure 5.11 met en relief que les points expérimentaux des deux courbes s'alignent assez bien sur une droite logarithmique de type:

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^{m}$$

communément appelée loi de Paris. Les résultats ont donc été paramétrées en fonction de cette loi et les droites correspondantes apparaissent à la figure 5.12. Cette dernière inclue également une droit logarithmique représentant le comportement de l'acier A516-70 brut de laminage (Lanteigne et al., 1990). Les paramètres d'essai employées pour déterminer cette droite sont identiques aux paramètres employés dans la présente étude, soient essais en flexion 3-points à la température ambiante avec un rapport de chargement de R = 0,1.

Figure 5.12 Loi de paris de l'acier A516-70 prédéformé à 20°C et 260°C

La figure 5.12 met en évidence que pour des facteurs d'intensité de contrainte supérieurs à 10 MPa-m$^{1/2}$, la vitesse de propagation est la plus élevée pour l'acier brut de laminage et elle est la plus faible pour l'acier prédéformé à 260°C. Pour des facteurs d'intensité de contrainte inférieurs à 10 MPa-m$^{1/2}$, les vitesses de propagation de l'acier prédéformé à 20°C et 260°C sont similaires et inférieures à celle de l'acier brut de laminage. L'exposant m de la loi de Paris caractérise le taux de fissuration; il est de 2,83 pour l'acier prédéformé à 260°C, de 3,18 pour l'acier prédéformé à 20°C et de 3,94 pour l'acier brut de laminage.

Le chapitre suivant présente une discussion générale du travail réalisé et des résultats obtenus dans le cadre de ce projet de maîtrise.

CHAPITRE 6
DISCUSSION

Le but de cette étude était d'évaluer l'influence de la prédéformation d'un acier à basse teneur en carbone A516-70 dans le domaine de température où sévit le vieillissement dynamique sur ses propriétés à la température ambiante. Les conditions favorisant ce traitement thermo-mécanique, c'est-à-dire la température, le type de prédéformation, la quantité de prédéformation et le taux de déformation, devaient occasionner un maximum de perte de ductilité à la température ambiante. Les conditions retenues furent une prédéformation en tension de 13,09% à un taux de $2{,}92 \times 10^{-3}$/s à 260°C.

Les propriétés mécaniques obtenues suite au traitement dépendaient exclusivement de la quantité de prédéformation et de la température. En effet, plus la quantité de prédéformation est élevée, plus les dislocations interagissent les unes avec les autres (consolidation). En ce qui concerne la température, lorsqu'elle se situe dans le domaine du bleu, il y a piégeage des dislocations par les élément en solution solide d'insertion carbone et/ou azote au cours de la prédéformation. D'après les propriétés en traction obtenues à 260°C (cf. figure 2.7 et annexe III), deux mécanismes de piégeage semblent agir à cette température: le mécanisme de Cottrell et la précipitation. En effet, le mécanisme de Cottrell explique l'augmentation la plus marquée de la résistance ultime et l'effet Portevin-Le Chatelier. La précipitation explique pourquoi la résistance ultime à 260°C demeure anormalement élevée alors que l'effet Portevin-Le chatelier tend à disparaître (cf. annexes III et IV et figure 2.7).

Le fait de prédéformer dans le domaine du bleu implique donc une réduction de la quantité de dislocations mobiles causée par le piégeage, en plus de l'interaction des dislocations au cours de la déformation plastique. La densité de dislocations de l'acier prédéformé dans le domaine du bleu sera anormalement élevée et leur structure sera probablement un arrangement cellulaire. Lorsque la température se situe à l'extérieur de ce domaine, pour une quantité de prédéformation identique, l'acier prédéformé aura une densité des dislocations significativement inférieure à celle de l'acier prédéformé dans le domaine du bleu. Mais, peu importe la température, la densité de dislocations obtenue suite à une prédéfomation sera toujours supérieure à celle de l'acier brut de laminage. En conséquence, les propriété mécaniques de l'acier suite à une prédéfomation seront différentes des propriétés mécaniques de l'acier brut de laminage.

Les essais de traction ont mis en évidence que le fait de prédéformer l'acier brut de laminage entraînait une augmentation significative de la résistance ultime et une baisse appréciable de la ductilité, et ce, plus particulièrement lorsque la prédéformation avait lieu dans le domaine de température correspondant au vieillissement dynamique.

La perte de ductilité plus marquée, causée par la prédéformation à 260°C, s'est reflétée lors des essais Charpy et des essais de ténacité. En effet, la baisse de ductilité de l'acier a entraînée une diminution de l'énergie plastique requise pour entraîner la rupture en présence d'une concentration de contrainte.

En fatigue propagation, la vitesse de fissuration serait régie par la résistance ultime du matériau à l'instar de la limite d'endurance en fatigue. Plus le matériau est résistant (tout autre paramètre étant constant), plus sa limite d'endurance augmente et plus la vitesse de fissuration diminue (Lanteigne et Baïlon, 81).

Les résultats des essais de traction et Charpy que nous avons obtenus dans le cadre de ce programme d'essai suivent la même tendance que les résultats obtenus par Li et Leslie(1978) pour cinq acier bas carbone (AISI 1008, 1020, 1035, 1010 et 1522).

Dans le but d'avoir un portrait plus complet de l'effet d'une prédéformation à 20°C et à 260°C, nous avons procédé à l'évaluation de la dureté et de la microstructure de l'acier. Le tableau 6.1 présente la dureté, évaluée dans le sens du laminage et dans le sens travers au laminage, en ce qui concerne l'acier brut de laminage, prédéformé à 20°C et prédéformé à 260°C.

Tableau 6.1: Dureté moyenne de l'acier A516-70 brut de laminage et prédéformé

	Acier brut de laminage	Acier prédéformé à 20°C	Acier prédéformé à 260°C
no. éprouvette	morceau de la plaque	G. E. no.2 P. E. no.5	G. E. no.1 P. E. no.5
Sens du laminage	81,4 HRB±0,27	91,8 HRB±1,24	95,8 HRB±1,19
Sens travers au laminage	81,1 HRB±0,33	91,8 HRB±1,3	95,9 HRB±0,56

Les mesures de la dureté de l'acier prédéformé à 20°C et à 260°C ont été effectuées sur les extrémités de deux éprouvettes Charpy fissurées (loin de la zone

déformée). Le tableau montre que la dureté mesurée dans le sens du laminage est similaire à celle dans le sens travers au laminage. De plus, le tableau met en évidence que la prédéformation augmente considérablement la dureté par rapport à l'acier brut de laminage: l'écart est de 10 HRB pour l'acier prédéformé à 20°C et est de 15 HRB pour l'acier prédéformé à 260°C.

À partir des valeurs de dureté, il est possible de déterminer la résistance ultime approximative d'après une charte d'équivalence (Norme ASTM A370-81). D'après cette dernière, les résistances ultimes valent 505 MPa, 635 MPa et 705 MPa respectivement pour l'acier brut de laminage, prédéformé à 20°C et prédéformé à 260C. Les valeurs obtenues d'après cette charte sont très près de celles présentées au tableau 5.3.

La figure 6.1 met en évidence la microstructure de l'acier brut de laminage, de celui prédéformé à 20°C et de celui prédéformé à 260°C dans le sens du laminage.

Acier brut de laminage

Acier prédéformé à 20C

Acier prédéformé à 260C

Figure 6.1: Microstructure de l'acier A516-70 (grossissement de 100x)

La photo montrant la microstructure de l'acier brut de laminage est identique à celle de la figure 2.1. Les deux autres photos montrant la microstructure de l'acier prédéformé à 20°C et 260°C proviennent des éprouvettes utilisées pour réaliser les essais de fissuration, soient respectivement P. É. no. 3 (G. É. no. 4) et P. É. no. 4 (G. É. no.5). Les trois photos montrent que, contrairement aux propriétés mécaniques, la prédéformation (qu'elle soit réalisée à 20°C ou à 260°C) n'altère par la microstructure de l'acier brut de laminage. Ces observations confirment que l'augmentation de la résistance associée à un écrouissage à froid (20°C) et d'autre part, la fragilité acquise lors d'une prédéformation à 260°C, ne peuvent être clairement mis en évidence que par un examen approfondi de la sous-structure des dislocations du matériau, i. e. par microscopie électronique à transmission. En conséquence, la seule façon rapide de savoir si l'acier a été déformé dans le domaine de température où se manifeste le vieillissement dynamique est d'évaluer ses propriétés mécaniques.

Une dégradation marquée des propriétés mécaniques telle que celle obtenue dans le cadre de cette étude (causée par une prédéformation dans le domaine de température où se produit le vieillissement dynamique) pourrait apparaître à la suite d'un soudage d'un assemblage puisque le soudage fait intervenir une déformation à température élevée. Cette possibilité a été soulevée par plusieurs chercheurs (Braid et McGrath, 1985; Burdekin, 1967; Burdekin et al., 1968; Dolby et Saunders, 1972; Kikuta et al., 1981; de Koning, 1965; Zhemchuzhnikov et Girenko, 1964). Certains d'entre eux ont précisé que ce vieillissement dynamique serait plus important au niveau des concentrations de contrainte présentes dans la zone affectée thermiquement (ZAT) telles que le pied de cordon de soudure, la racine du joint et les défauts issus du soudage, tels que les entailles.

En plus de mentionner la possibilité que ce phénomène puisse se manifester au niveau des assemblages soudés, certains auteurs ont évalué les propriétés mécaniques de ces derniers, en particulier dans les régions susceptibles d'avoir subi le vieillissement dynamique. Braid et McGrath (1985), Burdekin, (1967), Dawes (1968), Dolby et Saunders (1972), de Koning (1965) et Kikuta et al. (1981) ont mentionné qu'il y avait une perte de ductilité (fragilité) dans le voisinage des concentreurs de contrainte. Burdekin et al. (1968) et Dawes (1968) ont remarqué que la fragilité apparaissant au niveau des concentreurs de contrainte était plus importante lorsque la soudure était réalisée en faisant des passes multiples. Aussi, Dolby et Saunders (1972) ont noté que la dureté dans les zones fragilisées était plus élevée (par rapport à l'acier de base) et, selon Dawes (1968), était proportionnelle au degré de fragilité obtenue suite au soudage. Une perte de ténacité (par rapport à l'acier de base) a été par ailleurs observée

dans les régions fragilisées (Berkhaut et Van der Brink, 1978; Braid et McGrath, 1985; Cochrane et al., 1976; Braid et McGrath, 1985; Klinger et Ebert, 1950; Laha et al., 1993; McRobie et Knott, 1985; Nicholson et Rogers, 1974). Finalement, dans le voisinage des concentrations de contrainte présentes dans la ZAT, Allen (1964), Dolby et Saunders (1972), de Koning (1965), Merrick et Ciuffreda (1983) ont observé une densité de dislocations anormalement élevées, de l'enchevêtrement de dislocations formant une structure cellulaire distincte et la présence de fins précipités.

Cette fragilité, présente dans les régions avoisinantes des concentrations de contraintes, combinée avec les contraintes résiduelles (issues du soudage) pourrait entraîner l'initiation de fissure, surtout à la suite d'un impact ou d'une déformation rapide, d'un assemblage soudé (Burdekin, 1967; Dolby et Saunder, 1972; Marschall et al., 1989; Merrick et Ciuffreda, 1983). L'étendue des dommages causés, suite à cette initiation dans ces régions, dépendrait de la résistance du matériau à la propagation de la fissure (Burdekin, 1967).

La fragilité de l'assemblage soudé, causée par le vieillissement dynamique, peut être réduite par le biais d'un traitement thermique après soudage. Burdekin (1967), Burdekin et al. (1968), Klinger et Ebert (1950), Zhemchuzhnikov et Girenko, 1964, Wagner et al. (1996) et Zhemchuzhnikov et Girenko (1964) ont remarqué que ce traitement, en plus de diminuer les contraintes résiduelles, restaure partiellement la ductilité initiale et la résilience de l'acier. Selon Kennedy (1945), lors du traitement thermique, il y a annihilation des atomes interstitiels avec les lacunes et annihilation des dislocations entre elles (diminution de la densité des dislocations). La fragilité peut également être diminuée en ajoutant des éléments d'addition, qui favorisent la

précipitation de carbures et/ou nitrures, et en soumettant l'acier à une normalisation pour obtenir une taille de grains ferritique fine (Dolby et Saunders, 1972).

En résumé, le vieillissement dynamique s'ajoute à la liste des modifications qui peuvent se produire lors du soudage et qui peuvent influencer les propriétés mécaniques d'un assemblage soudé. Il se peut que dans certains cas, le vieillissement dynamique soit le facteur prédominant et que dans d'autres cas, son influence soit mineure, voir nulle. Il faut absolument tenir compte de ce facteur puisqu'il pourrait être à l'origine de rupture fragile catastrophique (par exemple dans un réservoir sous pression, une conduite d'amenée, une conduite de dérivation, etc...).

CONCLUSION ET RECOMMANDATIONS

La présente étude avait pour but d'évaluer les propriétés mécaniques à la température ambiante de l'acier A516-70 préalablement déformé (en tension) dans le domaine de température où se manifeste le vieillissement dynamique.

L'analyse de la composition chimique et de la microstructure ont révélé que l'acier A516-70 était conforme à la composition chimique inscrite dans la norme ASTM A516-70 et qu'il avait été acheté à l'état brut de laminage. Les essais de traction préliminaires ont mise en évidence que l'acier A516-70 était susceptible au vieillissement dynamique. Les conditions retenues pour fragiliser l'acier furent une prédéformation de 13,09% à 260°C. Un montage de type friction a été développé et mis au point afin de fragiliser de grandes éprouvettes d'acier A516-70. Trois grandes éprouvettes ont été prédéformées (en tension) à 260°C et trois autre grandes éprouvettes ont été prédéformées à 20°C dans le but de servir de base de comparaison. De petites éprouvettes furent prélevées dans la section réduite des grandes éprouvettes dans le but d'évaluer les propriétés mécaniques de ces dernières soit, la ductilité, la résistance à la traction, la limite d'élasticité, la résilience, la ténacité et la résistance à la fatigue-propagation.

Les résultats des essais de traction ont montré que les valeurs de la ductilité de l'acier prédéformé à 260°C et 20°C chutent respectivement de 68% et de 40% par rapport à la ductilité de l'acier brut de laminage. Les valeurs de la résistance ultime de

l'acier prédéformé à 260°C et à 20°C augmentent respectivement de 39% et de 13% par rapport à l'acier brut de laminage. Les essais Charpy ont mis en évidence que la prédéformation déplace la température de transition vers les hautes températures. En considérant comme critère l'énergie moyenne absorbée, la température de transition de l'acier prédéformé à 260°C est de 76°C et celle de l'acier prédéformé à 20°C est de 30°C. Les essais de ténacité ont mis en évidence que la prédéformation à 260°C entraînait une perte significative de ténacité de 136,1 MPa-m$^{1/2}$ par rapport à l'acier prédéformé à 20°C (K_C = 207 MPa-m$^{1/2}$). Les essais de fatigue-propagation indiquent qu'il ne semble pas y avoir de différence significative en ce qui concerne le seuil de propagation. Par contre, pour des facteurs d'intensité de contrainte supérieurs à 10 MPa-m$^{1/2}$, la vitesse de propagation est la plus élevée en ce qui concerne l'acier brut de laminage et elle est la plus faible pour l'acier prédéformé à 260°C. Pour des facteurs d'intensité de contrainte inférieurs à 10 MPa-m$^{1/2}$, les vitesses de propagation de l'acier prédéformé à 20°C et 260°C sont similaires et inférieures à celle de l'acier brut de laminage. La seule explication plausible de ces changements est la température: à 260°C, le vieillissement dynamique, c'est-à-dire le piégeage des dislocations par les atomes en solution solide d'insertion carbone et/ou azote, se manifeste au cours de la prédéformation.

Le montage de type friction développé dans le cadre de cette étude pourrait être utilisé pour quantifier le degré de fragilité existant dans la zone affectée thermiquement des assemblages soudés. Par exemple, le montage pourrait servir à évaluer les

propriétés mécaniques dans les zones fragilisées d'assemblages soudés si les paramètres ayant induit la fragilité (quantité de déformation, taux de déformation et température) étaient connus dans chacune de ces zones. De plus, si les paramètres ayant induit la fragilité étaient connus, il serait possible de quantifier l'amélioration des propriétés d'un assemblage soudé due à un traitement thermique. Il suffirait de prédéformer une grande éprouvette et de la soumettre ensuite à un traitement thermique identique à celui qui serait effectué sur l'assemblage soudé.

À défaut de connaître les paramètres qui induisent la fragilité dans les joints soudés, il serait peut-être possible d'évaluer les propriétés mécaniques dans les régions avoisinantes des concentrateurs de contraintes présents dans la zone affectée thermiquement d'après des images de la sous-structure des dislocations. Ces images seraient obtenues de lames minces prélevées de grandes éprouvettes prédéformées suivant différentes conditions de température, de quantité de prédéformation et de taux de déformation.

Même s'il était possible de connaître les propriétés mécaniques dans les zones fragilisées voisines des concentrateurs de contrainte, le comportement de l'assemblage soudé ne serait pas connu pour autant, puisqu'il existe d'autres facteurs (tels que la taille des grains et la microstructure) qui peuvent influencer négativement le comportement mécanique d'un assemblage soudé.

Dans le but de rendre plus complète cette étude, il serait pertinent d'évaluer le comportement de l'acier prédéformé à 20°C et 260°C par rapport à la fatigue-initiation. En effet, il est connu que la limite d'endurance en fatigue est liée à la résistance à la

traction; plus l'acier est résistant, plus sa limite d'endurance augmente. Par conséquent, la limite d'endurance de l'acier prédéformé à 260°C devrait être supérieure à celle de l'acier prédéformé à 20°C.

Il serait aussi important d'évaluer les propriétés mécaniques de l'acier A516-70 brut de laminage afin de les comparer avec celles obtenues suite à la prédéformation à 20°C et à 260°C. Cette comparaison permettrait de mettre en évidence le rôle joué par la température et la prédéformation car seulement le rôle de la température peut être mis en évidence lorsqu'on compare deux aciers prédéformés de la même quantité mais à des températures différentes.

Finalement, il serait intéressant de comparer les faciès de rupture au MEB, de l'acier brut de laminage, prédéformé à 20°C et à 260°C, suite aux divers essais mécaniques. De plus, il serait intéressant de comparer la structure des dislocations ainsi que la densité de ces dernières au MET obtenues suite aux divers essais mécaniques en ce qui concerne, de l'acier brut de laminage, prédéformé à 20°C et à 260°C.

RÉFÉRENCES

ABDEL-RAOUF, H., PLUMTREE, A. et TOPPER, T. H. (1973). Effects of temperature and deformation rate on cyclic strength and fracture of low-carbon steel, ASTM STP 519, p.28-57.

ADENIS, D. et BLANCHARD, P. (1963). Fragilité et fragilisation des métaux et alliages, Dunod, Paris 207 pages.

ALLEN, N. P. et al. (1964). Fracture of Cold-Worked Iron, Journal of the Iron dans Steel Institute, 808

ALLEN, N. P. et FORREST, P. D. (1961). Fatigue of metals, For. Lit. Pub., Hse. 49, Moscou.

AMAR, E. et PINEAU, A. (1985). Interpretation of ductile fracture toughness temperature dependence of a low strength steel in terms of a local approach, Eng. Fracture Mech., 22, 6, 1061-1071.

BAIRD, J. D. (1963). Strain aging of steel-A critical review, Iron & Steel, Lond., 36, 450-457.

BAIRD, J. D. (1971). The effects of strain-ageing due to Interstitial Solutes on the mechanical properties of metals, Metals and Materials, 5, 2, 1-18.

BAIRD, J. D. (1973). Dynamic strain aging, American Society for Metals, The inhomogeneity of plastic deformation, Metals Park, Ohio, 191-222.

BAIRD, J. D. et JAMIESON, A. (1963). Proceedings of NPL symposium on the relation between the structure and the mechanical properties of metals, Her Majesty's Stationery Office, London, 362, 15.

BAIRD, J. D. et MACKENZIE, C. R. (1964). Effects of nitrogen and manganese on the deformation substructure of iron strained at 20C, 225C et 450C, Journal Iron and Steel Institute, 202, 427-436.

BERGSTRÖM, Y. et ROBERTS, W. (1971). The application of a dislocation model to dynamical strain-ageing in α-iron containing interstitial atoms, Acta Metallurgica, 19, 8, 815-823.

BERKHAUT, C. F. et VAN DEN BRINK, S. H. (1978), Weld. and Met. Fab., 46, 5, 347.

BILBY, B. A. (1956). J. Iron Steel Inst., 184, p.64.

BLAKEMORE, J. S. et HALL, E. O. (1966). Blue brittle behavior of mild steel, Journal of the Iron and Steel Institute, 204, 817-820.

BRAID, J. E. M. et McGRATH, J. T. (1985). The Influence of Microstructure and Strain on the Toughness of Welded Joints in Structural Steels for Offshore

Applications, Physical Metallurgy Research Laboratories, Report ERP/PMRL 84-67 (J), 37 pages.

BRATINA, W. J., McGRATH, J. T. et MILLS, D. (1968). Repeated yielding in quenched Fe-C alloys, Trans. Japan Inst. Metals, 9, 436.

BRINDLEY, B. J. (1970). The effect of dynamic strain-ageing on the ductile fracture process in mild steel, Acta Metallurgica, 18, 325-329.

BRINDLEY, B. J. et BARNBY, J. T. (1966). Dynamic strain ageing in mild steel, Acta Met., 14, 12, 1765-1780.

BULLOUGH, R. et NEWMAN, R. C. (1962). Proc. Roy. Soc., A266, 189-208.

BURDEKIN, F. M. (1967). Effects of Thermal Straining During Welding on the Fracture Toughness of a Mild Steel, British Welding Journal, 14 (2), 81-83.

BURDEKIN, F. M., DAWES, M. G., ARCHER G. L., BONOMO, F. et EGAN, G. R. (1968). Selection of weldments to avoid fracture initiation, British Welding Journal, 15, 590-600.

CHAUDHURI, A. R., PATEL, J. R. et RUBIN, L. G. (1962). J. Appl. Phys., 33, 2736.

CLOUGH, W. R., JACKMAN, L. A. et ANDREEV, T. G. (1968), Dynamic strain-aging and the charpy specimen behavior of annealed 4340 Steel, Journal of Basic Engineering, Trans. ASME, 90, Series D, 1, 13.

COCHRANE, R. C., TERRY, P. et GARLAND, J. G. (1976), Weld. & Met. Fab., 44, 4, 316.

COFFIN, L. F., Jr. (1965). The effect of quench aging and cyclic strain aging on low carbon steel, Transactions of the ASME, Journal of Basic Engineering, 351-362.

CONRAD, H. (1958). U.S. Research Report, 1963, 38 (AD-407, p.556).

COTTRELL, A. H. (1948). Report of Bristol Conf. on the strength of solids, The Physical Soc., London, p.30.

COTTRELL, A. H. (1953b). A note on the Portevin-Le Chatelier effect, Philosophical Magazine., 44, .355, 829-832.

COTTRELL, A. H. et BILBY, B. A. (1949). Dislocation theory of yielding and strain aging in iron, Proc. Phys. Soc., A62, 49-62.

COTTRELL, A. H. et JAWSON, M. A. (1949). Proc. Roy. Soc., London, A199, 104-114.

DAHL, W. et LÜCKE, K. (1954). Arch. Eisenhüttenwesen, 25, 241.

DAWES, M. G. (1968). Thermal Cycles and Straining Effects in a Multipass Butt Weld, British Welding Journal, 15, 11, 563-570.

De MORTON, M. E. (1973). Brittle fracture of mild steel by dynamic strain ageing, conference on stress and strain in eng., Bristbane, Aust., 1973,.67-76. Publ. by Inst. of Eng., Aust. (Publ. n 73/5), Sydney.

DEW-HUGHES, D. (1961). IBM, J. Res. Dev., 5, 279.

DINGLEY, D. J. et McLEAN, D. (1967). Components of the flow stress in iron, Acta Metallurgica, 15, 885-901.

DOLBY, R. E. et SAUNDERS, G. G. (1972). Sub-Critical HAZ Fracture Toughness of C:Mn Steels, Metal Construction and British Welding Journal, 185-190.

DOLZHENKOV, I. E. (1967). Influence of deformation rate on the blue brittleness temperature and dislocation density of carbon steel, Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, 6, 20-24.

DOLZHENKOV, I. E. (1971). The nature of blue brittleness of steel, Met. Sci. Heat Treat., 13, 3-4, 220-224.

DOLZHENKOV, I. E. et LOTSMANOVA, I. N. (1970), Investigation of blue brittleness_by the internal friction method, Translated from Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, no.5, 51-52.

DORLOT, J. M., BAÏLON, J. P. et MASOUNAVE, J. (1986). Des matériaux, Éditions de l'École Polytechnique de Montréal, 467 pages.

EDWARDS, C. A , PHILIPS, D. L. et JONES, H. N. (1940). The influence of fome Special elements upon the strain-ageing and yield-point characteristics of low carbon steels, Journal of Iron and Steel Inst., 142, 2, 199.

ELAM, C. F. (1938) The influence of rate of deformation on the tensile test with special reference to the yield point in iron and steel, Proc. Roy. Soc., A165, 568-592.

EPSTEIN, S., CUTLER, H. J. et FRAME, J. W. (1950). Vanadium treated, non-aging, rimming steel, for deep drawing quality sheet, J. of Metals, 188, 6, 830-834.

FEDORA, F. D. (1971). Ph. D. Thesis, Cornell University.

FISHER, D. H. et al. (1958). Proc. ASTM, 58, 932-942.

FORREST, P. G. (1962). The fatigue behavior of mild steels at temperature up to 500C, Journal of the Iron and Steel Institute, 452-457.

FORREST, P. G. (1957). Speed effects in fatigue, Proc. Roy. Soc., A242, 223-227.

GENSAMER et al. (1942). Trans. Am. Soc. of Metals, 30, 983.

GLADKOVSKIY, V. A. et DEKHOVICH, L. SH. (1971). Reduction in the fatigue strength of low-carbon steels after soaking in the blue-shortness range, Phys. Met. Metallogr., 31, 1, 204-206.

GLEN, J. (1953). An experimental study of the strength and ductility of steel at slevated temperatures, ASTM STP 128, Philadelphia, 184-221.

GLEN, J. (1957). Effect of alloying elements on the high-temperature tensile strength of normalized low-carbon steel, J. of the Iron and Steel Institute, 186, 21-48.

GLEN, J., LESSELLS, J. et BARR, R. R. (1963). International conference on creep.

GOUZOU, J., WEGRIA, J. et HABRAKEN, L. (1972). Determination, by internal friction measurements, of the interstitial nitrogen content in Fe-Mn-N alloys, Metallurgical Reports, CRM, Liège, 33, 65.

GREAVES, R. H. et JONES, J. A.(1925). The effect of temperature on the behavior of iron and steel in the notched bar impact test, Journal of the Iron and Steel Institute, 112, 123-162.

HAHN, G. T. (1962). A model for yielding with special reference to the yield-point phenomena of iron and related BCC metals, Acta Met., 10, 727-738.

HALL, E. O. (1952). The deformation of low-carbon steel in the blue-brittle range, Journal of the Iron and Steel Institute, 170, 331-336.

HALL, E. O. (1970). Yield point phenomena in metals and alloys, Macmillan, London, 296 pages.

HARPER, S. (1951). Precipitation of carbon and nitrogen in cold-worked alpha-iron, Phys. Rev., 83 (4), 709-712.

HUNDY, B. B. (1956). The strain-age hardening of mild steel, Metallurgia, 53, 203-211.

IVANOVA, V. S. et al. (1965). Importance of dislocations in the strengthening and failure of metals, Moscou, Izd. Nauke.

JONES, B., et OWEN-BARNETT, R. A. (1954). Journal of Iron and Steel Institute, 177, 209-220.

JOHNSTON, W. G. et GILMAN, J. J. (1959). Dislocation velocities, dislocation densities, and plastic flow in lithium fluoride crystals, J. Appl. Phys., 30, 2, 129-144.

JUNG, Y. H. et MURTY, K. L. (1988). Effect of temperature and strain rate on upper shelf fracture behavior of A533B class 1 pressure vessel steel, Fracture Mechanics: 19th Symposium, ASTM STP 969, 392-401.

KAWAMOTO, M., TANAKA, T. et KUBOTA, K. (1965). J. Soc. Materials Sci. Japan, 14, 140, 396.

KEH, A. S. et LESLIE, W. C. (1963). Recent observations on quench-ageing and strain-ageing of iron and steel, Materials Science Research, VI, ed. H. H. Stadelmaier and W. W. Anstum, Plenum Press, New York, 1, 208-250.

KEH, A. S. et WRIEDT, H. A. (1962). An electron transmission study of nitride precipitation in alpha iron, Trans. AIME., 224, 560-572.

KEH, A. S., NAKADA, Y. et LESLIE, W. C. (1968). Dynamic strain aging in iron and steel, Dislocation dynamics, McGraw-Hill, New York, 381-406.

KENNEDY, H. E. (1945). Some Causes of Brittle Failures in Welded Mild Steel Structures, Welding Journal, Research Supplement, 24, 10, 588s-598s.

KENYON, R. L. et BURNS, R. S. (1940). Ageing in iron and steel, Age Hardening of Metals, American Society for Metals, Cleveland, 262-313.

KIKUTA, Y., ARAKI, T. et YONEDA M. (1981). Effect of Hydrogen and Nitrogen on environmental embrittlement of Steel at Elevated, Proceedings of 2nd International Conference on Enviromental Degradation of Engineering Materials, 243-251.

KIM, I. S., et KANG, S. S. (1990). Dynamic strain-aging effect on fracture toughness of vessel steels, Transactions of the American Nuclear Society, 62, 251-253.

KINOSHITA, S., WARY, P. J. et HORNE, G. T. (1955). Some observations on the Portevin-Le Chatelier effect in iron, Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 223, 1902-1905.

KLEIN, M. J. et REID, C. N. (1964). Strain aging, Metal Deformation Processing, VI, DMIC Rept. 208: 114.

KLINGER, L. J. et EBERT, L. J. (1950). Distribution of Relative Ductility in Steel Weldments, Welding Journal Research Supplement, 29, 59s-73s.

de KONING, A. C. (1965). Loss of Ductility in Material Next to a Weld, Stichting Centrum Voor Lastechniek, 31e jaargang no.3L, 57-65.

LAHA, K., BHANU SANKARA RAO, K., CHANDRAVATHI, K. S. et MANNAN, S. L. (1993). Temperature Dependence of Tensile Properties of 2.25 Cr-1Mo Steel Base, Weldments ans Simulated Heat Affected Zone Structures, Transactions of the Indian Institute of Metals 46, (2), 77-87.

LALONDE, S. et LANTEIGNE, J. (1992). Étude de la vie en fatigue de l'acier SA-516 gr.70 à 260C, IREQ 064, Hydro-Québec, 1-30.

LAMPMAN, S. R. et ZORC, T. B. (1990). ASM International, ASM Handbook: Properties and Selection: irons, steels and high-performance alloys, , 10e. édition, 1.

LANTEIGNE, J. ET BAÏLON, J. P. (1981). Theoretical Model for FCGR near the threshold, Metallurgical Transactions A, 12A, 459-466.

LANTEIGNE, J. et DUGRÉ, M. (1990). Propriétés mécaniques de l'acier SA 516-70 à hautes températures, IREQ 4754, Hydro-Québec, 15 pages.

LEAN, J. B. (1961). Instabilities due to strain aging in the tensile test, Journal of the Australian Institute of Metals, 6, 62-67.

Le CHATELIER, H. (1909). Influence du temps et de la température sur les essais au choc, Revue de Métallurgie, 6, 914-917.

LESLIE, W. C. (1986). Quench and strain aging, Encyclopedia of Materials Science and Engineering, 5-O-Q, Pergamon Press, 4007-4011.

LESLIE, W. C. et KEH, A. S. (1965). Aging of flat-rolled steel products as investigated by electron microscopy, AIME Met. Soc. Conf., Monroevill, Pennsylvania, 337-377.

LESLIE, W. C., CUDDY, L. J. et SOBER, R. J. (1973). Serrated yielding and flow in substitutional solid solutions of alpha iron, Proc. 3rd ICSMA, Cambridge, 1, 11-15.

LI C.-C. et LESLIE, W. C. (1978). Effects of dynamic strain aging on the subsequent mechanical properties of carbon steels, Metallurgical Transactions A, 9A, 1765-1775.

LLOYD, D. J. et TANGRI, K. (1972). Dynamic strain ageing as a strengthening mechanism, Mater. Sci. Eng., 10, 75-79.

LOU, S. et NORTHWOOD, D. O. (1994). Effect of carbon and nitrogen content on dynamic strain aging in low carbon steels, Canadian Metallurgical Quaterly, 33, 3, 243-249.

LOW, J. R., et GENSAMER, M. (1944). Aging and the yield point in steel, Trans. A.I.M.E., 158, 207-249.

LOZINSKIY, M. G., IVANOV, V. S., ROMANOV, A. N. et TERENTYEV, V. F. (1967). Microstructural features of the fatigue failure of mild steel in the temperature range of dynamic strain sging, The Physics of Metal and Metallography, 115-120.

MANJOINE, M. J. (1944). Influence of rate of strain and temperature on yield stresses of mild steel, Trans. ASME, 66, A211-A218.

MARSCHALL, C. W., MESLOH, R. E., BUCHHEIT, R. D. et KIEFNER, J. F. (1989). Oil Tank Failure Attributed to Fifty-Year-Old Flaw, ASM International, Materials Park, Ohio 44073, USA, 495-504.

MARSCHALL, C. W., LANDOW, M. P. et WILKOWSKI, G. M. (1990). Effect of dynamic strain aging on fracture resistance of carbon steels operating at light-water reactor temperatures, Fracture Mechanics: 21st Symposium, ASTM STP 1074, 339-360.

McLENNAN, J. E. (1964). M. Sc. Thesis, University of New South Wales.

McROBIE, D. E. et KNOTT, J. F. (1985), Met. Sci. & Tech., 1, 357.

MERRICK, R. D. et CIUFFREDA, A. R. (1983). Brittle Fracture of a Pressure Vessel:Study Results and Recommandations, Proceedings-American Petroleum Institute, Refining Department, 62, Publ. by API, Washington, DC, usa, 11-27.

MEYERS, M. A. et CHAWLA, K. K. (1984). Mechanical Metallurgy-principles and applications, Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 761 pages.

MIGLIN, M. T., VAN DER SLUYS, W. A., FUTATO, R. J. et DOMINA, H. A. (1985). _Effects of strain aging in the unloading compliance J test, Elastic-Plastic Fracture Test Method: The User's Experience, ASTM STP 856, 150-165.

MIMA, G. et INOKO, F. (1969). A study on the blue-brittle behavior of a mild steel in torsional deformation, Trans. JIM, 10, 227-231.

MORRIS, J. G. (1974). Dynamic strain aging in aluminum alloys, Mater. Sci. Eng., 13, 101.

MURTY, K. L. (1984). Benefical (!) effect of neutron irradiation on mechanical properties of mild steel in blue brittle range, Scripta Metallurgica, 18, 87-89.

NABARRO, F. R. N.(1948). Mechanical effects of carbon in iron, Report of Bristol Conf. on the Strength of Solids, Proc. Phys. Soc., London, 38-45.

NADAI, A. et MANJOINE, M. J. (1941). High speed tension tests at elevated temperatures - parts II and III, Journal of Applied. Mechanics, 8, A77-A91.

NGUYEN-DUY, P. et BAYARD, S. (1982). Brittle-ductile transition curve determined by charpy impact testing on CVN, precracked CVN and side-grooved precracked CVN specimens, Int. Journ. of Fracture, 18, R23-R29.

NICHOLSON, S. ET ROGERS, P. F. (1974). Proc. Int. Conf., Welding in Offshore Constructions, Newcastle -upon- Tyne. The Welding Institute, Abington, Cambridge, 147-166.

OHWUE, T., TAKECHI, H. et FURUNO, Y (1985). Temperature dependency of mechanical properties of steel sheets and its application to deep drawing in warm condition, Advanced Technology of Plasticity, II, 1283-1288.

OONO, T. (1974). Ductility of steel during warm forging, The Sumitomo Search, Japan, 11, 73-84.

POHL, K., MAYR, P. et MACHERAUCH, E. (1981). Cyclic deformation behavior of a_low darbon steel in the temperature range between room temperature and 850K, Int. Journal of Fracture, 17, 2, 221-233.

QUINNEY, H. (1934), The Engineer, 157, 332.

REINHOLD, O. (1917). Strength of ingot iron and steel at different temperatures, Ferrum, 13, 97-103.

ROBERTS, M. J. et OWEN, W. S. (1970). Unstable flow in martensite and ferrite, Metall. Trans., 1, 3203-3213.

ROBINSON, J. M. et SHAW, M. P. (1994). _Microstructural and mechanical influences on dynamic strain aging phenomena, International Materials Review, 39, 3, 113-122.

ROMANIV, O. N., KUKLYAC, N. L., et ZIMA, Y. V. (1974). Effect of type of loading and structural condition on blue brittleness, Sov. Mater. Sci., 10, 3, 328-330.

SAUVEUR, A. (1931). Steel at elevated temperatures, Transactions of the American Society for Steel Treating, 17, 410-448.

SCHOECK, G. (1956). Moving dislocations and solute stoms, Physical Review, 102, 6, 1458-1459.

SCHOECK, G et SEGGER, A. (1959). The Flow stress of iron and its dependence on impurities, Acta Metallurgica, 7, 469-477.

SIMON, J., CAISSO, J., GUILLOT, J. et VIOLAN, P. (1964). Le phénomène Portevin-Le Chatelier comme manifestation mécanique d'un phénomène physique, Mémoires scientifiques rev. metallurg., 61, 12, 841-848.

SLEESWYK, A. W. (1958). Slow hardening of ingot iron, Acta Met., 6, 598-603.

SLEESWYK, A. W. (1960). Blue brittle srmco ingot iron, Acta Met., 8, 130-132.

SNOEK, J. L. (1941). Effect of small quantities of carbon and nitrogen on the elastic and plastic properties of iron, Physica, 8, 734.

STARODUBOV, K. F., DOLZHENKOV, I. E. et LOTSMANOVA, I. N. (1970). Effect of deformation temperature on the dislocation arrays in low-carbon steel, Translated from Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, 3, 28-29.

TAIRA, S., MARUYAM, S. et FUJINO, M. (1976). Effects of temperature on the rate of fatigue crack propagation in steels during low cycle fatigue, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 16, 3, 146-152.

TAKEYAMA, T. et TAKAHASHI, H. (1973). Strength and dislocation structures of α-irons deformed in the blue-brittleness temperature range, Trans. Iron Steel Inst. Jap., 13, 293-302.

TANAKA, K. et ISHIKAWA, H. (1974). Grain size and temperature dependences of the compressive strength of mild steel, Jpn Congr. on Mater. Res., 18th, Proc, Kyoto, Japan., Publ. by Soc. of Mater. Sci., 52-56.

TANAKA, K. et KINOSHITA, M.(1967). Compressive strength of mild steel at high strain rate and at high temperature, Bulletin of JSME, 10, 39, 429-437.

TAPSELL, H. J. (1931). Creep of Metals, London: Oxford University Press.

TAPSELL, H. J. et CLENSHAW, W. J. (1935). Results of hardness tests on Armco iron, The Metal-Iron, Alloys of Iron Research, Monograph Series, McGraw-Hill Book Company, Inc., New York, 376.

THOMAS, W. R. et LEAK, G. M. (1955). The strain aging of alpha-iron, J. of the Iron and Steel Inst., 180, 155-161.

UHLEMANN, K. (1935). Metallwirtschaft, Wissensch, Technik Nr. 39, 773-778; Nr. 40, 795-798.

VAN WERT, L. R. (1931). Some notes on blue brittleness, Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, 95, 230.

WAGNER, D., MORENO, J. C. et PRIOUL, C. (1996). Influence of Post Weld Heat Treatment on the Dynamic Strain Aging of C-Mn Steels, Journal de Physique, (France) IV 6, (8), 159-162.

WEIDIG, C., ESPINDOLA, M., GONZALEZ, B., RODRIGUES. P. et ANDRADE, M. (1995). Dynamic strain aging in low carbon steel wire rods, Wire J. Int., 28, 1, 82-85.

WEPNER, W. (1957). Acta Met., 5, 703.

WERT, C. (1950a). Diffusion coefficient of C in α-iron, Phys. Rev., 79, 601-605.

WERT, C. (1950b). Measurements on the diffusion of interstitials atoms in B.C.C. lattices, J. Appl. Phys., 21, 1196-1197.

WILCOX, B. A. et SMITH, G. C. (1964). The Portevin-Le Chatelier effect in hydrogen charged nickel, Acta Met., 12, 371-376.

WILCOX, B. A. et ROSENFIELD, A. R. (1966). On serrated yield and negative strain-rate sensitivity, Mat. Sci. and Eng., 1, 201-205.

WILSON, D. V. (1961). The yield stress of iron above room temperature, Acta Met., 9, p.618.

WILSON, D. V. et RUSSELL, B. (1960a). The contribution of atmosphere locking to the strain ageing of low carbon steels, Acta Met., 8, 36-45.

WILSON, D. V. et RUSSELL, B. (1960b). The contribution of precipitation to strain ageing in low carbon steels, Acta Met., 8, 468-479.

WILSON, D. V. et RUSSELL, B. et ESHELBY, J. D. (1959). Stress-induced ordering and strain-aging in low carbon steels, Acta Met., 7, 628.

YUSHKEVICH, P. M., MANANKOVA, L. V. et STEPANOVICH, V. E. (1974). Blue brittleness of steel, translated from Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov, 4, 62-63.

ZHEMCHUZHNIKOV, G. V. et GIRENKO, V. S. (1964). The Strain Ageing and Brittle Fracture of Steel, Automatic Welding, 86, 10, 7-12.

ANNEXES

ANNEXE I: PROCÉDURE DE LAMINAGE

G. F. H.

MAR 2 4 1997

FEED DOCUMENT THIS DIRECTION

stelco

FAX MESSAGE

TO _____

COMPANY _____

FAX NO. _____

FROM G. Hanson

NO. OF PAGES 1

RE Machining A516-70 @ 1.0"

IF NOT RECEIVED CORRECTLY

PHONE:

(416) 528-2511 EXT. 3441

We do not have specific detailed information for the plate in question – however the following represents standard typical processing for as-rolled ASTM A516-70 PVQ mfg. by Stelco Inc.

Typical Procedure For 1.0" Thick A516-70

- Parent slab as cast thickness 9.45"
- Slab reheat for hot rolling 2450°F – residence time approx. 4 hrs.
- Breakdown on 2 High Roughing Mill from 9.45" to 4.0" – commence rolling at approx. 1900°F.
- Finish rolling on 4 High Mill – commence at 4" thickness and 1820°F & employ 8 hot working passes to obtain finished plate thickness of 1.0"

Typical 4 High Mill Draft & Temperature Schedule

Pass number (i.e. 1 to 8 in this case)

Ps	No Min (sec)	Min (sec)	Screw Set (in)	Ent Temp (°F)
1	06.7	03.3	3.255	1819
2	05.8	03.3	2.755	1835
3	05.8	03.7	2.296	1811
4	06.9	04.4	1.886	1850
5	04.7	05.2	1.580	1874
6	04.0	05.5	1.385	1070
7	04.9	06.2	1.187	1875
8	05.6	07.2	0.972	1842

Open Water Pass

Entry temp for each pass on mill

Gap setting of mill (inches)

Descale pass – no hot working

Time between passes

Time interval

Total rolling time finishing mill (4 high)

Regards,

stelco

George E. Hanson
Metallurgist – 148" Plate Mill
Metallurgy and Quality Assurance
Stelco Inc.

Hilton Works, P.O. Box 2030
Hamilton, Ontario L8N 3T1
Hamilton: (905)527-8335 Ext.3441
Canada & U.S.A.: 1-800-605-8668
FAX: (905)308-7021

ANNEXE II : COMPOSITION CHIMIQUE ET MICROSTRUCTURE DE L'ACIER A516-70 UTILISÉ EN 1990 (tiré du rapport IREQ 4754-90)

L'acier SA-516-70 a été obtenu du distributeur Drummond McCall. Les éprouvettes ont été prélevées à même la plaque d'épaisseur nominale de 25,4 mm brut de laminage. La teneur moyenne des éléments obtenue par l'analyse de l'acier est présentée au tableau II.1.

Tableau II.1: Composition chimique (pourcentage poids)

	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr	Mo	O_2	N_2
Drummond	.29	1.04	.0057	.0134	.2353	.0163	.067	.036	.011	.008	.008

Pour une plaque d'un pouce d'épaisseur, la norme ASTM A516-70 exige une teneur maximale en carbone de 0,28. Cette valeur est ici très légèrement excédée. De plus, la teneur en manganèse doit se maintenir dans la fourchette 0,79-1,30, ce qui est le cas ici. Le phosphore et le soufre doivent respectivement se maintenir en-dessous de 0,035 et 0,040, ce qui est le cas également. Finalement, le silicium doit se maintenir dans la fourchette 0,13-0,45, ce qui est encore une fois vérifié. Les teneurs en oxygène et azote sont égales à 80 ppm, ce qui est la normalité pour cet acier. Une analyse de la teneur de cet acier en aluminium aurait révélé qu'il a été calmé. On peut donc affirmer que la composition chimique mesurée respecte la norme ASTM A-516 à ce chapitre.

La figure II.1 illustre la microstructure de l'acier dans le sens du laminage (qui est le sens où les inclusions MnS apparaissent allongées), alors que la figure II.2 présente le sens travers. Le sens commun à ces deux métallographies est celui de l'épaisseur de la plaque.

Figure II.1: Microstructure de l'acier SA-516-70

Figure II.2: Microstructure de l'acier SA-516-70

On constate que l'acier a été livré tel que laminé. On reconnaît aisément la structure ferrito-perlitique de l'acier, avec une ferrite légèrement aciculaire, caractéristique de l'acier A516-70.

ANNEXE III : COURBES DE TRACTION - ACIER BRUT DE LAMINAGE ACHETÉ EN 1996

GRAPH PAPER © GRAPHIC CONTROLS CORPORATION
Buffalo New York Printed in U.S.A.
SQUARE 10 X 10 TO THE CENTIMETER
AS-8014 61

ANNEXE IV : COURBES DE TRACTION - ACIER BRUT DE LAMINAGE ACHETÉ EN 1990 (tirées du rapport IREQ 4754-90)

A 516 Grade 70 T-1
Diam: 12.71 mm
Section: 126.33 mm²
Température de l'essai: 70°F
68.8 KN
12.1 mm²
35.1%
12.8%
EXTENS
LVDT
4 KN
4 KN
1.8 mm
2.75%
7.4 KN
0.00V
0.0V
0.00V
0.0V

A 516 Grade 70 L-2
Diam. 12.73 mm
Section 127.27 mm²
Temperature de l'eau: 70F
68 kN
LVDT
Ext.
1.5 mm
4 kN
4 kN

A 516 Grade 70 T-2
Diame: 12.72mm
Section: 127.02 mm²
Temperature de l'essai: 70F
69.2 KN
LIMIT
37.5%
43.01%
Extent
4KN
1.5 mm
4KN
2.24%
0.80V
0.8V
0.8V
0.8V

A 516 GRADE 70
L-3
Diam: 12.71 mm
Section: 126.87 mm²
Temperature de l'essai 70°F
68.8 KN
34.9 %
LVDT
4 KN
1.5 mm
Cycles
4 KN
2.75 %
10.00V
0.00V
0.0V
0.05
30

A 516 Grade 70 T-3
Diam: 12.31 mm
Section: 126.82 mm
Temperature de l'essai: 70°F
68.6 (%)
46.6 (%)
1 VDT
32.2 %
49.4 %
Extens
4 kN
4 kN
1 mm
2 mm
10.00V
0.0V
10.00V
2.0V
7.0V
0.5
87
24 ACT

7-516 Grade 70 L-6
Diam: 12.71
Section: 126.68 mm²
Temperature de l'essai 400°F
74KN
583 MPa
Allongement mesuré: 13.2%
4KN
15mm
36.6KN
288.5 MPa
16.00V
0.00V
16.00V
0.00V
Mid Pt 7.00V
Mid Pt 7.00V
Mid Pt 7

A-51
T-6
Diam: 12.77 mm
Section: 127 mm
Temperature de l'essai 400°F
26 KN
578 MPa
Allongement mesure: 16.5%
4 KN
10 mm
36.4 KN
286.5 MPa
10.00V
0.00V
10.00V
0.00V
5.00V
0.00V
0.25
0.44
28.8

99
ACIER 1990
Echantillon #1, à 260°C
RANGES: 9.900V 10.00V 5.500V
OFFSETS: 0.0V 0.0V -0.8V
TOTAL TIME: 1.00S
POST-TRIG: 0.0S
TRIGGER: MAN
Charge max : 81.01 KN
5.5KN
4.1 mm
Charge (KN)
Déplacement (mm)
275mm
Température de l'essai : 500°F

A 516 Grade 70 L-4
Diam: 12.21 mm
Section: 126.87 mm²
Temperature 650°F
76.8 KN
605 MPa
Allongement Mesuré
21.15%
4 KN
1.5 mm
30 KN
236 MPa
CHANNEL 1 10.00V 10.00V
CHANNEL 2 0.0V 0.0V
TOTAL TIME 7.00M
POS = TRIG. 0.0S
TRIGGER MAN
80

A-516 Grade 70 T-4

Diam: 12.70mm Temperature de l'essai: 650°F

Section: 126.6 mm²

A-516 Gr. de 70 L-5
Diam: 12.88 mm
Section: 126.23 mm²
Longueur de l'essai 800 mm
72 KN
570 MPa
Allongement moyen: 27.9%
9 KN
15 mm
28.4 KN
264.9 MPa
10.00V
0.0V
10.00V
0.0V
5.00V
0.0V
7.00V
0.0V
OCT 88

A-571 Grade 70 T-5
Diam: 12.77
Section: 126.87 mm²
Temperature de l'essai 200°F
71.2 KN
526 MPa
Allongement mesuré: 23.5%
4 KN
1.5 mm
27.6 KN
203.5 MPa
10.00V
0.07V
10.00V
0.07V
GAUGE
OFFSET
TOTAL TIME
COST PER
MAX
DELTA
28.42
28.42
0.06
0.06
0.07
0.07
60

Acier A-376 Grade 70
L=7
Diam: 12.67 mm
Section: 126.82 mm²
Température de l'acier
200°F (93°C)
Allongement mesuré: 29.97%
69.9 kN
517.96 Pa
3.6 mm
4 kN
292 MPa
1.6 mm
0.004
0.003
0.002
0.001
0.000
0.001
0.002
0.003
0.004
0.005
0.006
0.007
0.008
0.009
0.010
0.011
0.012
0.013
0.014
0.015
0.016
0.017
0.018
0.019
0.020
0.021
0.022
0.023
0.024
0.025
0.026
0.027
0.028
0.029
0.030
0.031
0.032
0.033
0.034
0.035
0.036
0.037
0.038
0.039

Temperature
Diam: 12.68 mm
Section: 126.28 mm²
RANGES: 5.400V 10.00V
OFFSETS: 0.0V 0.0V
TOTAL TIME: 7.00M
POST TRIG: 0.0S
TRIGGER: MAN
1.0 0.0 0.4
D2 NOV 80
Allongement max: 22.82%
33.4 KN
1 KN
1 s

Temperature
Diam.
Section
Alloy
36 KV
443.5 MPa
4 KV
10.000V
0.0V
10.000V
0.0V
RANGE
DEFLECTION
TOTAL TIME
POS. REC.
REC. GAIN
MAX. 80
22 KV

ANNEXE V : COURBES DE TRACTION ACIER A516-70

GRAPH PAPER
GRAPHIC CONTROLS CORPORATION
Buffalo New York Printed in U.S.A.
SQUARE 10 X 10 TO THE CENTIMETER
AS 8014 61
Echantillon #S1 préalablement déformé à 260°C
26 mai 98
RANGES: 2.000V 10.00V 5.500V
OFFSETS: 0.0V 0.0V 5.0V
TOTAL TIME: 1.00S
POST-TRIG: 0.0S
TRIGGER: MAN
Charge (KN)
Déplacement (mm)
27.5 mm

GRAPH PAPER © GRAPHIC CONTROLS CORPORATION Buffalo New York Printed in U.S.A.
SQUARE 10 X 10 TO THE CENTIMETER
AS-8014 61

Vrai acier 516 gr. 70 (as-rolled) Echantillon #S1 préalablement déformé à 260°C 26 mai 98

Vis scie 516 gr. 30 (as-rolled)
Echantillon #S2 pré-déformé à 260°C
27 juillet 88
99kN
Charge (kN)
deplacement (mm)
27,5 mm

GRAPH PAPER GRAPHIC CONTROLS CORPORATION
Buffalo New York Printed in U.S.A.
SQUARE 10 X 10 TO THE CENTIMETER
AS-8014-61

Échantillon #S2 préréformé à 260°C et déformé à 20°C 27 juil. 98

Vrai acier 516 gr. 70

GRAPHIC CONTROLS CORPORATION
Buffalo New York Printed in U.S.A.
SQUARE 10 X 10 TO THE CENTIMETER
AS-8014-61

Voir Aim 5K ou 70 — Echantillon #S2 dédéformé à 260°C et deformé à 20°C — 27 juil. 98

GRAPH PAPER GRAPHIC CONTROLS CORPORATION Buffalo, New York Printed in U.S.A.
SQUARE 10 X 10 TO THE CENTIMETER
AS-8014 61

Vrai acier 516 gr. 70 — Echantillon #C, à 25°C déformé jusqu'à Emax — fev. 97

GRAPH PAPER © GRAPHIC CONTROLS CORPORATION
Buffalo New York Printed in U.S.A.
SQUARE 10 X 10 TO THE CENTIMETER
AS-8014 61

Fev. 97

Echantillon #C, préalablement déformé à 25°C

Vrai acier 516 gr. 70

RANGES: 0.500V 10.00V 5.500V
OFFSETS: 0 UV 0 UV 0 UV
TOTAL TIME 1.00S
POST-TRIG. 0.05
TRIGGER: MAN
[redacted]
[redacted]
[redacted]

Charge (kN)

Déplacement (mm)

27.5 mm

ANNEXE VI : DESSIN DES MORS DE M. YVES VERREMAN

MORS
Vue de face
filet mâle
2"-12-UNC
longueur:
2"7/8
3"1/8
A
rayon > 0.035"
4"1/2
1"1/4
2"
TROUS ϕ 17/64"
pour loger
vis 1/4-28-NF
1"
1"1/4
1"1/4
1"
1"1/2
1"1/4
TROUS ϕ 49/64"
pour loger
boulons
3/4"-10-NC
(à percer avec
les 2 plaquettes
vissées sur la
mors)
1"
1"1/4
1"
2"1/2
TROUS ϕ 17/64"
pour loger
vis 1/4-28-NF
13/16"
1"
A
MH 4140
qté 2

PLAQUETTES
épaisseur e (à déterminer) tolérance {+0.001" −0
parallélisme : {+0.0005 −0 (au dessus et au dessous du niveau
Vue de face
Vue de côté
2 taraudages pour vis 1/4"-28-NF
1/2"
1 1/2"
1 1/4"
8"
1 1/4"
2 1/2"
4" 1/2
1"
1"
e
5 trous ϕ 19/64" pour boulon 3/4"-10-UNC (à percer avec les deux plaquettes vissées sur le mors)
niveau A
détail A
2 taraudages pour vis 1/4"-28 NF
chanfrein à 45° sur 1/3
détail A
niveau A
e
1 1/4"
0.003"
1" 3/4
amincissement progressif sur 1 1/4"
marquer la face amincie
MtL 4140
qte 4

ANNEXE VII : INSTALLATION DES MORS

La prétension est effectuée après l'installation des rondelles et des mors sur le banc d'essai. En plus d'assurer la rigidité du montage, elle permet d'aligner parfaitement les mors l'un par rapport à l'autre. Elle requiert les rondelles et une éprouvette en acier 4340 trempé (figure VII.1).

Figure VII.1: Dimensions de l'éprouvette

L'éprouvette, préalablement nettoyée avec de l'acétone, est insérée entre les mors non-fixés. Les dix boulons sont insérés et un couple de serrage progressif jusqu'à 600 lb-pi est appliqué (cf. section 4.1.3).

La figure VII.2 illustre le montage pour prétensionner les mors.

Figure VII.2: Montage pour prétensionner des mors

Pour prétensionner les mors, il faut les solliciter à une valeur de force qui est supérieure à la force maximale atteinte lors des prédéformations à 20°C et 260°C.

Connaissant les contraintes maximales développées à 20°C et 260°C (tableau 3.1) et la section réduite nominale des grandes éprouvettes (1081 mm^2), les forces maximales développées seront de 588 kN pour les prédéformations à 20°C et de 664 kN pour les prédéformations à 260°C. Nous avons donc choisi de tensionner les mors à une valeur de force de 700 kN.

Sous l'effet de ce chargement, les contraintes atteintes dans l'éprouvette et dans les mors seront inférieures à la limite élastique (860 MPa) et la déformation de ces deux composantes sera élastique.

Le tensionnement s'effectue par le biais d'un ordinateur. Un programme informatique commande au banc d'essai une rampe en mode charge de 0 à 700 kN au taux de 1,2 kN/s suivi d'un maintien de cette charge pendant 2 minutes et suivi d'une rampe de -700 kN au même taux. Lors de l'essai, les valeurs de la charge et du déplacement sont affichés à l'écran sous forme de graphique et ils sont aussi enregistrés. La visualisation graphique en temps réel permet, entre autres, de détecter s'il y a un glissement qui se produit au cours du tensionnement. Pendant les deux minutes où la charge est maintenue constante, les rondelles sont glissées l'une sur l'autre jusqu'à ce qu'elles éliminent complètement le jeu préexistant entre elles et les mors. Après le déchargement, l'éprouvette est retirée d'entre les mors. Ce tensionnement, effectué à l'aide d'une grande éprouvette, met donc les filets des mors en tension grâce aux rondelles, lesquelles sont en compression.

ANNEXE VIII : EMPLACEMENT DES JAUGES

La première éprouvette prédéformée à 20°C a été préalablement instrumentée de 8 jauges de type EP-08-125AC-350. Ces jauges peuvent supporter des températures variant entre -75 et 205°C et des déformations allant jusqu'à 20 %. La figure VIII.1 présente les dimensions de ces jauges.

Figure VIII.1: Dimensions des jauges de déformation (Intertechnology inc.)

La figure VIII.2 montre la disposition de ces jauges sur la grande éprouvette.

Figure VIII.2: Localisation des jauges sur l'éprouvette

Les jauges 1, 3 et 7 mesurent les déformations de l'éprouvette dans la direction "y". Les jauges 2, 4 et 8 mesurent les déformations dans la direction x. Les jauges 5 et 6 mesurent les déformations dans la direction z.

Le tableau VIII.1 donne la position de chacune de ces jauges d'après les coordonnées x, y et z de la figure IV.4.

Tableau VIII.1: Coordonnées cartésiennes du centre horizontal ou vertical des jauges

Jauges	X (mm)	Y (mm)	Z (mm)
1	≈-23,46	+161,82	-10,3
2	≈+22,76	+161,82	-10,3
3	≈-13,14	-153,23	+10,3
4	≈+13,14	-153,23	+10,3
5	+26,29	+127,83	≈-5,14
6	+26,29	-100,84	≈+5,14
7	≈-13,15	0	+10,3
8	≈+13,15	0	+10,3

Les jauges 1 et 2 ont été positionnées, suivant l'axe y, dans la région du rayon de courbure où les contraintes, calculées par éléments finis, étaient les plus élevées. La figure VIII.3 montre l'emplacement de ces deux jauges sur le modèle d'éléments finis.

Figure VIII.3: Localisation des jauges 1 et 2 d'après les éléments finis

Les jauges 3 et 4 ont été placées, dans la direction y, juste au-delà de la zone de grande contrainte. Les jauges 5 et 6 ont été placées respectivement à 25,4 mm et 52,39 mm des jauges 3 et 4. La figure VIII.4 montre les jauges une fois collées sur l'éprouvette.

Figure VIII.4: Jauges collées sur l'éprouvette

ANNEXE IX: PRÉLÈVEMENT DES PETITES ÉPROUVETTES

G.É. no.5
Sens travers au laminage (T)
Sens du laminage (L)
346,96mm
350mm
Ténacité Jic
da/dN
Charpy
9,53mm
7,3mm
1,59mm
30°
114,3mm
19,05mm
4,76mm
10,0mm
45°
50,0mm
Échelle 1:4

G.É. no.7
Sens travers au laminage (T)
Sens du laminage (L)
411,61mm
350mm
Ténacité, K_{IC}
Échelle 1:4
27,81mm
127mm
57,15mm
ϕ12,7mm
19,525mm
ϕ19,05mm
10,0mm
45°
50,0mm
10,0mm
19,05mm
15,875mm
9,175mm
45°
165,1mm
Ténacité KIC
38,1mm

G.É. no.2
Sens travers au laminage (T)
Sens du laminage (L)
318,39mm
350mm
1 et 3
2 et 4
Ténacité Jc
Charpy
9,53 mm
7,3 mm
1,59 mm
60°
85,7mm
19,05mm
10,0 mm
45°
50,0 mm
10,0 mm
Échelle 1:4

G.É. no.4
Sens travers au laminage (T)
Sens du laminage (L)
346,95mm
350mm
Échelle 1:4
9,53mm
7,3mm
1,59mm
30°
114,3mm
Ténacité Jc
19,05mm
10,0mm
45°
50,0mm
Charpy
10,0mm
9,53mm
4,76mm
1,58mm
30°
114,3mm
da/dN
19,05mm

G.É. no.6
Sens travers au laminage (T)
Sens du laminage (L)
332,92mm
350mm
Échelle 1:4
Fatigue
Traction
Charpy
98,425mm
19,05mm
25,4mm
Φ9,525mm
R19,05mm
Φ19,05mm
16 filets au pouce
27,81mm
127mm
57,15mm
Φ12,7mm
R9,525mm
Φ19,05mm
16 filets au pouce
10,0mm
45°
50,0mm
10,0mm

ANNEXE X: COURBES DE TRACTION
- ACIER A516-70 PRÉDÉFORMÉ À 20C ET À 260C -

Vrai Acier 516 (prelevée de 6E#6 -20C)
Echantillon # T1 à 20°C
12 déc. 97
RANGES: 9.900V 10.00V 10.00V
OFFSETS: 0.0V 0.0V 2.0V
TOTAL TIME: 1.00S
POST-TRIG: 0.0S
TRIGGER: MAN
CHARGE MAX = 77.61 KN
SECTION = 124.21 mm²
5,5 kJ
27%
CHARGE (KN)
Déformation (%)
50%

99
Vrai acier 516 (prélevé de 6E #6 -20C)
Gr. 70
Échantillon # T2 à 20°C
Vcad. 12 déc. 97
RANGES: 9.900V 10.00V 5.500V
OFFSETS: 0.0V 0.0V 4.8V
TOTAL TIME: 1.00S
POST-TRIG: 0.0S
TRIGGER: MAN
Charge max = 77,71 kN
Section = 127,41 mm²
8,5 kN
1,1 mm
Charge (kN)
Déplacement (mm)
27,5 mm

Vrai acier 516 (prélevé de GE#6-20C)
Echantillon #T2 à 20°C
12 dec. 97
99 kN
RANGES: 9.900V 10.00V 10.00V
OFFSETS: 0.0V 0.0V 2.0V
TOTAL TIME: 1.00S
POST-TRIG: 0.0S
TRIGGER: MAN
Charge max = 79.71 kN
SECTION = 123.41 mm²
5.5 kN
27%
Charge (kN)
Déformation (%)
50%

Vrai acier 516 (produit de G.E # 7-260C)
Echantillon # T1 à 20°C
11 Dec. 97
99
RANGES: 5.000V 10.00V 5.500V
OFFSETS: 0.0V 0.0V 4.0V
TOTAL TIME: 1.00S
POST-TRIG: 0.0S
TRIGGER: MAN
Charge max = 98.4 kN
Section = 130,08 mm²
55kN
1,1mm
Charge (kN)
Déplacement (mm)
27,5mm

GRAPH PAPER © GRAPHIC CONTROLS CORPORATION Buffalo, New York Printed in U.S.A. SQUARE 10 X 10 TO THE CENTIMETER AS 8014 B

Vmi acier 516 (prélevé de 6.E#7-260C) Echantillon # T1 déformé à 25°C 11 Déc. 97

K&E GRAPH PAPER © GRAPHIC CONTROLS CORPORATION Buffalo, New York Printed in U.S.A.
SQUARE 10 X 10 TO THE CENTIMETER
AS 8014 61

100,8 Uni Acier 516 (prélevée de GE #7-260 Échantillon #T2 à 20°C Vend. 12 déc. 97

61,70

GRAPH PAPER GRAPHIC CONTROLS CORPORATION
SQUARE 10 X 10 TO THE CENTIMETER
AS 8014 61

Vrai acier 516 (prélevé de 6.E.#7-260C) Gr. 70 — Echantillon #T2 à 20°C — Mod. 12 déc. 97

ANNEXE XI: RÉSULTATS DES ESSAIS CHARPY

Identification échantillon	Provenance	Date de l'essai	Température (C)	Energie (lb*pi)	Expansion latérale (mm)	% rupture ductile
7	G. E. no. 2	29/08/97	21	30,3	0,7874	15
2	G. E. no. 2	01/09/97	40	34,5	0,889	27,5
12	G. E. no. 2	01/09/97	60	55,1	1,2319	61
5	G. E. no. 2	01/09/97	80	77,5	1,7272	96
3	G. E. no. 2	01/09/97	100	82,3	1,8542	100
10	G. E. no. 2	01/09/97	120	77,5	1,8669	100
4	G. E. no. 2	01/09/97	140	81	1,6891	100
9	G. E. no. 2	01/09/97	0	9,5	0,2159	3
11	G. E. no. 2	01/09/97	-20	5	0,0508	2,5
6	G. E. no. 2	01/09/97	-40	3,5	0,1016	0
1	G. E. no. 2	01/09/97	40	49,1	1,2182	38
12	G. E. no. 4	15/09/97	60	66,1	1,3716	55
7	G. E. no. 4	15/09/97	80	79,5	1,8034	81,5
10	G. E. no. 4	15/09/97	21	32,0	0,6858	21,5
8	G. E. no. 4	15/09/97	-20	7,6	0,1397	2,5
2	G. E. no. 4	15/09/97	-40	5,1	0,0381	2,5
4	G. E. no. 4	15/09/97	0	10,1	0,177	0
1	G. E. no. 4	15/09/97	40	68,5	1,1303	36
5	G. E. no. 4.	15/09/97	21	35,8	1,0795	14
3	G. E. no. 4	15/09/97	60	71,1	1,5494	74,25
9	G. E. no. 4	15/09/97	40	64,9	1,3462	63
11	G. E. no. 4	15/09/97	60	63,5	1,3335	60
6	G. E. no. 4	15/09/97	40	69	1,397	62
1	G. E. no. 6	15/09/98	21	30,9	0,6858	12

Identification échantillon	Provenance	Date de l'essai	Température (C)	Energie (lb*pi)	Expansion latérale (mm)	% rupture ductile
6	G. É. no. 1	29/08/97	21	5,7	0,2032	2,5
2	G. É. no. 1	29/08/97	40	8,0	0,2286	6
7	G. É. no. 1	29/08/97	60	22,8	0,635	27,5
11	G. É. no. 1	29/08/97	80	33,8	0,9144	40,5
5	G. É. no. 1	29/08/97	100	59,5	1,27	78
4	G. É. no. 1	29/08/97	140	72,0	1,6764	100
10	G. É. no. 1	29/08/97	-60	Erreur de manipulation		
1	G. É. no. 1	29/08/97	-40	Erreur de manipulation		
12	G. É. no. 1	29/08/97	-20	Erreur de manipulation		
9	G. É. no. 1	29/08/97	-80	Erreur de manipulation		
3	G. É. no. 1	29/08/97	20	Erreur de manipulation		
8	G. É. no. 1	29/08/97	-100	Erreur de manipulation		
7	G. É. no. 5	09/03/98	80	51	1,2192	61
6	G. É. no. 5	09/03/98	60	22,9	0,4826	11,5
4	G. É. no. 5	09/03/98	20,4	4,5	0,0889	6
8	G. É. no. 5	02/10/97	80	36,9	0,9652	47,5
3	G. É. no. 5	02/10/97	60	13,5	0,4064	18
9	G. É. no. 5	02/10/97	120	70,0	1,651	100
1	G. É. no. 5	02/10/97	100	61,2	1,3462	80
12	G. É. no. 5	02/10/97	80	40,0	1,0414	50
2	G. É. no. 5	15/09/98	100	61,0	1,27	81,5
11	G. É. no. 5	15/09/98	180	69,5	1,7272	100
10	G. É. no. 5	15/09/98	0	3,5	0,1397	2,5
5	G. É. no. 5	02/10/97	120	67,0	1,6256	100

Identification échantillon	Provenance	Date de l'essai	Température (C)	Energie (lb*pi)	Expansion latérale (mm)	% rupture ductile
4	G. E. no. 7	16/12/97	60	25,2	0,508	5
5	G. E. no. 7	16/12/97	40	7,5	0,1016	0
1	G. E. no. 7	16/12/97	100	63,3	1,397	90,5
2	G. E. no. 7	16/12/97	21	5,0	0,0508	0
6	G. E. no. 7	16/12/97	160	70,0	1,6256	100
3	G. E. no. 7	16/12/97	80	48,0	1,0922	56

ANNEXE XII: RÉSULTATS DES ESSAIS DE TÉNACITÉ - ACIER PRÉDÉFORMÉ À 20°C -

Courbe force-déplacement typique (ici celle de l'éprouvette P. É. no. 4 prélevée de la grande éprouvette no.2)

ANNEXE XII: RÉSULTATS DES ESSAIS DE TÉNACITÉ J_{IC} - ACIER PRÉDÉFORMÉ À 20°C - (suite)

Faciès typique obtenu après un essai J (ici celui de l'éprouvette P. É. no. 4 prélevée de la G. É. no. 2)

Points expérimentaux de la courbe J_R

Identification petites éprouvettes	Date de l'essai (extension de fissure)	Énergie surfacique (KJ/m2)	Extension de la fissure Δa (mm)
P. É. no. 4 (G. É. no. 2)	16/19/97	609,5	1,63
P. É. no. 1 (G. É. no. 2)	18/10/97	282,7	0,514
P. É. no. 3 (G. É. no. 2)	23/10/97	416,7	1,16
P. É. no. 2 (G. É. no. 2)	27/10/97	356,4	1,05
P. É. no. 1 (G. É. no. 4)	04/11/97	515,1	1,53

ANNEXE XIII: RÉSULTATS DES ESSAIS DE TÉNACITÉ K_{IC}
- ACIER PRÉDÉFORMÉ À 260°C -

Courbe expérimentale associée au premier essai K_{IC}

ANNEXE XIII: RÉSULTATS DES ESSAIS DE TÉNACITÉ K_{IC} - ACIER PRÉDÉFORMÉ À 260C - (suite)

Courbe expérimentale associée au deuxième essai K_{IC}