Estimation du risque de rupture fragile de soudures de pipelines en aciers à haut grade : caractérisation et modélisation

Anne-Sophie Bilat

▶ **To cite this version:**

Anne-Sophie Bilat. Estimation du risque de rupture fragile de soudures de pipelines en aciers à haut grade : caractérisation et modélisation. Mécanique [physics.med-ph]. École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2007. Français. NNT : . tel-00186517

HAL Id: tel-00186517

https://pastel.hal.science/tel-00186517

Submitted on 9 Nov 2007

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

MINES PARIS
ParisTech

Collège doctoral
ED n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

N° attribué par la bibliothèque
|__|__|__|__|__|__|__|__|__|__|

T H E S E

Pour obtenir le grade de
Docteur de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris
Spécialité "Sciences et Génie des Matériaux"

Présentée et soutenue publiquement par

Anne-Sophie BILAT
Ingénieur matériaux de Polytech'Lille

Le 1er juin 2007

ESTIMATION DU RISQUE DE RUPTURE FRAGILE DE SOUDURES DE PIPELINES EN ACIERS A HAUT GRADE : CARACTERISATION ET MODELISATION

Directeurs de thèse : Anne-Françoise GOURGUES-LORENZON, Jacques BESSON et André PINEAU

Jury

Mme	Sabine DENIS	Ecole des Mines de Nancy	Présidente
Mme	Clotilde BERDIN	Ecole Centrale de Paris	Rapporteur
M.	Jean-Pierre JANSEN	Europipe	Examinateur
M.	Guillaume GRAINDOR	Serimax	Examinateur
M.	André PINEAU	Ecole des Mines de Paris	Examinateur
M.	Jacques BESSON	Ecole des Mines de Paris	Examinateur
Mme	Anne-Françoise GOURGUES-LORENZON	Ecole des Mines de Paris	Invitée

Centre des Matériaux P.M. Fourt de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, B.P. 87, 91003 Evry Cedex, France

Citations

Albert Einstein (1879-1955)
« La théorie, c'est quand on sait tout et que rien ne fonctionne.
La pratique, c'est quand tout fonctionne et que personne ne sait pourquoi. »

A propos de Huis Clos, 1944, Jean-Paul Sartre (1905-1980)
J'ai voulu dire « l'enfer c'est les autres ». Mais « l'enfer c'est les autres » a été toujours mal compris. On a cru que je voulais dire par là que nos rapports avec les autres étaient toujours empoisonnés, que c'était toujours des rapports infernaux. Or, c'est tout autre chose que je veux dire. Je veux dire que si les rapports avec autrui sont tordus, viciés, alors l'autre ne peut être que l'enfer. Pourquoi ? Parce que les autres sont, au fond, ce qu'il y a de plus important en nous-mêmes, pour notre propre connaissance de nous-mêmes. Quand nous pensons sur nous, quand nous essayons de nous connaître, au fond nous usons des connaissances que les autres ont déjà sur nous, nous nous jugeons avec les moyens que les autres ont, nous ont donné, de nous juger. Quoi que je dise sur moi, toujours le jugement d'autrui entre dedans. Quoi que je sente de moi, le jugement d'autrui entre dedans. Ce qui veut dire que, si mes rapports sont mauvais, je me mets dans la totale dépendance d'autrui et alors, en effet, je suis en enfer. Et il existe une quantité de gens dans le monde qui sont en enfer parce qu'ils dépendent trop du jugement d'autrui. Mais cela ne veut nullement dire qu'on ne puisse avoir d'autres rapports avec les autres, ça marque simplement l'importance capitale de tous les autres pour chacun de nous.

Pierre Perret, 1992
« On est toujours le con de quelqu'un »

The facts of life (Polycopié "Offshore" d'Alain Quénelle, Total Prof., 1998)
This is a story about four people named: Everybody, Somebody, Anybody and Nobody. There was an important job to be done and Everybody was sure that Somebody would do it. Anybody could have done it, but Nobody did it. Somebody got angry about that, because it was Everybody's job. Everybody thought Anybody could do it, but Nobody realized that Everybody would not do it. It ended up that Everybody blamed Somebody when Nobody did what Anybody could have done.

Avant propos

Ce travail a été réalisé au Centre des Matériaux de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, sous la direction successive de Messieurs J.P. TROTTIER et E. BUSSO. Qu'ils trouvent ici l'expression de ma reconnaissance.

Cette étude a été menée avec la collaboration de SERIMAX, EUROPIPE et GAZ DE FRANCE et a été suivie avec intérêt par TOTAL et SAIPEM. Je remercie donc leurs représentants Messieurs G.RICHARD et C. TIGIEN, J.P. JANSEN, R. BATISSE et S. HERTZ-CLEMENS, ainsi que H. GODINOT et R. CARRERE.

Qu'il me soit permis de remercier vivement Monsieur A. PINEAU pour son accueil, ses précieux conseils et l'attention dont il m'a entouré pendant toute la durée de ce travail ;
Madame A.F GOURGUES-LORENZON pour son encadrement toujours dynamique et performant malgré sa vie de famille florissante ;
Monsieur J. BESSON pour ses qualités scientifiques, son humour et l'organisation de nombreuses manifestations, dont MEALOR à Roscoff et EMMC9 à Moret-sur-Loing ;
Et Monsieur B. TANGUY pour son accueil, son soutien et sa rigueur scientifique.
Merci aussi à S. FOREST, M. BOUSSUGE, C. COLIN, L. NAZE pour leur sympathie et leur aide pour mettre au clair ma soutenance orale.

Je souhaite également témoigner toute ma gratitude à l'ensemble des membres du CdM, à tous ceux qui ont contribué à l'aboutissement du travail, à ceux que j'ai côtoyé et connu pendant ces 3 années et à tous ceux qui cherchent leur nom dans ces remerciements.

J'exprime aujourd'hui une grande reconnaissance envers la société SERIMAX qui a su valoriser mon travail de thèse et m'a donné l'opportunité de travailler dans leur service de recherche et développement dès novembre 2006.

Et finalement je remercie chaleureusement Rami et tous mes proches pour leur soutien au cours de ces 4 années.

Résumé

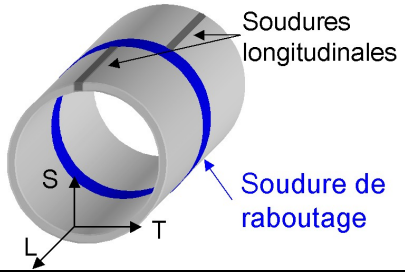
ESTIMATION DU RISQUE DE RUPTURE FRAGILE DE SOUDURES DE PIPELINES EN ACIERS A HAUT GRADE : CARACTERISATION ET MODELISATION

Dans le but de réduire les coûts de transport du gaz, il est prévu d'augmenter les pressions de service des pipelines. Pour ce faire, des aciers à haute limite d'élasticité ferrito-bainitiques, type X100 (limite d'élasticité supérieure à 100 ksi, soit 690 MPa), ont été développé.
Les propriétés à froid des soudures de raboutage réalisées par un procédé MAG automatique sont vérifiées par des essais mécaniques. Des essais Charpy ont montré que lorsque l'entaille est centrée en ligne de fusion, l'énergie de rupture à -20 °C est inférieure à 40 Joules. La zone fragile se situe dans la zone affectée thermiquement à gros grains. Les deux ZAT, trop petites pour être testées individuellement, sont reproduites à l'aide d'une machine Gleeble. Une procédure spécifique pour l'identification des lois de comportement mécanique est mise en place pour les éprouvettes de ZAT simulée, afin de tenir compte des hétérogénéités métallurgiques de ces éprouvettes.
Des essais de traction sur éprouvettes lisses et entaillées, des essais de flexion en quasi-statique et des essais Charpy sont réalisés entre -196 et 20 °C. Cette base expérimentale est utilisée pour caler les équations constitutives du modèle du matériau qui sont utilisées dans un code par éléments finis pour prédire la rupture de la soudure. Les résultats obtenus par l'approche locale sont comparés à ceux obtenus par les règles de dimensionnement usuellement utilisées par les exploitants (Failure Assessment Diagrams).

RISK ASSESSMENT OF BRITTLE FAILURE OF HIGH GRADE PIPELINE STEEL GIRTH WELDS: CHARACTERIZATION AND MODELING

As a consequence to reduction of gas transportation costs, pressure inside pipe will tend to increase. To achieve it, ferritic-bainitic steel with high strength, such as X100 (yield strength above 100 ksi, or 690 MPa) were developed.
Girth welds of modern line pipe steel X100, issued from a pulsed automatic gas metal arc welding, were tested to check their performance in artic temperature conditions. It is shown that an impact specimen at -20 °C with a notch placed in the middle of the fusion line could break at low energy (<40 J). The brittle zone is located in the coarse-grained heat-affected zone of the weld. The reproduction of two heat-affected zones with a thermal-mechanical simulator, Gleeble 1500, allows determining the mechanical behavior of representative microstructures of the welded joint.
Tension tests with or without notch, bend tests and impact tests are performed between -196°C and 20 °C. This experimental database is used to fit materials constitutive equations which are used in a finite element code to predict the fracture of the welded joint. Results obtained by local approach are compared with those obtained by the usual dimensioning rules used by exploiters (Failure Assessment Diagrams).

Table des notations

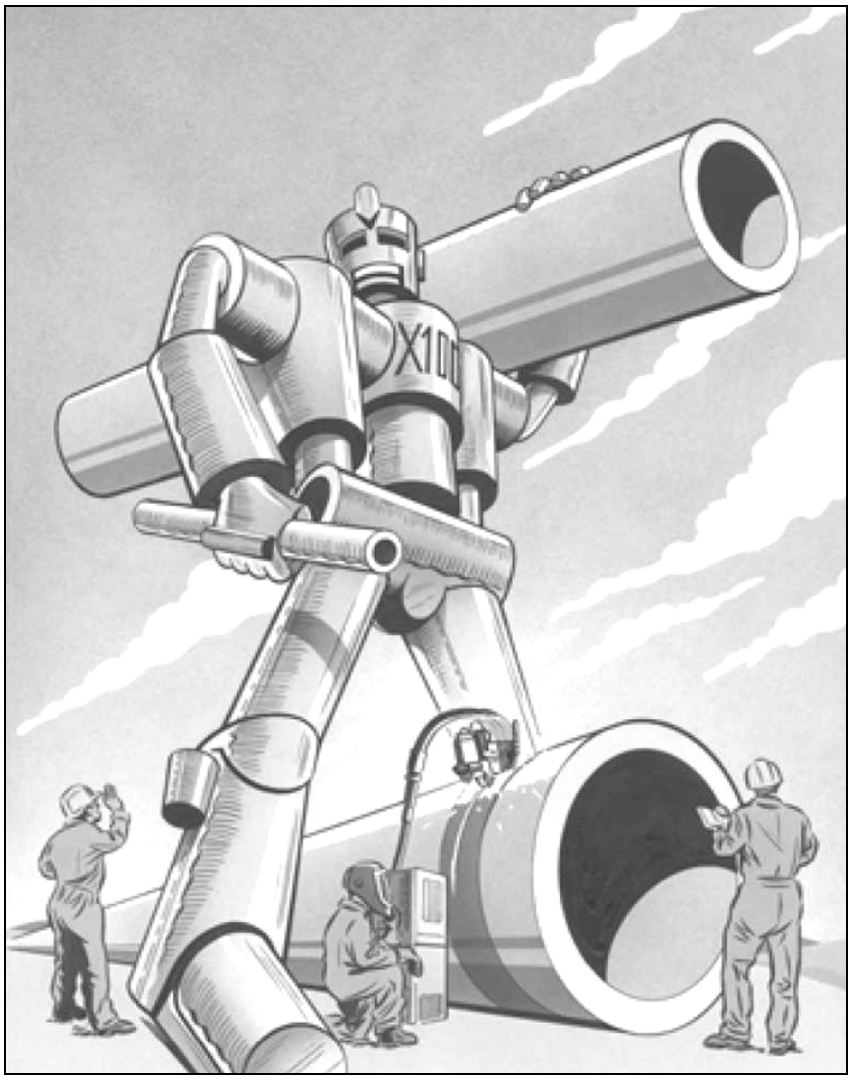
Notation [unité]	Signification
	Directions dans le repère du tube
L T S	Direction longitudinale (direction de laminage de la tôle) Direction circonférentielle (travers) Direction radiale (travers court) 
SL	Soudure de raboutage coupée dans le plan (LS)
STL	Soudure en T : soudure de raboutage coupée dans le plan (LS) au centre de la soudure longitudinale
	Abréviations
B	Métal de base
ZAT	Zone Affectée Thermiquement
C ou ZAT C	Zone à gros grains de la zone affectée thermiquement du joint réel
F ou ZAT F	Zone à grains fins de la zone affectée thermiquement du joint réel
W	Métal fondu
W(L)	Métal fondu de la soudure longitudinale coupée dans le plan (TS)
W(T)	Métal fondu de la soudure de raboutage coupée dans le plan (LS)
FL	Ligne de fusion
FL+0.5	Ligne de fusion + 0.5 mm dans la ZAT
FL+1	Ligne de fusion + 1 mm dans la ZAT
FLe	Ligne de fusion proche peau externe du tube
FLi	Ligne de fusion proche peau interne du tube
Cs	Zone à gros grains simulée
Fs	Zone à grains fins simulée
J	Traversant le joint soudé
M-A	Composés martensite austénite
TiN	Nitrure de titane

Notation [unité]	Signification
HSLA	High Strength Low Alloy
TMCP	Thermal Mechanical Controlled Processing
ACC	Accelerated Cooling, refroidissement accéléré
U-O-E	Procédé de mise en forme de la plaque en tube (en U, en O, puis expansion)
CE	Carbone Equivalent
FCAW	Flux-Cored Arc Welding
SMAW	Shielded-Metal-Arc
GMAW	Gas-Metal-Arc Welding : conventional short-circuit gas metal arc
PGMAW	Pulsed Metal Arc
MIG	Metal Inert Gas
MAG	Metal Active Gas
2Mono	Soudure de raboutage réalisée avec des passes en monotorche sur une épaisseur de tube de 20 mm
2B50	Soudure de raboutage réalisée avec des passes en bitorche espacée de 50 mm sur une épaisseur de tube de 20 mm
2B100	Soudure de raboutage réalisée avec des passes en bitorche espacée de 100 mm sur une épaisseur de tube de 20 mm
1Mono	Soudure de raboutage réalisée avec des passes en monotorche sur une épaisseur de tube de 12 mm
1B50	Soudure de raboutage réalisée avec des passes en bitorche espacée de 50 mm sur une épaisseur de tube de 12 mm
1B100	Soudure de raboutage réalisée avec des passes en bitorche espacée de 100 mm sur une épaisseur de tube de 12 mm
Propriétés mécaniques	
E [GPa]	Module d'Young
$Rp_{0.2}$ [MPa]	Limité d'élasticité ingénieur prise à 0.2 % d'allongement rémanent
$Rp_{0.5}$ [MPa]	Limite d'élasticité ingénieur prise à 0.5 % d'allongement rémanent
$Rt_{0.5}$ [MPa]	Limite d'extension, contrainte à 0.5 % d'allongement total
Rm [MPa]	Résistance à la traction maximale
SMYS	Specified Minimum Yield Stress
AYS	Average Yield Stress
M	Matching, ratio de propriétés entre le métal de base et le métal fondu
Ar	Allongement après rupture
A5	Allongement avec une éprouvette dont L=5d
KV [J]	Energie absorbée par la rupture
KCV [J/cm²]	Résilience
A1, A2 et A4	Éprouvette de traction axisymétrique entaillée de rayon 0.6, 1.2 et 2.4 mm
R	Éprouvette Charpy, essai dynamique

Notation [unité]	Signification
K	Éprouvette Charpy en flexion 3 points, essai quasi-statique
Propriétés thermiques	
O_n	Passe origine n
O_{n+1}	Passe origine n+1
S_n	Passe suiveuse n
S_{n+1}	Passe suiveuse n+1
T_0 [°C]	Température de préchauffage
T_p [°C]	Température du pic du cycle thermique
T_F [°C]	Température de fusion de l'acier
Δt_{T1}^{T2}	Temps de refroidissement entre T2 et T1
H [J.m^{-1}]	Apport énergétique
V [V]	Tension de l'arc
I [A]	Intensité de l'arc
η	coefficient d'efficacité énergétique du procédé
v_a [m.s^{-1}]	vitesse de déplacement de l'arc
Γ [J.m^{-1}.K^{-1}.s^{-1}]	conductibilité thermique
k [m².s^{-1}]	diffusivité thermique =Γ/(ρ.*C*)
ρ [kg. m^{-3}]	densité
C [J.kg^{-1}.K^{-1}]	chaleur spécifique
R [m]	Rayon d'une passe de soudage
D [m]	Diamètre d'un grain par la méthode de l'intercepte linéaire moyen
TRC	Diagramme de transformation en refroidissement continu
Modélisation	
R_L	Coefficient de Lankford donnant le ratio d'anisotropie entre T et S
R_T	Coefficient de Lankford donnant le ratio d'anisotropie entre L et S
E [MPa]	Module d'Young
υ	Coefficient de Poisson
p	déformation plastique
R_0 [MPa]	limite d'élasticité
$Q_i \quad (i=1,2)$ [MPa]	paramètre permettant de reproduire l'amplitude de l'écrouissage
$k_i \quad (i=1,\ 2)$	paramètre permettant de reproduire la cinématique de l'écrouissage en termes de p
$R(p)$	Loi d'écrouissage
$\phi = \overline{\sigma} - R(p)$	Surface de charge
Φ	Diamètre de fond d'entaille des éprouvettes de traction A
$\Delta\Phi/\Phi_0$	Variation diamétrale de l'éprouvette de traction
$\Delta L/L_0$	Variation de la longueur utile de l'éprouvette de traction
F/S_0	Force sur la section initiale en fond d'entaille
Exp.	Courbes expérimentales

Notation [unité]	Signification
Sim.	Courbes issues de la simulation numérique
σ_c	contrainte critique
$p_r(\sigma_i)$	probabilité de rupture
V_0	volume élémentaire
σ_w	contrainte de Weibull
m	module de Weibull
σ_I	contrainte principale
Dosage magnétique	
<RC>	$1.91.10^{-3}$ s
N	nombre de spires de l'échantillon, ici 500 spires
S	section transversale de l'échantillon, moyennée sur 10 mesures (~8 mm²)
$\mathbf{B_{mes}}$	l'induction à saturation de la phase ferromagnétique
$\mathbf{B_{sat}}$	l'induction à saturation d'un acier où l'austénite est complètement transformée
f_m, f_γ	les fractions volumiques de la ferrite (et de la martensite) et de l'austénite résiduelle respectivement. On a $f_m + f_\gamma = 1$
V_{out}	Tension calculée à partir de la variation de flux
Unités	
1 ksi	1000 psi = 6,90 MPa
1 psi	0,6896 N.cm-²
300 000 J/m	0.3 kJ /mm = 3 kJ/cm
1000 ppm	0.1 %
Approche simplifiée FAD	
FAD	Failure Assessment Diagram, diagramme d'acceptabilité des défauts
B	Epaisseur de l'éprouvette
K_r	Ruine fragile, critère de rupture fragile
K_I	Facteur d'intensité des contraintes
K_{mat} $[MPa\sqrt{m}]$	Facteur d'intensité des contraintes critique des recommandations
L_r	Ruine plastique, Critère de ruine par plasticité généralisée
σ_{ref}	Contrainte sur le ligament devant le défaut
σ_f	Contrainte moyenne d'écoulement $\left(\frac{R_m + R_{p0.2}}{2}\right)$ ou $\left(\frac{\sigma_{\max} + \sigma_y}{2}\right)$
$R_{p_{0.2}}$	Limite d'élasticité notée aussi σ_y
$L_{r\max}$	Ruine plastique par chargement limite
R_m	Résistance à la traction notée aussi $\sigma_{\max}$
K_I^p	Facteur d'intensité des contraintes dû au chargement primaire

Notation [unité]	Signification
K_I^s	Facteur d'intensité des contraintes dû au chargement primaire
P_m [MPa]	Contraintes de membrane dues au chargement primaire
P_b [MPa]	Contraintes de flexion dues au chargement primaire
P [MPa]	Pression
Q_m [MPa]	Contraintes secondaires de membrane
Q_b [MPa]	Contraintes secondaires de flexion
S_r	Critère de ruine par plasticité généralisée



Source : BP

Introduction

La consommation de gaz tend à doubler d'ici 2025. Pour assurer la distribution du gaz entre les lieux d'extraction et les consommateurs, il est nécessaire de renouveler le parc de pipelines. Longue distance, large diamètre, augmentation de la pression interne sont les solutions pour diminuer les coûts d'exploitation. Pour repousser les limites du transport du gaz par pipelines, il faut jouer sur plusieurs tableaux : optimisation des coûts de la conception, du fournisseur, des matériaux, des méthodes d'assemblages, de l'évaluation du terrain et de la construction du pipeline.

La construction d'un pipeline sur des centaines de kilomètres dans des régions reculées pose des problèmes de transport de personnel, de matériel et de provisions, ce qui alourdit déjà considérablement les coûts. C'est pour cette raison que toute amélioration technique permettant de réduire le temps de construction, réduit immédiatement les coûts.
L'utilisation d'un acier à haute limite d'élasticité permet d'avoir pour une capacité donnée un diamètre plus petit ou une épaisseur de tube plus fine que les aciers à limite d'élasticité conventionnelle. Les intérêts sont une diminution du poids à transporter sur le site de construction, des soudures de raboutage plus rapides à faire et nécessitant moins de personnel.

La mise au point de nouveaux aciers à haute limite d'élasticité appelés X100 peut répondre aux souhaits de réduction des coûts d'exploitation (Chapitre I). Ces aciers possèdent de bonnes propriétés : une limite d'élasticité d'au minimum 690 MPa et une faible teneur en soufre. L'étude menée à l'ECOLE DES MINES, financée par le CEP&M, en collaboration avec SERIMAX (soudage automatique), GAZ DE FRANCE, EUROPIPE, et l'intérêt de TOTAL et de l'INSTITUT FRANÇAIS DU PETROLE a pour challenge de valider l'utilisation de cet acier pour les conduites futures. Nous nous sommes limités à la validation des propriétés mécaniques à basses températures de 3 types de soudures de raboutage sur 2 épaisseurs de tubes.

Voici les points délicats qui ont jalonné l'avancée du travail :

- Rassembler les données expérimentales disponibles sur les aciers à hauts grades et sur leur ténacité. L'acier X100 est moderne et il existe encore peu de données sur sa métallurgie, son soudage et sa tenue mécanique (Chapitres I à III). L'acier à l'étude est-il exotique par rapport à ces homonymes ?

- Choisir une soudure de raboutage correspondant aux normes parmi les six tubes à l'étude, à l'aide d'essais de traction et de dureté (Chapitre II). Quelle est la validité de ce choix quand on voit que les normes font abstraction des propriétés de la ZAT ?

- Identifier la zone responsable de l'amorçage et de la propagation de la fissure (Chapitre III). Bainite supérieure à gros grains, particule de TiN ou composés Martensite-Austénite (M-A) ? Y a-t-il un seul responsable ?

- Simplifier la Zone Affectée Thermiquement (ZAT) en deux zones pour les besoins de la caractérisation mécanique et du calcul. On est trop conservatif avec une zone. Mais est-ce que ce sera mieux avec deux zones ?

- Reproduire les ZAT avec le simulateur thermomécanique Gleeble (Chapitre IV). Comment établir un cycle thermique permettant de reproduire la ZAT réelle ? La microstructure reproduite aura-t-elle les mêmes propriétés de comportement et de rupture ?

- Réaliser des essais mécaniques dans l'ensemble des matériaux pour prévoir le comportement du joint et sa rupture (Chapitre V). Choisir un modèle élastoplastique permettant de prendre en compte l'anisotropie du métal de base et du métal fondu (Chapitre V). Comparer les prédictions issues des critères de rupture avec l'approche simplifiée utilisée par Gaz de France. Quelle est la méthode la plus réaliste ?

Ce manuscrit a pour but de répondre à toutes ces interrogations. Il est découpé en 5 chapitres : bibliographie, matériaux de la soudure et choix d'un assemblage, identification des zones critiques vis-à-vis de la rupture fragile, reproduction de la ZAT et analyse locale en vue de la prédiction de rupture. Il comporte également 6 annexes. L'annexe A présente les plans de découpe des 6 tubes. L'annexe B rassemble les études métallographiques et les observations en EBSD. L'annexe C est consacrée aux données issues des essais de dureté. L'annexe D traite des cycles thermiques de soudage et de reproduction des ZAT. L'annexe E rassemble tous les essais mécaniques. L'annexe F détaille la méthode du Failure Assessment Diagram (FAD) et les résultats obtenus.

Sommaire

CHAPITRE I - BIBLIOGRAPHIE 21

I.1. LES ACIERS A HAUTS GRADES POUR PIPELINES 22
I.1.1. Des pipelines d'hier aux pipelines d'aujourd'hui 22
I.1.2. L'obtention des aciers à hauts grades 26
I.1.3. De la plaque vers le tube 32
I.1.4. La mise au point du grade X100 33
I.2. LE SOUDAGE DES PIPELINES ET SES FAIBLESSES 38
I.2.1. Le soudage automatique 38
I.2.2. La soudure longitudinale et la soudure de raboutage 39
I.2.3. La formation de la zone affectée thermiquement (ZAT) 46
I.2.4. Les zones d'amorçage de la rupture fragile dans la ZAT 48

CHAPITRE II - MATERIAUX DE LA SOUDURE ET CHOIX D'UN ASSEMBLAGE 53

II.1. LES SIX ASSEMBLAGES ET LEUR SOUDAGE 54
II.2. LE METAL DE BASE : UN ACIER X100 POUR PIPELINES 56
II.2.1. La microstructure de l'acier X100 étudié 56
II.2.2. Les mesures de la composition chimique 58
II.2.3. Les mesures d'austénite résiduelle 60
II.2.4. La cartographie EBSD du métal de base 61
II.3. LA ZONE AFFECTEE THERMIQUEMENT 63
II.3.1. La ZAT de la soudure longitudinale W(L) – 2B50 63
II.3.2. La ZAT de la soudure en T – tube 2B50 66
II.3.3. La ZAT de la soudure de raboutage 68
II.3.4. Les composés M-A martensite-austénite 72
II.3.5. Les inclusions 73
II.4. LE METAL FONDU 74
II.4.1. La microstructure du métal fondu 74
II.4.2. Les mesures de la composition chimique 74
II.5. LE CHOIX DU TUBE 77
II.5.1. Les spécifications sur les soudures 77
II.5.2. Les mesures de dureté 78
II.5.3. Le comportement mécanique et l'écrouissage des assemblages 79

CHAPITRE III - IDENTIFICATION DES ZONES CRITIQUES VIS-A-VIS DE LA RUPTURE FRAGILE 83

III.1. LE DELAMINAGE DANS LE PLAN LT DU METAL DE BASE 84
III.2. LES ESSAIS DE TRACTION DU JOINT REEL ENTRE -196 ET 20 °C 86
III.3. LES ESSAIS CHARPY DANS LA ZAT ET LE METAL DE BASE 90
III.3.1. Le prélèvement et le placement des éprouvettes 90
III.3.2. Le protocole d'essai 91

III.3.3. Le mouton Charpy instrumenté de 300 J ... *92*
III.3.4. L'exploitation et choix des éprouvettes à expertiser ... *96*
III.3.5. L'identification de la zone de rupture fragile dans le 2B50 ... *97*
III.4. LA COMPARAISON ENTRE LES PROCEDES BITORCHES ... 101
III.5. LA COMPARAISON ENTRE LES ESSAIS ET LES RESULTATS DE LA LITTERATURE ... 102

CHAPITRE IV - REPRODUCTION DE LA ZAT ... 105

IV.1. SOUDAGE INSTRUMENTE ... 106
IV.1.1. Données sur l'instrumentation et les cycles de soudage ... *106*
IV.1.2. Exploitation des relevés de températures ... *108*
IV.2. PRESENTATION DE LA MACHINE GLEEBLE ... 112
IV.2.1. Présentation du dispositif ... *112*
IV.2.2. Ebauches Φ5 et □11 ... *113*
IV.2.3. Réglages de l'asservissement ... *113*
IV.2.4. Vitesse de refroidissement et homogénéité de chauffe ... *114*
IV.3. MISE AU POINT ET VALIDATION DES CYCLES ... 117
IV.3.1. Cycles existant dans la littérature ... *117*
IV.3.2. Influence de la vitesse de refroidissement et de la température maximale sur la taille des grains et la dureté ... *118*
IV.3.3. Essais de cycles : influence du nombre de cycles et de la température maximale atteinte ... *120*
IV.3.4. Cycles créés pour simuler les ZAT réelles ... *121*
IV.3.5. Températures de transformation de l'acier X100 à l'étude ... *123*

CHAPITRE V - ANALYSE LOCALE EN VUE DE LA PREDICTION DE LA RUPTURE. 129

V.1. INTRODUCTION A L'APPROCHE LOCALE DE LA RUPTURE ... 130
V.1.1. Méthodologie de l'approche locale ... *130*
V.1.2. Application de l'approche locale à la soudure ... *131*
V.2. ESSAIS MECANIQUES SPECIFIQUES ... 132
V.2.1. Description des essais : éprouvettes et matériaux ... *132*
V.2.2. Résultats des essais de traction avec éprouvettes entaillées ... *134*
V.2.3. Résultats des essais de flexion lente avec des éprouvettes Charpy ... *135*
V.3. ETUDE DES MECANISMES DE RUPTURE PAR FRACTOGRAPHIE ... 137
V.3.1. Les éprouvettes de traction entaillées dans la ZAT Cs ... *137*
V.3.2. Les éprouvettes de flexion lente entaillées dans la ZAT Cs ... *141*
V.3.3. Les éprouvettes entaillées dans le joint réel en ligne de fusion ... *144*
V.4. MODELISATION DU COMPORTEMENT PLASTIQUE ... 147
V.4.1. Anisotropies en contrainte et en déformation du métal de base ... *147*
V.4.2. Modélisation du comportement ... *148*
V.4.3. Stratégie d'identification des paramètres du modèle ... *150*
V.4.4. Les dimensions du joint et des ZAT ... *152*
V.4.5. Technique de maillage ... *153*
V.4.6. Résultats de l'identification sur les courbes macroscopiques ... *154*
V.4.7. Validation de l'optimisation des paramètres sur joint réel ... *158*
V.5. MODELISATION DE LA RUPTURE ... 159
V.5.1. Introduction des critères de rupture ... *159*
V.5.2. Techniques de simulation pour prédire la rupture ... *161*
V.5.3. Bilan de la démarche et résultats ... *171*

ANNEXE A : PLANS DE DECOUPE DES TUBES 179

A.1. PLAN DE PRELEVEMENT D'EPROUVETTES DANS LE TUBE 1MONO 180
A.2. PLAN DE PRELEVEMENT D'EPROUVETTES DANS LE TUBE 1B100 180
A.3. PLAN DE PRELEVEMENT D'EPROUVETTES DANS LE TUBE 1B50 180
A.4. PLAN DE PRELEVEMENT D'EPROUVETTES DANS LE TUBE 2MONO 181
A.5. PLAN DE PRELEVEMENT D'EPROUVETTES DANS LE TUBE 2B100 181
A.6. PLAN DE PRELEVEMENT D'EPROUVETTES DANS LE TUBE 2B50 181

ANNEXE B : METALLOGRAPHIE 183

B.1. PREPARATIONS ET OBSERVATIONS 184
B.2. MESURE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE AVEC LA MICROSONDE 184
B.3. MESURES DE L'AUSTENITE RESIDUELLE PAR DOSAGE MAGNETIQUE 186
B.4. LA TECHNIQUE DE L'EBSD POUR DEVOILER LA MICROTEXTURE 189

ANNEXE C : MESURES DE DURETE 199

C.1. LA ZAT DE LA SOUDURE LONGITUDINALE - 2B50 200
C.2. LA ZAT DE LA SOUDURE EN T – 2B50 201
C.3. LA ZAT DE LA SOUDURE DE RABOUTAGE 201

ANNEXE D : ACQUISITIONS THERMIQUES 205

D.1. RELEVES DE TEMPERATURES REALISES PAR SERIMAX 206
D.2. REGLAGE DU SIMULATEUR THERMOMECANIQUE 220
D.3. DISTANCE ENTRE MORS 221

ANNEXE E : ESSAIS MECANIQUES 223

E.1. PLANS ET TABLEAUX RECAPITULATIFS POUR LE TUBE 2B50 224
E.2. ESSAIS DE TRACTION 231
E.3. ESSAIS DE TRACTION AVEC ENTAILLE 240
E.4. FLEXION 3 POINTS AVEC DES EPROUVETTES DE TYPE CHARPY 248
E.5. ESSAIS CHARPY DYNAMIQUE 257

ANNEXE F : APPROCHE SIMPLIFIEE DE L'ACCEPTABILITE DES DEFAUTS : FAD .. 271

F.1. LA PRESENTATION DE LA METHODE FAD 272
F.2. APPLICATION DE LA BS7910 AUX ESSAIS DE FLEXION LENTE 274
F.3. PREVISION DE LA RUPTURE AVEC LE DIAGRAMME FAD 279

Chapitre I - Bibliographie

I.1. LES ACIERS A HAUTS GRADES POUR PIPELINES 22

I.1.1. DES PIPELINES D'HIER AUX PIPELINES D'AUJOURD'HUI 22
I.1.1.1. Des chiffres… 22
I.1.1.2. …et des lettres 25
I.1.2. L'OBTENTION DES ACIERS A HAUTS GRADES 26
I.1.2.1. De la chimie, avec le dosage des éléments d'alliage 26
I.1.2.2. De la physique, avec le TMCP 29
I.1.2.3. Les mécanismes de formation de la bainite 30
I.1.3. DE LA PLAQUE VERS LE TUBE 32
I.1.4. LA MISE AU POINT DU GRADE X100 33

I.2. LE SOUDAGE DES PIPELINES ET SES FAIBLESSES 38

I.2.1. LE SOUDAGE AUTOMATIQUE 38
I.2.2. LA SOUDURE LONGITUDINALE ET LA SOUDURE DE RABOUTAGE 39
I.2.3. LA FORMATION DE LA ZONE AFFECTEE THERMIQUEMENT (ZAT) 46
I.2.3.1. Le cas du soudage monopasse 46
I.2.3.2. Le cas du soudage multipasse 47
I.2.4. LES ZONES D'AMORÇAGE DE LA RUPTURE FRAGILE DANS LA ZAT 48
I.2.4.1. La formation des composés martensite-austénite (M-A) 48
I.2.4.2. L'amorçage de la rupture fragile sur les inclusions 50

Ce premier chapitre permet de se familiariser avec deux mondes, celui des fabricants de pipelines et celui des soudeurs.

Les notions de grades d'aciers, de procédés de mise en forme, de rôle de la composition sur la microstructure et les propriétés mécaniques, de soudage automatique, de zone affectée thermiquement y sont présentées.

Ce chapitre n'est pas exclusif, et on trouvera tout au long de ce manuscrit des encarts bibliographiques. Au chapitre III, les données d'essais mécaniques sont comparées à celle de la littérature. Les informations relatives à la rupture des X100 et à leurs soudures y seront données. Dans le chapitre IV, on trouvera les cycles thermiques utilisés pour simuler les ZAT des aciers à hauts grades. Ces cycles ont servi de références pour mettre au point nos propres cycles. Le chapitre V traite de l'approche locale de la rupture sur les joints soudés et des critères de rupture fragile. Les annexes présentent également des introductions aux différents sujets illustrés.

I.1. Les aciers à hauts grades pour pipelines

I.1.1. Des pipelines d'hier aux pipelines d'aujourd'hui

I.1.1.1. Des chiffres…

La demande mondiale en gaz naturel risque de doubler d'ici 2025 en passant de 2500 à 4300 milliards de mètres cubes (Tableau I-1). Les canalisations sur longues distances sont un moyen sûr et économique de transporter le gaz entre les sites d'exploitation et les consommateurs, qui sont parfois séparés par plus de 5 000 km [ARIS04].

	1973			2001 p			Croissance consommation 1973-2001	Estimation croissance consommation 2001-2025
Région	**Cons.**	**%**	**Prod.**	**Cons.**	**%**	**Prod.**		
Europe de l'Est/Ex. union soviétique	222	23,0	222	502	48,6	600	280	651
Amérique du Nord	562	28,8	575	623	23,2	645	61	538
Asie en voie de développement	16	1,4	17	249	8,3	210	233	396
Europe de l'Ouest	135	9,7	125	403	22,4	246	268	340
Amérique Centrale et du Sud	22	9,8	22	85	18,8	87	63	226
Monde	980	16,2	999	2120	21,2	2139	905	2151

Unités : [million de tep]= [milliard de m^3]
p : provisoire
% : part de la consommation du gaz naturel dans la consommation totale d'énergie.
1973-2001 : extrait des chiffres clés de l'énergie 2004. Observatoire de l'Energie d'après AIE/OCDE
2001-2025 : d'après [YAPP04]

Tableau I-1: Données sur la consommation et la production mondiale de gaz naturel

Comme l'explique Gray [GRAY01], les pipelines d'aujourd'hui sont l'aboutissement d'une évolution progressive de leurs propriétés depuis la seconde guerre mondiale, suite à un évènement économique, une catastrophe ou à une découverte scientifique (Tableau I-2).

Dates	Evènements	Réactions de l'industrie
1943	Observation de la transition ductile-fragile dans les aciers au carbone des navires	Introduction de l'énergie de rupture minimale de 20J dans les spécifications des plaques pour navires
1954	La transition ductile-fragile est considérée pertinente pour les pipelines	TÜV introduit l'énergie requise de 34,3 J/cm² pour les pipelines
1960	Rupture fragile sur 13 km dans un gazoduc NPS 30	Développement de l'essai Battelle (BDWTT)
1968	Propagation par rupture ductile dans un matériau non fragile supposé résistant aux fissures	Introduction de l'énergie Charpy minimale issue de différents modèles de rupture
1970	Proposition de construction du gazoduc Alaska/Canada (CAGSL)	Développement centré frénétiquement sur l'X80 (551 MPa) et des résiliences requises à –69 °C
1972	Fissuration induite par l'hydrogène dans un pipeline X65-BP à Umm Shaif (E.A.U.)	Introduction du test BP (NACE TM-02-84[Solution B])
1974	Arrêt de fissure imprévu lors d'un essai à échelle réelle, attribué aux gaz riches, aux séparations, aux fortes contraintes circonférentielles et aux modèles erronés	Introduction de stop-fissures (crack arrestors), amélioration de la modélisation de l'arrêt de fissure et révision des idées de laminage pour les pipelines à hautes résistances
1978	Défaillance par fissuration par corrosion sous contrainte dans des pipelines nouvellement installés en Australie et au Canada	Meilleur contrôle métallurgique (dureté) et amélioration des revêtements externes. Amélioration des protocoles de mise en œuvre.
1978	Pénurie de molybdène et augmentation des prix	X70 sans molybdène, ajout de Nb-Cr + TMCP
1988-89	Augmentation du prix du vanadium à 50 $/kilo	Aciers sans vanadium, substitué par du Mo, Cr + TMCP
1990	Développement des réserves en pétrole et gaz en eau profonde et nouveaux pipelines : Oman jusqu'en Inde et la Mer Noire	Pipeline DSAW (roulé soudé) de forte épaisseur résistant au flambement sous pression, développé en même temps que les pipelines en aciers à hauts grades de 80 ksi (552 MPa) sans soudure
1997	Besoin de systèmes haute pression pour développement en Arctique	Aciers ultra haute résistance (UTS de 135 ksi = 931.4 MPa) et renforcement composite des aciers conventionnels

Tableau I-2 : Les facteurs qui ont influencé le développement des pipelines en acier, [GRAY01]

Cette évolution est encore plus marquante lorsqu'on observe les données chiffrées en termes de pression, de diamètre et de capacité volumique, présentées dans le Tableau I-3.

Année	Pression de service [bar]	Diamètre [mm]	Capacité annuelle [millions m3]	Perte de pression après 6000 km [%]
1910	2	400	80	49
1930	20	500	650	31
1965	66	900	830	14
1980	80	1420	26000	11
2000	120	1620	52000	8

Tableau I-3 : Evolution des conditions de transport des pipelines, [HULK97]

L'augmentation des propriétés mécaniques permet une réduction de l'épaisseur du tube. Le gain de masse (Figure I-1) permet des économies sur l'acier, le transport et le soudage [HULK97]. Par exemple, le surcoût à la production de 10 % lors du passage de l'acier de grade X65 (65 ksi) à l'acier de grade X80 (80 ksi) [BAI00] est largement rentabilisé par le gain de masse de 6%.

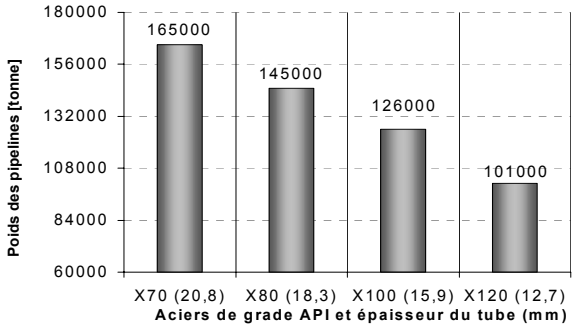


Figure I-1 : Gain de masse lié à l'utilisation des hauts grades pour un diamètre donné, [HILL04-59]

Environ 8 millions de tonnes de pipelines sont produites chaque année dans le monde. La plus grande partie des tubes est composée de matériaux de grade standard, inférieur aux aciers de grade X70. Les grades supérieurs X70 et X80 sont aujourd'hui utilisés pour les pipelines sur longues distances, et les grades X90 et X100 sont en cours d'évaluation [HILL01-43]. Les développements des aciers X70 et X120 sont en cours [WANG02-PDC] [FAIR02-PDC]. La recherche sur l'X100 a commencé depuis 1978 et se poursuit toujours (Figure I-2).

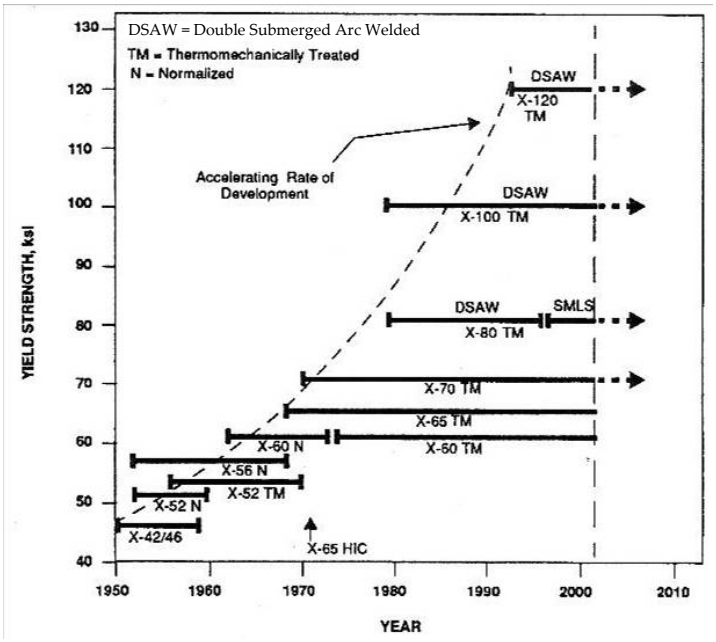


Figure I-2 : Développement des pipelines en acier à haute résistance dans le temps, grade et mise en forme, [GRAY01]

Le Tableau I-4 rassemble les propriétés mécaniques requises pour les pipelines en acier, d'après l'American Petroleum Institute (API).

Grade *(>=)*	**Limite d'élasticité (MPa)**	**Rm (MPa)**	**Allongement (%)**
API-X65	*448*	*530*	*24*
API-X70	*483*	*566*	*23*
API-X80	*551*	*620*	*22*
API-X100 (à venir) [HILL00]	*690*	*770*	*25*

Tableau I-4 : Les pipelines en acier de grade API, [ZHAO_02, d'après LEE 95]

I.1.1.2. …et des lettres

Dans une recherche sur cet acier moderne 'X100', on rencontre de nombreuses dénominations telles que les aciers 'HY', 'HSLA' et 'TMCP'.
L'HY (High Yield strength) est un acier bas carbone trempé et revenu, allié avec du Ni, du Mo et du Cr. Il a été massivement utilisé par la construction de bateaux pour la marine, puis remplacé par les aciers bas carbone HSLA (High Strength Low Alloy) contenant du cuivre (HSLA80 et 100), plus soudables [FOND00]. Le cuivre est le principal durcissant dans cet acier, à l'opposé des HY où le carbone était utilisé comme élément de durcissement de la martensite [DHUA03]. Ce sont des aciers multiphasés contenant de la ferrite polygonale et une seconde phase de bainite et/ou de martensite avec de fins précipités de cuivre [KIM83].

Les aciers TMCP (ThermoMechanical Controlled Processing) [RIVA98these] sont les matériaux des pipelines modernes, car ils possèdent de meilleures propriétés mécaniques que leurs prédécesseurs et ils sont moins coûteux que les aciers trempés revenus.

L'amélioration des propriétés mécaniques des aciers est due à l'obtention d'une *microstructure* fine qui résulte de la mise au point de la *composition chimique* et du *traitement thermomécanique*.

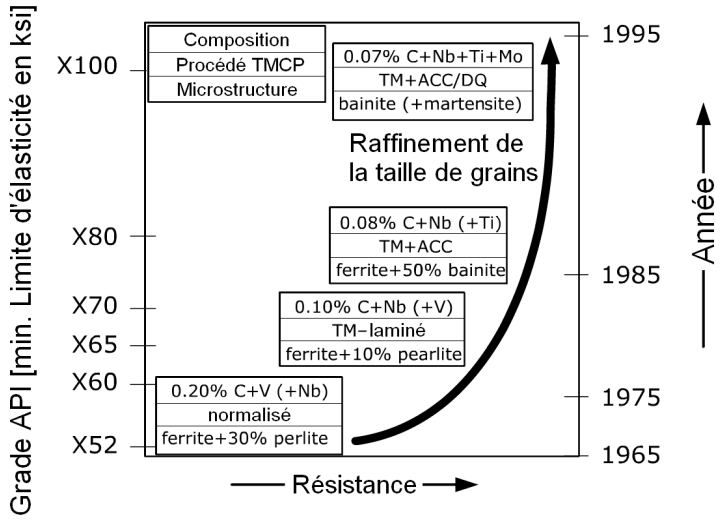


Figure I-3 : Développement des pipelines (composition, procédé TMCP, microstructure, API grade), [HEIS01]

Le développement des aciers à haute limite d'élasticité est présenté Figure I-3. Dans les années 70, le laminage thermomécanique (TM) remplace le laminage suivi d'une normalisation. Le laminage thermomécanique permet de produire des matériaux équivalents à des X70, à partir d'aciers à faible teneur en carbone et microalliés au niobium et vanadium. Un procédé amélioré émerge dans les années 80, il s'agit de la combinaison d'un laminage thermomécanique avec un refroidissement accéléré (TM+ACC). Par cette méthode, il est devenu possible de produire des matériaux à plus haute limite d'élasticité, tels que l'X80, qui contiennent encore moins de carbone et de ce fait possèdent une excellente soudabilité.
Dans les années 90, le laminage thermomécanique est suivi d'un refroidissement accéléré et d'une trempe (TM+ACC/DQ). Ce dernier procédé, laminage thermomécanique combiné à un refroidissement accéléré, en plus des additions de molybdène, de cuivre et de nickel permet d'augmenter le niveau de résistance jusqu'au grade X100. [HILL00]

I.1.2. L'obtention des aciers à hauts grades

I.1.2.1. De la chimie, avec le dosage des éléments d'alliage

Les propriétés mécaniques dépendent des éléments chimiques en présence [KUTZ01]. Chaque élément est précisément dosé et les éléments indésirables sont supprimés dès la fabrication de l'acier.

La Figure I-4 présente les six étapes nécessaires à l'obtention d'un acier propre par coulée continue.

Les quantités de carbone et de phosphore sont réduites dans le convertisseur BOF avec un brassage par le fond. Le dégazage sous vide des poches assure une bonne désulfuration et une extraction de l'azote et de l'hydrogène. La coulée résultante ne contient alors plus que 0.001 % de soufre. De plus l'acier en fusion est brassé dans une atmosphère de gaz inerte, ce qui réduit le taux d'oxygène à 0.002 % maximum. Le traitement de l'acier au Ca permet d'obtenir des inclusions arrondies au lieu des inclusions allongées dommageables. Cet acier est ensuite coulé en continu dans une atmosphère protectrice entre des rouleaux de soutien qui protège l'acier de diverses recontaminations et le refroidissent de manière intensive pour durcir la périphérie de la brame et éviter son percement.

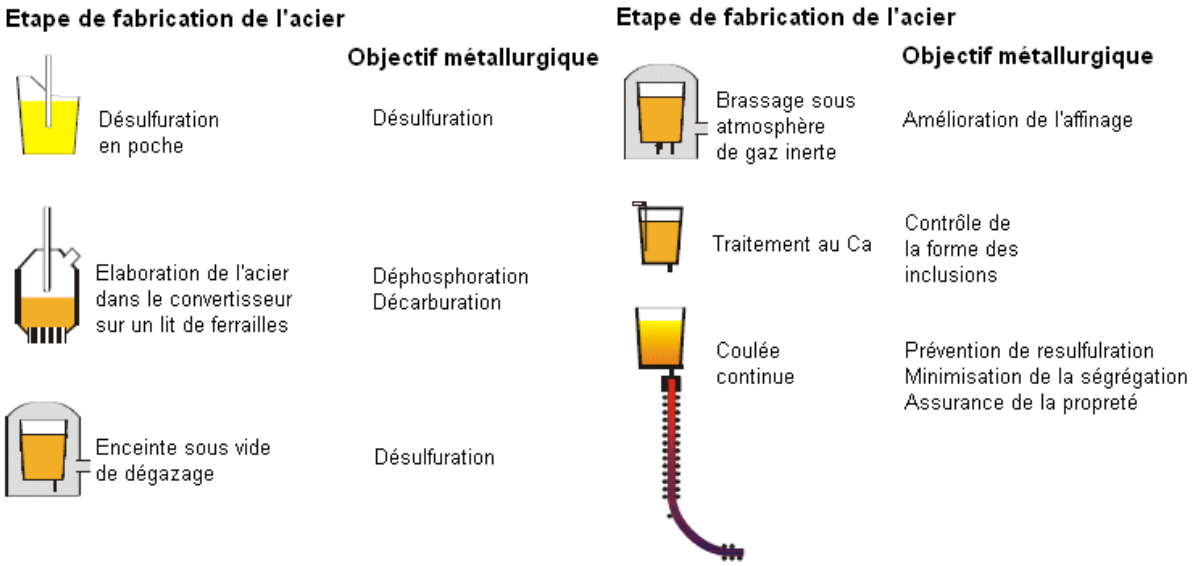


Figure I-4 : Etapes de fabrication des aciers propres, en parallèle avec les objectifs métallurgiques, [REEP03] [TAKE02-PDC]

Les éléments d'alliages utilisés se répartissent selon 5 familles :

- Les éléments **gammagènes** élargissent le domaine de stabilité de l'austénite, abaissent les températures de transformation (Ni, Mn).
- Les éléments **alphagènes** limitent ou empêchent la formation de l'austénite et élèvent les températures de transformation (Si, Cr, Mo, Ti).
- Les **graphitisants** : Si, Ni, Cu...(ne forment pas de carbures, ils se retrouvent en solution dans la ferrite)
- Les **carburigènes** : Cr, Mn, Mo, W, V, Ti, Nb...
- Les **désoxydants** : Mn, Si, Al, Ti, Nb, ...pour fixer l'oxygène dissous dans le métal liquide

Les normes de l'API définissent un taux maximal de carbone (Figure I-5), mais la teneur exacte peut varier de 0.2 points en fonction des éléments d'alliage utilisés. Le grade de l'acier

est obtenu principalement grâce aux microalliages utilisés et au procédé de mise en forme (paragraphe I.1.2.2.).

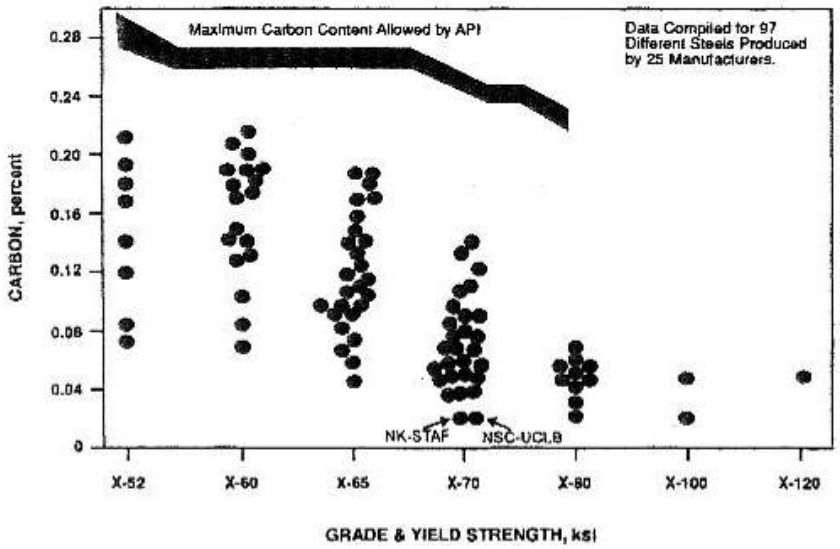


Figure I-5 : Relation entre la teneur en carbone et le grade de l'acier, [GRAY01]

Le Tableau I-5 rassemble les rôles joués par les éléments chimiques ajoutés dans les aciers pour gazoducs.

	Rôle de l'élément chimique ajouté dans l'acier X100
Al	Est un puissant désoxydant.
B	En quantité extrêmement faible (< 10-15 ppm), accroît la trempabilité.
C	Augmente la dureté, la résistance à la traction et à la corrosion / Diminue la ductilité, la malléabilité, la soudabilité.
Cr	Augmente la trempabilité (agit sur les points de transformation de l'acier et ralentit la vitesse de transformation de l'austénite au cours du refroidissement). Augmente également la résistance au revenu.
Cr et Ni	A faibles teneurs, on additionne les effets favorables sur la trempabilité, la résistance au revenu et la ductilité.
Mn	Intervient comme désoxydant. Il augmente la trempabilité, permet d'obtenir des aciers à structure austénitique stable, mais il participe à la formation de carbures. Evite la faible résilience due à la formation de réseaux de cémentite aux joints de grains ferritiques ou formation de ferrite de Widmanstätten pendant le refroidissement à l'air [GRAY01] Raffine la taille des grains d'austénite pendant le laminage à chaud [GRAY01]
Mo	Améliore la fraction volumique en bainite des aciers à bas carbone (0.04-0.07%) [IVAN03]
N	Abaisse le point de transformation Ac3. Il diminue la ductilité et la ténacité.
Nb	Retarde la recristallisation de l'austénite pendant le laminage à chaud [GRAY01]
Ni	Augmente la stabilité de l'austénite et ralentit sa transformation pendant le refroidissement, donc augmente la trempabilité tout en abaissant la température Augmente la ductilité, surtout aux très basses températures.
P	En petites proportions, améliore la résistance de l'acier à l'oxydation par l'air, diminue la ductilité et la ténacité.
Si	A de faibles teneurs, de l'ordre de 0,2 à 0,5 %, il est utilisé comme désoxydant.
Ti et Nb	Sont employés pour leur grande affinité avec le carbone, surtout lorsqu'il s'agit de fixer cet élément sous une forme stable. Ce sont aussi de bons désoxydants. On fait précipiter les nitrures de titane et de niobium au cours de traitements thermiques ou thermomécaniques pour réaliser un durcissement par précipitation.
Ti, Nb et Al	Forment facilement des nitrures avec l'azote que contient le métal. Ces nitrures bloquent les joints de grains austénitiques, et inhibent donc leur croissance, ce qui a des conséquences bénéfiques sur les propriétés mécaniques des structures obtenues.
V	Fort caractère alphagène et carburigène. Utilisés pour obtenir un acier dur et résistant.

Tableau I-5 : Rôle des éléments chimiques ajoutés pour les aciers à hauts grades

Pour connaître la soudabilité des aciers créés, on utilise le CE (Carbone Equivalent), dont les expressions les plus utilisées par les pétroliers sont dans le Tableau I-6.

Désignations	Expressions du CE	Validité (% massique)
CE IIW (par O'neill et Dearden)	$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$	C > 0.18
Pcm (par Ito et Bessyo)	$Pcm = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{Ni}{60} + \frac{V}{10} + 5B$	C < 0.18

Tableau I-6 : Les différentes expressions du carbone équivalent, [LIU-02-PDC]

Le calcul des températures de préchauffage et d'interpasse se fait à l'aide du CE, mais la formule du CE_{IIW} [DEAR40] ne prend pas en compte le Nb, B, N. De plus la fissuration à froid dépend de la composition, de l'épaisseur soudée, mais aussi de la résistance du métal de base, de l'histoire thermomécanique, de la dureté, de la sensibilité à l'hydrogène, de la géométrie du joint… [DIXO95]. D'où une multiplication des formules, selon le type d'acier, le pourcentage de certains éléments ou l'application finale. Parmi ces expressions, l'équation du Pcm est la plus employée. Elle a été développée par Ito et Bessyo [ITO_68] pour déterminer la contrainte critique de fissuration à froid des aciers à différentes teneurs en hydrogène. La valeur Pcm est d'ailleurs moins pessimiste que le CE_{IIW} pour une teneur en carbone inférieure à 0.12 %.

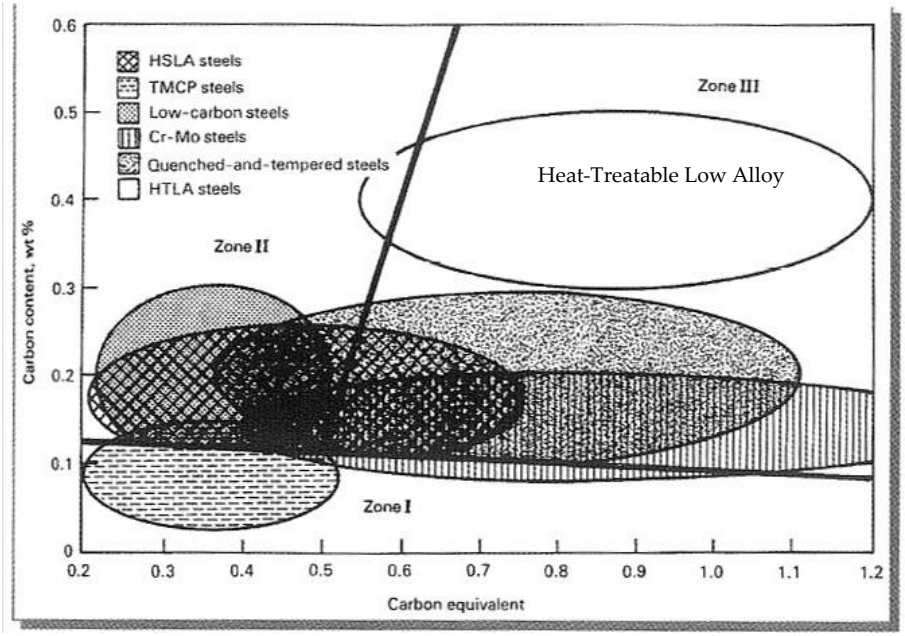


Figure I-6 : Diagramme de Graville donnant la soudabilité de l'acier en fonction de la quantité de carbone et du carbone équivalent CE_{IIW}, [LIU-02-PDC]

Le diagramme de Graville est découpé en 3 parties (Figure I-6) :
1-les aciers soudables sans précautions, tels que les aciers très bas carbone (<0.1% wt.),
2-les aciers soudables avec précautions (post-traitement), tels que les aciers faiblement alliés avec un taux de carbone légèrement plus élevé (0.1-0.3 % wt.),
3-les alliages difficiles à souder, qui nécessitent un prétraitement, un post-traitement et un contrôle interpasse de la température, tels que les aciers Cr-Mo, les HSLA à haute résistance et les TMCP richement alliés.

L'X100 étudié, issu d'un procédé de mise en forme TMCP, ne contenant que 0.06 % massique de carbone et possédant un carbone équivalent CE_{IIW} de 0.47, se situe dans la partie soudable

sans précautions. Un léger préchauffage de 100 °C, avant soudage, est tout de même utilisé pour éviter les effets de l'humidité lors du soudage qui peut conduire à une fissuration à froid due à l'hydrogène.

I.1.2.2. De la physique, avec le TMCP

Dans les aciers faiblement alliés, la microstructure finale, issue de la transformation de l'austénite lors du refroidissement, dépend de la vitesse de refroidissement et de la température finale de refroidissement [SHIG81]. Le processus de refroidissement accéléré (Figure I-7) est adopté lors du laminage des brames, afin de réaliser une microstructure homogène à grains fins pour obtenir de meilleures propriétés mécaniques et une bonne résistance à la corrosion (HIC), par rapport aux aciers produits par le laminage thermomécanique conventionnel [HILL01-43]. Le diagramme TRC de la Figure I-8 justifie la formation de ces microstructures en fonction de la vitesse de refroidissement.

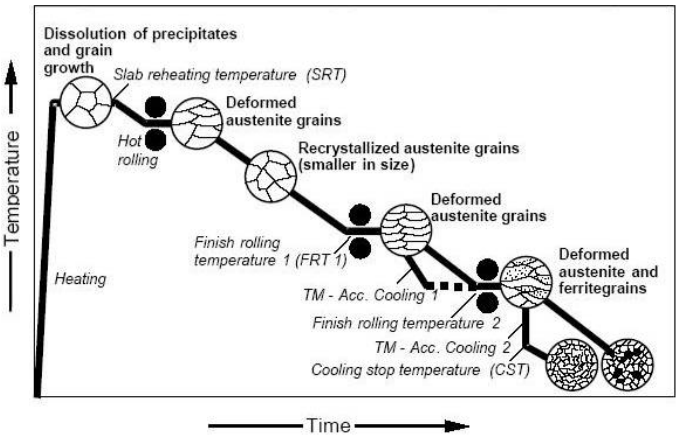


Figure I-7 : Traitement thermomécanique lors de la mise en forme de la tôle, [HILL01-43]

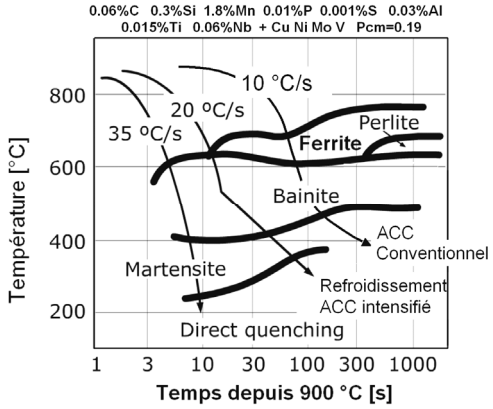


Figure I-8 : Diagramme TRC « schématique » sur une plaque X100 de 20mm [OKAT02-PDC]

La composition chimique et le traitement thermomécanique influent sur la microstructure, qui dicte les propriétés mécaniques (Figure I-9).

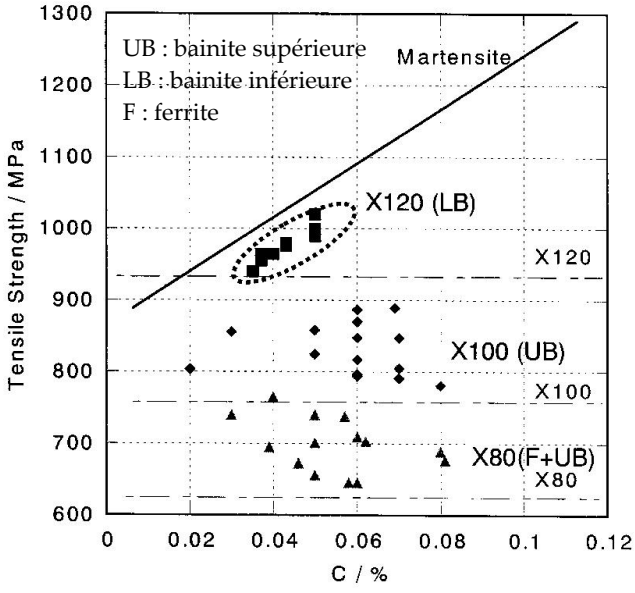


Figure I-9 : Evolution des propriétés mécaniques des plaques selon les grades, [n9015]

L'acier X100 étudié possède une microstructure ferrito-bainitique, ce qui suggère qu'il a subi un procédé TMCP avec un refroidissement accéléré conventionnel.

I.1.2.3. Les mécanismes de formation de la bainite

Aux vitesses de trempe intermédiaires, l'austénite se décompose en bainite. Il s'agit d'un agrégat de ferrite et de carbures de fer qui est différent de la perlite (formée à plus haute température en cas de trempe moins sévère).
La bainite se forme, en conditions de trempe isotherme, ou de refroidissement continu, à des températures comprises entre 600 °C et Ms. A ces basses températures de transformation, la diffusion des éléments d'alliage en substitution est insuffisante pour la transformation perlitique.
La Figure I-10 montre que les transformations perlitique et bainitique diffèrent par ailleurs par la nature de leur germe directeur, c'est-à-dire par la nature du premier germe responsable de la transformation de l'austénite. Pour la perlite, le germe directeur est une lamelle de cémentite ou de ferrite qui se développe à partir d'un point situé sur un joint de grains de l'austénite initiale. Pour la bainite, au contraire, le germe initial est une lamelle de ferrite intra- ou intergranulaire.

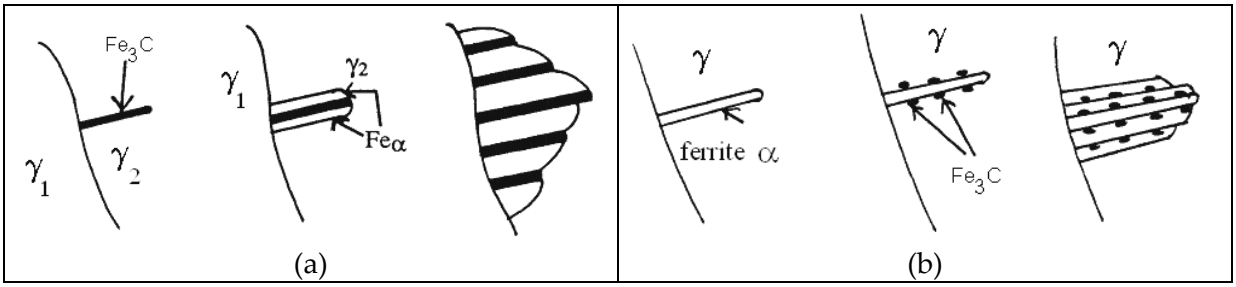


Figure I-10 : Mécanismes de formation de la perlite (a) et de la bainite (b) [TAIL00]

La germination de la ferrite bainitique s'effectue par cisaillement du réseau de l'austénite selon les plans octaédriques {111}γ (Figure I-11). La bainite se trouve ainsi dans la relation d'orientation cristallographique près de Kurdjumov et Sachs avec la phase austénitique mère : $\langle 1\,\bar{1}\,0\rangle_\gamma \,//\langle 1\,\bar{1}\,1\rangle_\alpha$ et $\{111\}_\gamma$ // $\{110\}_\alpha$ (Tableau I-7). Les carbures formés sont essentiellement des carbures de fer, le carbone étant le seul élément à posséder un coefficient de diffusion suffisamment élevé.

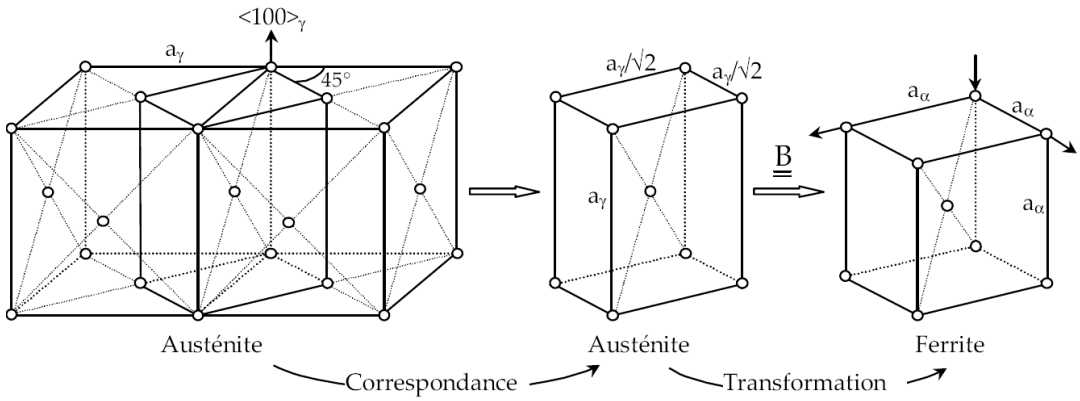


Figure I-11 : Transformation de Bain [BAIN24]

Nom	Angles d'Euler	Angle et axe de rotation	Relation d'orientation
Bain	(45°, 0°, 0°)	45° [100]	$(100)_\gamma // (100)_{\alpha'}$ $[011]_\gamma // [001]_{\alpha'}$
Kurdjumov-Sachs (KS)	(84.23°, 48.19°, 84.23°)	90° [112]	$(111)_\gamma // (110)_{\alpha'}$ $[1\text{-}10]_\gamma // [1\text{-}11]_{\alpha'}$
Nishiyama-Wassermann (NW)	(80.26°, 48.19°, 45°)	95.27° $\left[-1+\sqrt{2}+\sqrt{3} \quad 1+\sqrt{2}+\sqrt{3} \quad \sqrt{2}\right]$	$(111)_\gamma // (110)_{\alpha'}$ $[11\text{-}2]_\gamma // [1\text{-}10]_{\alpha'}$
Relation de Kurdjumov-Sachs (KS) : un plan dense de l'austénite est parallèle à un plan dense de la ferrite : $\{111\}_\gamma // \{110\}_\alpha$ Dans ces plans denses (4 plans denses possibles $\{111\}_\gamma$) une direction dense de l'austénite (3 directions $<110>_\gamma$ dans le plan dense choisi) est parallèle à une direction dense de la ferrite (2 directions possibles $<110>_\gamma // <111>_\alpha$). Il y a donc 24 variants possibles. Relations de Nishiyama-Wassermann (NW) : un plan dense de l'austénite est parallèle à un plan dense de la ferrite $\{111\}_\gamma // \{110\}_\alpha$. Dans ces plans denses (4 plans denses possibles $\{111\}_\gamma$) une direction $<211>$ de l'austénite (3 directions possibles $<1\text{-}21>_\gamma$ dans le plan dense choisi) est parallèle à une direction de la ferrite : $<211>_\gamma // <110>_\alpha$. Il y a donc 12 variants possibles.			

Tableau I-7 : Relations d'orientation entre les réseaux CFC et CC lors d'une transformation à l'état solide

On distingue classiquement deux types de morphologies principales de bainite :

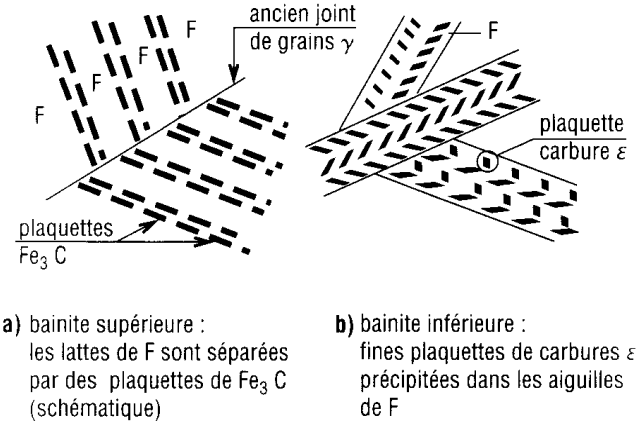


Figure I-12 : Bainite supérieure et inférieure [BARR02]

- La bainite supérieure :
Aux températures de transformation les plus élevées du domaine bainitique, la ferrite se forme en lattes et les plaquettes de carbures de fer précipitent entre ces lattes à peu près parallèlement entre elles (cf. Figure I-12). La situation interlattes de la phase carbure fragile confère à la bainite supérieure de mauvaises caractéristiques de résilience.

- La bainite inférieure :
Aux basses températures de transformation dans le domaine bainitique, la ferrite formée est de plus en plus aciculaire. La température étant relativement basse, la diffusion du carbone devient à son tour difficile. De ce fait les aiguilles de ferrite sont sursaturées en carbone au moment de leur formation. Les carbures de fer ε précipitent à l'intérieur des aiguilles de ferrite sous forme de plaquettes très fines semi-cohérentes avec la matrice ferritique [$(001)\varepsilon // (001)\alpha$] et formant un angle de 55 à 65° avec l'axe de l'aiguille de ferrite. La présence de ces fins précipités de carbures conduit à un durcissement par précipitation de la matrice ferritique conférant à la bainite inférieure un excellent compromis entre la limite d'élasticité et la résilience.

La transformation bainitique est complexe, de par sa mécanique et sa thermodynamique. Son mécanisme de formation est encore discuté même en condition isotherme. Les théories

expliquant les mécanismes de la transformation bainitique s'affrontent encore : la théorie « displacive » défendue par H. Badeshia [BHAD01] et la théorie « diffusive »soutenue par H. Aaronson [AARO90].

La température de début de transformation de la bainite B_s est d'autant plus basse que la teneur en éléments d'alliage est plus élevée. Elle peut être estimée par une formule empirique de Constant [CONS84] telle que :

$$B_s = 830 - 270\,C - 90\,Mn - 37\,Ni - 70\,Cr - 83\,Mo \qquad \textbf{(I-1)}$$

Avec Bs en °C et C, Mn, etc., sont les teneurs en éléments d'addition en % massique

Les propriétés des structures bainitiques dépendent de la dimension de la latte ou du paquet, de la densité de dislocations et du durcissement par précipitation de carbures.

I.1.3. De la plaque vers le tube

Le procédé U-O-E permet de mettre en forme la plaque en tube (Figure I-13). La tôle est cisaillée à la largeur et chanfreinée. Les rives sont « croquées » au rayon du tube. La tôle est ensuite formée en « U » et « O » dans des presses extrêmement puissantes. Deux cordons de soudure ferment l'ébauche avec un procédé à arc multitorches détaillé dans la partie soudure de ce chapitre. Chaque tube subit une expansion « E » qui augmente son diamètre de 0.8 % à 1.5 % et donne un tube parfaitement calibré. L'expansion qui sollicite le métal au-delà de sa limite d'élasticité, est par ailleurs, un test de qualité très sévère pour le tube.
La gamme des diamètres fabriqués s'étend de 508 mm à 1420 mm pour les usines françaises et les tubes sont généralement livrés en longueurs de 12 m.

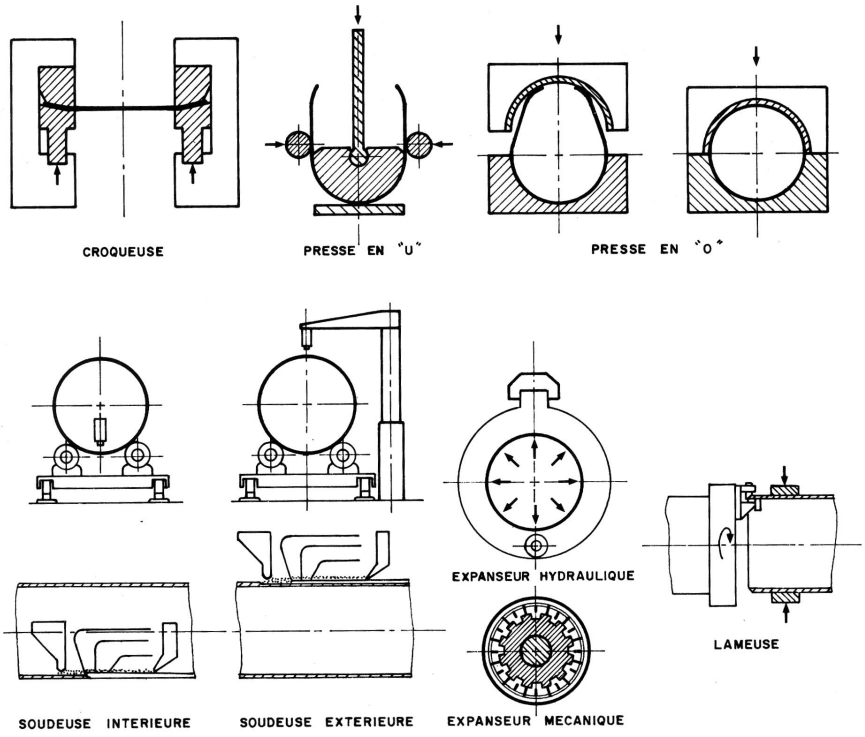


Figure I-13 : Mise en forme des tubes par le procédé « UOE », [GDF85]

Le procédé UOE a des conséquences sur les propriétés mécaniques des tubes, l'anisotropie des plaques est alors renforcée : $YS_T > YS_L$ et $TS_T > TS_L$ [BAI00].
La Figure I-14 donne une idée des différentes courbes de traction pour les plaques et les tubes de grade X100, X80, X65 et un acier doux. Le tube lors de sa mise en forme, subit une expansion de 2 %, ce qui revient à déformer la plaque de 2 % [LUU06these]. On remarque que le procédé UOE diminue la capacité d'écrouissage du tube.

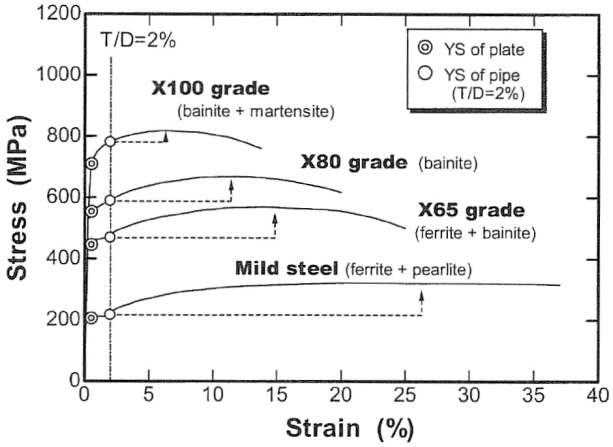


Figure I-14 : Courbes de traction schématique en fonction du grade et de la mise en forme, [TAKE02-PDC]

I.1.4. La mise au point du grade X100

La mise au point du grade X100 a débuté dans les années 1980 dans les instituts de recherche [GRAY01]. Comme l'introduction du grade X80 avait pris beaucoup de temps, les activités concernant l'X100 ont été ralenties, comme en témoigne les écarts entre les dates du Tableau I-8 et les publications d'Europipe de 1995. La composition qui se rapproche le plus de l'acier de cette étude est encadrée (rectangle en pointillé) dans le Tableau I-8 ci-après.

Year	C	Si	Mn	P	S	Nb	V	N	Ti	Mo	Cu	Ni	Cr	B	Ceq	Pcm	Grade	Wall Th. (in)	Dia.	Water Cooling	Ref.
1988	0.02	0.13	1.88	0.021	0.003	0.042	--		0.014		0.29	0.47		0.0009	0.39	0.146	X-100	0.750 (19.1 mm)	36"	DQ	16
1988	0.05	0.26	1.74	0.014	0.001	0.038	0.047		0.011	0.20	0.27	0.45		--	0.41	0.173	X-100	0.750 (19.1 mm)	36"	DQ	16
1988	0.06	0.25	1.80	0.005	0.002	0.04	0.04		0.02	0.19	Yes	Yes		No	0.44	0.20	X-100	0.750 (19.1 mm)	30" (763 mm)	IAC FCT 300°C	17
1990	0.06	0.16	1.85	0.020	0.001	0.044	--		0.014	0.20	--	0.20		--	0.43	0.175	X-100	0.750 (19.1 mm)	36"	AC DQ	16
1995	0.06/ 0.08	0.25	1.85/ 2.0	0.015 max.	0.002	0.045	--	0.005	0.015/ 0.02	0.25/ 0.30	0.20/ 0.25	0.20/ 0.25					X-100	0.800 (20.3 mm)	28"	IAC	
1997	0.03	0.18	1.60	0.010	0.002	0.07			0.011	0.20	--	0.30	0.50	0.0008			X-120	1.00 (25 mm)	28"	IAC	
1998	0.04	0.30	1.95			0.045	--	0.004	0.012	0.30	0.32	0.30					X-100	0.80 (20.3 mm)	36"	IAC	
1998	0.05	0.24	2.00			0.04	--	0.003	0.019	0.10	0.04	0.03					X-100	0.60 (15.2 mm)	36"	IAC	
2000	0.06	0.35	1.90	--	--	0.05	--	0.004	0.018	0.28	--	0.25	--	--	0.46	0.19	X-100	0.629 (16 mm)	36"	IAC	18
2000	0.07	0.09	1.80	0.004	0.002	0.048	--	0.004	0.011	0.21	0.29	0.51	0.16	--	0.50	0.21	X-100	0.750 (19.1 mm)	30"	AC	19
2000	0.05	0.23	1.94	0.008	<0.003	0.040	--	0.002	0.008	0.10	0.17	0.42	--	--	0.44	0.18	X-100	0.750 (19.1 mm)	30"	AC	19
2000	0.08	0.26	1.86	0.010	<0.002	0.047	--	0.003	0.015	0.27	0.24	0.21	0.03	--	0.48	0.22	X-100	0.750 (19.1 mm)	30"	AC	19
2000	0.07	0.29	1.73	0.003	<0.002	0.037	0.040	0.004	0.014	0.22	0.22	0.20	0.04	--	0.45	0.20	X-100	0.750 (19.1 mm)	30"	AC	19

Tableau I-8 : Compositions correspondantes au grade X100 depuis 1988, [GRAY01]

Les publications techniques d'EUROPIPE expliquent parfaitement les approches suivies pour le développement de l'X100, concernant la composition chimique et les conditions de refroidissement (Figure I-15).

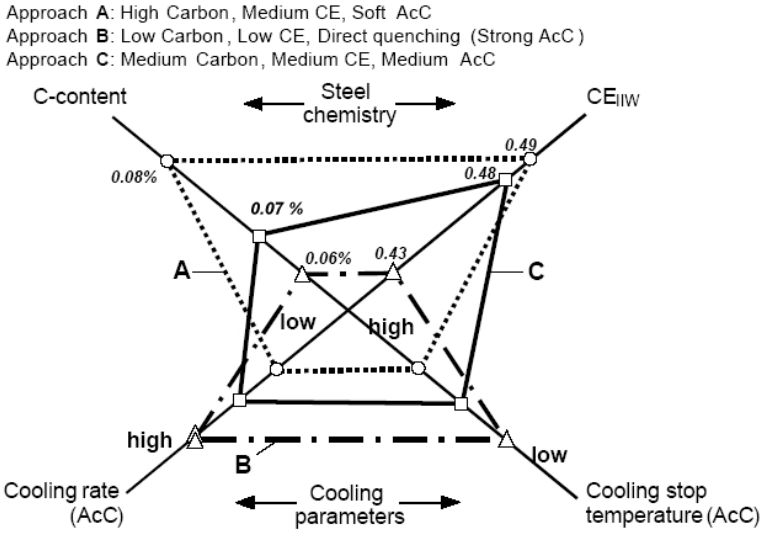


Figure I-15 : Développement de l'X100 par EUROPIPE, [GRÄF03]

L'approche A, qui fait appel à une teneur relativement élevée en carbone, comporte le risque de la propagation de fissures longues et de mauvaise soudabilité. L'approche B, qui comporte des vitesses de refroidissement rapides et une température de fin de refroidissement basse, a comme conséquence la formation de fractions non contrôlées de martensite dans la microstructure, qui ont un effet néfaste sur des propriétés de résistance du métal de base et conduit à l'adoucissement de la ZAT.
Cet effet ne peut pas être compensé pour un très bas carbone, sans compromettre la productivité. De plus, il est très difficile de produire des tubes avec les propriétés mécaniques requises uniformément réparties. C'est ainsi que l'approche intermédiaire C a été préférée et c'est d'ailleurs ce type d'acier qui est à l'étude.

Les tableaux suivants (Tableau I-9 et Tableau I-10) présentent le détail des compositions chimiques élaborées et des propriétés mécaniques obtenues.

Approche	Traite-ment	Tube	C	Mn	Si	Mo	Ni	Cu	Nb	Ti	N	CE_{IIW}	P_{cm}
A	I	30"x19.1mm	0.08	1.95	0.26	0.26	0.23	0.22	0.05	0.018	0.003	0.49	0.22
B	II	30"x15.9mm	0.07	1.89	0.28	0.15	0.16	-	0.05	0.015	0.004	0.43	0.19
C	III	56"x19.1mm	0.07	1.90	0.30	0.17	0.33	0.20	0.05	0.018	0.005	0.46	0.20
C	IV	36"x16.0mm	0.06	1.90	0.35	0.28	0.25	-	0.05	0.018	0.004	0.46	0.19

Tableau I-9 : Développement de l'acier X100, [HILL02-48]

Approche	Limite d'élasticité $Rt_{0.5}$ *	Résistance à la traction Rm *	$Rt_{0.5}$/Rm *	Allongement A5 *	CVN (20 °C)	DWTT- température de transition
A	739 MPa	792 MPa	0.93	18.4 %	235 J	-15 °C
B	755 MPa	820 MPa	0.92	17.1 %	240 J	-25 °C
C	737 MPa	800 MPa	0.92	18 %	200 J	-20 °C
C	752 MPa	816 MPa	0.92	18 %	270 J	~-50 °C

* Essais de traction transverse avec des éprouvettes de section circulaire

Tableau I-10 : Propriétés mécaniques de l'X100 résultantes, [HILL02-48]

On peut observer que les tests de résilience donnent des valeurs d'énergie de rupture (CVN) supérieures à 200 J à 20 °C, et que la transition ductile-fragile dépend fortement de l'épaisseur du tube. Il faut noter que les principaux changements entre les aciers de grade X70, X80 et X100 sont l'augmentation du rapport $Rt_{0.5}$/Rm et la diminution de l'allongement A5.

A titre de comparaison, le Tableau I-11 montre les différences de compositions chimiques entre les 3 grades X80, X100 et X120. On peut remarquer que les évolutions sont très fines.

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Ti	N	B	P_{cm}	CE_{IIW}
X80	0.12	0.45	1.75	0.015	0.003	0.04				0.22	0.06	0.035				0.24	0.48
X100	0.06	0.34	1.95	0.01	0.001	0.03	0.02	0.02	0.24	0.30	0	0.05	0.020	0.005	0	0.19	0.46
X120	0.06	0.23	1.91				oui	oui	oui		oui	0.042	0.017	0.004	oui		

Tableau I-11 : Composition typique chimique des grades X80, X100 et X120 (EUROPIPE)

L'article de Takeuchi et al. de la Pipe Dreamer Conference [TAKE02-PDC] rassemble les données chiffrées, sur les tubes en X80 et X100 et leurs soudures longitudinales, obtenues en 12 ans de recherche. En voici une synthèse dans le Tableau I-12, avec les résultats des essais de traction avec éprouvettes plates ou cylindriques, et les résultats des essais de résilience avec des éprouvettes entaillées dans le métal de base (B), dans la ligne de fusion (FL) ou dans le métal fondu (W).

	C_{EQIIW}	P_{CM}	$R_{p0.2}$(MPa)	$R_{p0.2}/R_m$	Cv (-20°C) (J) B	Cv (0°C) (J) FL	Cv (0°C) (J) W
X80	0.36-0.44	0.16-0.20	646-805	-	115-319	-	55-210
X80 Flat.	-	-	-	0.81-0.91	-	-	-
X80 Round	-	-	-	0.83	-	-	-
X100	0.39-0.50	0.15-0.22	759-923	-	130-300	20-180	60-155
X100 Flat.	-	-	-	0.80-0.90	-	-	-
X100 Round	-	-	-	0.90-0.97	-	-	-

WT~15-20 mm Flat. : flattened rectangular specimen Round : unflattened round bar specimen

Tableau I-12 : Carbone équivalent et propriétés mécaniques des aciers X80 et X100, d'après [TAKE02-PDC]

Lorsque l'on compare les rapports $R_{p0.2}/R_m$ (Tableau I-13), on remarque que l'X100 est bien moins écrouissable que l'X80, avec des valeurs pour ce rapport de 0.90/0.97 contre 0.83.

Tensile properties (Transverse direction)							Charpy impact properties		DWTT	
Grade	Wall thickness (mm)	Outside diameter (")	Specimen type	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	Energy at 0°C (J)	50%FATT (°C)	SA at 0°C (%)	85%SATT (°C)
API X100	12.7	36	API (flattened) Round bar	735 850	886 890	23 19	262	−60	100	−28
	15.1	36	API (flattened) Round bar	734 818	923 901	21 16	223	−55	100	−40

YS : Yield strength, TS : Tensile strength, El : Elongation, FATT : Fracture appearance transition temperature,
DWTT : Drop weight tear test, SATT : Shear area transition temperature

Tableau I-13 : Propriétés mécaniques d'un pipeline X100, [DESH04]

L'évolution des compositions chimiques des tôles s'explique aussi avec le coût des éléments (Figure I-16, Figure I-17). On voit que le molybdène et le nickel sont les éléments qui constituent la plus grande part du prix des éléments d'alliages.

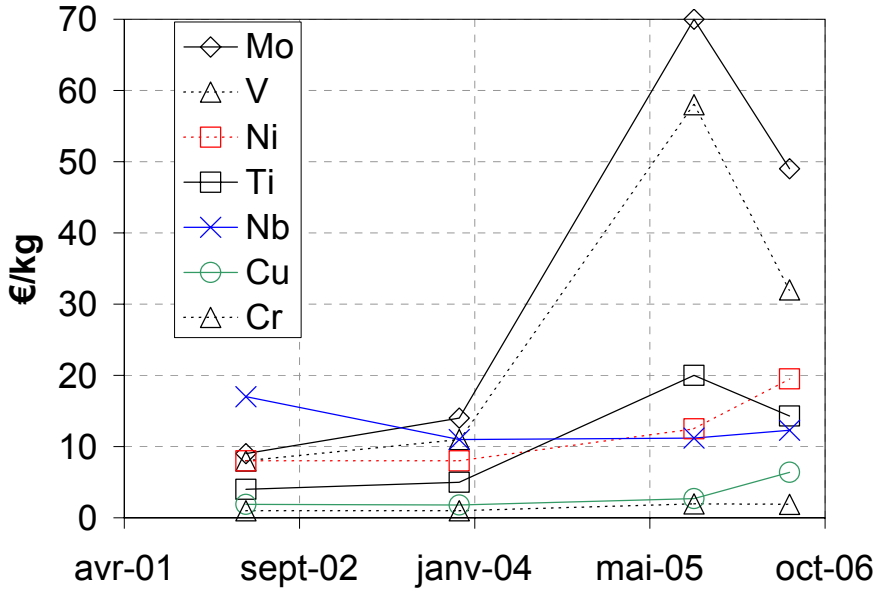


Figure I-16 : Coût en €/kg des éléments d'alliages

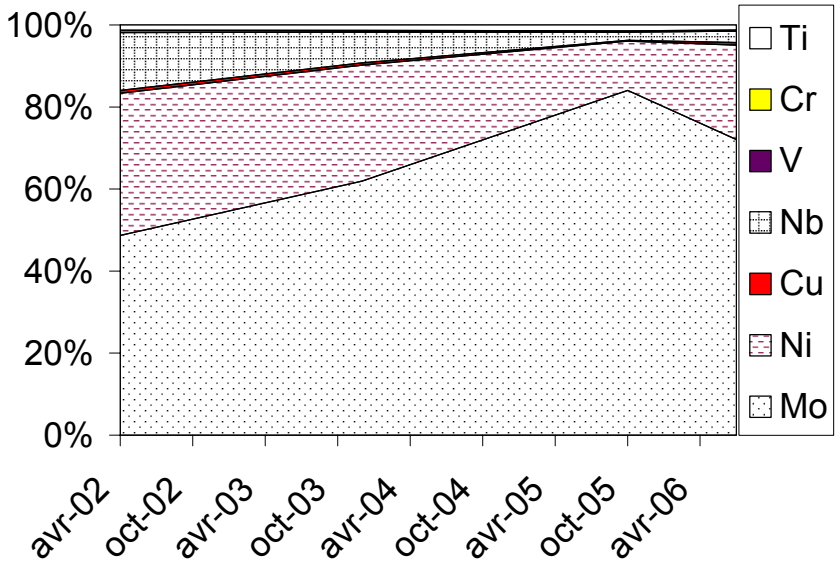


Figure I-17 : Coût en pourcentage des éléments d'alliages composant l'X100

I.2. Le soudage des pipelines et ses faiblesses

On parlerait sans doute beaucoup moins des soudures, s'il n'y avait pas de zone affectée thermiquement. La suite traite des raisons de la présence de cette zone affectée et de son caractère fragilisant.

I.2.1. Le soudage automatique

Le soudage, premier moyen d'assemblage de l'acier, est régi par des cahiers des charges et des modes opératoires précis, car il nécessite une bonne connaissance du matériau.
Il consiste à exécuter un cordon fondu liant les bords de deux pièces à l'aide d'un apport de chaleur. Ce procédé d'assemblage assure une continuité métallique de la pièce, lui conférant ainsi des caractéristiques au niveau de l'assemblage équivalentes à celles du métal assemblé (mécaniques, thermiques, chimiques, électriques, d'étanchéité, de durabilité).
Le soudage ne cesse d'évoluer sur le plan technologique :

- industrialisation de principes physiques : électrons, laser et ultra-sons ;
- découvertes involontaires : le soudage par explosion et par diffusion ;
- introduction croissante de la micro-électronique dans les équipements de soudage et développement de la robotisation, d'où une amélioration de la qualité et de la productivité.

Depuis ces dix dernières années, les innovations portent moins sur les procédés mêmes, que sur le matériel de soudage et les matériaux d'apport, ainsi que sur les méthodes et les conditions de travail, qui continuent de s'améliorer, notamment en matière d'hygiène et de sécurité.

Comme on l'a vu, la soudabilité dépend à la fois des caractéristiques de l'acier (composition chimique, état de livraison, épaisseur), du type de métal d'apport choisi et des réglages adoptés pour le procédé (paramètres, préchauffage). Depuis une vingtaine d'années, à l'initiative du Japon, les aciéristes travaillent avec les soudeurs et se préoccupent de la soudabilité des aciers dès la phase d'élaboration de l'acier, ceci dans un souci d'optimisation de la mise en œuvre ultérieure des aciers.

Le Tableau I-14 présente l'historique du soudage automatique pour les soudures longitudinales des pipelines. Les techniques pour les soudures de raboutage ont certainement bénéficié de ces évolutions. Elles sont apparues plus tardivement, car elles sont plus délicates à mettre en œuvre sur le terrain.
Les techniques ont gagné en rapidité grâce à la multiplication des têtes de soudage, et en qualité grâce, par exemple, à une optimisation des angles des torches et du chanfrein, de l'oscillation de la torche et du dévidage du fil et au contrôle de l'électronique.

Années	Développement	Contenu des technologies
1960-1970	Semi-automatisation Mécanisation	Oscillation, matériels de support, fil, gaz protecteur Séquence de remplissage (vers le bas, vers le haut, dans une seule direction) Torche de soudage, chariot, bride interne, redresseuse et lameuse de tubes
1980	Pilotage informatique Déplacement des torches Rendement	Programmation en différé des paramètres de soudage Renseignement en direct de la passe soudée Minimisation des espacements entre tube, dépose d'une passe en continu
1990-	Contrôle du déplacement et de la position des torches Rendement	Capteur pour arc, capteur de contact, commande par caméra CCD 2 torches, chanfrein très étroit, ensemble compact et léger
1995-	Rendement Intelligence	Système de soudage avec : - 2 torches en dehors de l'étroit chanfrein - 2-3 têtes de chaque côté du chanfrein en X Caméra CCD, capteur laser, capteur magnétique, contrôle adaptable en cours de commande

Tableau I-14 : Evolution du soudage automatique des pipelines, [FURU02-PDC]

I.2.2. La soudure longitudinale et la soudure de raboutage

Les gazoducs étudiés comportent des soudures longitudinales et des soudures circulaires de raboutage (les tubes sont assemblés bout à bout). L'étude traite principalement de la soudure de raboutage. Le procédé de soudage utilisé pour les soudures de raboutage est le procédé Gas-Metal Arc Welding (GMAW) qui, conformément au handbook de l'ASM [ASM Vol.6], convient au soudage des aciers microalliés. Afin d'améliorer la qualité du soudage et d'accélérer les cadences, le procédé de soudage s'est progressivement automatisé.

La soudure longitudinale du gazoduc, sera tout de même observée à titre de comparaison. Les microstructures et les duretés des soudures SL et STL se trouvent dans le chapitre matériaux et en annexe C. La soudure longitudinale est réalisée dans un chanfrein en X (ouverture de 60°) avec 2 passes, une première intérieure et une deuxième extérieure. Une passe est faite avec 3 ou 4 électrodes, dont l'angle et l'espacement ont été optimisés (Figure I-18). Les énergies utilisées sont différentes selon que les clients désirent un métal fondu plus dur (overmatch) ou moins dur (undermatch) que le métal de base (Tableau I-15, Tableau I-16).

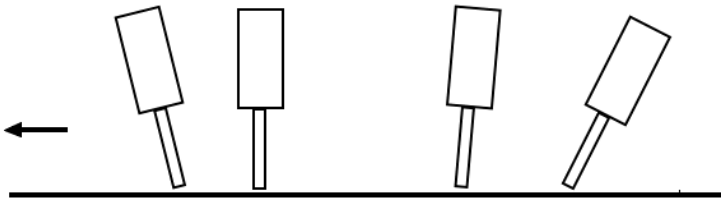


Figure I-18 : Arrangement des électrodes et direction de soudage de la soudure longitudinale [AHME96].

Une étude très complète sur le métal fondu des soudures longitudinales des pipelines en X65 et X100 a été menée par Thewlis de la société CORUS [THEW00]. L'étude de différents alliages pour le métal fondu a montré que les meilleures propriétés de résistance et résilience sont obtenues avec un acier allié au Mo-B-Ti avec un P_{cm} compris entre 0.218 et 0.250. La microstructure du métal fondu est de la ferrite aciculaire avec des tailles de grains ultrafines de 1-2 μm. Des résistances en traction de 708-784 MPa ont été obtenues avec une transition de résilience à 80 J comprise entre –68 et –115 °C.

Composition du métal fondu, une passe par côté

Plaque no.	Soudure no.	Passe	Composition du métal fondu, wt-% C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Al	B	Cu	N	Nb	Ti	V	O	P_{cm}
J7M120	W7K215	OD	0·060	0·52	1·71	0·014	0·006	0·46	0·19	0·015	0·0031	0·22	0·0059	0·026	0·023	0·030	0·042	0·227
		ID	0·064	0·50	1·74	0·014	0·006	0·46	0·21	0·016	0·0025	0·24	0·006	0·030	0·021	0·033	0·033	0·231
J8M34	W8K43	OD	0·069	0·57	1·75	0·015	0·005	0·46	0·18	0·016	0·0030	0·23	0·0067	0·027	0·018	0·030	0·043	0·240
		ID	0·076	0·58	1·84	0·015	0·004	0·50	0·22	0·016	0·0023	0·25	0·0060	0·032	0·017	0·037	0·040	0·253

*Consommable soudure LNS140TB, flux OP107.

Tableau I-15 : Composition du métal fondu, une passe par côté [THEW00]

Propriétés du métal fondu, une passe par côté

Plaque no.	Soudure no.	Eprouvette de traction à travers la soudure † Résistance à la traction allongement total 0·5%, MPa	Résistance maximale MPa	Eprouvette de traction ronde en dehors du cordon de soudure Résistance à la traction allongement total 0·5%, MPa	Résistance maximale MPa	Résilience en ligne de fusion at −20°C,‡ J	Résilience en métal fondu at −30°C,‡ J	métal fondu 80 J TT, °C
J7M120	W7K215	…	753	…	…	51, 56	144	−80
J8M34	W8K43	656	802	590	759	80	121	−65

*Consommable soudure LNS140TB, flux OP107.
†Rupture dans le métal fondu.
‡Valeurs Charpy corrigée en utilisant la taille entière par rapport à la surface de rupture.

Tableau I-16 : Propriétés du métal fondu, une passe par côté [THEW00]

Pour les soudures de raboutage, la société FRONIUS en collaboration avec l'université de Cranfield et British Petroleum a mis au point un procédé de soudage pour assembler des tubes (>810MPa) jusqu'à 24 m de longueur et 52'' (1321 mm) de diamètre dans des conditions extrêmes (-50 °C). Il s'agit d'un système de soudage tandem avec quatre torches et deux fil-électrodes par torche, soit 8 électrodes. La vitesse de soudage des passes de remplissage (Fills dans la Figure I-22) peut atteindre 1300 mm/min (Figure I-19).

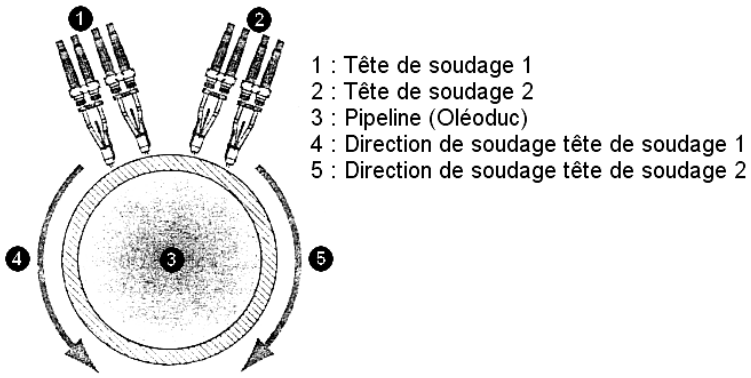


Figure I-19 : Du sommet du tuyau, les deux têtes tandem doubles soudent le pipeline de diamètre 1321 mm jusqu'au « point de rendez-vous » inférieur [M&T03]

La société SERIMAX possède des machines Saturne® (Figure I-20) qui permettent de souder automatiquement les pipelines en extérieur dans des conditions extrêmes de température et d'humidité. Saturne est un procédé bitorche sous gaz actif Ar-CO_2.

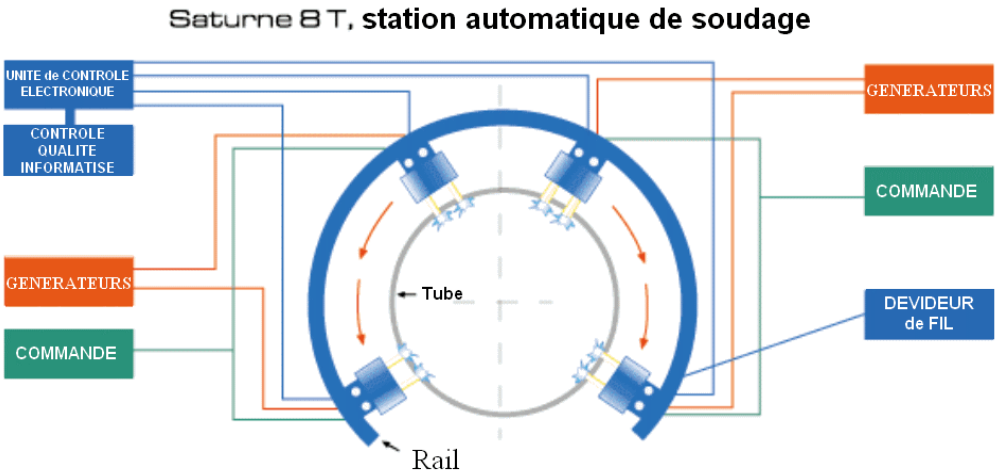


Figure I-20 : Procédé Saturne ® équipé de 8 torches

Les soudures de raboutage des deux sociétés ont fait l'objet d'un article de Hammond, Blackman et Hudson lors de la Pipe Dreamer Conference [HAMM02-PDC].
Deux autres articles présentent aussi de nombreux résultats sur la soudure de raboutage des pipelines en acier X100 [HUDS04] et [GIAN05].

Les tubes en X100 de ces études ont été fournis par Sumitomo Metal Industry. Les chanfreins des tubes permettent de loger le métal fondu lors du soudage monotorche et bitorche sont présentés Figure I-21. Les passes sont respectivement appelées passe racine (Root), passes de remplissage (Fills) et passe de finition (Cap), voir Figure I-22.

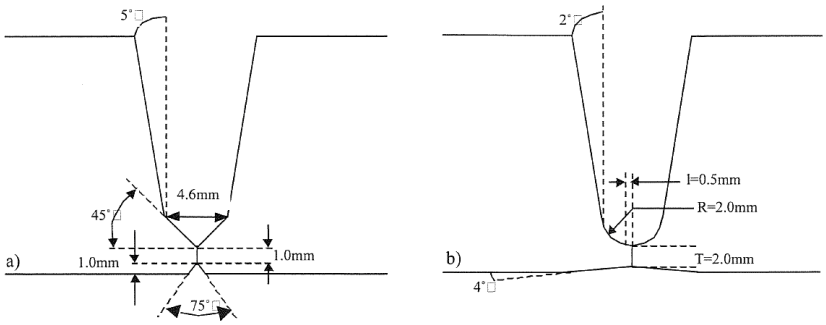


Figure I-21 : Chanfreins utilisés pour le soudage automatique monotorche et bitorche [HAMM02-PDC]

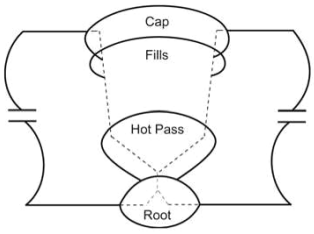


Figure I-22 : Dénomination des passes avec le métal d'apport, [CAPS]

Les conditions de soudage utilisées sont rassemblées dans le Tableau I-17. Les soudures mono- et bi-torche sont réalisées par SERIMAX et les autres soudures sont réalisées par le WERC (Welding Engineering Research Centre) (Figure I-23).

Weld N°	Bevel Angle (°)	Gas Type	Electrode diameter (mm)	Pulsed / Dip	Heat Input (kJ/mm)	Single / Dual Torch	Backing System/ Welding Pass Location	Comments
ML-B-DT-1	2	80%Ar/20%CO_2	1.0	Dip	0.25-0.51	Dual	Internal copper/ external root/fill/cap	Wide torch spacing
ML-B-DT-2	2	80%Ar/20%CO_2	1.0	Dip	0.25-0.51	Dual	Internal copper/ external root/fill/cap	Wide torch spacing
ML-B-DT-3	3	80%Ar/20%CO_2	1.0	Dip	0.25-0.51	Dual	Internal copper/ external root/fill/cap	Wide torch spacing
ML-B-DT-4	3	80%Ar/20%CO_2	1.0	Dip	0.25-0.51	Dual	Internal copper/ external root/fill/cap	Wide torch spacing
ML-B-ST-1	2	90%Ar/10%CO_2 80%Ar/20%CO_2 (root)	1.0	Pulsed Dip(root)	0.27-1.00	Single	Internal copper/ external root/fill/cap	
ML-B-7 and ML-B-8 (repairs) to same WPS	5	82.5%Ar/12.5%CO_2/5%He	1.0	Pulsed Dip(root)	0.30-0.59	Single	Internal root/ external fill + cap	Lincoln Powerwave 455 custom waveform
ML-B-10	5	82.5%Ar/12.5%CO_2/5%He	0.9	Pulsed Dip(root)	0.30-0.69	Single	Internal Root/ external fill + cap	Lincoln Powerwave 455 custom waveform
ML-B15-1	5	82.5%Ar/12.5%CO_2/5%He	0.9	Pulsed Dip(root)	0.30-0.60	Single	Internal Root/ external fill + cap	Lincoln Powerwave 455 custom waveform
ML-B15-3	5	82.5%Ar/12.5%CO_2/ 5%He	1.0	Pulsed Dip(root)	0.3-0.53	Single	Internal Root/ external fill + cap	Lincoln Powerwave 455 custom waveform
ML-B-8R BW SMAW Single Pass Backweld	2-3mm depth 3-5mm cap width	N/A	2.5	Globular	0.76-0.83	-		Repair position 0° Overhead
ML-B-8R BW GMAW Single Pass Backweld	3-4mm depth 4-5mm cap width	78%Ar/20%CO_2/2%O_2	1.0	Dip	0.55-0.58	-		Repair position 0° Overhead
ML-B-8R MPBW SMAW 2 Pass Backweld	4-5mm depth 7-8mm cap width	N/A	2.5/3.2	Globular	0.91-1.47	-		Repair position 0° Overhead
ML-B-8R MPBW GMAW 2 Pass Backweld	4-5mm depth 8-10mm cap width	78%Ar/20%CO_2/2%O_2	1.0	Dip	0.46-0.72	-		Repair position 0° Overhead
ML-B-8R CR SMAW Single Pass Cap Repair	3-4mm depth 4-5mm cap width	N/A	2.5	Globular	0.82-0.87	-		Repair position 90° Vertical Up
ML-B-8R CR FCAW Single Pass Cap Repair	5-7mm depth 8-10mm cap width	78%Ar/20%CO_2/2%O_2	1.2	Spray	1.56-1.62	-		Repair position 90° Vertical Up
ML-B-8R PP Part Penetration Repair	25-30° bevel 1/2 pipe WT (cap)	78%Ar/20%CO_2/2%O_2	1.2	Spray	0.97-1.61	-		Repair position 90° Vertical Up
ML-B-8R FP Full Penetration Repair	25-30° bevel full pipe WT	N/A 78%Ar/20%CO_2/2%O_2	2.5/3.2 1.2	Globular Spray	1.32-2.16 1.11-1.89	-		Repair position 180° to 120° Vertical Up
ML-B-9 (Tie-In)	30°(21.8-22.3) Root Gap 1.8-2.2	78%Ar/20%CO_2/2%O_2	2.5/3.2 1.2	Globular Spray	1.03-1.92 0.82-1.82	Single	All welding external	ESAB Aristo 2000 LUD 450

Tableau I-17 : Conditions de soudage utilisées sur tubes X100 [HAMM02-PDC]

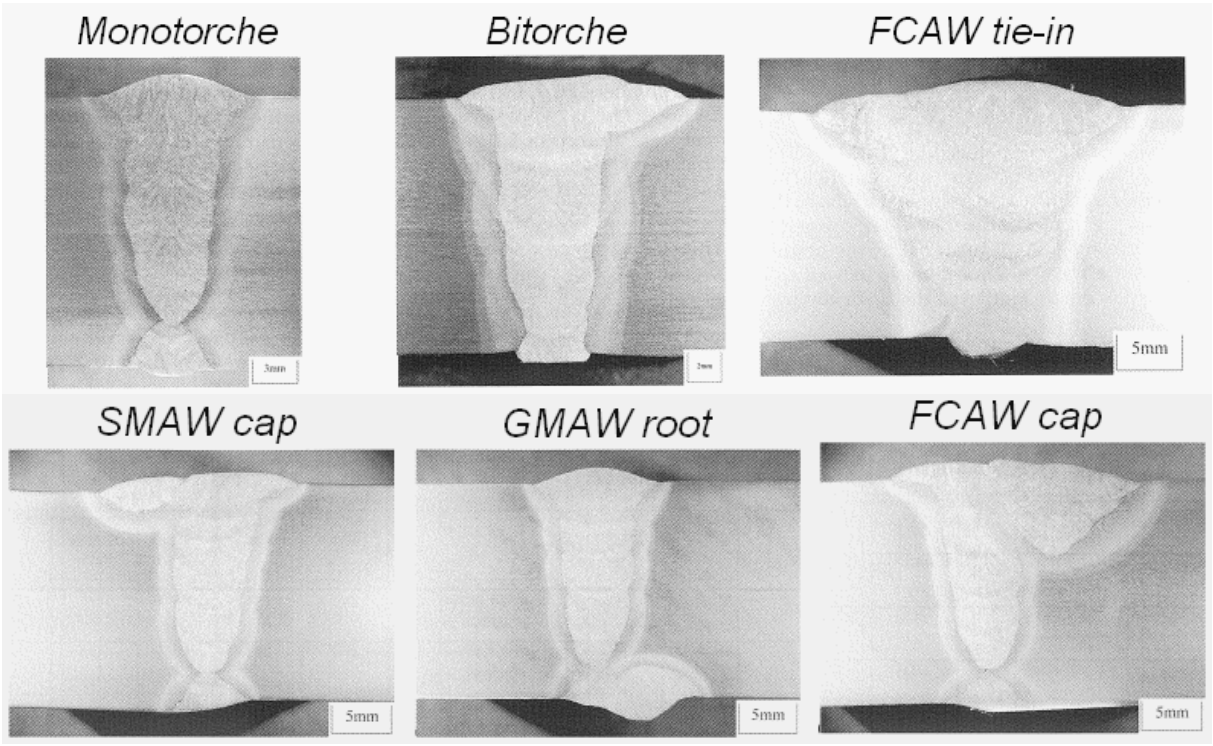


Figure I-23 : Coupes macroscopiques des soudures de SERIMAX et du WERC [HAMM02-PDC]

Les ML-B-DT 1 à 4 sont les soudures bitorche, faites avec un chanfrein incliné de 2 ou 3°, un gaz de protection 80 % Ar/20% CO_2, une énergie de soudage comprise entre 0.25 et 0.51 kJ/mm. La ML-B-ST est une soudure monotorche réalisée avec un gaz de protection 80%Ar/20%CO_2 et un transfert globulaire en racine puis avec un gaz de protection 90%Ar/10%CO_2 et un transfert pulsé en remplissage.
On voit que dans le but de qualifier de nombreuses procédures de soudage, l'angle du chanfrein, la composition chimique du gaz protecteur, le diamètre de l'électrode et l'énergie de soudage ont été modifiés.
Les soudures WERC sont réalisées avec les procédés FCAW (Flux-Cored Arc Welding), SMAW (Shielded-Metal-Arc) ou GMAW (Gas-Metal-Arc Welding).
Des mesures de résilience avec des entailles dans le métal fondu (W) ou la ligne de fusion (FL) sont effectuées pour chaque soudure (Figure I-24 et Figure I-25). On remarque que la résilience des éprouvettes entaillées en ligne de fusion (FL) à –80 °C est plus faible que la résilience des éprouvettes entaillées dans le métal fondu (W).
Dans le cas présent, on observe que le métal fondu issu du fil ER90S est moins résilient que le métal fondu issu des fils ER100S et ER110S à –80 °C et que les résiliences du procédé monotorche sont meilleures que celles du procédé bitorche (Figure I-24 et Figure I-25). Ces résultats doivent être pris avec précaution, car ils dépendent de localisation exacte de l'entaille et de la chimie des fils respectifs (teneur en azote, oxygène et titane). Pour tirer des conclusions sur les propriétés des fils, il faudrait souder les fils dans des moules avec toujours les mêmes énergies et prélever des éprouvettes hors dilution de manière répétitive.

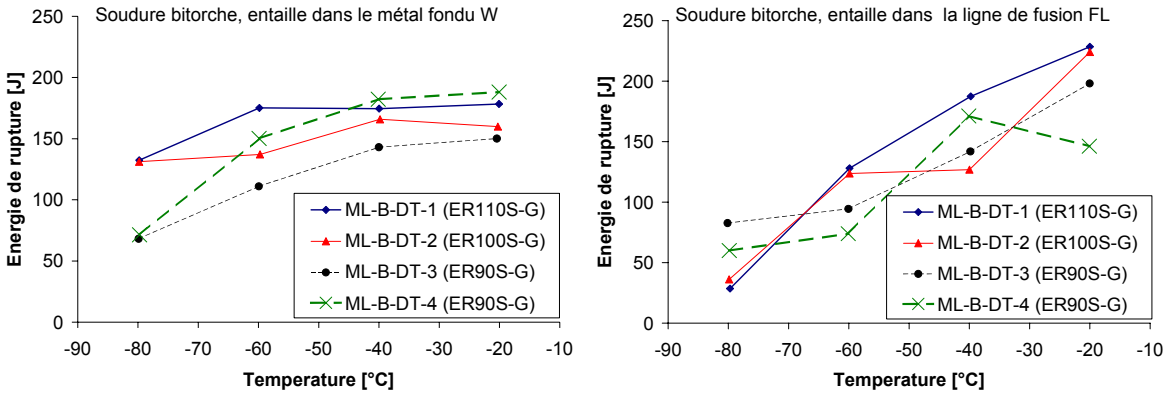


Figure I-24 : Résilience des soudures de raboutage entaillées dans le métal fondu (W) ou en ligne de fusion (FL) d'une soudure Bitorche [HAMM02-PDC]

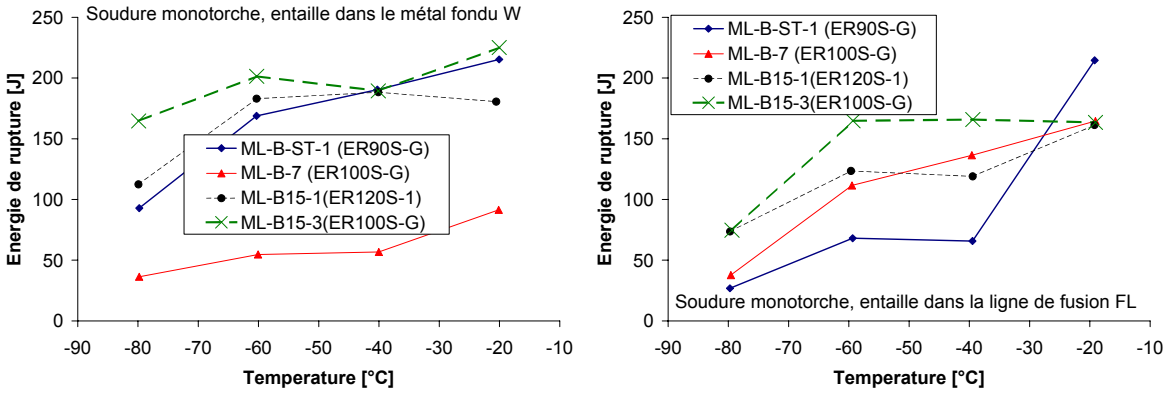


Figure I-25 : Résilience des soudures de raboutage entaillées dans le métal fondu (W) ou en ligne de fusion (FL) d'une soudure Monotorche [HAMM02-PDC]

La Figure I-26 montre que la soudure monotorche (ST) possède une résistance maximale à la traction plus élevée que les soudures bitorches (DT). La Figure I-27 rassemble les mesures de dureté sur les soudures dans le métal fondu, le métal de base et la ZAT. En général, la ZAT de la soudure de raboutage est moins dure que le métal de base ou le métal fondu, alors que la ZAT de la soudure longitudinale est plus dure. Difficile de dire pour l'instant si ce phénomène est dû aux cycles thermiques qui sont d'ailleurs très différents ou à la pré-déformation subie lors de la finition du tube.

Pour la soudure de raboutage en bitorche, on remarque que les valeurs de dureté en métal fondu et en ZAT en passe de finition sont supérieures à celles en passe racine. Ce qui est normal, car les dernières passes de soudage effectuent un recuit des premières.

Weld N°	Consumable	All Weld Metal Strip Tensile (8.2 x 4.0mm)				
		Rp0.2 (MPa)	Rt0.5 (MPa)	Rm (MPa)	Yield/ Tensile Ratio	A (%)
ML-B-DT-1	ER 110S-G (ER70S-6 root)	847	845	878	0.96	18.5
ML-B-DT-2	ER 90S-G (ER70S-6 root)	856	862	898	0.95	17.7
ML-B-DT-3	ER 100S-G (ER70S-6 root)	793	N/A	840	0.94	17
ML-B-DT-4	ER 90S-G (ER70S-6 root)	836	N/A	874	0.96	19
ML-B-ST-1	ER 90S-G (ER70S-6 root)	911	882	982	0.93	16
ML-B-7 and ML-B-8 (repairs) to same WPS	ER 100S-G (ER70S-6 root)	791	792	833	0.95	14.9
ML-B-10	ER 120 S-1 (ER70S-6 root)	883	855	934	0.95	16
ML-B15-1	ER 120S-1 (ER70S-6 root)	844	854	951	0.89	16
ML-B15-3	ER 100S-G (ER70S-6 root)	841	838	888	0.95	20.5
ML-B-8R FP Full Penetration Repair	E11018-M(r+hp) E111-T1(f+c)	724	725	816	0.89	19.1
ML-B-9 (Tie-In)	E11018-M(r+hp) E111-T1(f+c)	737 746#	733 731	800 831	0.92 0.90	18.2 16.0

8.0mm round bar. Both strip tensile and round bar specimens located from FCAW alone in ML-B-R FP and ML-B-9.

Figure I-26 : Essais de traction du métal fondu des soudures de raboutage (All Weld) [HAMM02-PDC]

			Hardness Surveys HV 10 (2mm sub Root)						Hardness Surveys HV10 (2mm sub Cap)					
Weld N°	Consumable	Hv Survey location	Weld Metal Av.	Weld Metal Max.	HAZ Av.	HAZ Max.	Base Material Av.	Base Material Max.	Weld Metal Av.	Weld Metal Max.	HAZ Av.	HAZ Max.	Base Material Av.	Base Material Max.
ML-B-DT-1	ER 110S-G (ER70S-6 root)	3 o'clock Seam	269 268	279 279	256 299	260 312	286 283	297 285	304 290	312 297	287 347	317 363	286 281	294 287
ML-B-DT-2	ER 90S-G (ER70S-6 root)	3 o'clock Seam	264 276	270 283	253 294	262 297	282 282	289 285	303 291	304 292	255 333	262 342	303 276	336 279
ML-B-DT-3	ER 100S-G (ER70S-6 root)	3 o'clock Seam												
ML-B-DT-4	ER 90S-G (ER70S-6 root)	3 o'clock Seam												
ML-B-ST-1	ER 90S-G (ER70S-6 root)	3 o'clock Seam												
ML-B-7 and ML-B-8 (repairs) to same WPS	ER 100S-G (ER70S-6 root)	3 o'clock Seam	268 268	274 268	267 331	287 348	295 287	304 294	303 315	309 319	261 303	274 351	272 290	276 297
ML-B-10	ER 120 S-1 (ER70S-6 root)	3 o'clock Seam												
ML-B15-1	ER 120S-1 (ER70S-6 root)	3 o'clock Seam	238 232	242 245	265 314	292 327	288 292	304 294	364 370	366 370	304 347	345 383	275 289	281 297
ML-B15-3	ER 100S-G (ER70S-6 root)	3 o'clock Seam	216 251	222 258	257 306	285 322	297 282	314 287	302 300	306 306	268 322	285 347	280 286	285 287
ML-B-8R BW SMAW Single Pass Backweld	AWS 5.5 E11018-M	12 o'clock	305	306	262	317	273	279						
ML-B-8R BW GMAW Single Pass Backweld	ER 100S-G	12 o'clock	273	283	259	294	288	297						
ML-B-8R MPBW 2 Pass Backweld	AWS 5.5 E11018-M	12 o'clock	305	317	255	272	278	294						
ML-B-8R MPBW 2 Pass Backweld	ER 100S-G	12 o'clock	274	276	271	292	298	312						
ML-B-8R CR SMAW Single Pass Cap Repair	AWS 5.5 E11018-M	3 o'clock							378	387	290	330	279	289
ML-B-8R CR FCAW Single Pass Cap Repair	AWS 5.29 E111- T1	3 o'clock							293	302	253	272	273	283
ML-B-8R PP Part Penetration Repair	AWS 5.29 E111- T1	3 o'clock	259	260	245	292	257	270	311	319	252	266	281	287
ML-B-8R FP Full Penetration Repair	E11018-M(r+h) E111-T1(f+c)	5 o'clock	231	238	245	306	264	283	317	339	255	274	264	276
ML-B-9 (Tie-In)	E11018-M(r+h) E111-T1(f+c)	3 o'clock Seam	233 238	235 249	228 295	243 304	276 275	304 279	281 266	304 285	259 291	272 302	271 276	283 279

Av.=moyenne, HAZ=ZAT, location : graduation en heure du diamètre du tube

Figure I-27 : Essais de dureté HV10 dans le métal fondu, la ZAT et le métal de base [HAMM02-PDC]

I.2.3. La formation de la zone affectée thermiquement (ZAT)

I.2.3.1. Le cas du soudage monopasse

Pour mieux comprendre l'existence de la ZAT, considérons par exemple, le cas du soudage monopasse d'un acier à 0,15 % de carbone. Le diagramme de phases à l'équilibre utilisé ne permet pas de prévoir la nature des phases au voisinage de la ligne de fusion, mais permet de raisonner qualitativement sur les modifications structurales.

En se rapprochant du métal fondu, on trouve une succession de zones (Figure I-28) :

- Le métal de base ($T < Ac_1$) n'ayant pas subi de transformation de phases.
- Une zone subcritique ($600\ °C < T < Ac_1$) où on ne constate pas de changement de phases, mais des phénomènes de revenu, recristallisation dans le cas de soudage sur produit écroui, vieillissement.
- Une zone de transformation intercritique ($Ac_1 < T < Ac_3$) où la ferrite se transforme en austénite.
- Une zone à fins grains ($Ac_3 < T < 1100\ °C$) où la transformation austénitique est totale.
- Une zone à gros grains ($1100 < T < 1495\ °C$) où les grains austénitiques formés grossissent.
- Une zone de liaison entre le métal fondu et le métal de base, portée partiellement à l'état liquide, où coexistent une phase ferritique solide et une phase liquide.
- Le métal fondu, dont les germes se solidifient par épitaxie sur les grains de la ZAT.

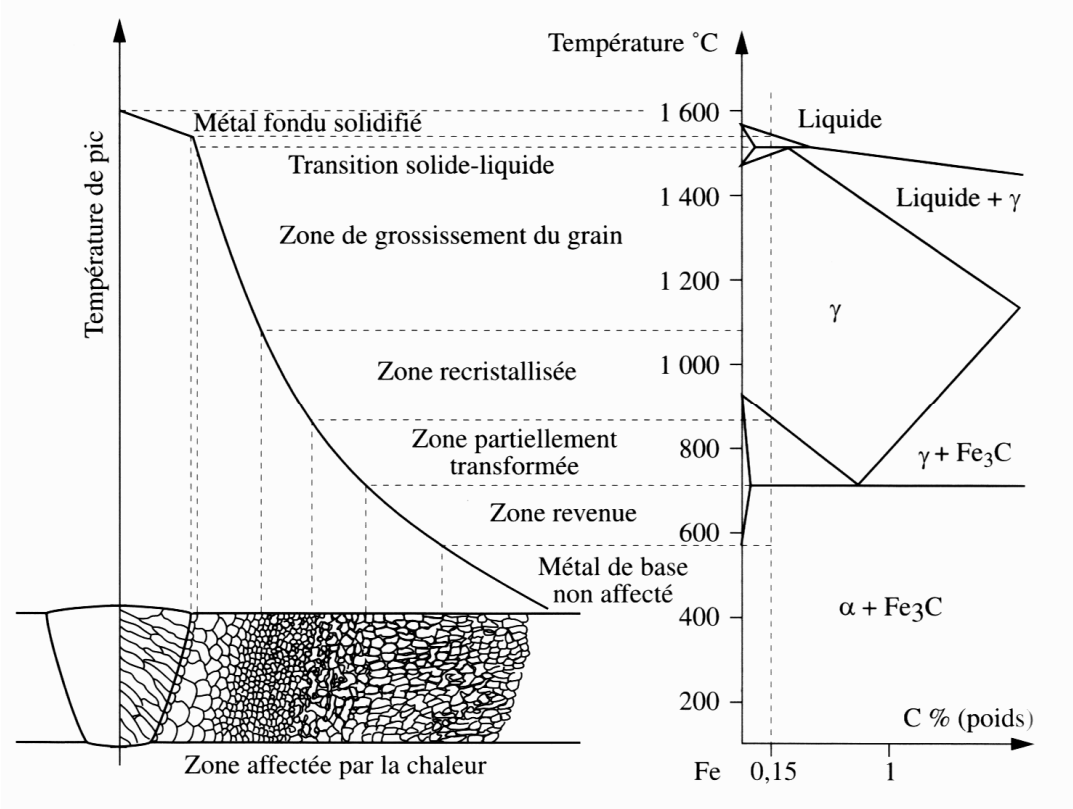
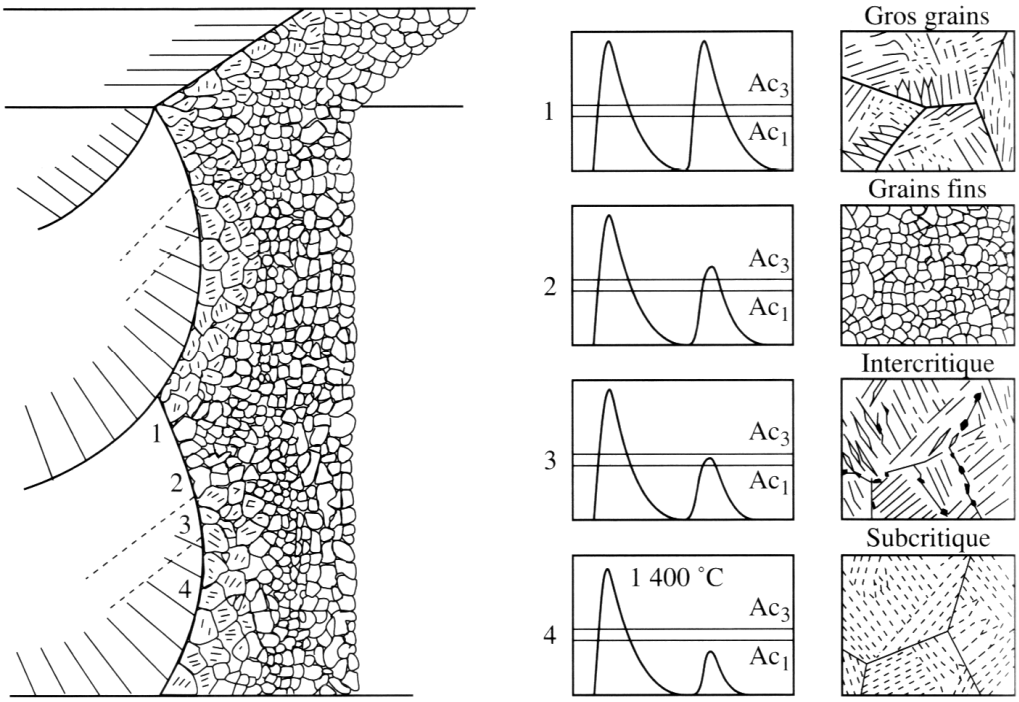


Figure I-28 : Présentation schématique des différentes parties constitutives d'un joint soudé, [BLON01] d'après [EAST83]

I.2.3.2. Le cas du soudage multipasse

Dans le cas du soudage multipasse, les microstructures observées sont plus nombreuses.
Hormis le dernier dépôt, tous les points de la ZAT subissent une succession complexe de cycles de réchauffages.
Mais il faut savoir que le dépôt N+i a une influence métallurgique sur la passe N, seulement si la température maximale atteinte dépasse 500°C et que l'austénisation à haute température « efface » l'influence métallurgique des cycles précédents à température inférieure. D'après cela, on conçoit que l'histoire thermique « métallurgiquement efficace » en ZAT multipasse se résume à quelques combinaisons caractéristiques, comportant au plus trois pics thermiques.



[BLON01]

Figure I-29 : Différents types de microstructures en ZAT en fonction des cycles thermiques, d'après [TOYO89]

D'après les observations, on peut identifier dans la zone affectée thermiquement 2 zones bien différentes au niveau du comportement mécanique :

- la zone à gros grains, C, adjacente au métal fondu possède une structure bainitique formée à partir de grains d'austénite d'environ 50 μm de diamètre, qui peuvent contenir des composés martensite-austénite résiduelle (zone 1, 2 et 4 de la Figure I-29) ;
- la zone à grains fins, F, possède une taille de grains d'austénite initiale d'environ 2 à 20 μm de diamètre (zone 2 de la Figure I-29)

I.2.4. Les zones d'amorçage de la rupture fragile dans la ZAT

I.2.4.1. La formation des composés martensite-austénite (M-A)

Schématiquement, l'apparition de composés M-A en ZAT peut intervenir dans deux zones distinctes lors de la transformation (austénite->ferrite) [KAPL01] [BLON01]:
- Dans la zone « à gros grains », associée à un chauffage à température très élevée (par exemple à T > 1100°C). En se situant dans le cadre de conditions de refroidissement qui conduisent à des transformations bainitiques, le mécanisme de formation des composés M-A peut être le suivant : à partir de l'austénite apparue à haute température, la formation d'une sous-unité de ferrite bainitique se produit sans partition du carbone entre l'austénite et la ferrite. Dans un second temps, le carbone, dont la solubilité dans la ferrite est très inférieure à celle de l'austénite, est rejeté hors de la ferrite sursaturée, et permet un enrichissement en carbone de l'austénite restante. Selon la composition chimique globale et locale (C, Mn, Si, Al ...) et la vitesse de refroidissement, l'austénite interlattes peut se transformer en martensite. Dans certains cas, la teneur locale en carbone est tellement élevée que le point de transformation Ms se situe au-dessous de la température ambiante et que l'austénite est ainsi stabilisée. Ces mécanismes expliquent donc l'association de martensite et d'austénite au sein des composés M-A « mixtes ».
- Dans la zone portée dans le domaine intercritique, entre Ac_1 et Ac_3, la transformation se produit préférentiellement dans les zones de diffusion facile (anciens joints de grains austénitiques), ou les zones les plus riches en carbone (carbures, composés M-A issus d'un traitement thermique précédent...) ou ségrégées. L'austénite qui se forme localement est d'autant plus enrichie en carbone que la température atteinte est faible. Au refroidissement, les plages austénitiques peuvent se transformer partiellement en bainite et partiellement en martensite (composés M-A). Cependant la fragilité de cette zone disparaît pour peu qu'intervienne un réchauffage à une température de revenu suffisante (350-400 °C) lié au dépôt d'une passe de soudage ultérieure ou un traitement thermique de détensionnement (décomposition des M-A en agrégats de ferrite + carbures).

Les composés M-A (martensite-austénite résiduelle) jouent un rôle important dans la ténacité des ZAT lors du soudage des aciers de construction métallique [KAPL01].
Comme de nombreuses études ont mis en évidence le caractère néfaste de ces composés vis-à-vis de la ténacité, on considère généralement que la zone réchauffée dans le domaine intercritique est, avec la zone à gros grains, la zone de moindre ténacité dans les joints soudés multipasses.
Le soudage multipasse conduit à une diminution de la résistance mécanique dans les zones à gros grains (C) et à la formation de zones fragilisantes. Les carbures ont tendance à se transformer en austénite puis en M-A [HRIV95]. Ces zones se trouvent aux creux des bourrelets qui se forment entre 2 passes (Figure I-31).

Certains, par contre, ne trouvent pas de M-A à l'amorçage des fissures dans des aciers bas carbone [OHYA96] et mettent en doute la corrélation entre la température de transition ductile-fragile et la fraction volumique de M-A.

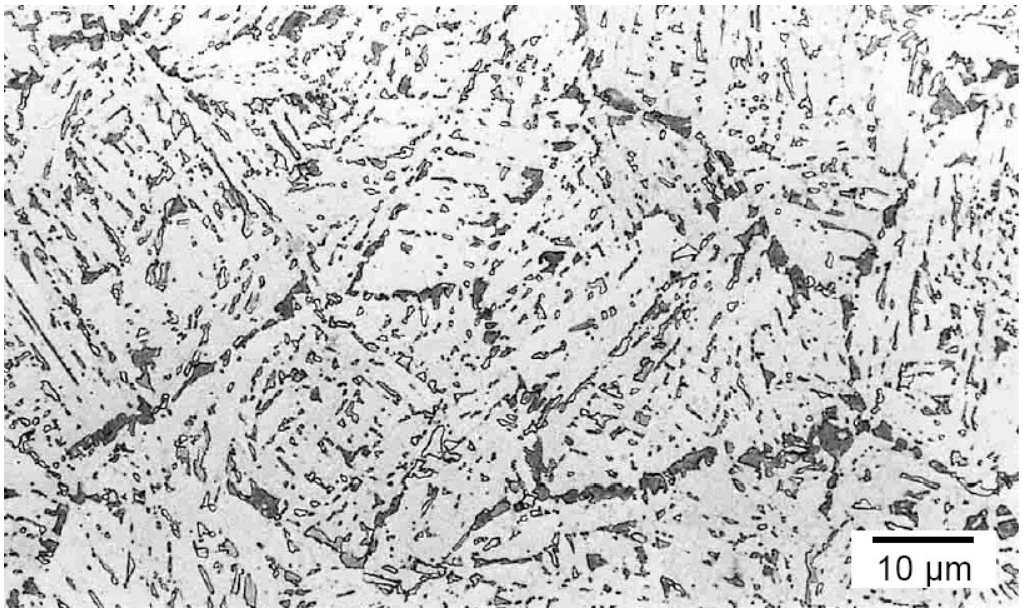


Figure I-30 : Localisation des composés M-A aux anciens joints de grains austénitiques et dans les interlattes. Acier HSLA, C = 0,07 %, Mn = 1,5 %, Ni = 0,5 %. Cycle thermique : 1250 + 745°C, Dt 700 -300 = 100 s, [KAPL01]

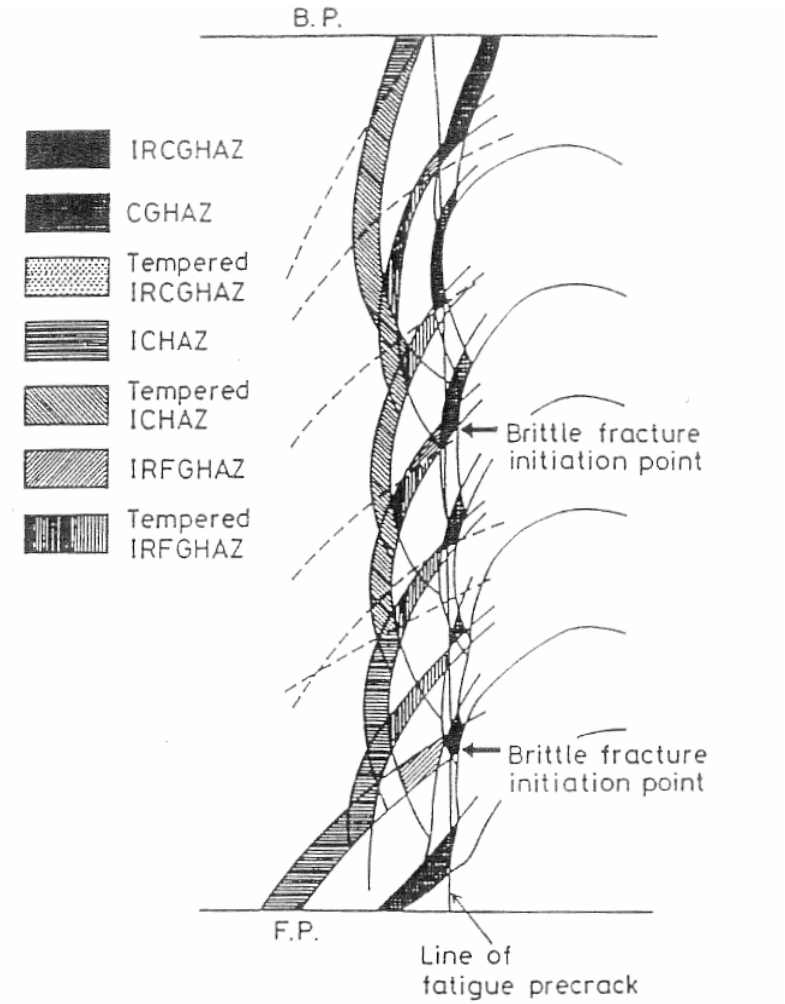


Figure I-31 : Localisation des amorçages de rupture fragile aux creux des bourrelets des passes [SHIG90]

I.2.4.2. L'amorçage de la rupture fragile sur les inclusions

Les examens microscopiques des faciès de rupture consistent à remonter à l'amorçage de la rupture. Il est très fréquent d'y trouver une particule de TiN (Figure I-32). Comme on peut le trouver dans de nombreux articles sur l'effet du titane dans les aciers pour gazoducs, les particules de TiN sont susceptibles d'amorcer la rupture par clivage [ECHE03] [ECHE04] [FAIR00].

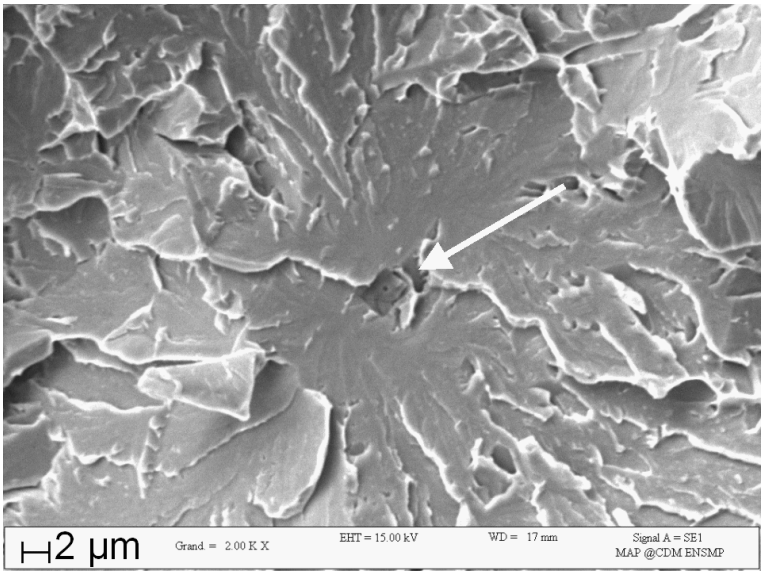


Figure I-32 : L'un des TiN responsables de l'amorçage de la rupture fragile d'une éprouvette de flexion 3 points entaillée en ligne de fusion testée à -80 °C

L'amorçage de la rupture par clivage est due à la combinaison d'un excès de contrainte induit par les transformations (le volume augmente lors de la formation de M-A ou d'inclusions) entre 2 particules proches et les effets de concentration de contraintes résultant de la décohésion des particules [DAVI96].

Les inclusions de TiN ont aussi des avantages, comme celui d'augmenter la résilience de la ZAT, car ils participent au raffinement des grains [HAMA95] (Tableau I-18), en épinglant les joints de grains et limitant la croissance des grains d'austénite primaire [PENG01] [RAK97]. Ils servent également de germes pour la transformation à l'état solide.

Le cycle thermique imposé au métal lors du soudage conduit à la dissolution partielle des précipités accompagnée d'un grossissement des précipités [SUZU87]. Mais la résistance à la rupture est d'autant meilleure que les inclusions de TiN sont petites, et que les grains d'austénite primaire sont fins [ZHAN99].

On s'attend donc à ce que la zone la plus critique vis-à-vis de la rupture soit la partie de la ZAT du joint soudé comportant les plus gros grains d'austénite primaire.

Facteurs fragilisant	Amélioration	
	Au sens métallurgique	**Méthode réelle**
-Grossissement des grains d'austénite primaire -Microstructure issue de la transformation du grain d'austénite	-Raffinement de la taille de grains (1) empêcher la croissance des grains (2) germination de la ferrite et de la bainite à l'intérieur du grain d'austénite	-Dispersion de fines particules de Ca (O,S), REM (O,S), TiO TiN TiO, TiN -Précipitation complexe de BN, $Fe_{23}(C,B)_6$
-Formation de composés M-A	-Diminuer les constituants M-A -Décomposer les constituants M-A à basse température	-Baisse de CE par TMCP -Bon choix des éléments d'alliage -Diminuer la ségrégation : faible C -Diminuer la structure en bande par TMCP -Diminuer P et Nb
-Beaucoup de précipités de Nb et V		-Contrôle de la quantité de Nb et V
-Existence d'éléments d'impureté	-Diminution de N en solution	-Diminution de P, S et N

Tableau I-18 : Résumé des facteurs fragilisant et méthode d'amélioration de la résilience de la ZAT [SHIG90]

L'acier X100 est un acier à haut grade avec une limite d'élasticité de l'ordre de 690 MPa. Ses propriétés lui viennent de sa microstructure principalement bainitique et de son schéma de laminage avec un refroidissement accéléré en fin de réduction d'épaisseur de tôle.

La méthode UOE de transformation de la plaque en tube pré-écrouit l'acier et lui laisse une faible marge de capacité d'écrouissage.

Le soudage multipasse de cet acier engendre l'apparition de zones fragilisantes dans la zone affectée thermiquement. Il s'agit d'inclusions de TiN dispersées dans les gros grains bainitiques avec des colliers de composés M-A aux joints de grains.

L'étude va permettre dans un premier temps d'enrichir la base de données issue du WERC et de BP sur les tubes du projet Demopipe et, dans un second temps, de prévoir la rupture des assemblages par calcul numérique et d'aider à la mise au point des soudures de raboutage résistantes.

Chapitre II - Matériaux de la soudure et choix d'un assemblage

II.1. LES SIX ASSEMBLAGES ET LEUR SOUDAGE 54

II.2. LE METAL DE BASE : UN ACIER X100 POUR PIPELINES 56

II.2.1. LA MICROSTRUCTURE DE L'ACIER X100 ETUDIE 56
II.2.2. LES MESURES DE LA COMPOSITION CHIMIQUE 58
II.2.3. LES MESURES D'AUSTENITE RESIDUELLE 60
II.2.3.1. La mesure de l'austénite résiduelle par diffraction des rayons X 60
II.2.3.2. La mesure de l'austénite résiduelle par dosage magnétique 61
II.2.4. CARTOGRAPHIE EBSD DU METAL DE BASE 61

II.3. LA ZONE AFFECTEE THERMIQUEMENT 63

II.3.1. LA ZAT DE LA SOUDURE LONGITUDINALE W(L) – 2B50 63
II.3.2. LA ZAT DE LA SOUDURE EN T – TUBE 2B50 66
II.3.3. LA ZAT DE LA SOUDURE DE RABOUTAGE 68
II.3.3.1. La reconnaissance des différentes passes 68
II.3.3.2. La représentation simplifiée du joint réel 69
II.3.4. LES COMPOSES M-A MARTENSITE-AUSTENITE 72
II.3.5. LES INCLUSIONS 73

II.4. LE METAL FONDU 74

II.4.1. LA MICROSTRUCTURE DU METAL FONDU 74
II.4.2. LES MESURES DE LA COMPOSITION CHIMIQUE 74

II.5. LE CHOIX DU TUBE 77

II.5.1. LES SPECIFICATIONS SUR LES SOUDURES 77
II.5.2. LES MESURES DE DURETE 78
II.5.3. LE COMPORTEMENT MECANIQUE ET L'ECROUISSAGE DES ASSEMBLAGES 79

Dans l'optique de mieux connaître le comportement à rupture de l'acier X100, nous faisons l'étude de 6 assemblages. Les six tubes sont caractérisés au niveau métallographie, composition chimique et propriétés mécaniques. Cette étude minutieuse permet de sélectionner l'assemblage le plus représentatif du savoir-faire des soudeurs et le plus respectueux du cahier des charges des clients.

L'étude porte principalement sur la soudure de raboutage des tubes (Figure II-1), car elle est réalisée sur le chantier dans des conditions souvent extrêmes et délicates. De plus la soudure de raboutage des aciers à hauts grades a un comportement fragile à basses températures.

La soudure longitudinale réalisée lors du formage du tube en usine est considérée comme moins critique vis-à-vis de la rupture fragile. La soudure en T, croisement de la soudure de raboutage et la soudure longitudinale, concerne un petit volume et est difficile à étudier. Ces deux soudures seront tout de même observées au microscope et évaluées en dureté.

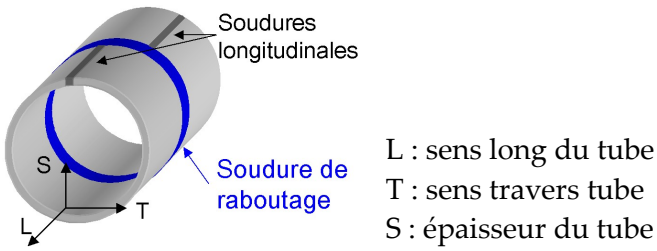


Figure II-1: Soudures du gazoduc et notations

II.1. Les six assemblages et leur soudage

Six configurations de tubes en acier X100 de diamètre extérieur 914 mm (36 pouces) soudés par SERIMAX sont étudiées (Tableau II-2) :

- 2 épaisseurs : 20.6 mm et 12.7 mm
- 3 types de soudage : monotorche, bitorche avec 50 mm et 100 mm entre les torches
- 1 fil d'apport pour les passes de remplissage : Elgamatic 135

Notation soudure	Diamètre x épaisseur	Côté de prélèvement	Procédé de soudage MAG
2Mono	914 x 20,6 mm	bâbord	Monotorche
2B50		bâbord	Bitorche 50 mm
2B100		tribord	Bitorche 100 mm
1Mono	914 x 12,7 mm	bâbord	Monotorche
1B50		bâbord	Bitorche 50 mm
1B100		tribord	Bitorche 100 mm

Par exemple, 2B50 est une notation pour 2 = 20.6 mm, B = bitorche et 50 = 50 mm entre torches.
2B50 est aussi utilisé pour préciser dans quel tube soudé le métal de base étudié a été prélevé.

Tableau II-1 : Six tubes soudés Elgamatic 135 (dimension, côté de prélèvement, placement torches)

L'entreprise SERIMAX utilise un procédé de soudage MAG (Metal Active Gas) de basse énergie ~ 0,3 kJ/mm. Ce procédé fut d'ailleurs le premier procédé GMAW automatique pour

la construction des pipelines permettant un déplacement de deux torches à grande vitesse (Figure II-2). Il est d'ailleurs possible de faire 250 à 300 soudures par jour sur des tubes de 36 pouces de diamètre et d'épaisseur de 12,7 mm.

Le métal d'apport se présente sous forme de fil fusible dévidé par une ou deux torches espacées de 50 mm ou de 100 mm. Le bain de fusion est protégé par un mélange de gaz Ar/CO_2. Les torches (origine et suiveuse) sont fixées sur un chariot qui suit les rails encerclant le tube.

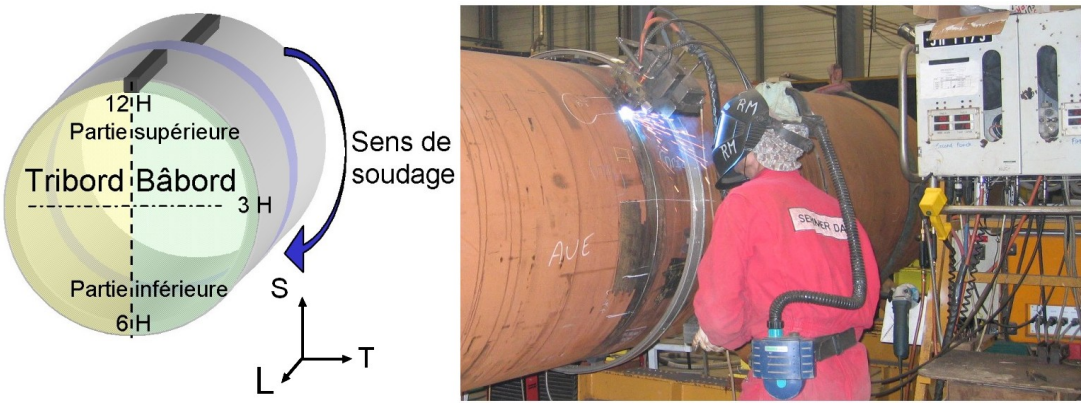


Figure II-2 : Procédé de soudage automatique MAG bitorche (Saturnax®), photo : D. Rollot, SERIMAX

La Figure II-3 rassemble les macrographies dans le plan (LS) des soudures de raboutage en fonction de l'épaisseur du tube (20.6 mm = 2 ou 12.7 mm = 1) et l'espacement entre les torches. On observe que la ZAT la plus large est celle formée par les procédés bitorche.

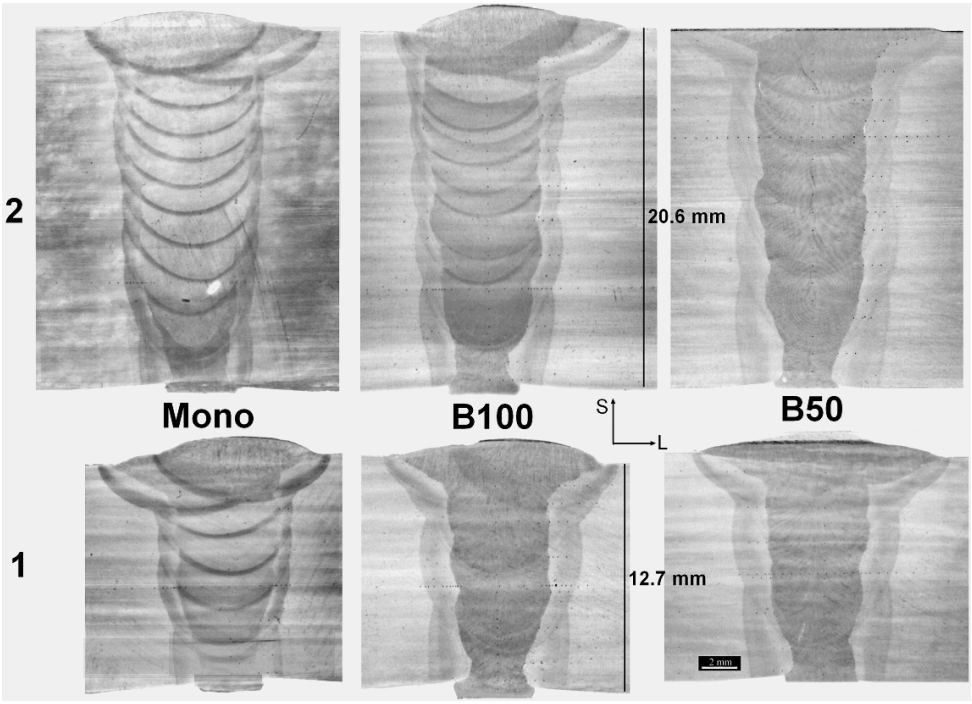


Figure II-3 : Allure des 6 soudures de raboutage coupe LS et notations en gras

En général, la soudure hétérogène est composée de 3 zones principales (Figure II-4) :

- le métal de base (B) : l'acier X100 du pipeline ;
- le métal fondu (W) : dilution du métal d'apport et du métal de base fondu dans le chanfrein ;
- la zone affectée thermiquement (ZAT) : métal de base affecté par la chaleur lors du soudage.

La zone affectée thermiquement et le métal fondu sont séparés par la ligne de fusion FL.

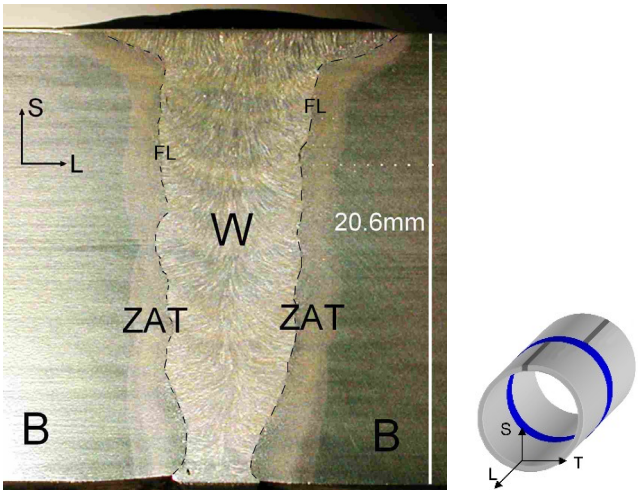


Figure II-4 : Coupe macroscopique de la soudure de raboutage (2B50)

Dans la suite du chapitre, sont étudiés successivement le métal de base, la ZAT et le métal fondu.

II.2. Le métal de base : un acier X100 pour pipelines

II.2.1. La microstructure de l'acier X100 étudié

Le métal de base (B) est constitué d'une alternance de bandes bainitiques (aiguilles grises) et ferritiques (grains blancs plus ou moins allongés). La largeur des bandes est d'environ 10 µm. (Figure II-5)

Les grains d'austénite au moment de la transformation de phase sont :

- soit *non recristallisés* (50 %) (longueur d'environ 100 µm pour une épaisseur inférieure à 10 µm) : les grains d'austénite sont écrouis et riches en dislocations. Les bandes de déformation de l'austénite sont des sites efficaces de germination de la ferrite. Les grains d'austénite se transforment en ferrite à haute température. Il se forme donc beaucoup de *petits grains de ferrite*.
- soit *recristallisés* (50 %), la transformation plus tardive donne de la *bainite supérieure*.

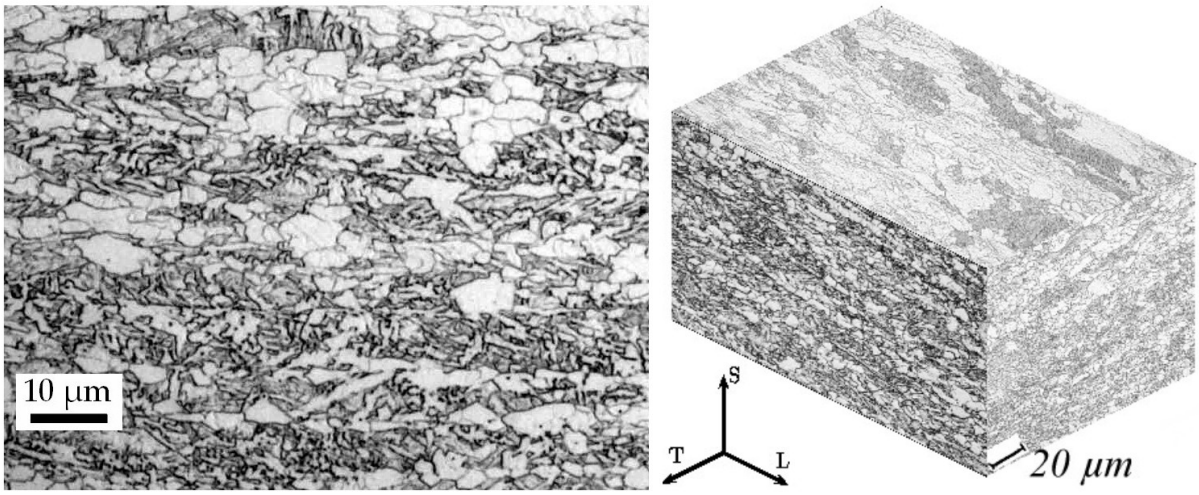


Figure II-5 : Attaque Nital du plan LS du métal de base B, (2B50) et anisotropie du métal de base, (TMCP)

En regardant à plus fort grossissement, on s'aperçoit que les paquets bainitiques possèdent une microstructure assez fine (Figure II-6). On peut apprécier le creusement entre les aiguilles bainitiques par l'attaque au réactif de Villela, et les surfaces des grains de ferrite (haut Figure II-6) attaqués selon des plans cristallographiques proches, laissant supposer la présence de joints de faible désorientation entre ces grains de ferrite. On soupçonne la présence d'austénite résiduelle entre les lattes parallèles de la bainite (en blanc).

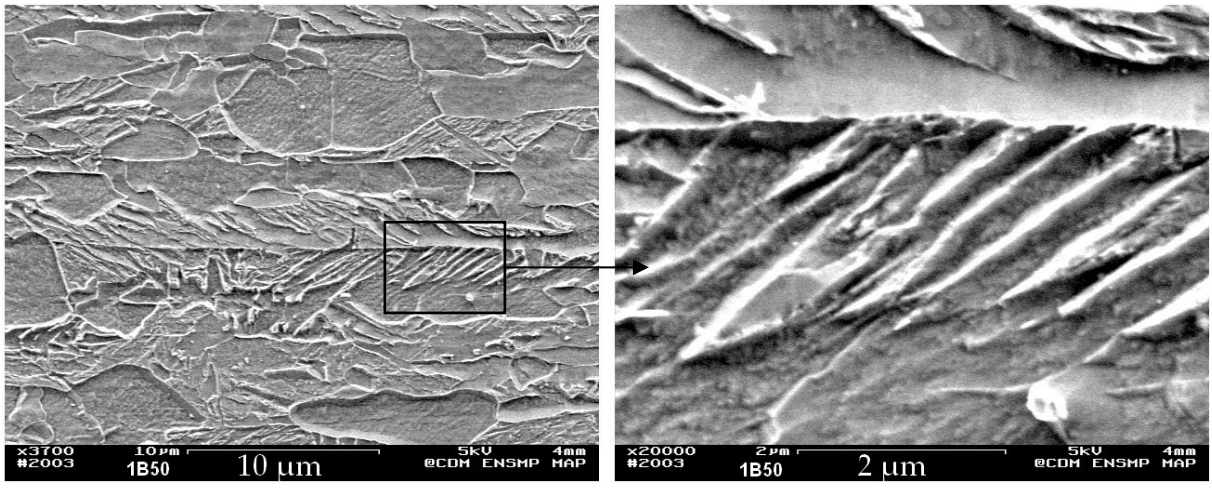


Figure II-6 : Attaque au réactif de Villela, alternance de bandes de 10 µm de large (1B50 - FEG)

De manière générale, la dureté du métal de base est identique à proximité des surfaces interne et externe, mais la microstructure varie dans l'épaisseur et on observe une diminution de dureté au centre de l'épaisseur de la tôle (Figure II-7 et Figure II-8).

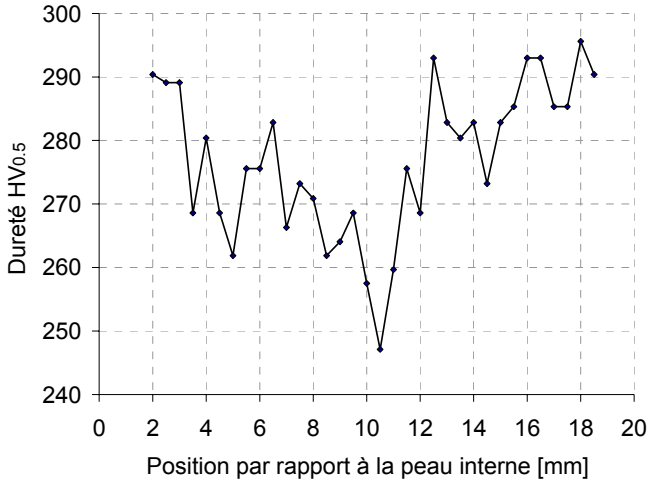


Figure II-7 : Dureté dans l'épaisseur du métal de base B (2B50) – 1 mesure par point

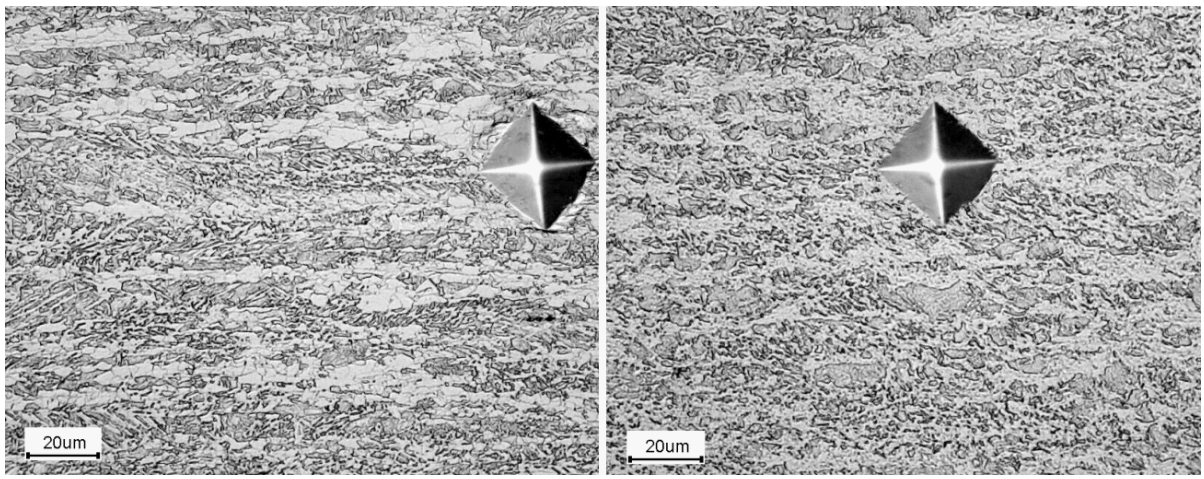


Figure II-8 : Métal de base B à 3 mm et 12 mm de la peau interne du tube (2B100).

II.2.2. Les mesures de la composition chimique

Cet acier microallié moderne contient près de 2% massique de manganèse, du silicium, du molybdène et du nickel. Le niobium et le titane assurent le contrôle de la microstructure de l'acier lors des traitements thermomécaniques de la tôle, par effet d'épinglage des joints de grains austénitiques. La quantité de cuivre très faible, est due à la présence de cet élément dans les ferrailles utilisées pour fabriquer l'acier. Cet acier a une faible teneur en soufre et en phosphore, grâce au procédé vu dans le chapitre précédent. Sa faible teneur en carbone et en éléments d'alliage lui confère une bonne soudabilité. La composition chimique de l'acier X100 étudié est reportée dans le Tableau II-2.

% massique	C	Mn	Si	Mo	Ni	Nb	Ti	Cu	Cr	P	S	V	CE_{IIW}	Pcm
Métal de base B	0.060	1.970	0.310	0.310	0.250	0.047	0.018	0.025	0.020	0.010	0.001	0	0,47	0,19

Tableau II-2 : Composition massique de l'X100 étudié et carbones équivalents

Des profils de concentration sont obtenus à la microsonde électronique de Castaing, en spectrométrie de sélection de longueur d'onde. Le temps de comptage est d'environ 1

seconde, on travaille à une intensité de 100 nA, une tension de 20 kV et la distance entre pointés est de quelques micromètres à mi-épaisseur. Tous les détails sont en annexe B.2.
Un exemple sur le tube épais soudé en bitorche 50 mm (2B50) est reporté à la Figure II-9. Lorsqu'on superpose la microstructure du métal de base au profil de concentration, on remarque que la concentration en manganèse est légèrement plus faible (~0.2 point) dans les zones ferritiques. Le manganèse, élément trempant qui favorise l'apparition de bainite, n'est donc pas réparti de façon homogène dans l'épaisseur. Les ségrégations et les différences de recristallisation donnent lieu à un matériau biphasé.

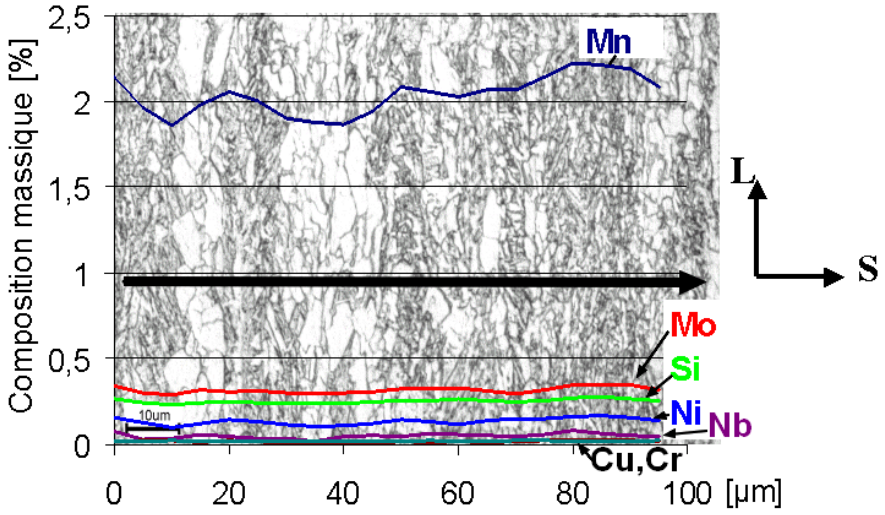


Figure II-9 : Profil de concentration à mi-épaisseur (S) du métal de base dans le plan LS

La Figure II-10 montre que les 6 tubes ont sensiblement la même composition. La dispersion moyenne est due à la faible distance balayée de 100 µm.

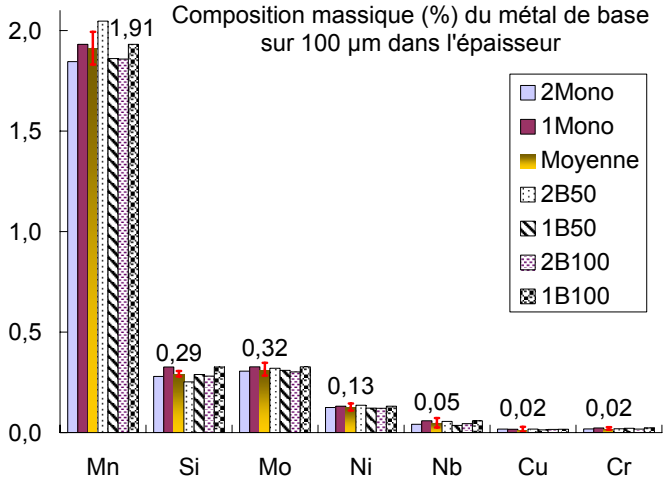


Figure II-10 : Détails des mesures à mi-épaisseur pour l'ensemble des tubes, moyenne et écart-type moyen

Les compositions massiques données par le fournisseur de tubes et mesurées à la microsonde de Castaing sont rassemblées dans le Tableau II-3. Mis à part une sous-estimation du nickel, les autres valeurs données/mesurées sont proches.

Tube / **Constituants**	**C**	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Al**	**Cu**	**Cr**	**Ni**	**Mo**	**V**	**Nb**	**Ti**	**N**
20.6 mm **(10^{-3} %)**	55	314	1970	9	1	30	25	20	250	310	0	47	19	53
12.7 mm **(10^{-3} %)**	58	336	1942	12	0.8	34	23	23	240	302	0	46	19	55
Mesures réalisées sur le métal de base **(10^{-3} %)** Moyenne sur les 6 tubes	-	290	1910	-	-	-	20	20	130	320	-	50	-	-

Tableau II-3 : Compositions massiques moyennes données et mesurées pour le métal de base (- : non mesuré).

II.2.3. Les mesures d'austénite résiduelle

Les observations au microscope électronique donnent des soupçons quant à la présence d'austénite résiduelle. Des mesures par diffraction aux rayons X et par dosage magnétique sont réalisées s'en assurer et pour quantifier sa présence dans le métal de base.

II.2.3.1. La mesure de l'austénite résiduelle par diffraction des rayons X

Les échantillons analysés sont polis jusqu'au papier abrasif de granulométrie 1200. L'analyse par diffraction des rayons X est effectuée sur la surface LS du métal de base entre 40 et 130°, avec un pas de 0.032° chaque 0.6 seconde. L'anticathode de Cobalt émet trois types de rayonnements $K_{\alpha 1}$, $K_{\alpha 2}$ et K_{β} avec des longueurs d'onde de respectivement 0.17927, 0.17889 et 0.16207 nm. Un monochromateur, lame de quartz, sépare les $K_{\alpha 1}$, $K_{\alpha 2}$ et K_{β}. Un filtre en fer coupe les ondes K_{β}. Le logiciel EVA permet de récupérer le rayonnement $K_{\alpha 1}$.
L'analyse est identique pour les 2 épaisseurs de tube. Les principaux pics correspondent à de la ferrite texturée (Figure II-11). On trouve deux légers pics n'appartenant pas à la phase de la ferrite, qui seraient l'austénite (d=2.07610 Å) et la cémentite (d=1.87326 Å). On trouve donc bien de l'austénite résiduelle, mais en faible proportion, donc non quantifiable par cette méthode.

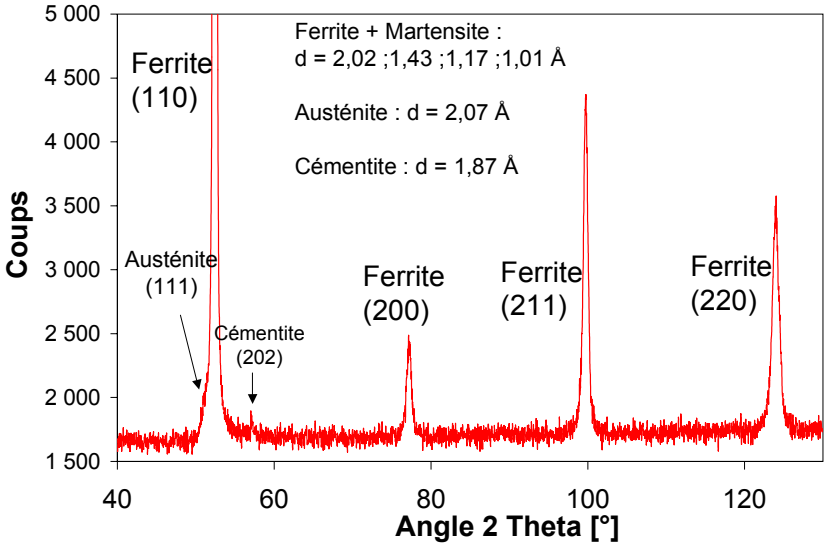


Figure II-11 : Diagramme de diffraction X dans le plan LS du 2B50

II.2.3.2. La mesure de l'austénite résiduelle par dosage magnétique

Comme on l'a vu dans le premier chapitre, il est nécessaire de connaître la proportion d'austénite résiduelle qui indirectement renseigne de la quantité de particules M-A (martensite-austénite résiduelle) susceptibles de fragiliser l'assemblage. Parmi les méthodes utilisées pour mesurer le taux d'austénite résiduelle, la mesure par dosage magnétique est la plus adéquate. Elle présente plusieurs avantages : fiabilité, rapidité de mesure, faible coût d'utilisation et bonne estimation volumique même pour de faibles taux (< 5 %). Tous les détails sont en annexe **B.3.**

Les mesures sont effectuées sur 8 échantillons de métal de base prélevés dans le tube 1B50. Deux échantillons sont revenus à 500 °C pendant 6h et trempés à l'azote liquide pour décomposer l'austénite résiduelle en agrégats de ferrite et de carbures (Figure II-12). On mesure une quantité d'austénite résiduelle de **3 ± 1** %.

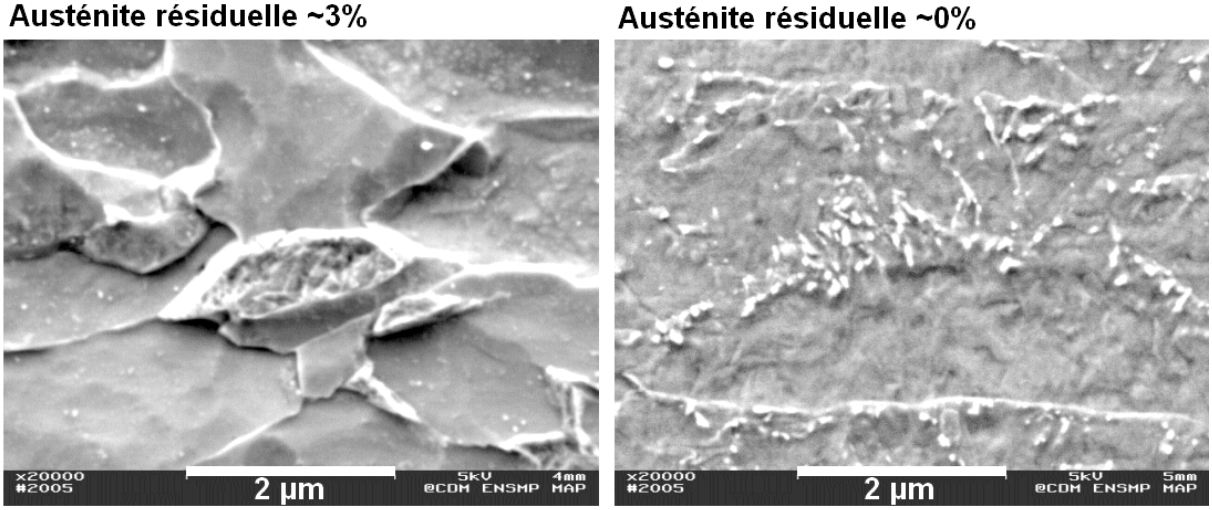


Figure II-12 Métal de base 1B50, avant revenu et après revenu

II.2.4. La cartographie EBSD du métal de base

Dans le but de mieux comprendre les propriétés du métal de base et son comportement lors qu'on le soumet à un cycle thermique, on réalise des cartographies sur des surfaces polies dans le métal de base.

La Figure II-13 rassemble à gauche une figure représentant la qualité d'indexation (I.Q.) et au centre la même figure avec l'orientation des grains. Pour la figure I.Q., aux niveaux de gris clairs correspondent une indexation sûre et aux niveaux de gris foncés correspondent une indexation difficile et peut-être fausse.

Les Figure II-14 montrent bien l'anisotropie du métal de base, les zones avec peu de joints de désorientation correspondent aux grains de ferrite et les très petits grains correspondent à de mauvaises indexations ou à des zones très écrouies.

Le métal de base est, de par sa microstructure, propice à recristalliser facilement et à former de gros grains de bainite lorsqu'il sera soumis aux cycles thermiques du soudage.

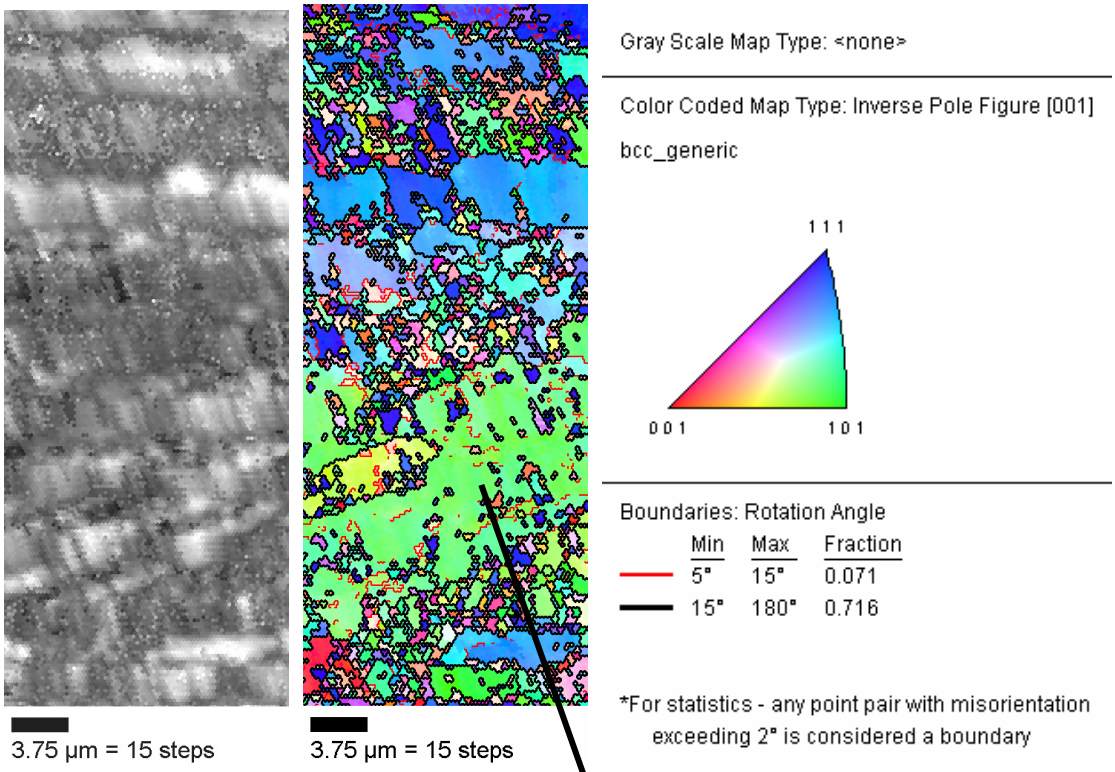


Figure II-13 : Cartographie EBSD du 1B50 : indice de qualité (29 à 100), image en figure de pôle inverse

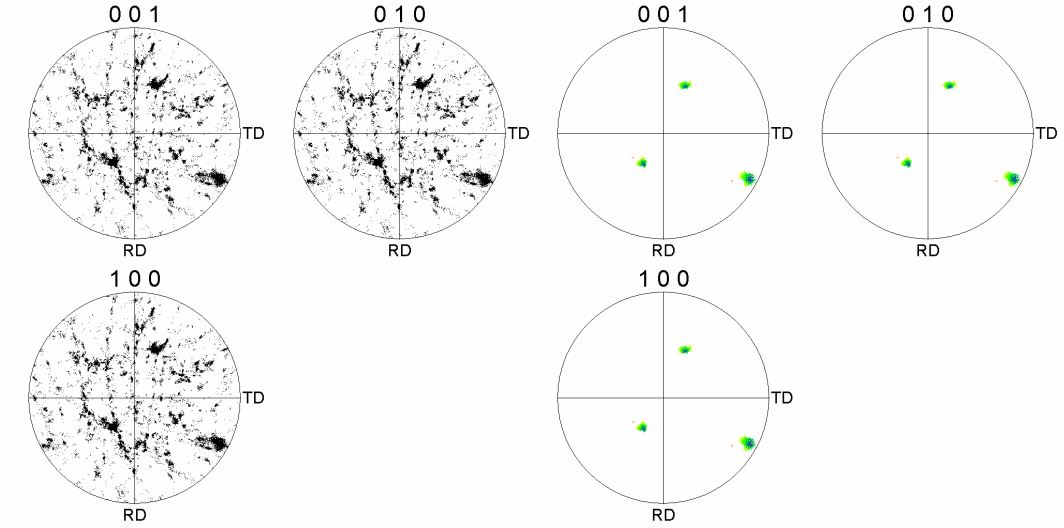


Figure II-14 : Figures de pôles (001), (010), (100), cubique centré ; ensemble et sélection d'un grain

II.3. La zone affectée thermiquement

II.3.1. La ZAT de la soudure longitudinale W(L) – 2B50

La soudure longitudinale (Figure II-1) est réalisée en deux fois, d'abord la passe interne et ensuite la passe externe. On voit sur la Figure II-15 que la passe interne a été modifiée par la passe externe.

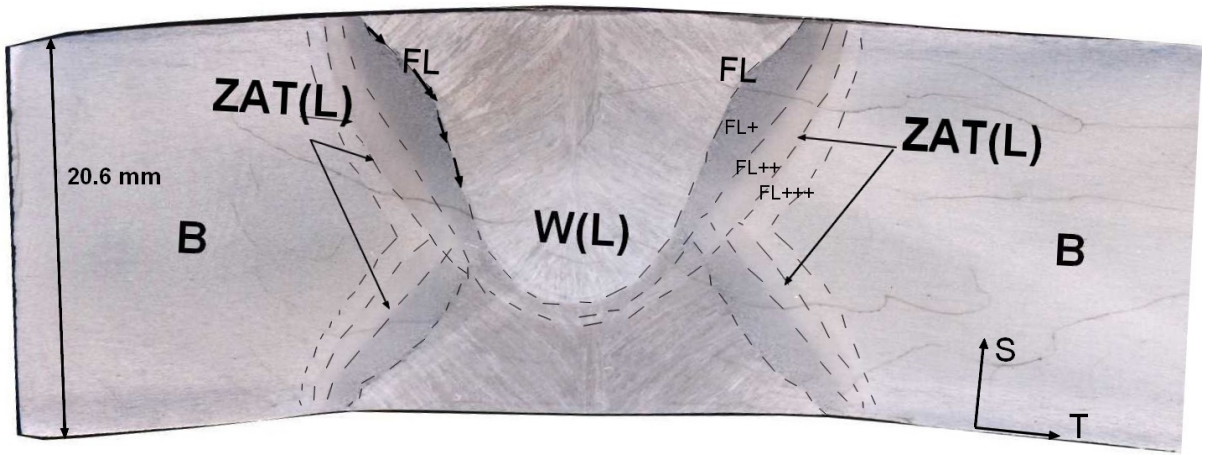


Figure II-15 : Vue macroscopique d'une coupe de la soudure longitudinale 2B50, polie et attaquée Nital

On distingue trois ZAT différentes à l'œil nu qui sont arbitrairement appelées FL+, FL++ et FL+++. Après mesure de la dureté, on remarque que la dureté de la ZAT(L) est plus basse de 10 % à celles du métal de base (B) et de la zone fondue W(L) (Figure II-16). D'autres profils plus précis se trouvent en annexe C.

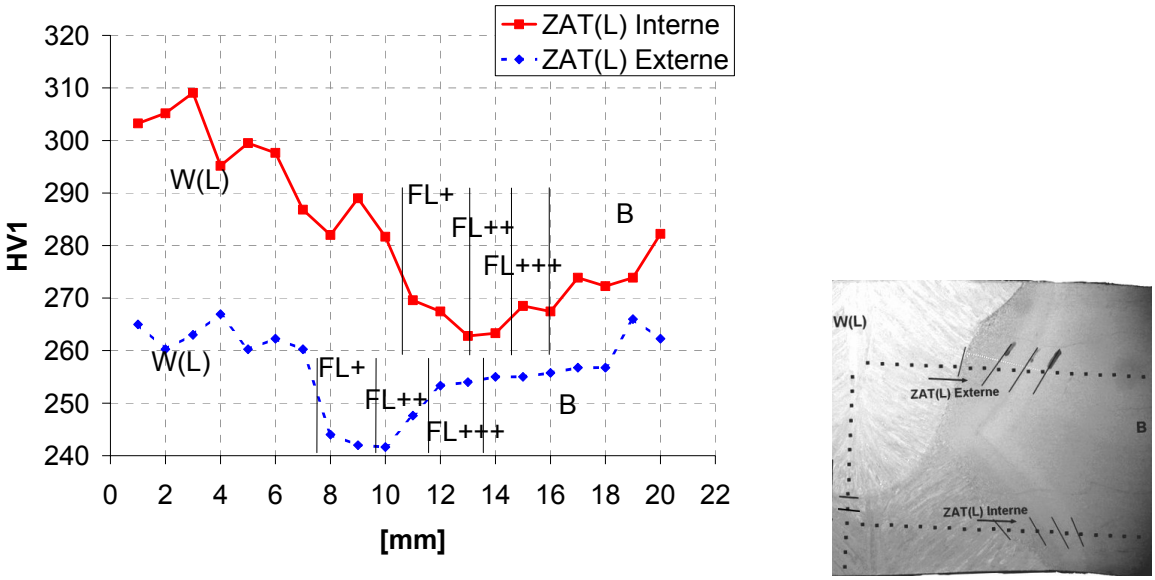


Figure II-16 : Dureté partant du centre de la soudure longitudinale W(L) en direction de la ZAT, en interne et en externe

On voit que d'après la Figure II-17, la microstructure FL++ de la passe interne a été modifiée par le cycle thermique imposé par la passe externe.

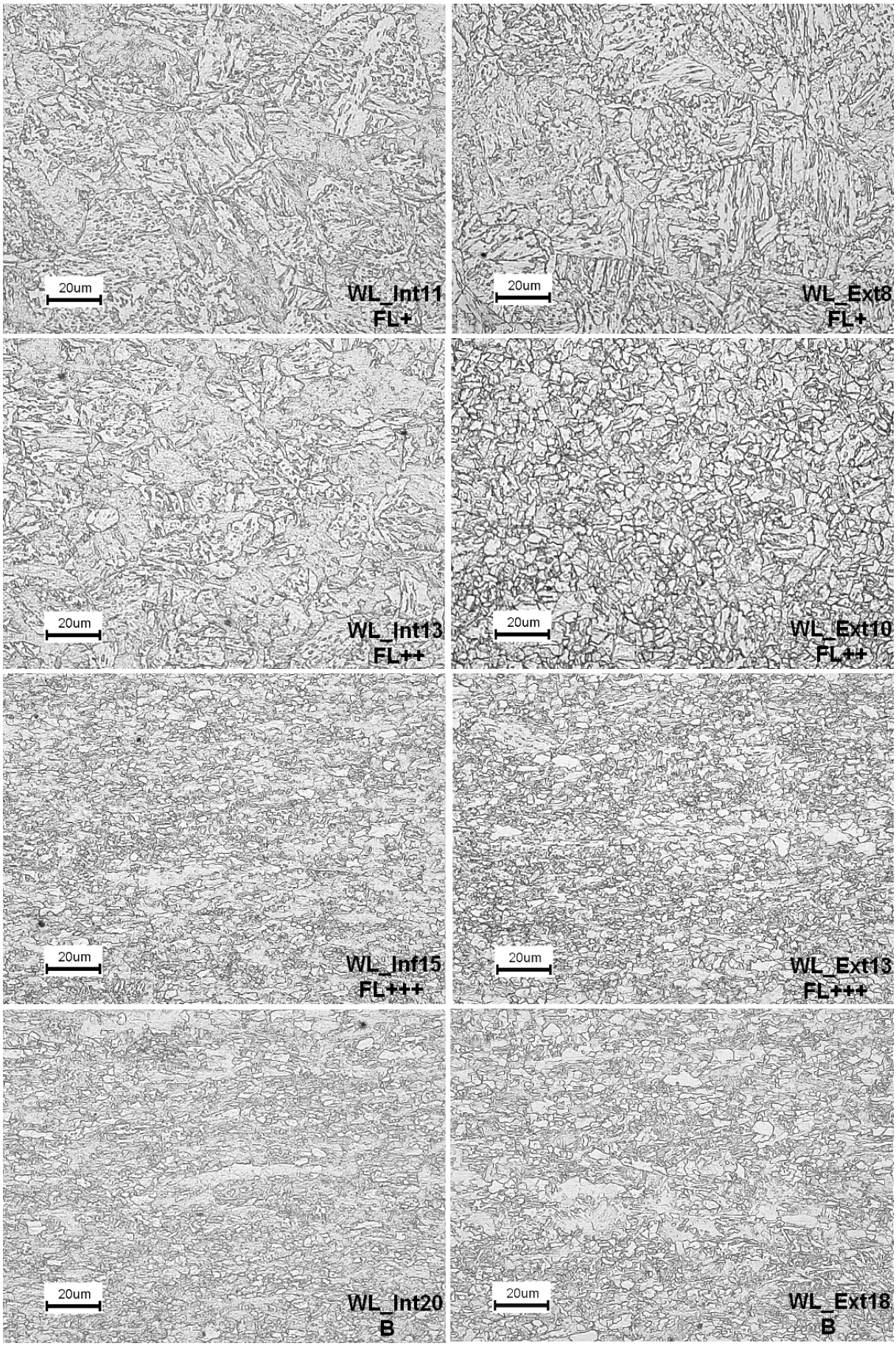


Figure II-17 : Microstructures en interne et externe à FL+, FL++, FL+++ et B de la soudure longitudinale W(L)

La Figure II-17 ne montre pas une grande différence de microstructures entre l'interne et l'externe pour les zones plus éloignées de la soudure FL+++ et B, même si la dureté est différente.
Le métal fondu de la soudure longitudinale n'est pas homogène, ce qui est le cas pour tous les soudages multipasses (Figure II-18). La passe interne possède des duretés plus élevées que celles de la passe externe, ce qui peut s'expliquer par un refroidissement plus lent lors du soudage de la passe externe (Figure II-19).

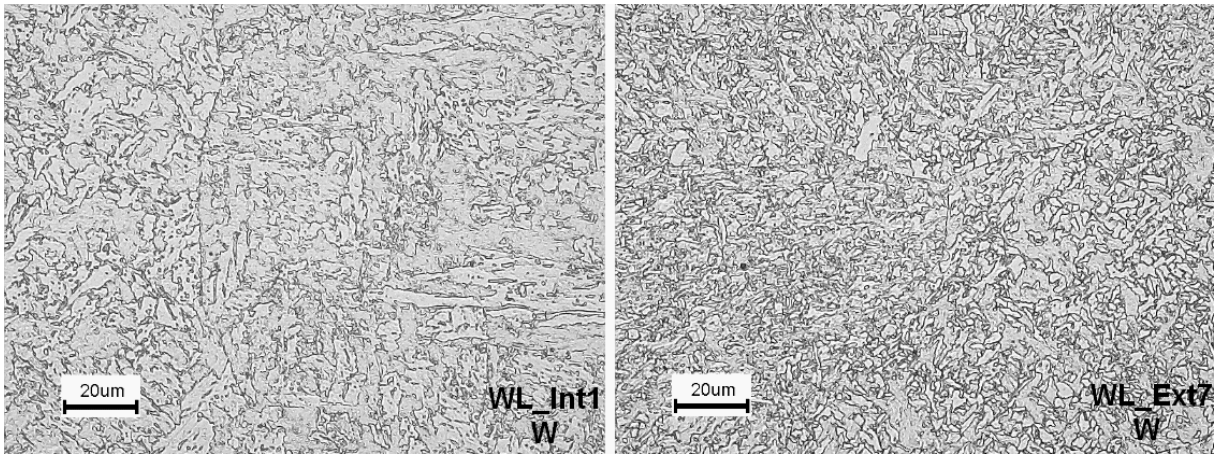


Figure II-18 : Comparaison entre les microstructures de la soudure longitudinale W(L) interne et externe

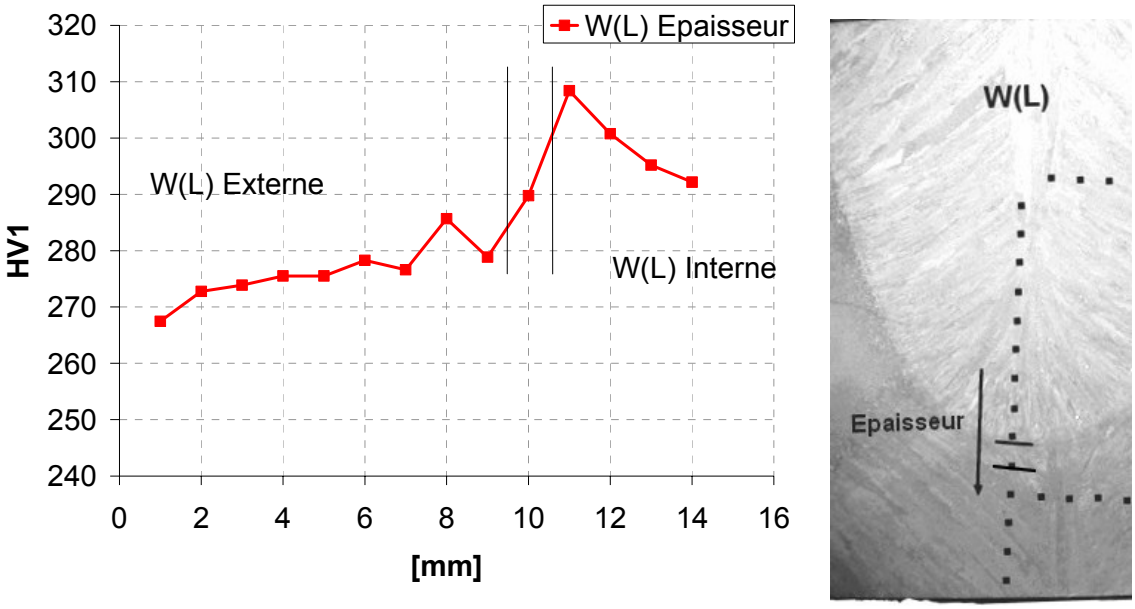


Figure II-19 : Profil de dureté de la passe externe vers la passe interne de la soudure longitudinale W(L)

II.3.2. La ZAT de la soudure en T – tube 2B50

La soudure en T est la jonction de la soudure longitudinale avec la soudure de raboutage. Le choix a été de couper la soudure longitudinale en 2 dans le plan (LS). Les détails des profils de microdureté sont également en annexe C.2. La ZAT de la soudure de raboutage, à droite sur la Figure II-20 est plus molle que la ZAT de la jonction en T, à gauche sur la Figure II-20.

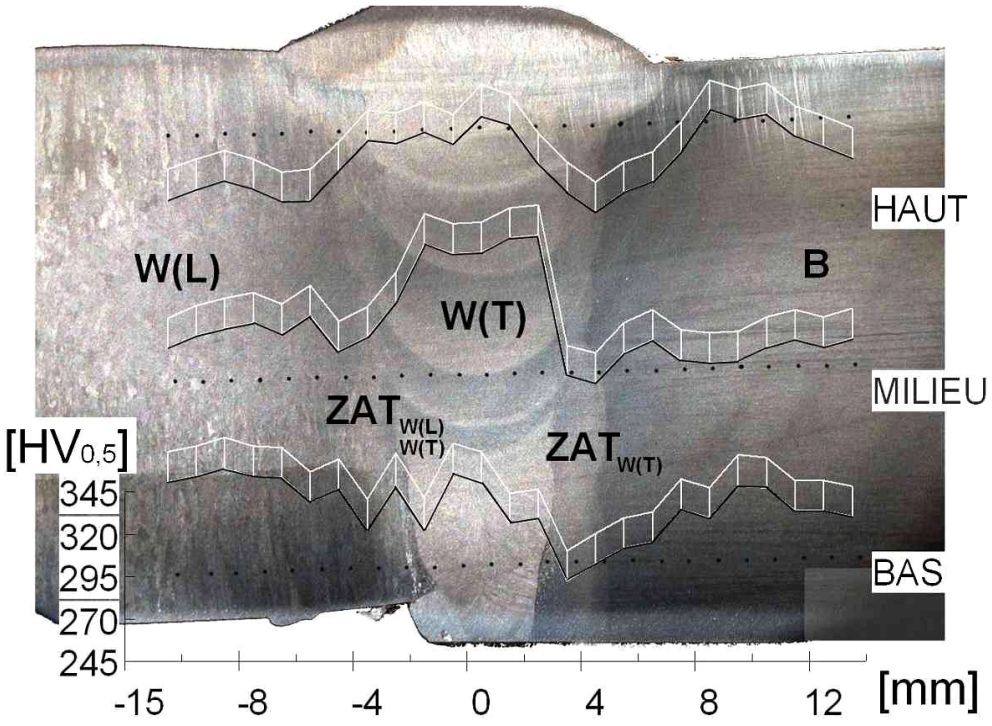


Figure II-20 : Empreintes de dureté dans la soudure en T (plan LS), macrographie + tendance 3D

La Figure II-20 dévoile le défaut de raccordement, dit high-low, qui provient de la difficulté à souder des tubes imparfaitement cylindriques bout à bout. Les micrographies contenues dans le Tableau II-4 montrent que le soudage multipasse de la soudure de raboutage affecte thermiquement la soudure longitudinale.

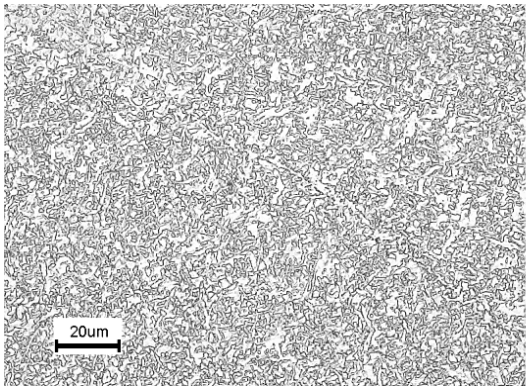
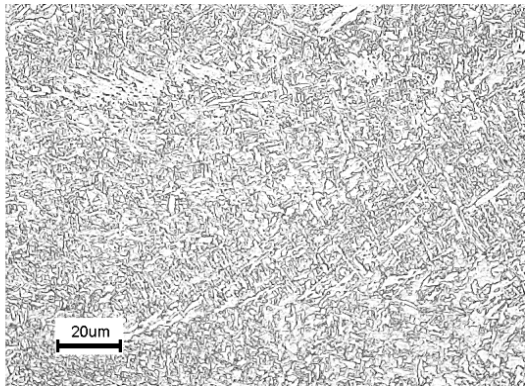
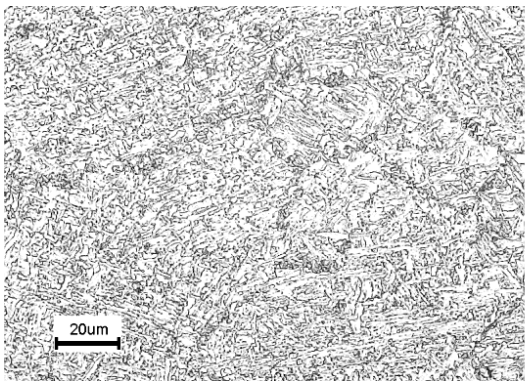
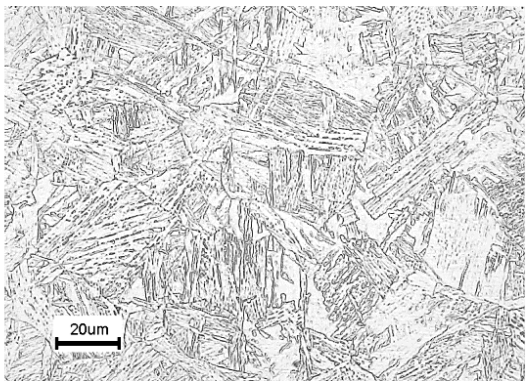
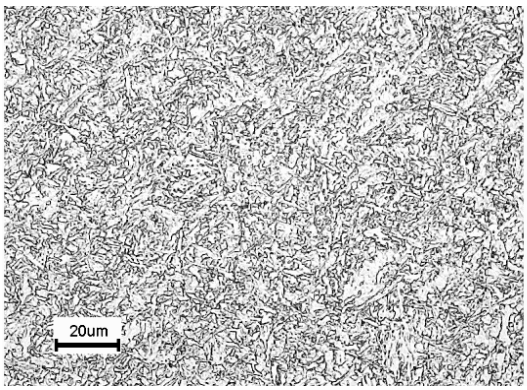
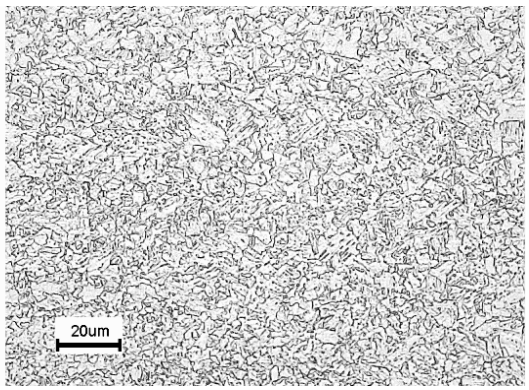
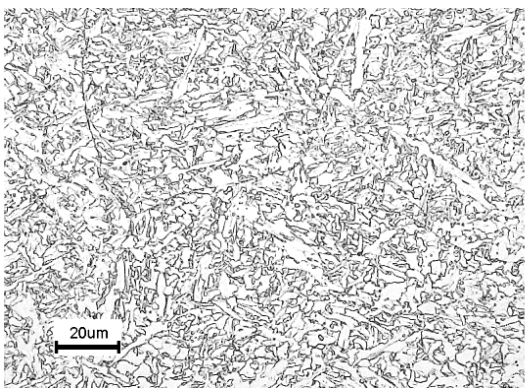
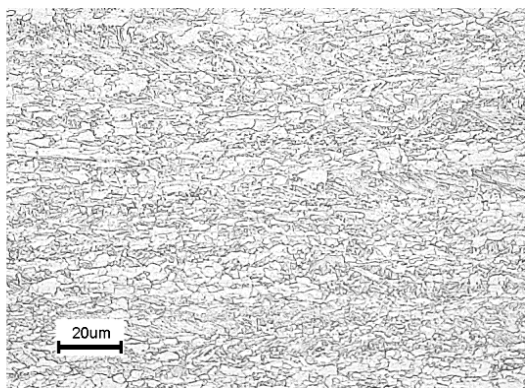
	ZAT (W(L), W(T))	ZAT (W(T))
« W »		
« C »		
« F »		
« B »		

Tableau II-4 : Microstructures de la jonction des 2 soudures : longitudinale L et raboutage T

II.3.3. La ZAT de la soudure de raboutage

II.3.3.1. La reconnaissance des différentes passes

Pour le procédé monotorche, les passes sont facilement distinguables et contrastées après attaque. Pour le procédé bitorche, la tâche n'est pas si simple. De plus, le contraste dû aux gradients de températures lors du refroidissement ne donne pas forcément les bons renseignements, car les recuits modifient l'historique des dépôts successifs.

Une démonstration des différentes étapes pour reconnaître les passes est montrée à la Figure II-21. On peut facilement reconnaître la ligne de fusion (2, en noir) qui délimite le métal fondu du reste du joint. On peut ensuite assez facilement observer la ZAT qui se distingue par bourrelets dans le métal de base suivant la courbure du métal déposé (3).

Chaque couche de métal fondu est composée de 2 parties, le métal déposé par la passe origine O_n puis par le métal déposé par la passe suiveuse S_n. Les torches proches l'une de l'autre imposent un cycle thermique à 2 pics espacés de quelques secondes (voir chapitre IV). Le recuit de la passe origine O_{n+1} sur la passe suiveuse précédente S_n modifie la microstructure observée (4). Les M-A se trouvent aux creux des bourrelets dans la ZAT près des passes suiveuses (4-6).On reconnaît ainsi sur la sixième image la ligne de fusion, le niveau de chaque passe composée du passage de 2 torches, avec les M-A dans la ZAT près de la ligne de fusion des passes suiveuses. Sur la Figure II-22, les passes suiveuses sont en gris. Les grains de la passe suiveuse S_n et de la passe origine au-dessus O_{n+1} sont orientées de la même manière et ce qui gêne la reconnaissance des différentes passes.

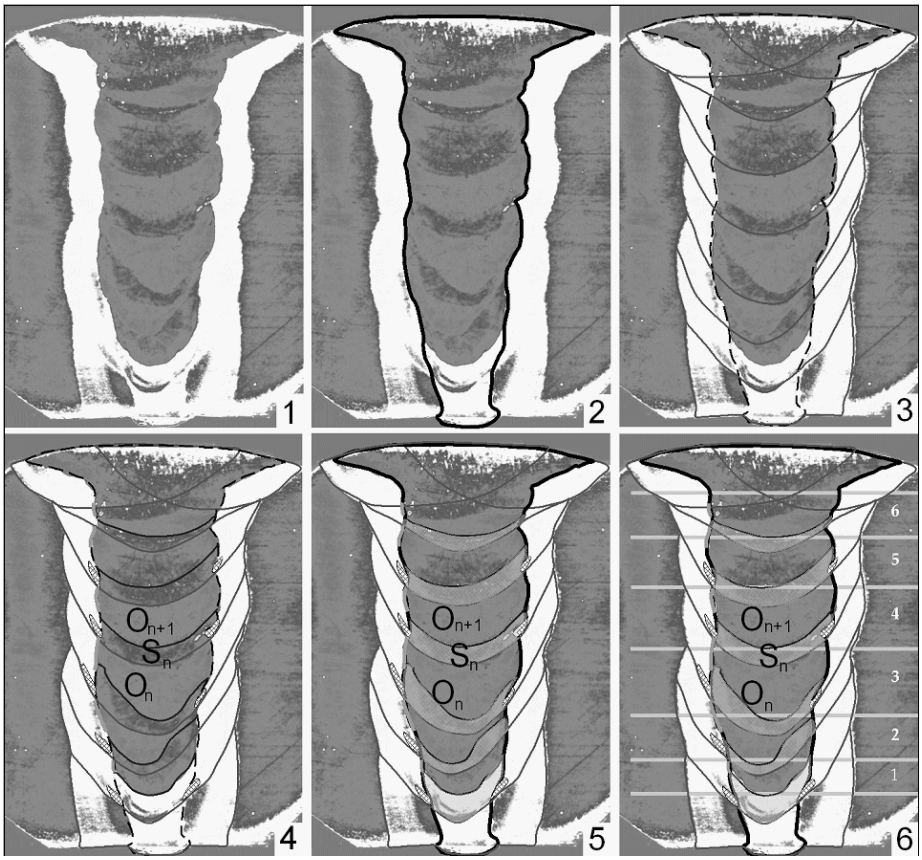


Figure II-21 : Différentes étapes de reconnaissance des différentes passes - 2B50

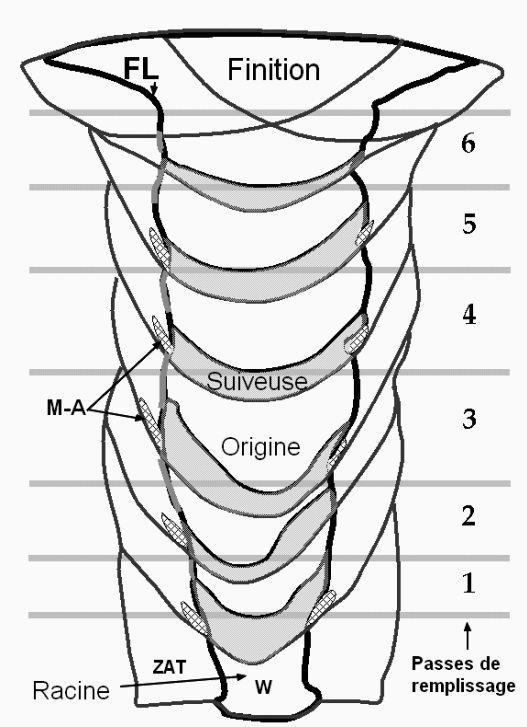


Figure II-22 : Schéma représentant les passes d'une bitorche, FL, ZAT, M-A et passes suiveuses recuites

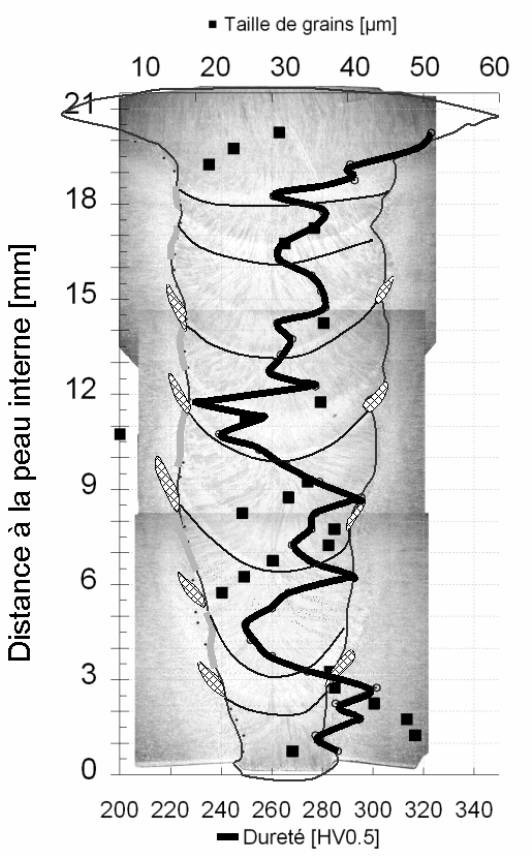


Figure II-23 : Dureté $HV_{0.5}$ et taille de grains d'austénite primaire dans la ZAT voisine de FL

La Figure II-23 rassemble les résultats des mesures de dureté et de taille de grains dans la ZAT près de la ligne de fusion. On voit que la dureté de la ZAT est moins élevée à côté de la passe origine O_n qu'à côté de la passe suiveuse S_n. Les composés M-A se trouvent d'ailleurs dans la ZAT à proximité de la passe suiveuse S_n qui subit un recuit entre Ac_1 et Ac_3 par la passe suiveuse O_{n+1}. Cette observation est conforme au schéma de SHIG90 (chapitre I), qui situe les zones fragilisantes au même niveau que les zones où on observe les composés M-A.

II.3.3.2. La représentation simplifiée du joint réel

Le soudage multipasse entremêle les différentes zones (figures de Toyoda au chapitre I, [TOYO89]) et il est très difficile de réduire l'assemblage à quelques zones principales. Des mesures de dureté (Figure II-24) et des observations au microscope (Figure II-25, Figure II-26, Figure II-27) ont permis de choisir une représentation simplifiée du joint réel, qui sera indispensable pour les calculs numériques (chapitre V).

Ce joint simplifié est composé de 4 zones : W, C, F et B. La ZAT totale est en moyenne de 2 mm et divisée en 2 zones :

- la zone à gros grains C adjacente au métal fondu s'étend sur 400 µm et possède une structure bainitique formée à partir de grains d'austénite primaire d'environ 30 µm de diamètre ;
- la zone à grains fins F s'étend sur 1,6 mm et possède une taille de grains d'austénite initiale inférieure à 10 µm de diamètre et représente la ZAT à plus faible dureté

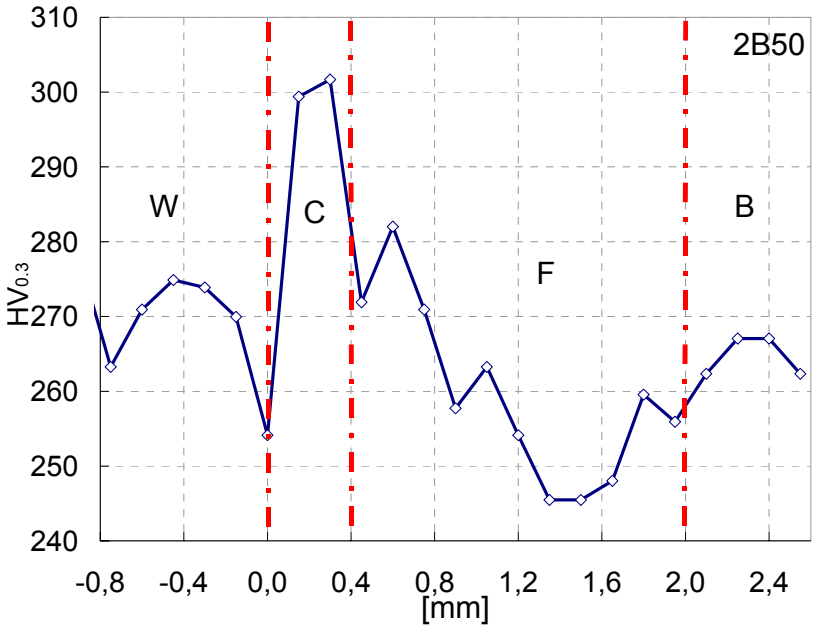


Figure II-24 : Dimensions des zones du joint, 2B50, profil à 2mm de la peau interne dans la direction L de la soudure de raboutage ; l'abscisse 0 mm correspond à la ligne de fusion

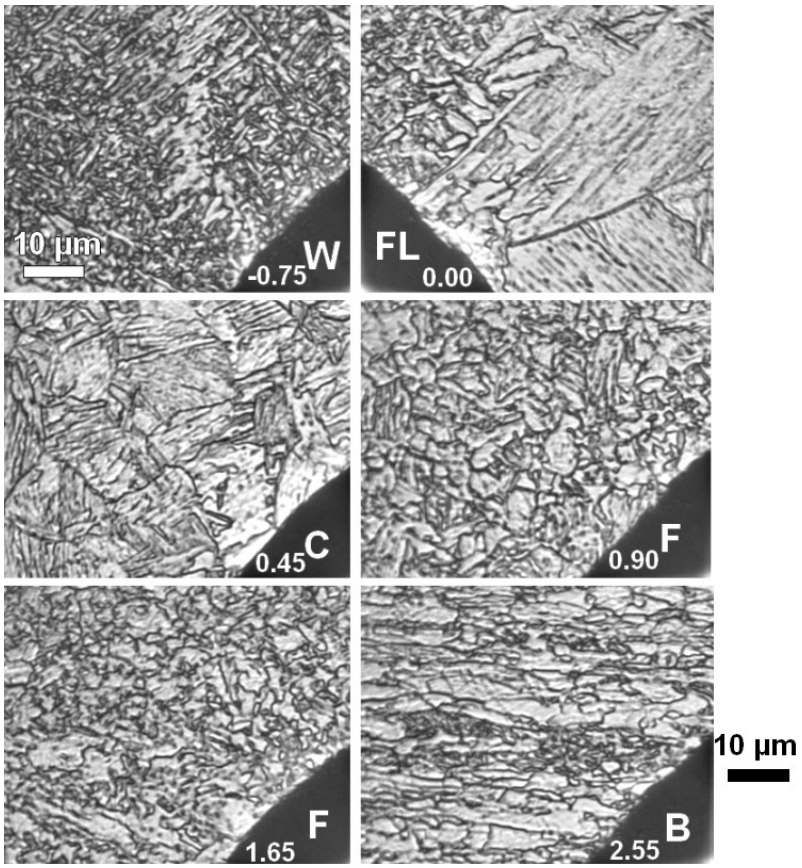


Figure II-25 : Microstructures des différentes zones de la soudure de raboutage du 2B50, avec la position en mm selon L par rapport à la ligne de fusion

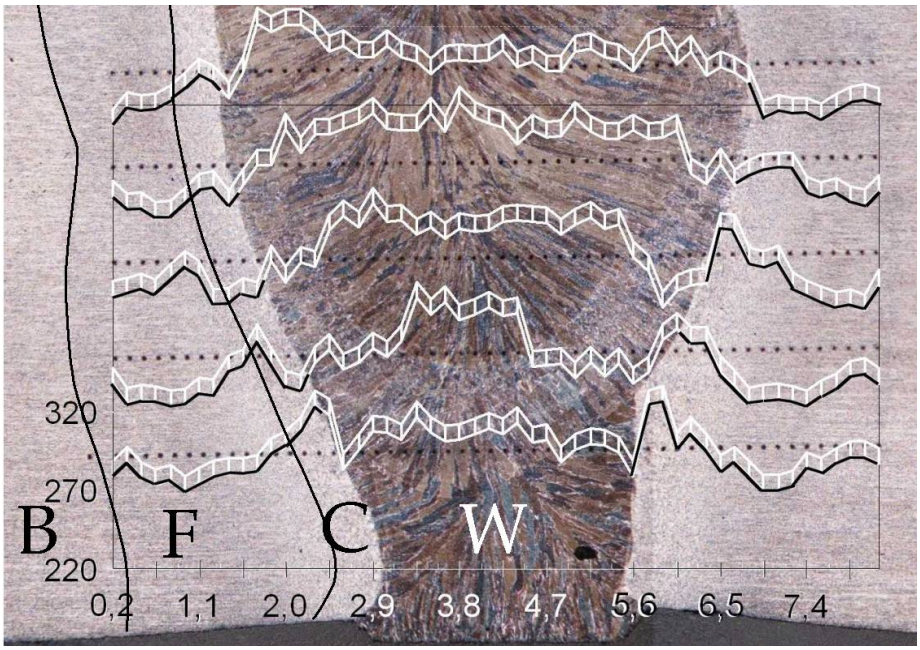


Figure II-26 : Profils de dureté $HV_{0.3}$ entre 2 et 6 mm de la peau interne (2B50), détails en annexe

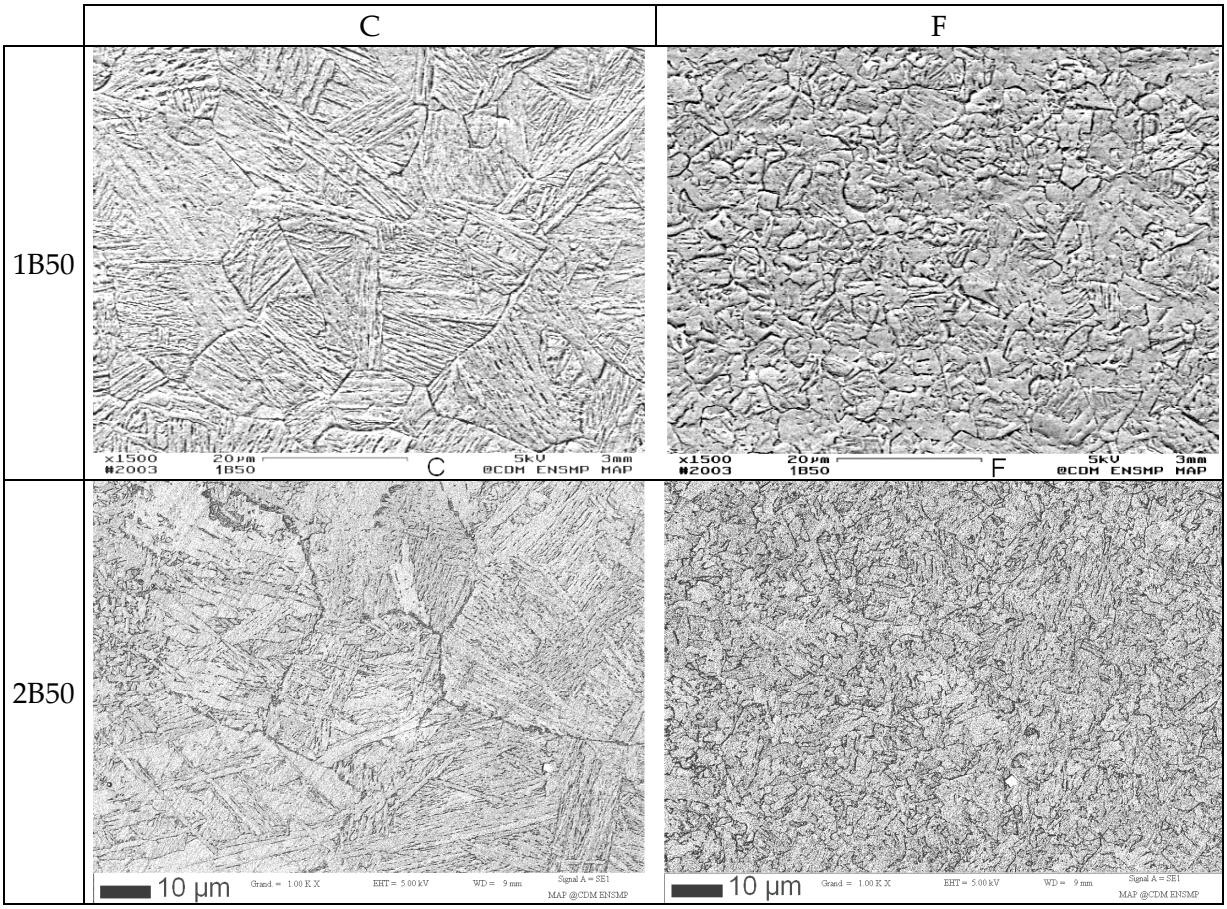


Figure II-27 : Zones C et F (1B50 et 2B50), Réactif de Villela, MEB.

II.3.4. Les composés M-A martensite-austénite

En regardant de plus près, on trouve de l'austénite résiduelle sous forme de composés martensite-austénite (M-A) dans le métal de base, ainsi que dans la zone affectée thermiquement, en particulier dans les zones fortement réchauffées par la passe suivante. Les M-A sont composés d'austénite non transformée en bainite et très riche en carbone (typiquement 1 %) et qui, en fin de refroidissement, peut soit se transformer en martensite, qui apparaîtra « rugueuse » après attaque au réactif de Villela (Figure II-28, composés triangulaires sur la Figure II-29), soit rester sous forme d'austénite (« austénite retenue ») métastable, qui ne sera pas attaquée par l'attaque au réactif de Villela et apparaîtra alors comme « lisse » (Figure II-30 et Figure II-31). Les deux types de composés ont été observés dans le métal de base et la zone à gros grains de la ZAT. Ces composés sont susceptibles de fragiliser la microstructure vis-à-vis de la rupture fragile.

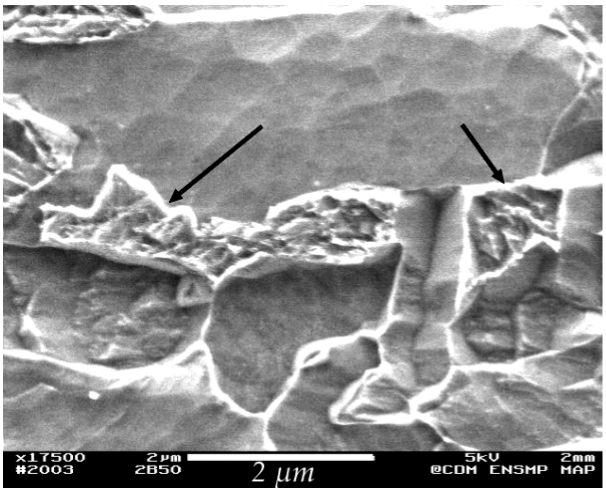


Figure II-28 : M-A entre des grains de ferrite et une aiguille de bainite dans le métal de base (2B50)

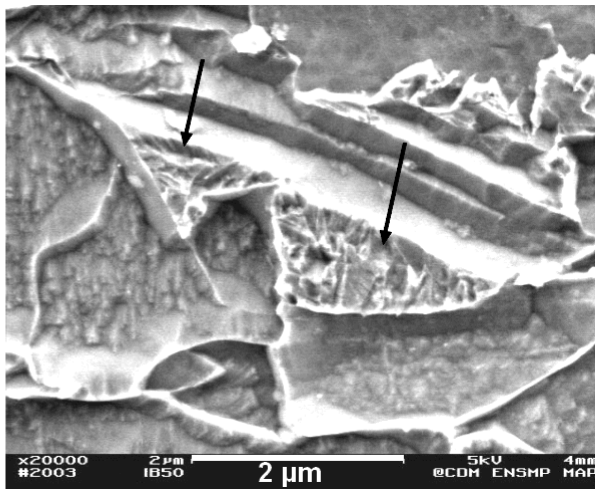


Figure II-29 : M-A entre les grains de ferrite et les aiguilles de bainite dans le métal de base (1B50)

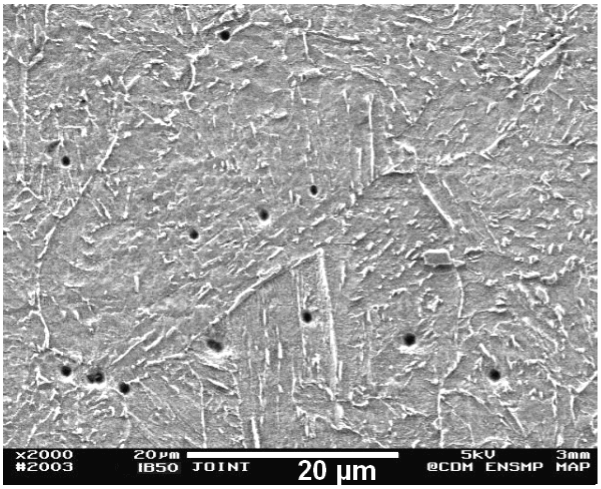


Figure II-30 : Austénite résiduelle sur les joints et sous-joints (1B50 - zone à gros grains)

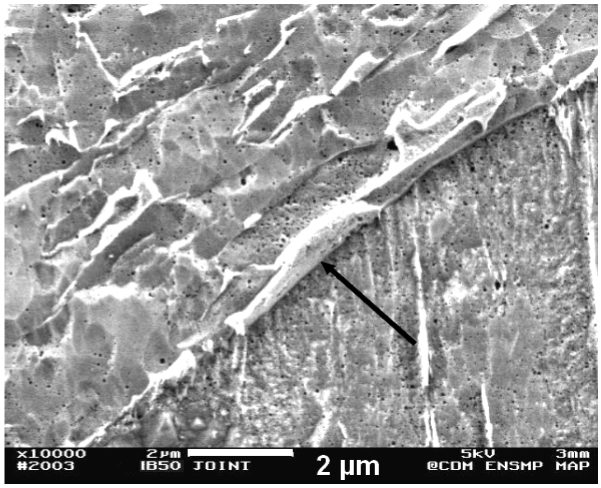


Figure II-31 : M-A au centre dans la zone à gros grains

II.3.5. Les inclusions

La microanalyse X permet d'identifier la teneur en éléments d'une inclusion présente dans le métal de base (Figure II-32).
On trouve des inclusions dans le métal de base (Figure II-33) et dans la zone affectée (Figure II-34). Les inclusions sont composées d'oxydes de titane ou de sulfures de calcium. Le calcium est utilisé pour piéger le soufre et contrôler la géométrie des inclusions et le titane est utilisé comme désoxydant et joue un rôle dans le contrôle de la microstructure.

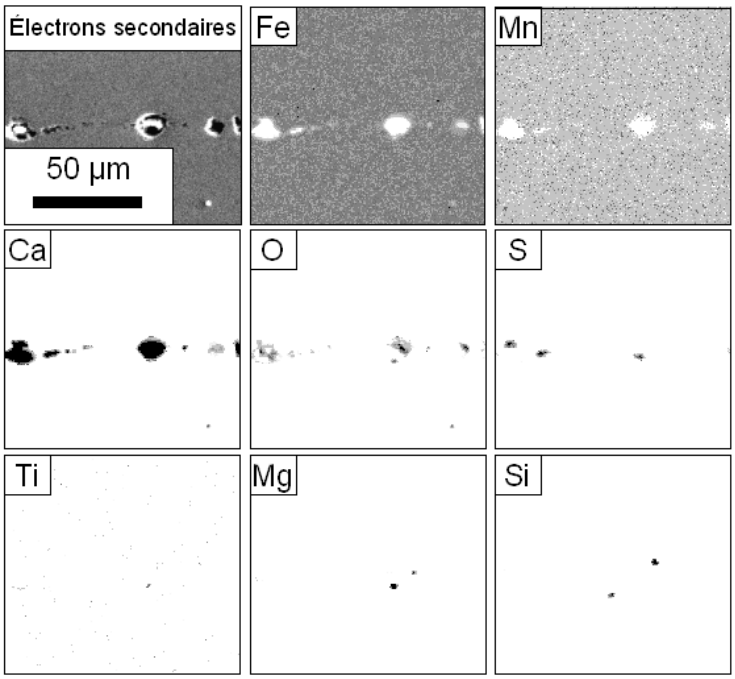


Figure II-32 : Exemples d'inclusions présentes dans le métal de base, image en haut à gauche est obtenue avec les électrons secondaires, les autres sont obtenues suite au comptage de chaque élément (noir : forte teneur, blanc : absence)

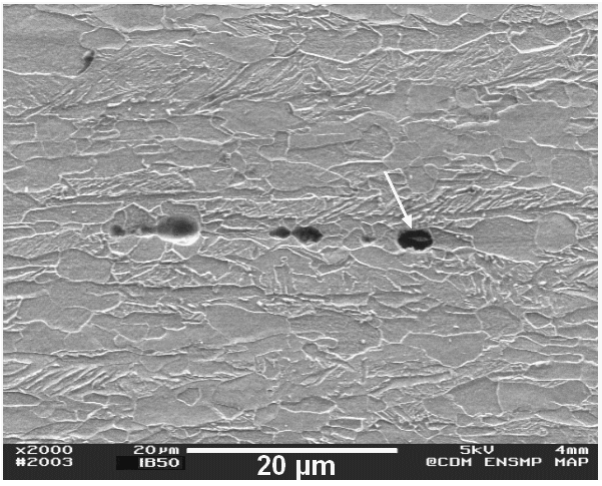


Figure II-33 : Inclusions dans le métal de base du 1B50

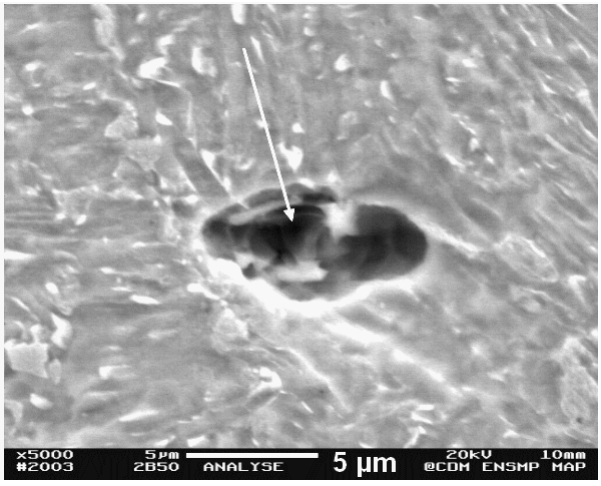


Figure II-34 : Inclusion de titane (analyse EDX) dans la zone à gros grains du 2B50

II.4. Le métal fondu

II.4.1. La microstructure du métal fondu

La structure de métal fondu W est un enchevêtrement d'aiguilles, qui correspondent à de la ferrite aciculaire (Figure II-35 et Figure II-36). Cette ferrite aciculaire provient du refroidissement rapide des gros grains austénitiques du métal fondu après soudage et explique la bonne tenue mécanique du métal fondu. Les aiguilles de ferrite aciculaire (probablement des plaquettes en 3 dimensions) ont une épaisseur de 1 µm.

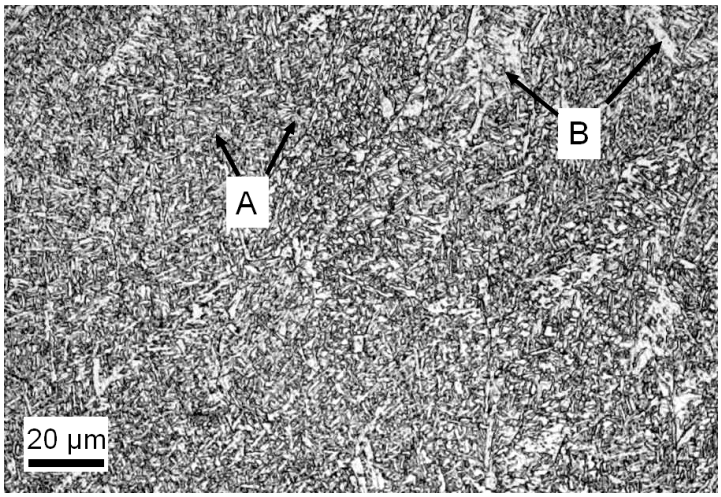


Figure II-35 : Métal fondu du tube 2B50, plan LS, Nital, (A : ferrite aciculaire ; B : ferrite allotriomorphe)

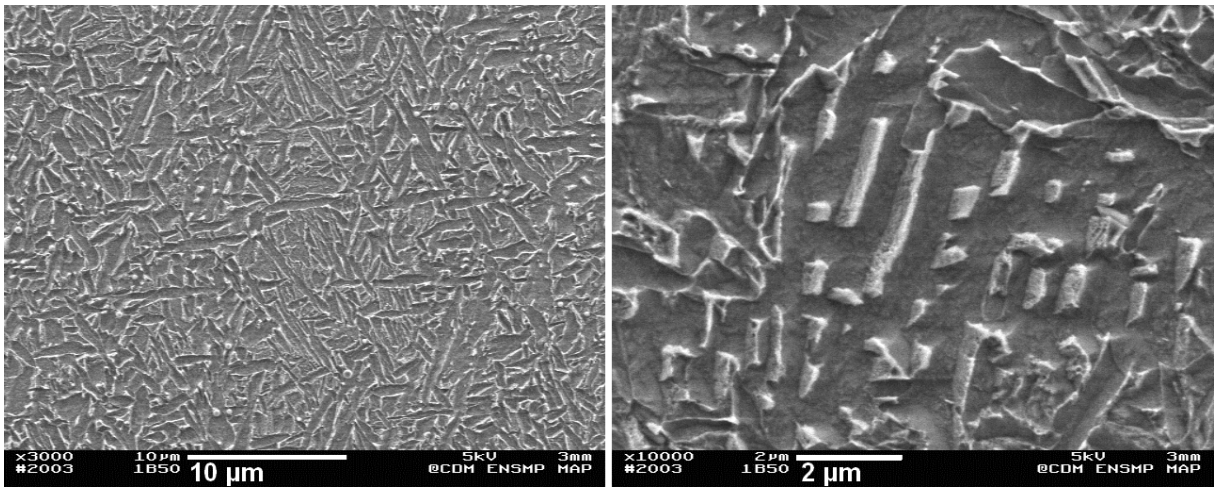


Figure II-36 : Métal fondu du tube 1B50, plan LS, Réactif de Villela, MEB

II.4.2. Les mesures de la composition chimique

La composition du métal fondu (W) n'est pas connue a priori, car lors du soudage il y a dilution du métal d'apport et du métal de base, de plus les éléments les plus volatils sont vaporisés plus intensément que les autres. La composition chimique du métal fondu est mesurée au centre de l'épaisseur sur 2 passes pour avoir une valeur moyenne (voir détails en annexe). Lorsqu'on fait une mesure sur toute l'épaisseur de la peau interne à la peau externe, la concentration de la plupart des éléments reste constante. Cependant on note

l'augmentation de la teneur en chrome et en nickel au fur et à mesure qu'on se rapproche de la passe de finition (Figure II-37). La faible teneur en nickel en passe racine est due à la forte dilution du métal fondu avec le métal de base (Tableau II-5). La teneur en nickel, en silicium et en chrome change lorsqu'on mesure dans la partie qui subit un recuit entre deux passes (Figure II-38).

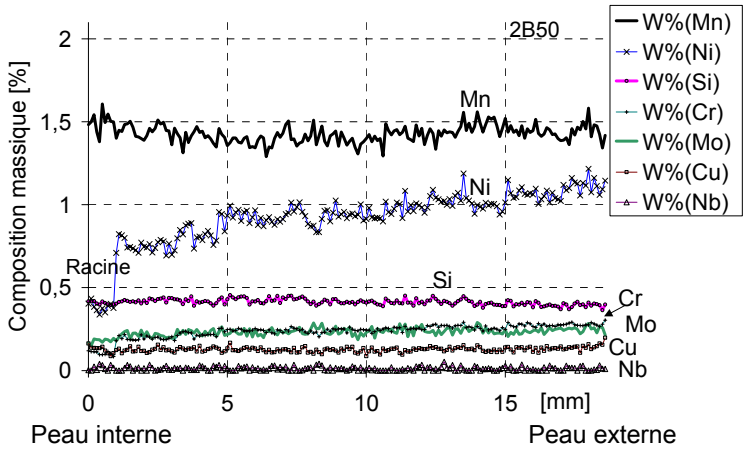


Figure II-37 : Composition chimique massique du métal fondu dans l'épaisseur du 2B50

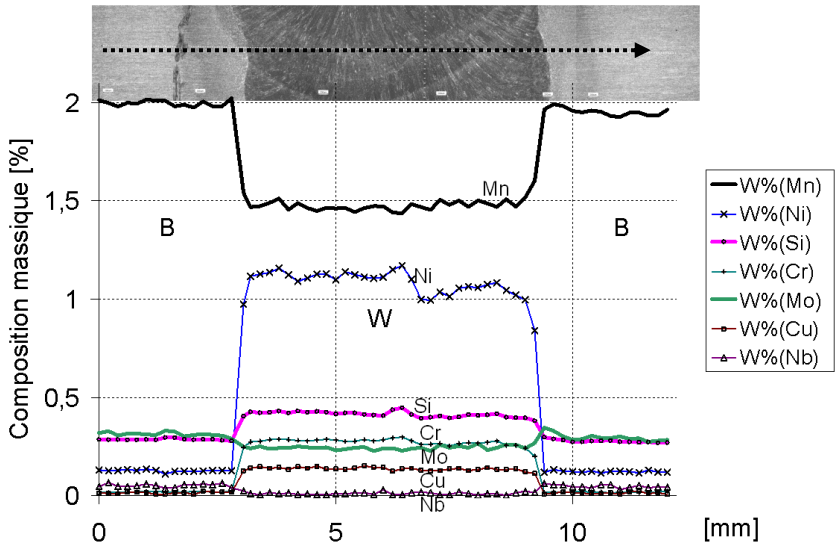


Figure II-38 : Composition massique à travers la soudure de raboutage 2B50, on traverse la passe recuite S_n entre 7 et 9 mm

La comparaison entre les mesures du métal fondu et la composition donnée pour le fil d'apport et le métal de base est présentée dans le Tableau II-5. La plupart des compositions résultent de la dilution entre le métal d'apport et le métal de base, comme par exemple Si, Cr, Ni. Le cuivre se retrouve plus dans le métal fondu W que dans le métal de base B ou le métal d'apport, ce qui est surprenant. Le manganèse moins présent dans le métal fondu W que dans les métaux initiaux doit se volatiliser lors de la fusion. La Figure II-39 montre que les compositions des 6 métaux fondus W sont semblables.

Tube / **Constituants**	**C**	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Al**	**Cu**	**Cr**	**Ni**	**Mo**	**V**	**Nb**	**Ti**	**N**
Mesures obtenues dans le métal de base **(10^{-3} %)** Moyenne sur les 6 tubes	-	290	1910	-	-	-	20	20	130	320	-	50	-	-
Métal d'apport **(10^{-3} %)**	100	550	1600	-	-	-	100	350	1350	300	-	-	-	-
Mesures obtenues dans le métal fondu **(10^{-3} %)** Moyenne sur les 6 tubes	-	420	1480	-	-	-	130	250	1040	240	-	10	-	-

Tableau II-5 : Compositions massiques moyennes donnée pour le métal d'apport et mesurées pour le métal de base et le métal fondu (- : non mesuré).

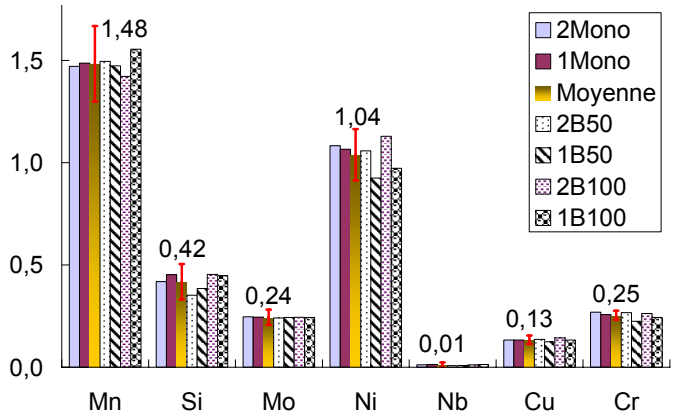


Figure II-39 : Composition du métal fondu dans toute l'épaisseur

La dureté du métal fondu W change beaucoup au fil des passes (Figure II-40). Deux raisons à cela : il y a un adoucissement des premières passes par les suivantes et peut-être aussi un lien avec la concentration en nickel.

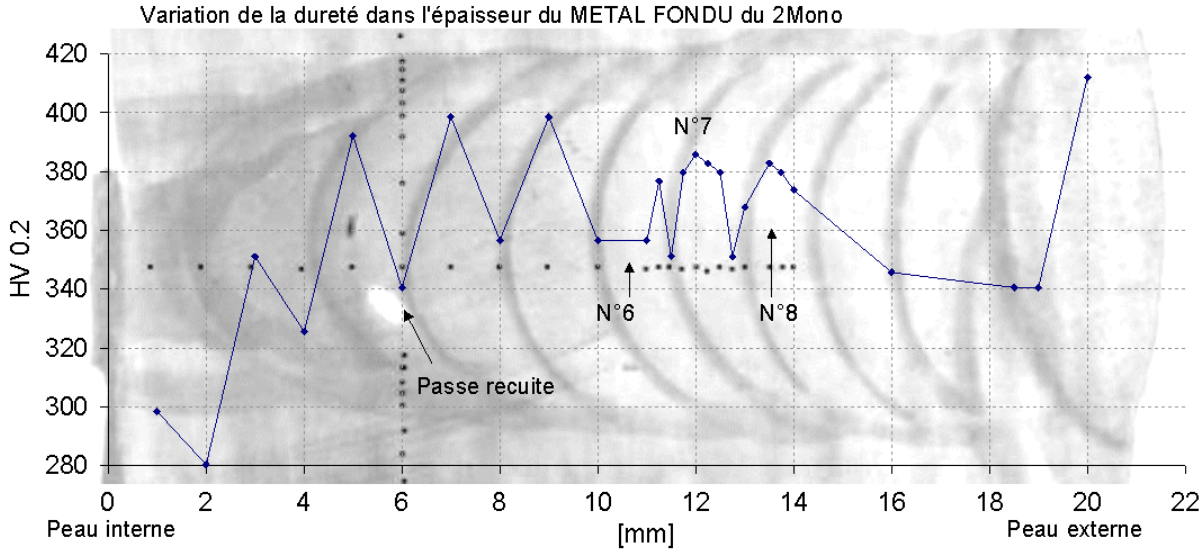


Figure II-40 : Variation de la dureté $HV_{0.2}$ dans l'épaisseur du W du 2 Mono, les points noirs sont les empreintes de mesures de dureté

II.5. Le choix du tube

Le but est de choisir un assemblage à la fois respectueux des spécifications clients et à la fois représentatif du savoir-faire actuel. Pour étayer notre décision, des essais de dureté, de traction et des observations métallographiques sont effectués.

II.5.1. Les spécifications sur les soudures

Les soudures de raboutage peuvent raisonnablement comporter 2 types de porosités :
- Les petites porosités : moins de 2 % de la surface projetée du métal en fusion, leurs tailles sont comprises entre 1 et 1,5 mm de diamètre ;
- Les pores de gaz : poches de gaz isolées < 3 mm de diamètre, dues à une trop grande interpénétration de la passe suiveuse dans la passe origine.

On peut aussi avoir des défauts sur la ligne de liaison. Ce sont des dépôts de silicates, qui proviennent du laitier restant sur le chanfrein des tubes. En général, la qualité de la soudure est toujours meilleure dans les parties supérieures (12h-3h). L'acceptation des défauts se fait par analyse de radiographie X.
La tendance aujourd'hui est à « l'overmatching » pour prévenir la fissuration du métal fondu. Pour valider la qualité d'un assemblage « overmatch », il existe plusieurs spécifications clients:
- Sur le métal du tube et sa soudure longitudinale selon le projet ISO 3183
  - $Rt_{0.5}$ de 690 - 810 MPa et Rm de 760 - 900 MPa
  - $Rt_{0.5}/Rm < 0,95$
  - Rm travers soudure > 760(780) MPa
  - CVN à 0°C de 54 J ou CVN à plus basse température à 40 J minimum
  - CVN à 0°C de 40 J ou CVN à plus basse température à 30 J minimum
- Sur la soudure de raboutage
  - CVN à -30 °C supérieure à 80 J en moyenne ou 65 J individuellement dans le métal fondu, en ligne de fusion et dans la ZAT
  - $Rp_{0.2} / Rm < 0.95$
  - Le métal fondu en essai de traction selon T doit dépasser les caractéristiques des tubes de 5 à 10% ($Rp_{0.2}$ de 810-900 MPa et Rm de 850-950 MPa)

Pour vérifier le dernier point, on calcule le matching M qui est fonction des propriétés du métal de base B et du métal fondu W (équation (II-1)). Les propriétés sont obtenues par essais de traction dans l'axe de la soudure (T) en comparant les limites d'élasticité ou les résistances maximales à la traction.

$$M\,[\%] = \frac{propriété\ W - propriété\ B}{propriété\ B} \qquad \textbf{(II-1)}$$

M>0 Overmatch
M<0 Undermatch
M=0 Mismatch

Ces considérations de matching comparent les propriétés du métal de base (B) et W, sans prendre en compte celles de la ZAT, ce qui est surprenant étant donnée sa criticité.
Les essais mécaniques qui nous permettent de calculer le matching et de choisir un assemblage sont les essais de dureté et les essais de traction.

II.5.2. Les mesures de dureté

La dureté est le premier moyen de connaître le matching des joints soudés.

Les microduretés des soudures de raboutage sont effectuées sur la face LS à l'aide d'un microduromètre à pointe Vickers. La masse utilisée est 200 grammes. Cette masse permet d'avoir des empreintes de l'ordre de 35 micromètres suffisamment petites pour prendre des mesures placées précisément. On utilise aussi les masses de 300, 500 grammes et 10 kilogrammes lorsqu'on veut des valeurs qui fluctuent moins en fonction des phases, et plus en fonction des zones macroscopiques.

Les mesures sont faites sur des profils dans l'épaisseur du métal de base (B) et du métal fondu (W), dans la ZAT le long de la ligne de fusion dans l'épaisseur (FL) puis décalées de 0.5 mm (FL+0.5) et 1 mm (FL+1) dans la ZAT en suivant la géométrie réelle du joint (Figure II-41). Les zones FL, FL+0.5 et FL+1 seront testées par essais Charpy (voir chapitre suivant) pour identifier la zone critique en rupture fragile.

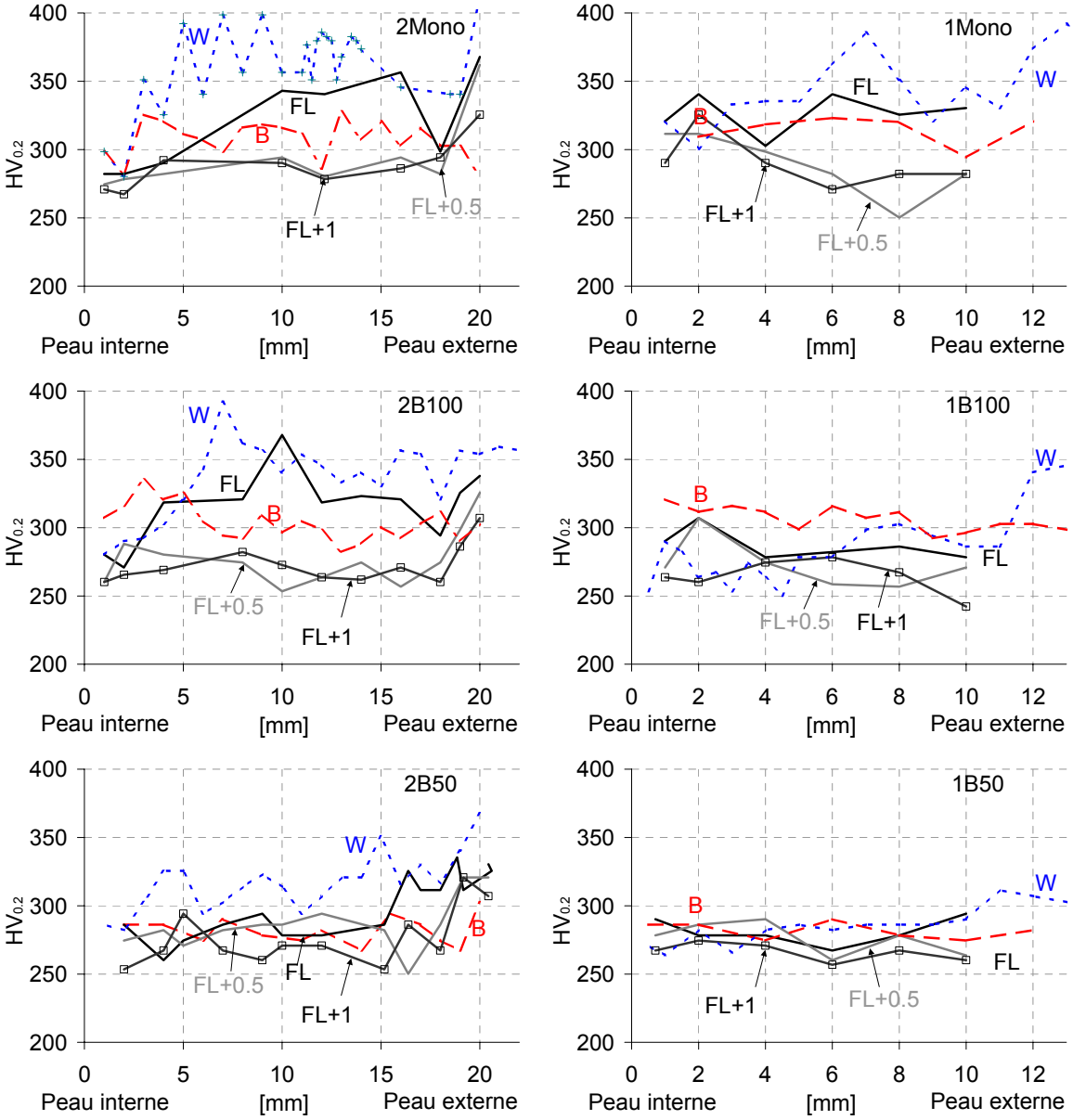


Figure II-41 : Profils de dureté à travers l'épaisseur en W, B, FL, FL+0.5 et FL+1

Dans le Tableau II-6 sont effectués deux calculs de variation, le premier par rapport à 'B valeur du tube' et le deuxième par rapport à un 'B valeur moyenne'. On observe une nette dispersion au niveau du métal de base d'un même tube (282 à 308 $HV_{0.2}$ pour le plus épais). Ceci s'explique par le fait que les pointés de microdureté à 200 grammes sont si petits que la valeur varie selon que la zone est ferritique ou bainitique. C'est pour cela qu'il est préférable de calculer la variation par rapport à une dureté moyenne de métal de base de 300 $HV_{0.2}$.

Les moyennes des valeurs mesurées dans l'épaisseur et le matching des assemblages sont reportées dans le Tableau II-6.

	Tubes 20,6 mm			*Tubes 12,7 mm*		
N°tube	**2Mono**	**2B50**	**2B100**	**1Mono**	**1B50**	**1B100**
B	308	282	304	314	282	306
W	362	317	338	345	286	284
FL	320	280	316	327	281	287
FL+0,5	294	282	277	289	276	273
FL+1	288	267	273	290	266	264
(W-B)/B %	18	12	11	10	1	-7
B=300 HV0,2						
(W-B)/B %	*21*	*6*	*13*	*15*	*-5*	*-5*

Incertitude de plus ou moins 10 $HV_{0.2}$, c'est-à-dire 3 %.

Tableau II-6 : Matching en dureté des 6 joints

Le calcul de matching en dureté montre que seuls 2 tubes sont en undermatching, le 1B50 et le 1B100. Le procédé de soudage bitorche sur tubes 12.7 mm ne permet pas d'obtenir un overmatching de 5-10 %. Ce résultat se vérifie aussi lors des essais de traction, présentés par la suite.

II.5.3. Le comportement mécanique et l'écrouissage des assemblages

Le matching de la soudure est évalué avec les résistances à la traction du métal de base (B) et du métal fondu (W) dans la direction T, Tableau II-7. On remarque que les valeurs des deux épaisseurs de métal de base ont des valeurs de propriétés mécaniques très proches (Figure II-42).

		$Rt_{0.5}$ (MPa)	$Rp_{0.2}$ (MPa)	$Rp_{0.5}$ (MPa)	Rm (MPa)	$Rt_{0.5}$/Rm	$Rp_{0.5}$/Rm	A
W (T)	**2Mono**	939	1000	1010	1022	0,92	0,99	0,067
	2B50	815	834	845	903	0,90	0,93	0,14
	2B100	895	916	926	952	0,94	0,97	0,143
	1Mono	728	727	732	796	0,91	0,92	0,131
	1B50	749	749	747	814	0,92	0,92	0,3
	1B100	758	763	791	809	0,93	0,94	0,15
B(T)	**2TB**	845	843	845	856	0,987	0,987	0,161
	1TB	846	845	845	866	0,977	0,976	0,194

Le module d'Young anormalement élevé pour W dans les tubes épais a été corrigé, ce qui n'a aucune influence sur le matching s'il est calculé en fonction de Rm.
$Rt_{0.5}$ correspond à la valeur de la contrainte à une déformation totale (élastique + plastique) de 0.5 % d'allongement
$Rp_{0.5}$ correspond à la valeur de la contrainte à une déformation rémanente (plastique) de 0.5 % d'allongement

Tableau II-7 : Propriétés mécaniques obtenues par essais de traction à 20 °C

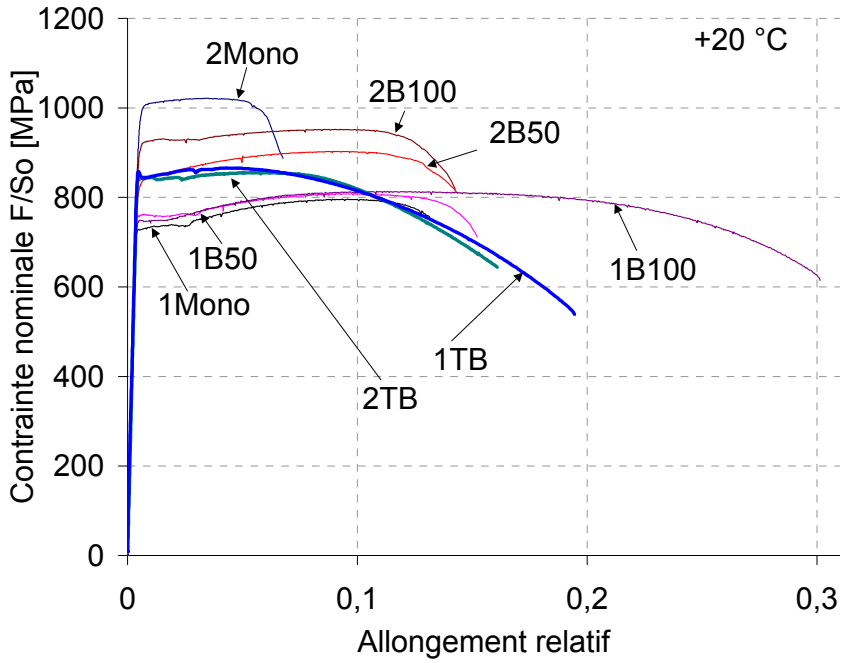


Figure II-42 : Courbes du W et B des 6 joints (direction T)

Le diagramme (Figure II-43) donne le matching en dureté des joints. La spécification précise que le métal fondu doit être environ 5-10 % plus dur que le métal de base. Les tubes 2B50, 2B100 sont de bons candidats. A l'opposé, les procédés bitorche sur les tubes 12.7 mm ne permettent pas de respecter les spécifications.

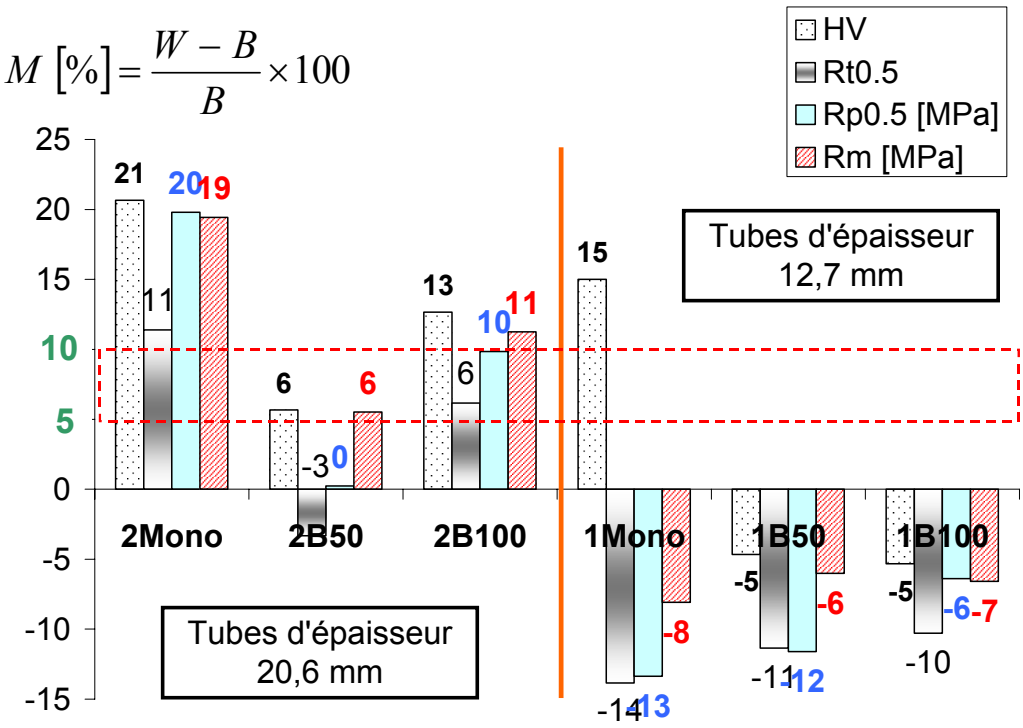


Figure II-43 : Matching des 6 assemblages en $RP_{0.5}$, Rm et en dureté (HV)

Les propriétés des tubes de 12.7 mm d'épaisseur n'atteignent pas les valeurs escomptées. Les exploitations des enregistrements des cycles thermiques montrent que le refroidissement est environ 1.5 fois plus rapide lors du soudage d'une tôle épaisse de 20 mm par rapport à une tôle épaisse de 10 mm.

D'après la Figure II-43, un seul joint correspond aux spécifications, le 2B50. Le 2B50 est bon en Rm et en $Rp_{0.5}$/Rm, mais limite en $Rp_{0.5}$. Le 2B100 est haut en Rm et en $Rp_{0.5}$ et mauvais en $Rp_{0.5}$/Rm. Le 2Mono est beaucoup trop « overmatch ». Son métal fondu est 20 % plus dur que le métal de base. Le 1Mono ne donne pas les mêmes résultats en dureté et en traction. Ces résultats ont d'ailleurs été observés par l'université de Cranfield qui a également testé les joints. Les joints du tube le moins épais sont « undermatch » et ne répondent pas au cahier des charges.

L'automatisation du soudage est un grand progrès pour la qualité et la régularité des soudures. Les normes utilisées par les poseurs de pipelines garantissent la bonne qualité des soudures en comparant les propriétés du métal de base et du métal fondu.

On sait, par contre, que la meilleure soudure est celle qui a la plus petite ZAT, car cette dernière contient des composants fragilisants. On a pu montrer que les propriétés mécaniques du métal de base et du métal fondu varient dans l'épaisseur, soit à cause du procédé thermomécanique, soit à cause des gradients thermiques, lors du refroidissement.

Les essais mécaniques permettent de sélectionner le tube correspondant au mieux aux normes. Les mesures de dureté et les essais de traction sont en bon accord, ce qui permet de privilégier l'un ou l'autre suivant les moyens d'essais à disposition.

Après caractérisation métallurgique et mécanique des 6 assemblages, le choix du joint pour la suite de l'étude se porte sur le joint soudé par deux torches espacées de 50 mm sur un acier de 20 mm d'épaisseur (2B50), car il est le seul tube à répondre aux spécifications et son comportement fragile est intéressant pour l'étude (voir chapitre suivant).

Chapitre III - Identification des zones critiques vis-à-vis de la rupture fragile

III.1. LE DELAMINAGE DANS LE PLAN LT DU METAL DE BASE 84

III.2. LES ESSAIS DE TRACTION DU JOINT REEL ENTRE -196 ET 20 °C 86

III.3. LES ESSAIS CHARPY DANS LA ZAT ET LE METAL DE BASE 90

III.3.1. LE PRELEVEMENT ET LE PLACEMENT DES EPROUVETTES 90
III.3.2. LE PROTOCOLE D'ESSAI 91
III.3.3. LE MOUTON CHARPY INSTRUMENTE DE 300 J 92
III.3.4. L'EXPLOITATION ET CHOIX DES EPROUVETTES A EXPERTISER 96
III.3.5. L'IDENTIFICATION DE LA ZONE DE RUPTURE FRAGILE DANS LE 2B50 97

III.4. LA COMPARAISON ENTRE LES PROCEDES BITORCHES 101

III.5. LA COMPARAISON ENTRE LES ESSAIS ET LES RESULTATS DE LA LITTERATURE 102

Ce chapitre rassemble les essais qui ont permis de mettre en valeur les zones de la soudure qui peuvent rompre à moindre énergie en rupture fragile et causer la perte de l'assemblage. Les zones sont ensuite reproduites (chapitre IV) pour connaître leur comportement et simuler la rupture de la soudure (chapitre V).

III.1. Le délaminage dans le plan LT du métal de base

On s'intéresse au délaminage, car on souhaite caractériser à la fois la résistance au clivage de la tôle dans le plan de délaminage, et les micro-mécanismes de propagation des fissures dans ce même plan. Ces observations permettront par la suite de reconnaître ce mode de rupture dans les essais sur joint soudé.

Pour ce faire, on se place délibérément dans le domaine de la rupture fragile (-196 °C, azote liquide) et pour obtenir rapidement les données, on choisit une méthode d'essai simple permettant d'obtenir des faciès de rupture en sollicitant le tube selon son épaisseur. On casse à l'aide d'un marteau une pièce, entaillée à mi-épaisseur à la scie à métaux (Figure III-1), préalablement plongée dans l'azote liquide.

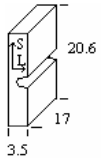


Figure III-1 : Eprouvette entaillée TL, dimensions en mm

Ces images ont été prises au MEB après rupture fragile de l'acier de base X100 dans le plan LT. Le clivage le plus continu se trouve dans une zone ferritique. La fissure se propage sur 100 μm, par réamorçage sur plusieurs grains d'orientations cristallines proches (flèches noires de la Figure III-2).

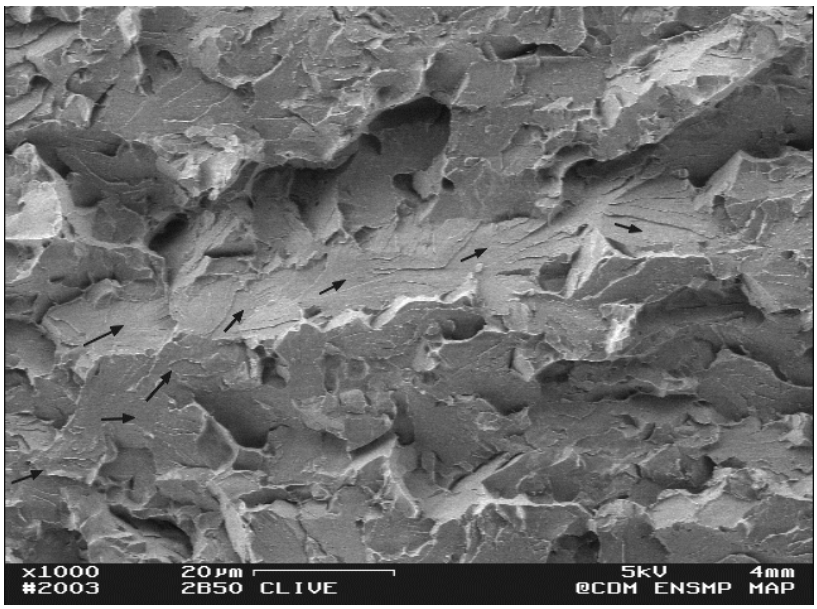


Figure III-2 : Faciès de rupture fragile du métal de base du 2B50, plan LT

La rupture fragile du métal de base du 2B50 montre des micromécanismes de rupture par clivage différents selon la microstructure locale du métal de base : ferritique (Figure III-3) ou bainitique (Figure III-4).

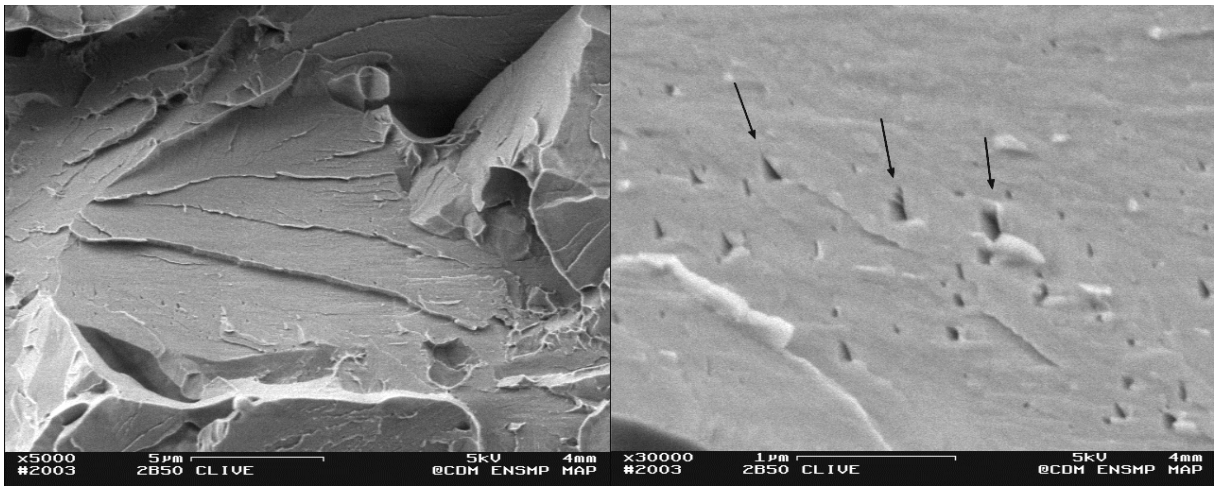


Figure III-3 : Clivage transgranulaire dans la ferrite et languettes de clivage (flèches noires)

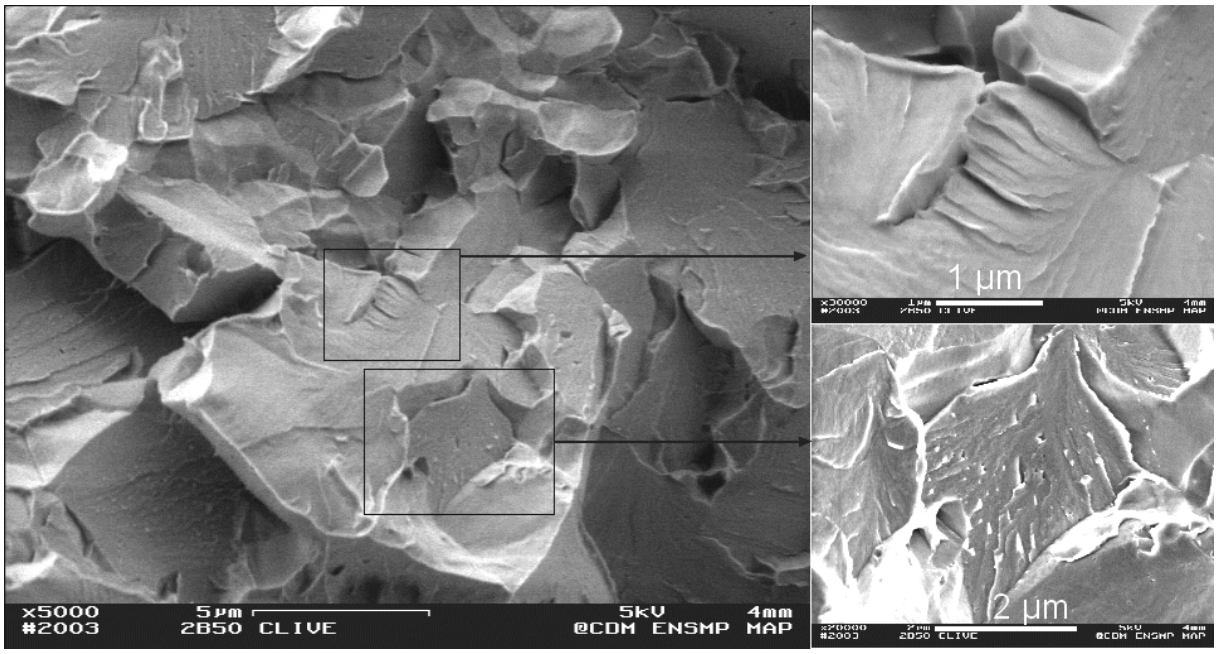


Figure III-4 : Clivage transgranulaire dans la bainite et zoom

Les facettes de clivage de la ferrite sont caractérisées par leur aspect lisse qui ne montre que les rivières de clivage. Quelques languettes sont visibles sur les facettes (voir flèches Figure III-3) pour cette très basse température d'essai. Ces languettes sont caractéristiques d'un mode de déformation par maclage. La taille des facettes dans la ferrite correspond bien à la taille de grains observée en microscopie sur le plan LS poli, qui est de 10 µm de long.
Pour le clivage de la bainite (Figure III-4), on observe que les facettes sont plus petites. Sur certaines d'entre elles, on distingue des reliefs rappelant des joints de faible désorientation entre lattes ou groupes de lattes (photo en bas à droite de la Figure III-4).

Suite à cette rupture par clivage, on examinera attentivement, le cas échéant, les fissures de délaminage qu'on pourrait obtenir dans le plan LT afin de vérifier si on a affaire au même

mécanisme. Le délaminage du métal de base a pour effets de baisser localement la triaxialité des contraintes et, selon les cas, de favoriser ou de retarder le clivage dans la ZAT.

III.2. Les essais de traction du joint réel entre -196 et 20 °C

Les essais de traction dans le métal de base permettent d'abord d'établir le comparatif pour le choix d'un tube par rapport aux spécifications (chapitre II). Dans ce chapitre, les essais de traction du joint réel sélectionné, tube 2B50, testé à des températures extrêmes permettent de révéler la zone qui amène la soudure à rompre.

A toutes les températures, sauf à celle de l'azote liquide (T=-196 °C), les joints soudés se déforment de la façon suivante (Figure III-5) :

- Déformation homogène dans la zone utile ;
- Diminution du diamètre dans les ZAT de part et d'autre du métal fondu (W) ;
- Striction dans l'une des ZAT à FL+2 dans le métal de base (B) ;
- Délaminage au centre de la striction (flèche blanche) ;
- Rupture au centre de la striction (Figure III-9).

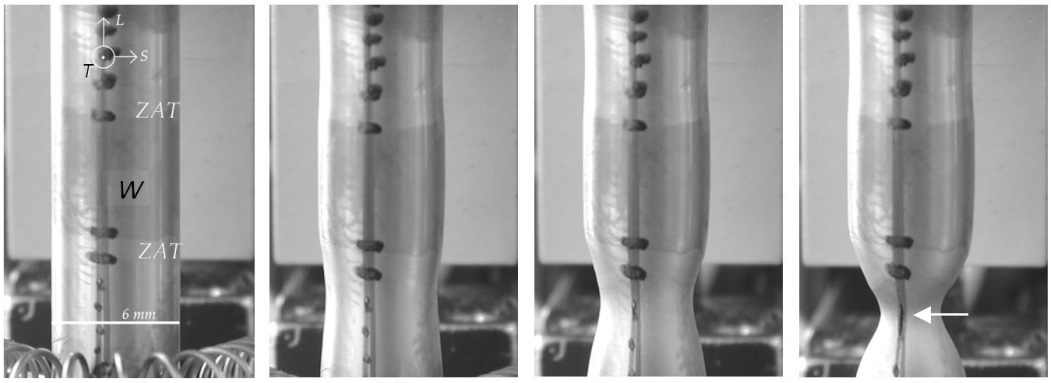


Figure III-5 : Déformation du joint soudé en fonction de l'allongement relatif moyen (2B50, 20 °C)

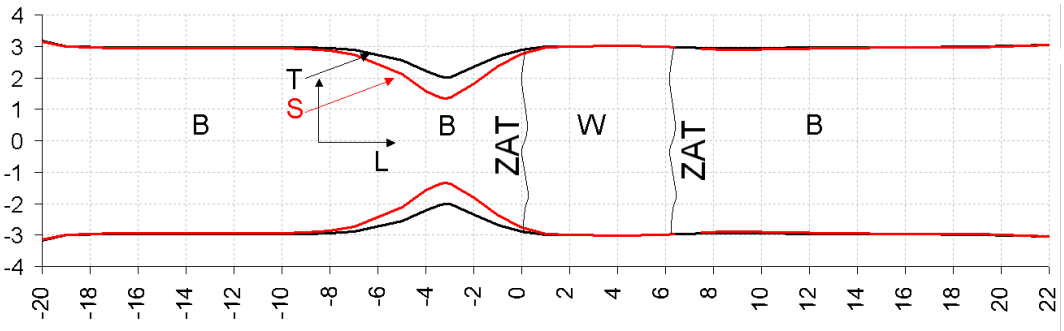


Figure III-6 : Profil de l'éprouvette de traction traversant le joint testée à 20 °C, striction dans B, extensomètre placé entre –14 et 16 mm à cet instant

La Figure III-6 donne un profil de l'éprouvette après un essai de traction interrompu avant rupture. La déformation est anisotrope, tout comme l'est celle du métal de base. La réduction diamétrale est maximale selon S, l'épaisseur. La rupture du joint à 20 °C est ductile avec la présence de cupules Figure III-7, mais on a aussi du délaminage dans le plan LT du métal de

base. Le faciès est en forme de cône et coupelle (Figure III-8). La striction a lieu à environ 2 mm de la ligne de fusion (Figure III-9).

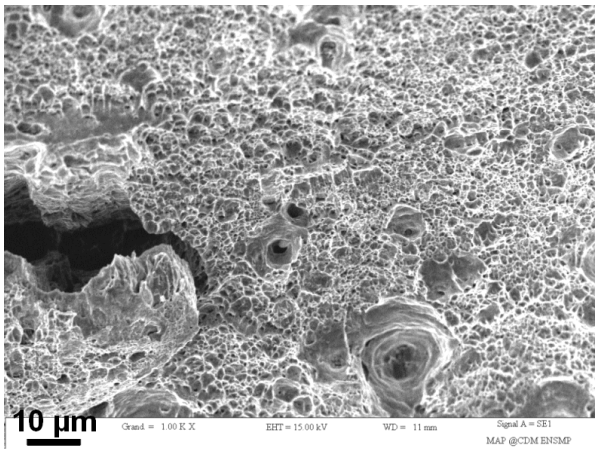


Figure III-7 : Délaminage et cupules à 20 °C

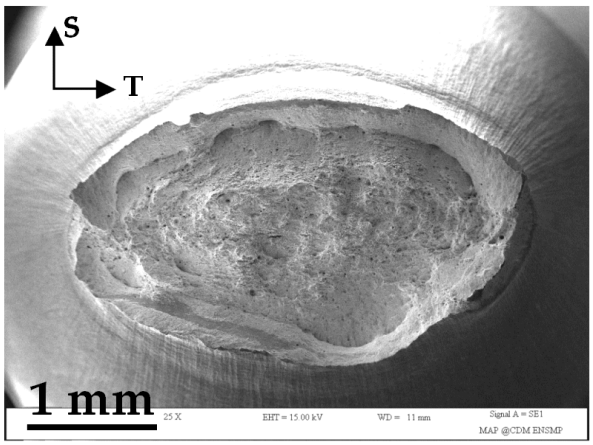


Figure III-8 : Faciès de rupture ductile à 20 °C

Figure III-9 : Striction et rupture à ~FL+2 mm à 20 °C

Pour les essais effectués à –196 °C, la déformation se déroule de la même manière qu'aux autres températures. Le délaminage s'amorce au centre de la striction, dans le plan LT comme précédemment (Figure III-10). Cependant, la rupture fragile intervient brusquement dans la ZAT C lorsque la fissure de délaminage atteint la ZAT F (Figure III-11). Le faciès est complètement fragile, mise à part en circonférence où on aperçoit des lèvres de cisaillement. La fractographie, Figure III-12, a été prise près de la fissure de délaminage, dans la zone à petits grains. Les facettes de clivage partent d'un TiN (flèche blanche). Comme on le voit sur la coupe attaquée de la Figure III-11, la propagation de la fissure se fait dans la zone à gros grains au centre de l'éprouvette et dans la ZAT en périphérie. La fissure ne traverse jamais le métal fondu lors des essais de traction, sauf s'il y a un défaut de soudage.

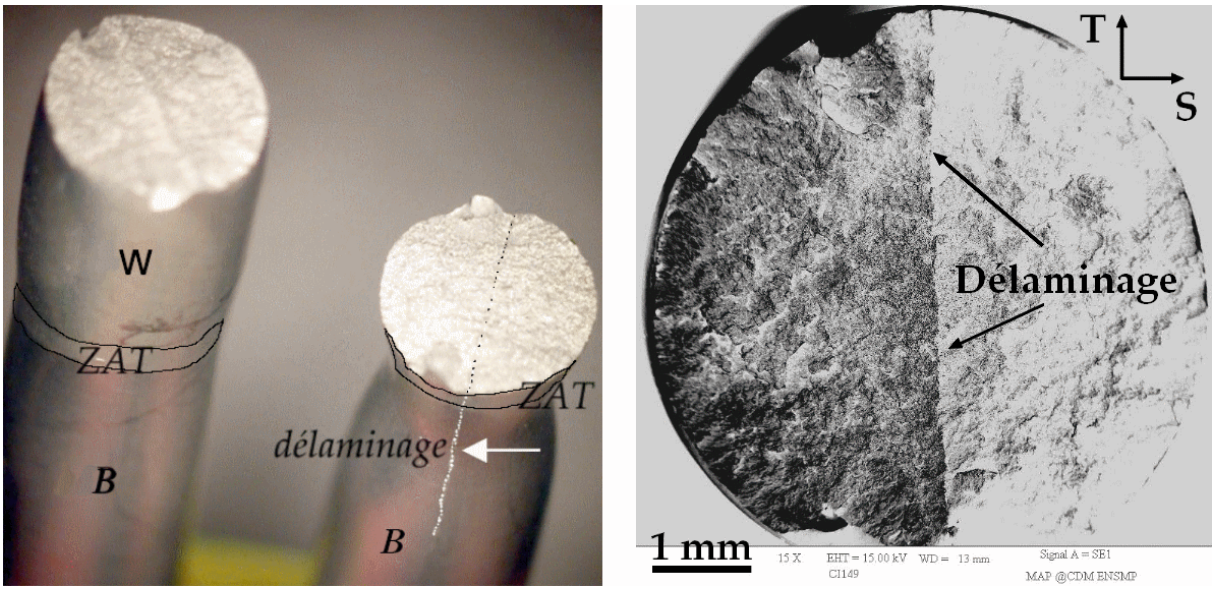


Figure III-10 : Faciès de rupture fragile à –196 °C

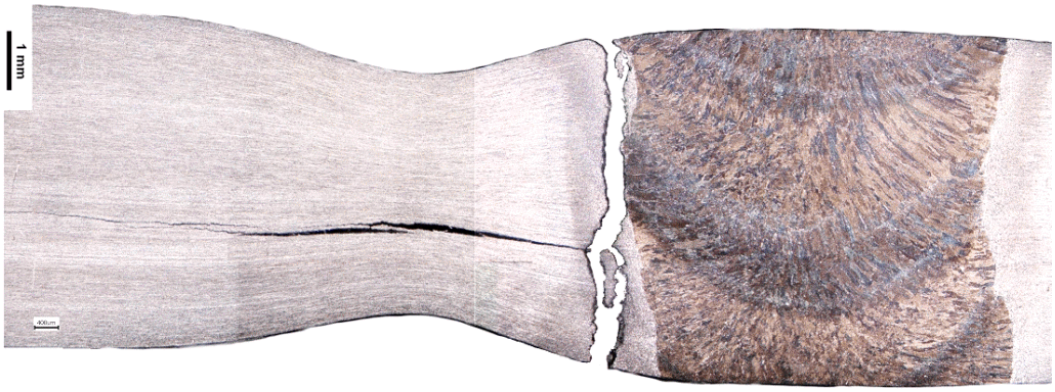


Figure III-11 : Striction à ~FL+2 mm, mais rupture dans la ZAT C à - 196 °C

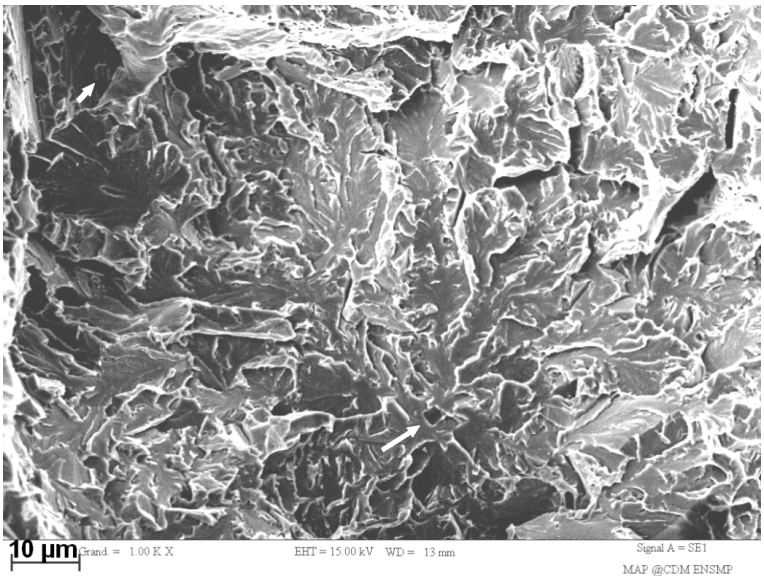


Figure III-12 : Faciès de rupture fragile à –196 °C, ZAT F près du délaminage avec particules de TiN (flèches)

Les courbes de traction des éprouvettes traversant le joint sont présentées sur la Figure III-13. On remarque que la baisse de la température opère une translation vers les hautes contraintes de la courbe macroscopique. La chute de contrainte, repérée par des flèches vers la fin des courbes, correspond au délaminage de l'éprouvette dans le plan LT qui précipite la rupture à la striction. Les essais effectués à la température de l'azote liquide sont reproductibles et montrent le caractère critique de la ZAT C.

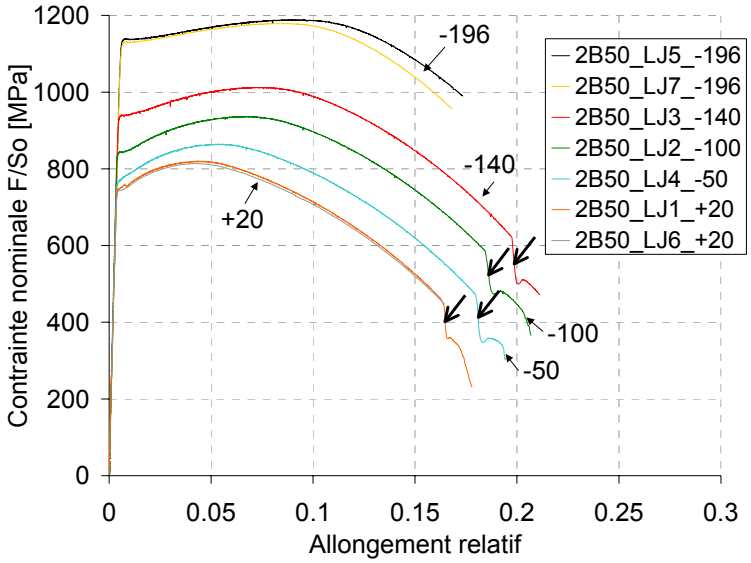


Figure III-13 : Courbes de traction des éprouvettes cylindriques traversant le joint 2B50 à différentes températures (°C)

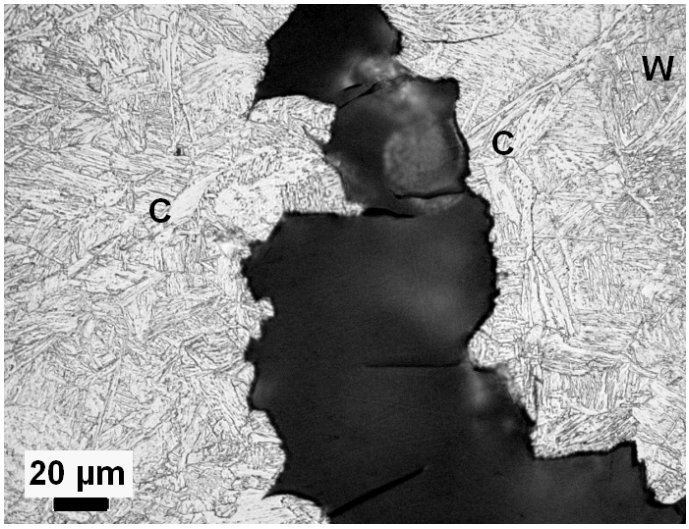


Figure III-14 : Chemin de la fissure dans la ZAT C de l'éprouvette de traction après essai à -196 °C

Figure III-15 : Microstructures peu déformées des ZAT C de l'éprouvette de traction après essai à -196 °C

La fissure se propage en rupture fragile dans la ZAT C près du métal fondu (W) (Figure III-14). La Figure III-15 est une photographie de la ZAT C prise après un essai de traction, dans la ZAT peu déformée de l'éprouvette testée à -196 °C. Cette image est prise en contraste interférentiel et souligne bien l'orientation morphologique des lattes de bainite. La microstructure de la ZAT C fragilisante, qui se situe près de la ligne de fusion, est identifiée.

Les essais de traction mettent en valeur deux types de rupture fragile :
- la rupture par délaminage dans le métal de base ;
- la rupture dans la ZAT adjacente au métal fondu, la ZAT C, pour des températures inférieures à -140 °C.

III.3. Les essais Charpy dans la ZAT et le métal de base

Les essais Charpy sont d'abord utilisés pour consolider la base de données sur les 6 soudures. Le placement de l'entaille des éprouvettes permet notamment de solliciter les zones critiques en concentrant les contraintes dans une zone choisie de la soudure et d'évaluer la résilience de la ZAT et du métal de base de l'assemblage qui nous intéresse, 2B50.

III.3.1. Le prélèvement et le placement des éprouvettes

L'éprouvette Charpy (Figure III-16) est un parallélépipède de 55x10x10 mm^3, entaillé en V sur 2 mm de profondeur au centre d'une de ses faces de 55 mm. Le rayon de fond d'entaille est de 250 μm.

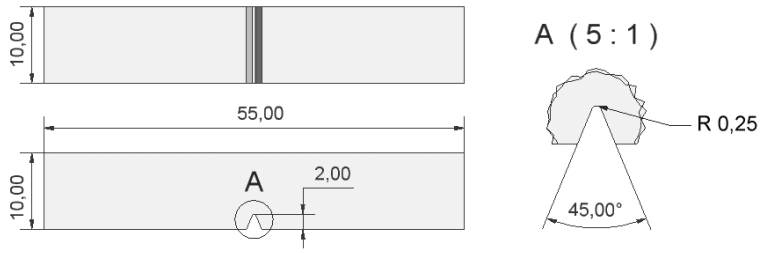


Figure III-16 : Dimensions de l'éprouvette Charpy

Deux types de prélèvements sont effectués :
- la plupart des échantillons sont prélevés dans le sens long du tube avec l'entaille s'ouvrant dans la direction T (notée LT) (Figure III-17), de manière à placer l'entaille dans une zone précise de la soudure, et d'étudier les zones faibles de la ZAT ;
- une partie est prélevée dans le métal de base selon le sens travers du tube avec l'entaille s'ouvrant dans la direction L (notée TL), de manière à pouvoir étudier la propagation longitudinale des fissures dans le métal de base des tubes. Ce type d'essai est imposé par les spécifications.

Les découpes sont ensuite cubées :
- à 2 mm de la peau externe (notées e) et à 2 mm de la peau interne (notées i) du tube pour les tubes de 20,6 mm d'épaisseur ;
- à pleine épaisseur (axe S) pour les tubes de 12,7 mm d'épaisseur.

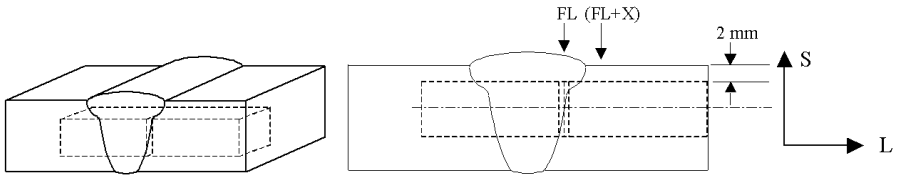


Figure III-17 : Prélèvement des éprouvettes de résilience (LT) dans le tube et positionnement de l'entaille par rapport à la ligne de fusion

La face polie est fortement réattaquée (Nital 4 %, voir annexe B) pour placer le centre de l'entaille de la future éprouvette. Le placement du centre de l'entaille se fait :
- soit au centre de la ligne de fusion (FL) ;
- soit dans la ZAT à X mm du centre de la ligne de fusion (Figure III-17).

Le soudage étudié est de faible énergie (~0.3 kJ/mm), et crée une fine ZAT d'environ 2 mm. Dans le but de tester plusieurs parties de la ZAT, l'entaille sera placée à X =0, 0.5 et 1 mm.

Les mesures de distance entre l'entaille et un bord dressé sont listées dans des tableaux, et utilisées par l'usineur. L'ébauche est finalement retouchée à 55 mm de longueur après usinage de l'entaille par électroérosion, en restant centrée sur celle-ci.

Ce protocole assure un bon placement de l'entaille. Une vérification visuelle sur éprouvettes après usinage est faite systématiquement pour s'assurer que le placement a été effectué avec soin. Les cotes et le placement de l'entaille par rapport à la ligne de fusion sont précis à 100 μm près.

III.3.2. Le protocole d'essai

L'étude concerne 6 tubes et 93 éprouvettes sont testées en ce qui concerne les joints soudés. Dans chaque tube de 20 mm d'épaisseur, 18 éprouvettes sont prélevées. On joue sur les paramètres de placement dans l'épaisseur (e ou i) et par rapport à la ligne de fusion (FL, FL+0.5 et FL+1). Dans chaque tube de 12 mm d'épaisseur, 9 éprouvettes sont prélevées.
On a finalement seulement 3 éprouvettes par condition pour réussir à casser en rupture fragile et donner une idée de la transition ductile-fragile.
On effectue donc les tests à 3 températures différentes. Comme on cherche à mieux connaître la rupture fragile, on travaille d'abord à une température standard de -20 °C, pour laquelle une pré-étude en interne avait révélé l'existence possible de points bas en résilience de l'ordre de 40 Joules. Ensuite on ajuste la température d'essai pour les deux autres éprouvettes, afin d'atteindre des valeurs de résilience basses : typiquement 40 Joules sont souhaitables pour étudier les mécanismes de rupture fragile. Si l'énergie cadran est supérieure à 40 Joules, on diminue la température du deuxième essai jusqu'à -80 °C.
La campagne débute par le tube 20,6 mm, soudage monotorche (2Mono), assemblage qui apparemment possède le moins bon comportement mécanique et avec lequel les erreurs de manipulation ne seront pas critiques pour la suite de l'étude. Cette première série met au point avec succès le protocole de préparation et d'essai et évite de gaspiller les éprouvettes Charpy des autres tubes qui nous intéressent plus.
La deuxième série est celle des tubes soudés par la bitorche 50 mm (2B50, 1B50). Cette série est la plus importante, car elle possède les caractéristiques standard (chapitre II). De plus ce

procédé est bien maîtrisé par SERIMAX. Des éprouvettes ont été testées dans la soudure (LT) et dans le métal de base (TL).
Nous terminons par les autres essais sur tubes 1B100, 2B100 et 1Mono, qui ne possèdent pas les caractéristiques standard.

III.3.3. Le mouton Charpy instrumenté de 300 J

Les essais de résilience sont effectués chez GDF sur un mouton Charpy de 300 J instrumenté (Figure III-18).

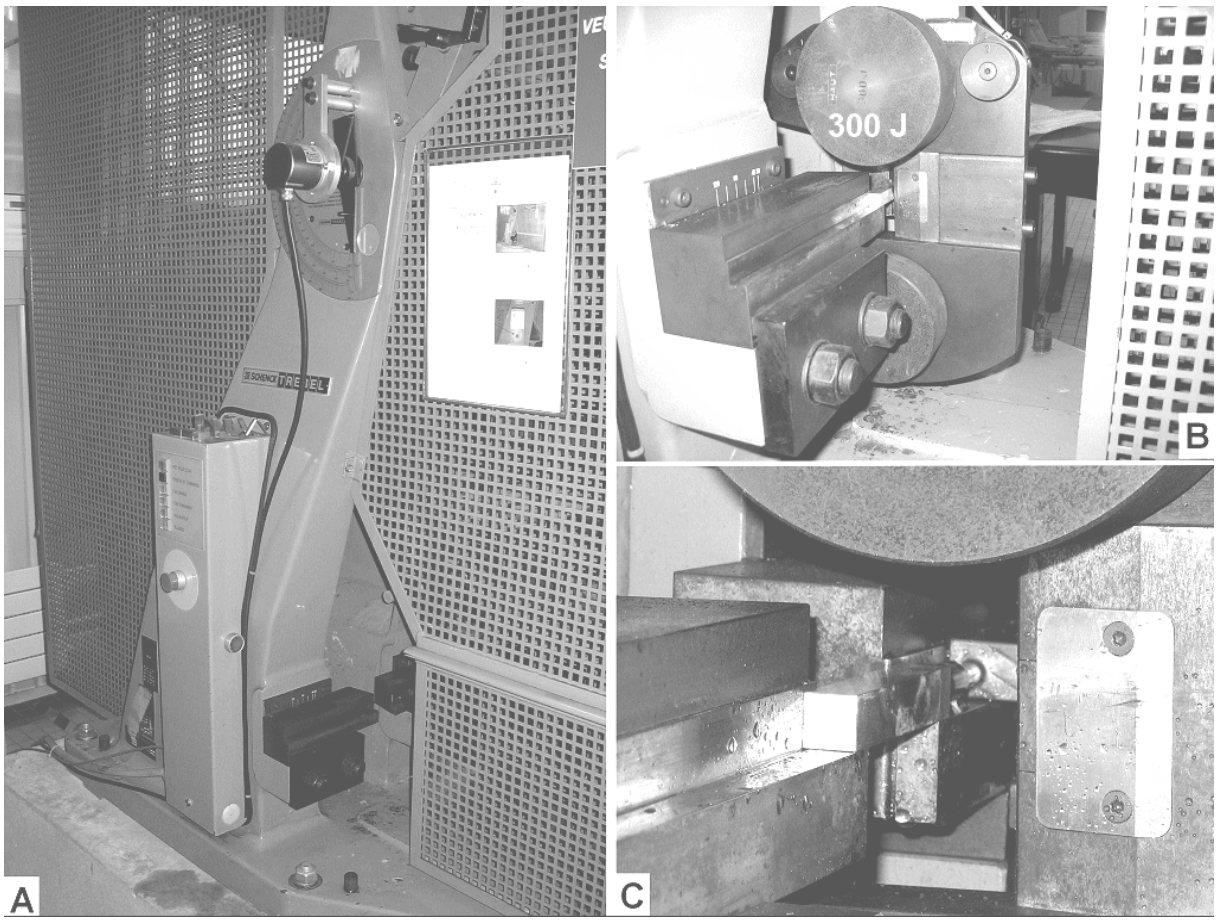


Figure III-18 : Mouton pendule Charpy Schenck 300 Joules, GDF

Le mouton Charpy ne dispose pas de chargement automatique de l'éprouvette à la température souhaitée. On utilise un bain thermostaté d'éthylène glycol pour des températures supérieures à -30 °C. On plonge l'éprouvette dans le bain réglé à la température souhaitée, lorsque la température de l'éprouvette est stabilisée, on la met en place rapidement pour la tester. Pour les températures inférieures, il est nécessaire de tremper l'éprouvette dans un cryostat rempli d'azote liquide et d'attendre la stabilisation de la température de l'éprouvette avant de la mettre en place sur le support pour un temps bien défini. Pour cela on effectue des courbes d'étalonnage température-temps pour connaître la température exacte de l'essai.
La courbe d'étalonnage est effectuée chaque début de demi-journée après une dizaine de série de mesures. Entre deux mesures, on place une éprouvette précédemment plongée dans l'azote pour garder le support à une température basse toujours constante. L'éprouvette

instrumentée est une éprouvette Charpy creuse au centre de laquelle est placé un thermocouple. L'éprouvette est transférée de l'azote liquide au support en un temps court et reproductible, qui est d'environ 40 secondes pour une température de -100 °C. On relève le temps tous les 10 °C (de -180 à -40 °C) à partir de la mise en place sur le support.
Lorsque la courbe d'étalonnage converge vers une courbe stable, les essais commencent.

La Figure III-19 montre les différentes courbes moyennes d'étalonnage obtenues. La courbe de résilience du métal de base a été effectuée sur 2 jours espacés de 8 mois, une courbe moyenne d'étalonnage a été utilisée pour assurer la cohérence entre les valeurs, car cette méthode induit forcément une erreur.

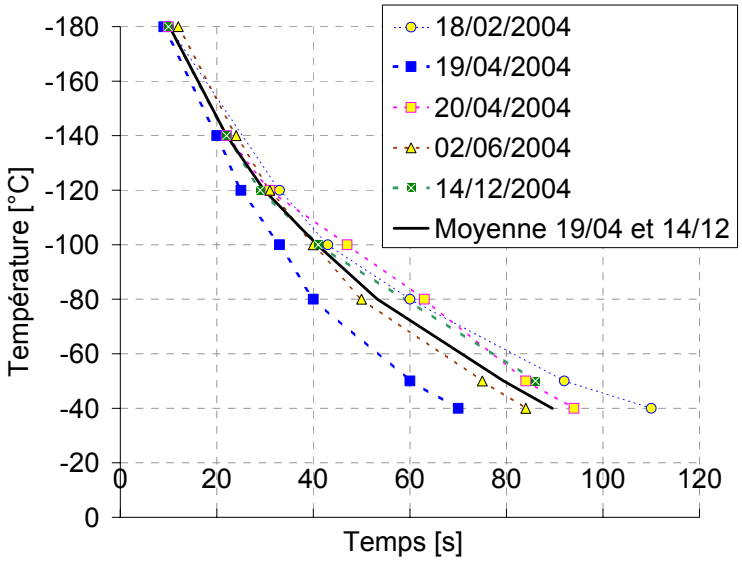


Figure III-19 : Courbes d'étalonnage pour fixer la température d'essai

L'énergie de rupture est mesurée par le mouton pendule et calculée par intégration de l'aire sous la courbe force-déplacement par le logiciel d'acquisition. La mesure de cette énergie permet de tracer des courbes de résilience pour situer la transition ductile-fragile (Figure III-20). La température de transition du métal de base testé en dynamique se situe vers -66 °C. La courbe est représentée par l'expression F(T) ci-après.

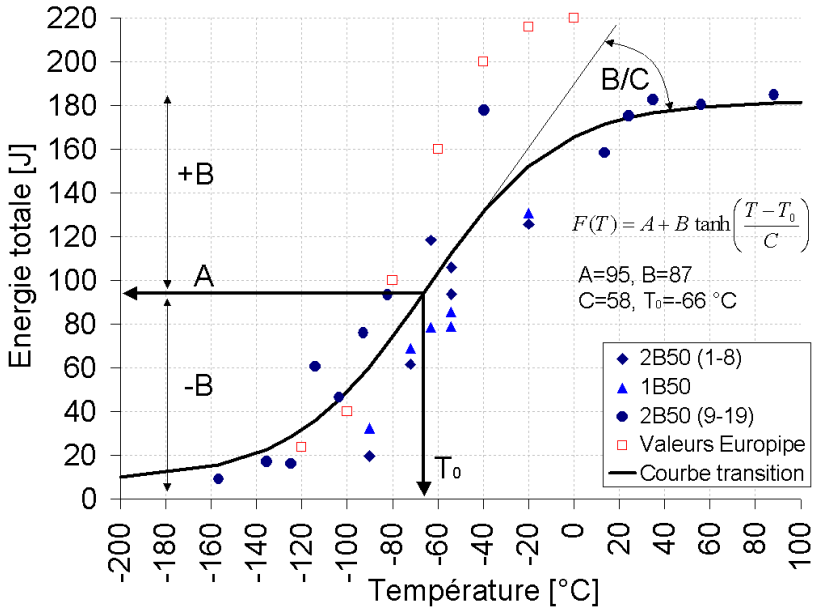


Figure III-20 : Courbe de transition du métal de base (RT B) d'après les valeurs mesurées sur le tube 2B50, comparées aux mesures sur le tube 1B50 et aux valeurs d'Europipe pour un tube typique en X100

La Figure III-21 rassemble quelques faciès d'éprouvettes testées dans le métal de base à 5 températures : -160, -100, -80, -60 et +35 °C. Quelle que soit la température, le phénomène de délaminage dans le plan LT est omniprésent. Les observations au microscope du délaminage sont conformes aux observations réalisées sur le barreau entaillé à la scie : le délaminage se produit par rupture fragile des bandes de ferrite et de bainite de l'acier.

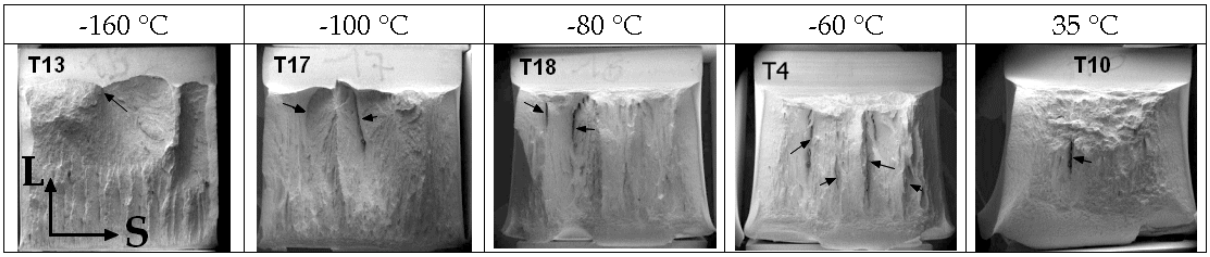


Figure III-21 : Faciès de rupture des éprouvettes Charpy dans le métal de base (TL) à différentes températures où les fissures de délaminage sont fléchées en noir

Sur la Figure III-22 on peut apprécier la translation de la courbe force-déplacement en fonction de la température. A –160 °C, la rupture est fragile, l'éprouvette casse rapidement et les observations au microscope permettent d'observer essentiellement des facettes de clivage. A -80 et -60 °C, près de la transition ductile - fragile, on observe des zones de rupture fragile avec des facettes de clivage, des marches correspondant aux couches de ferrite/bainite et des zones de rupture ductile avec des cupules (Figure III-23). A 35 °C le faciès est complètement ductile.

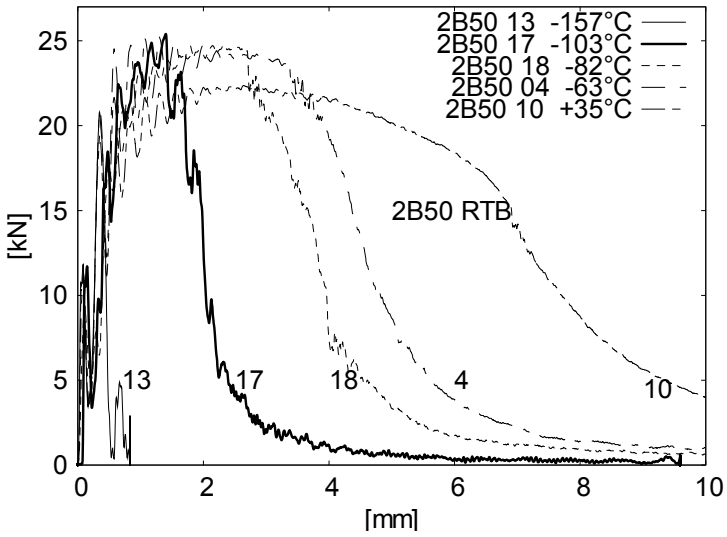


Figure III-22 : Force en fonction du déplacement du marteau, essais Charpy dans le métal de base (TL)

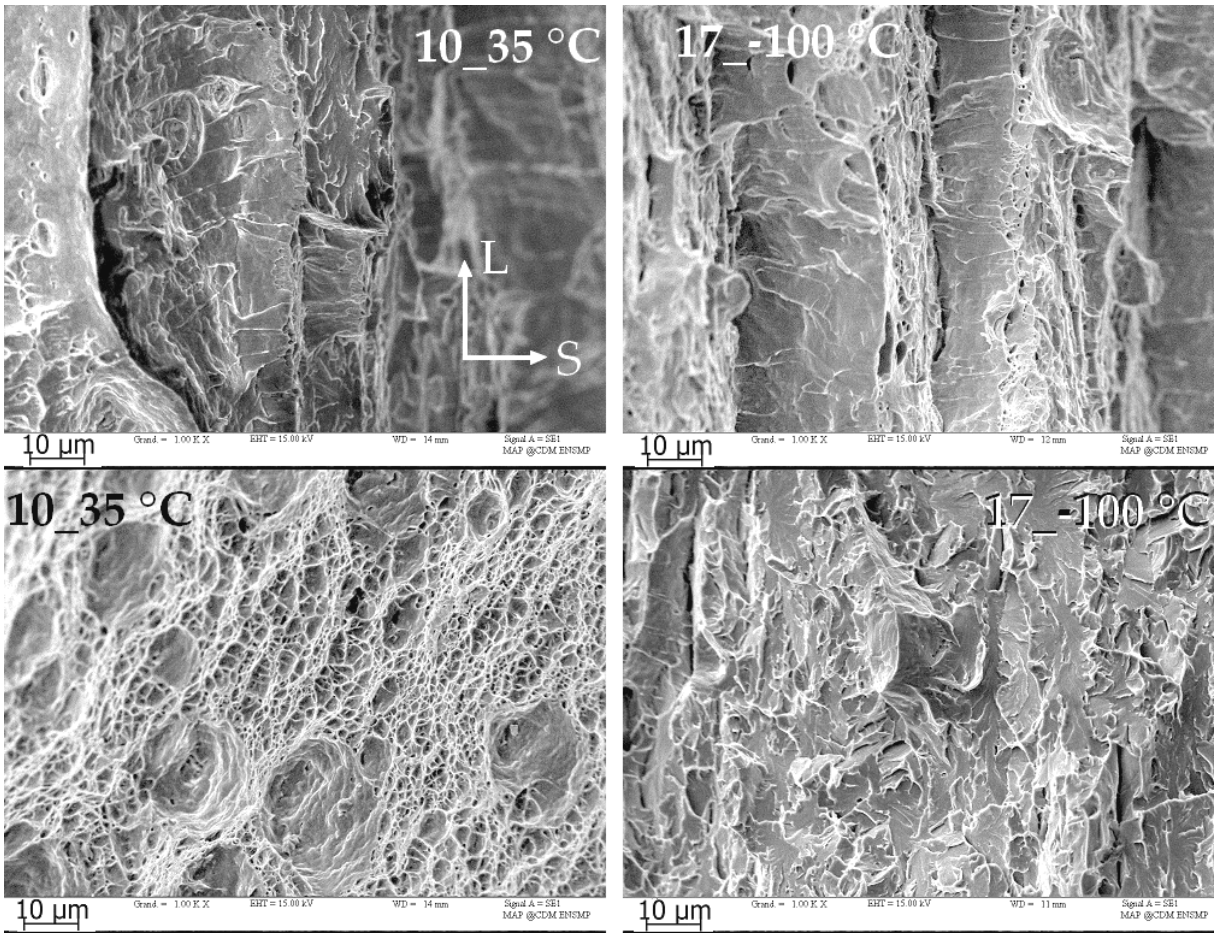


Figure III-23 : En haut, délaminage au moins partiellement fragile dans les 2 cas. En bas, rupture ductile à 35 °C et fragile à –100 °C

III.3.4. L'exploitation et choix des éprouvettes à expertiser

Les résultats détaillés sont rassemblés dans l'annexe E consacrée aux essais mécaniques. Les Figure III-24 et Figure III-25 représentent les résultats sous forme de graphique énergie-température pour le 2Mono et le 2B50.

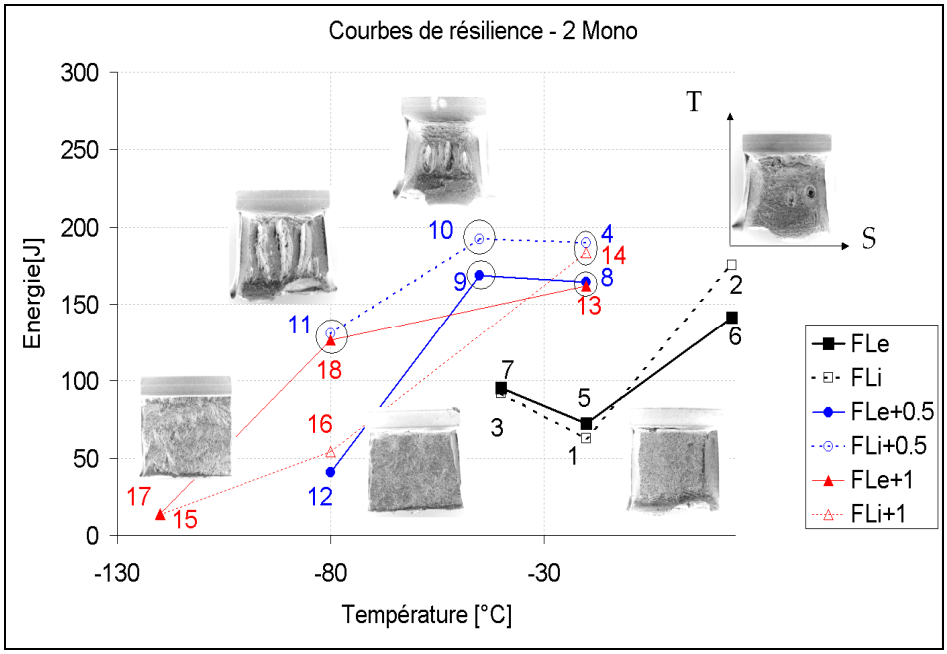


Figure III-24 : Courbe de résilience pour l'assemblage 2Mono (e : à 2 mm de la peau externe, i : à 2 mm de la peau interne).

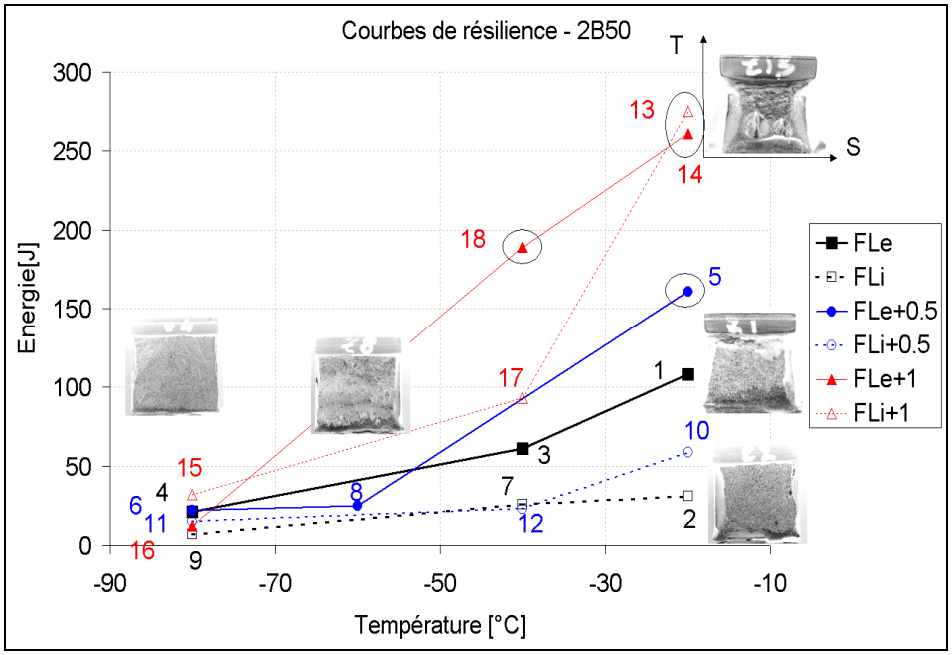


Figure III-25 : Courbe de résilience pour l'assemblage 2B50, (e : à 2 mm de la peau externe, i : à 2 mm de la peau interne).

On montre que les ruptures survenant à haute énergie et basse température (E>120 J, T<0°C), sont dues au délaminage du métal de base. Ces éprouvettes-ci ne permettent pas de trouver les points faibles en rupture fragile.
Par contre, les éprouvettes cassant à une énergie comprise entre 5 et 70 J pour des températures inférieures à -20 °C présentent un amorçage fragile et sont observées au microscope électronique à balayage pour repérer l'amorçage sur le faciès. Une coupe perpendiculaire au faciès permet d'analyser la microstructure dans la zone de rupture.

Observations :
- Les éprouvettes entaillées à FL sont moins résilientes (2Mono), et il y a la présence d'un point relativement bas pour les courbes FL à -20 °C (énergies de 90 et 79 J/cm²) (cf. Figure III-24, courbes noires) ;
- On remarque que les éprouvettes issues des tubes bitorche 50 mm ont des points bas reproductibles dès –20 °C en FL, contrairement aux monotorches et bitorche 100 mm (cf. annexe) ;
- Pour l'ensemble des tubes les énergies de rupture sont plus élevées lorsque l'entaille est près de FL+1 ;
- Pour le tube 2B50, les énergies de rupture sont peu différentes pour FL et FL+0.5, mais pour l'ensemble des tubes les énergies avec les entailles situées en FL+0.5 se situent entre les énergies avec les entailles placées en FL et FL+1 ;
- Il n'y a pas d'effet d'épaisseur pour le procédé monotorche. A l'inverse, la résilience est plus élevée pour les procédés bitorche 50 et 100 mm, dans la partie près de la peau externe (e) ;
- En général, pour la résilience Mono>B100>B50 pour des températures T < -40 °C pour FL et FL+0,5. Lorsqu'on est à –20 °C en FL, B100>Mono> B50. Il s'en dégage que le procédé bitorche 50 mm casse de façon plus fragile que le procédé monotorche ou le procédé bitorche 100 mm. Le procédé bitorche 50 mm est donc bien l'assemblage le plus représentatif d'une soudure critique, puisqu'il respecte les spécifications en termes de résistance mécanique (chapitre II) et présente des points bas en résilience.

III.3.5. L'identification de la zone de rupture fragile dans le 2B50

Les éprouvettes de résilience rompues sont observées au microscope électronique à balayage pour localiser l'amorçage de la fissure (Figure III-26), puis polies, attaquées et observées au microscope optique pour identifier le chemin de propagation de la fissure (Figure III-27 et Figure III-28).
Les fractographies prises près de l'amorçage, montrent que la rupture est fragile. L'amorçage de la rupture fragile n'est pas toujours un point unique. De plus la taille des facettes de clivage varie entre 20 et 40 μm (chapitre II) dans la zone à gros grains près de la ligne de fusion. Grâce aux coupes perpendiculaires, on arrive à établir un cahier des charges sur la microstructure responsable de la rupture. La taille des facettes de la zone à grains fins est inférieure à 10 μm. Dans les deux cas, la taille des facettes se rapproche de la taille de l'ancien grain austénitique.

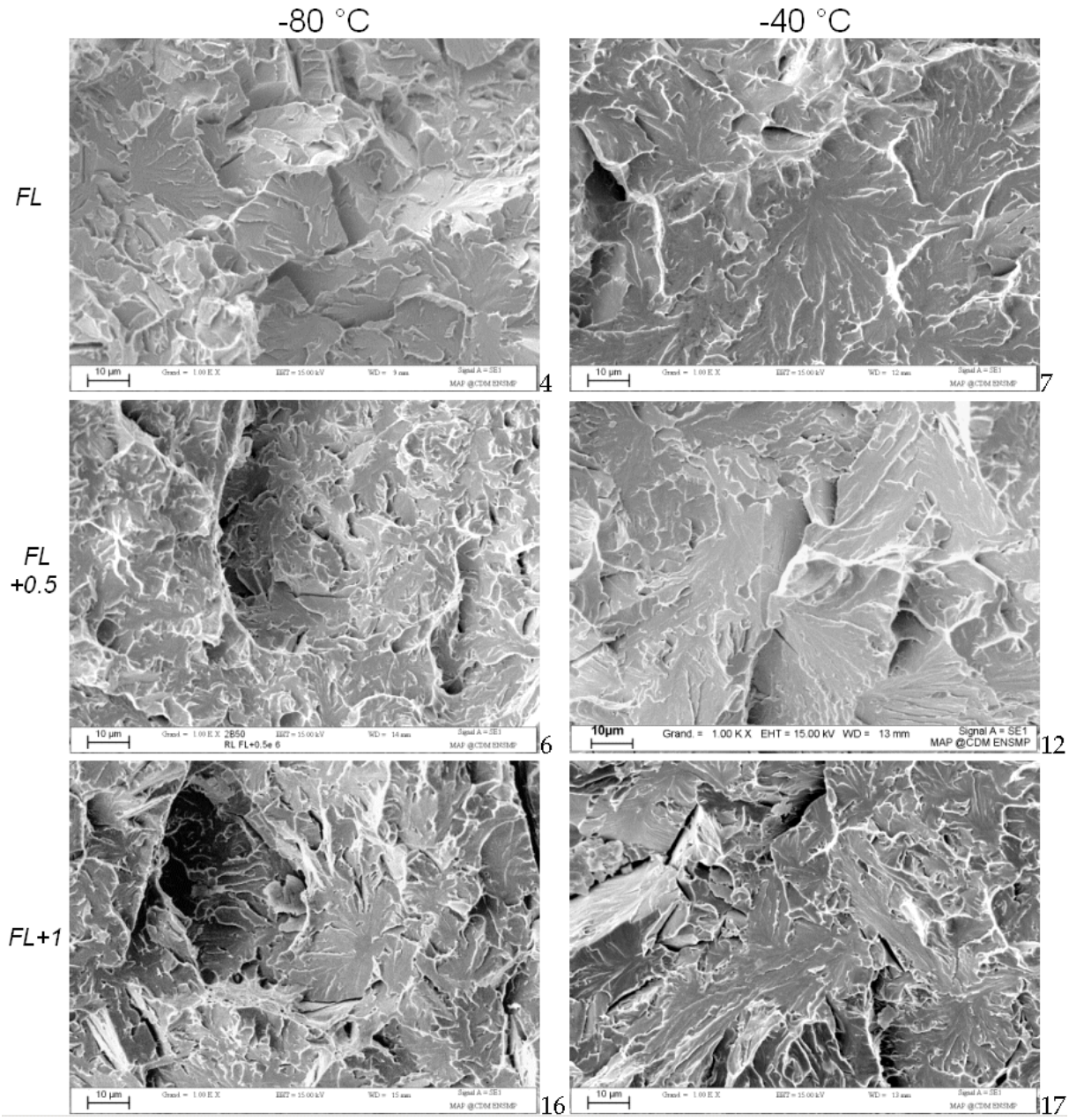


Figure III-26 : Fractographies dans le plan TS des éprouvettes Charpy 2B50 entaillées en FL+x

La comparaison entre le chemin de la fissure et l'énergie de rupture permet de voir que la rupture consomme peu d'énergie lorsque la fissure passe dans la zone à gros grains près du métal fondu. La microstructure de cette zone fragilisante est de la bainite supérieure avec des composés M-A et des inclusions de nitrures de titane TiN (Figure III-27 et Figure III-28).
La recherche de l'amorçage ne conduit pas forcément à un point unique. On peut trouver à l'amorçage un défaut de ligne de fusion (Figure III-29), une facette fragile avec un TiN (Figure III-30) ou une zone ductile (Figure III-31), tout dépend du placement de l'entaille et de la température d'essai.

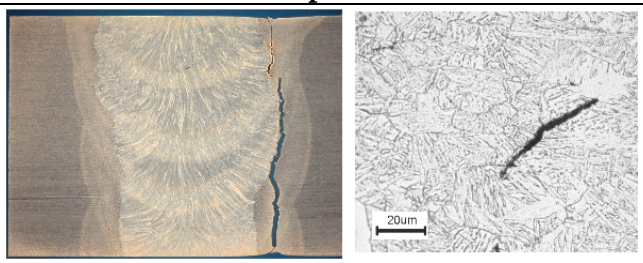
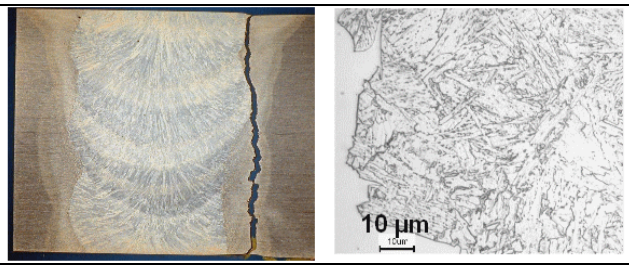
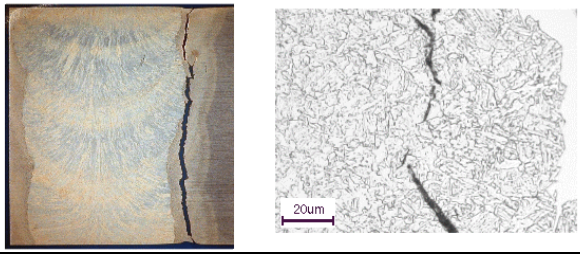
2B50	-80 °C peau externe (e)	
FL		n°4 17 J
FL+0.5		n°6 18 J
FL+1		n°16 9 J

Figure III-27 : Propagation de la fissure et énergie de rupture en fonction du placement de l'entaille à –80 °C

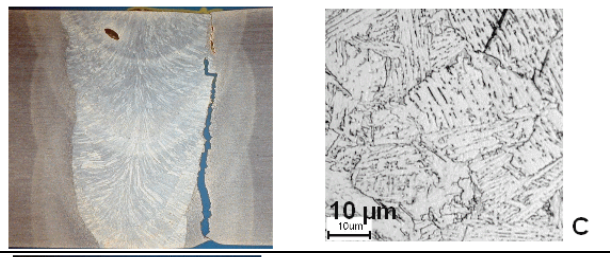
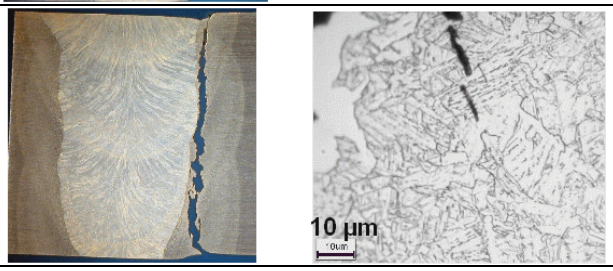
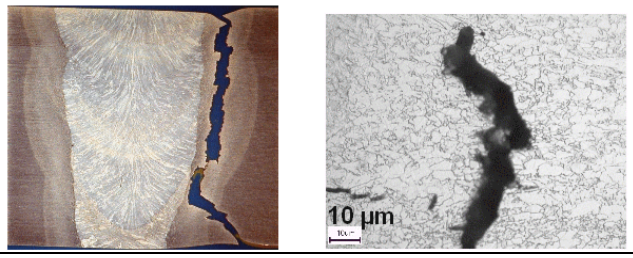
2B50	-40 °C peau interne (i)	
FL		n°7 21 J
FL+0.5		n°12 18 J
FL+1		n°17 74 J

Figure III-28 : Propagation de la fissure et énergie de rupture en fonction du placement de l'entaille à –40 °C

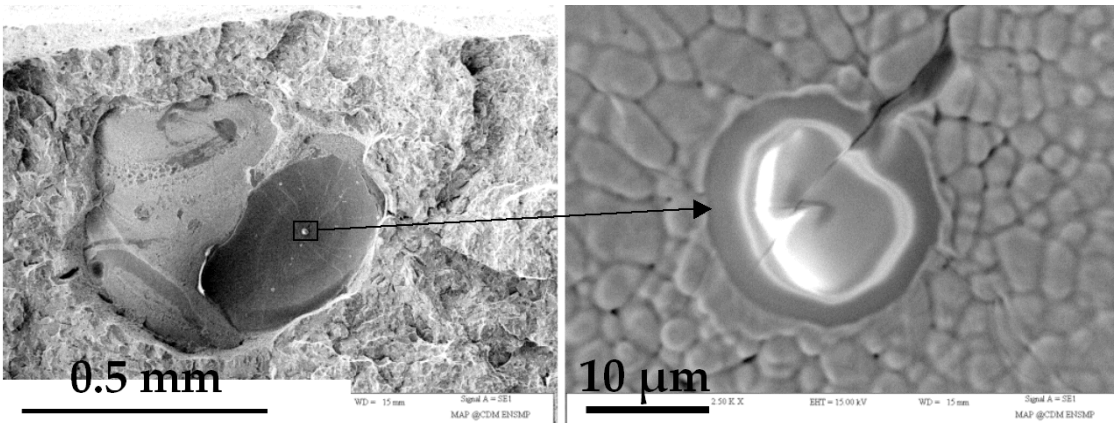


Figure III-29 : Défaut de soudage, soufflure à la ligne de fusion (RL FL_16)

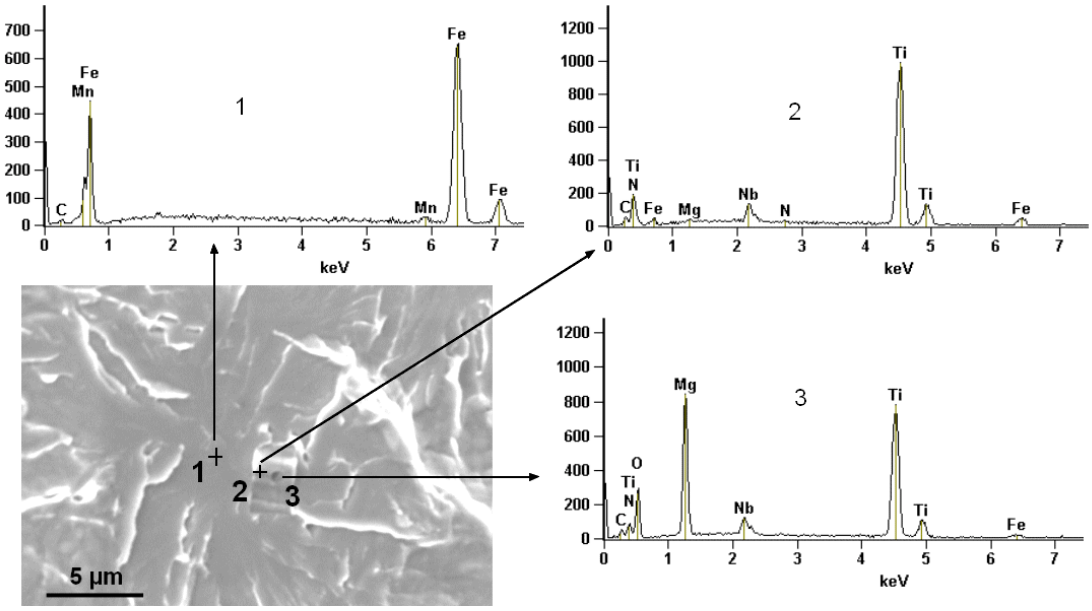


Figure III-30 : Analyse EDX : particule MgO entourée d'un TiN dans la matrice Fe-Mn de l'acier

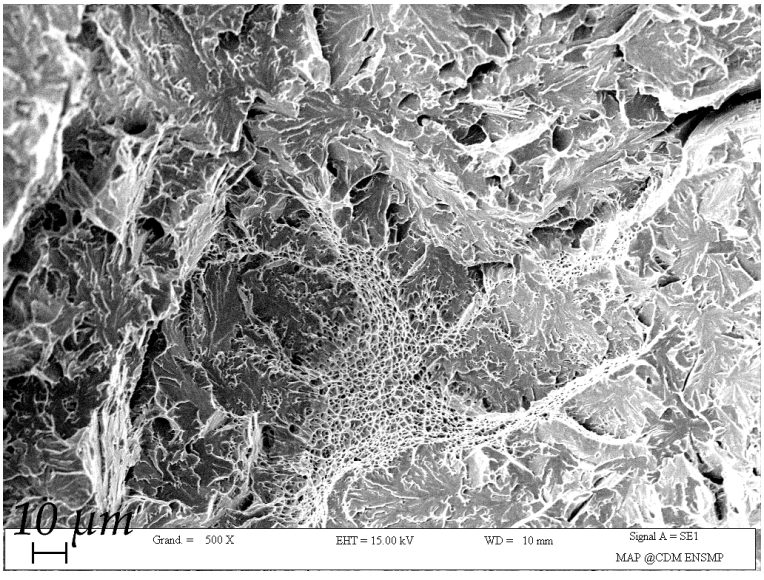


Figure III-31 : Zone ductile à l'origine du clivage 2B50, charpy dynamique, FLe_-20 °C

III.4. La comparaison entre les procédés bitorches

La Figure III-32 met en évidence la similarité des courbes de traction travers joint des deux procédés bitorches (50-joint-L et 100-joint-L), mise à part la présence de défauts dans le joint, provoquant une rupture précoce du B100 (100-joint-L). On sait que les métaux de base sont identiques, mais que les métaux fondus sont différents. Les essais de traction traversant la soudure montrent que la déformation a principalement lieu dans la ZAT, même si le métal de base se déforme aussi. Le fait que les courbes macroscopiques se superposent suggère que les ZAT des deux procédés bitorches sont similaires.

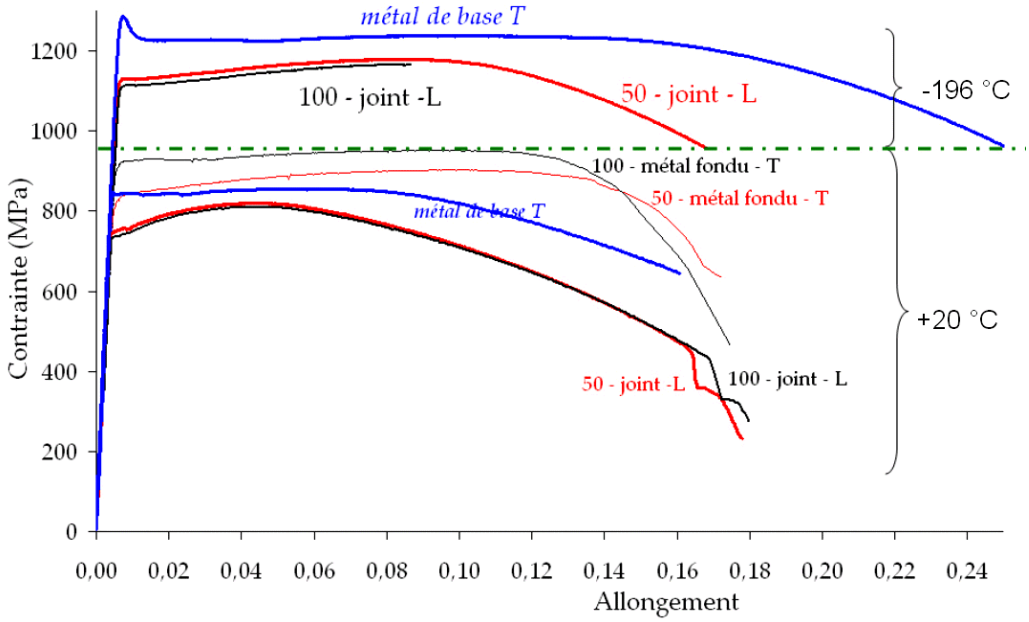


Figure III-32 : Comparaison des essais de traction en travers du joint, du métal de base et du métal fondu pour les procédés bitorches 50 mm et 100 mm (épaisseur 20.6 mm) à 20 °C et –196 °C

Les mesures de dureté ne montrent pas de différences fondamentales entre le procédé bitorche 50 mm et le procédé bitorche 100 mm. Seule la ZAT est légèrement moins étendue (Figure III-33, page 103) pour le procédé bitorche 100 mm, ce qui peut expliquer la meilleure ténacité observée avec les essais Charpy.

III.5. La comparaison entre les essais et les résultats de la littérature

Le Tableau III-1 donne un aperçu des propriétés mécaniques du métal fondu de la soudure de raboutage. La soudure étudiée est plus dure (R plus élevés) et surtout moins écrouissable ($Rp_{0,5}/R_m$ ~1) que les soudures étudiées dans la littérature.

	Référence	*$Rp_{0.2}$ [MPa]*	*$Rp_{0.5}$ [MPa]*	*R_m [MPa]*	*$Rp_{0,5}/R_m$*
Bitorche	2B50_TW1	834	845	903	0,93
	DT3 S 3h	727	724	872	0,83
Monotorche	2Mono_TW1	1000	1010	1022	0,98
	ST3 S 3h	902	874	949	0,92

Tableau III-1 : Résultats des essais de traction du métal fondu (TW1) comparés aux données dans [GIAN05]

Le Tableau III-2 rassemble les résultats d'un joint équivalent étudié par SNAM [BARS01] et de l'assemblage, 2B50, étudié au cours de cette thèse au CDM. Le premier procédé est un soudage automatisé du SNAM (GMAW « Passo » system). L'acier X100 utilisé ne contient ni cuivre, ni chrome. Le deuxième est le procédé de soudage bitorche 50 mm de SERIMAX. L'acier X100 étudié au CDM est celui présenté dans le chapitre II. Les valeurs des essais de traction dans le métal fondu sont proches, mais les résultats des essais de traction travers joint et des mesures de dureté dans la ZAT donnent des valeurs inférieures pour le 2B50 que pour l'assemblage du SNAM. En effet, le 2B50 est l'assemblage retenu, qui possède la zone affectée la plus pénalisante parmi les six assemblages testés.

Type de fil	Test Allweld 2 essais SNAM 1 essai 2B50, CDM		Test de traction travers soudure 2 essais SNAM 1 essai 2B50, CDM		Dureté HV10 maximale, SNAM HV0.2 moyenne, 2B50, CDM		
Valeurs	*$Rp_{0.2}$*	*Rm*	*Rm*	*Position rupture*	*ZAT*	*W*	*B*
ER 100 S-G, SNAM	851-856	921-941	813-816	B	298	323	281
ER 100 S-1, CDM	848	903	788	B	280	317	282

Tableau III-2 : Comparaison entre les essais mécaniques du SNAM et du CDM sur le métal fondu et le travers joint

D'après les spécifications, l'énergie de rupture à -20 °C doit être supérieure à 40 J. Les essais Charpy sur le métal fondu (SNAM, publications d'Europipe n°38) montrent une énergie absorbée suffisante dès -50 °C. Le métal fondu n'est donc pas critique en termes de résilience. Une seule éprouvette a été testée par le CDM, il s'agit d'une éprouvette entaillée dans le métal fondu du tube de 12.7 mm d'épaisseur soudé en monotorche. L'énergie de rupture est de 154 J à -20 °C.

Ces résultats montrent que les soudures à l'étude ne sont pas exotiques par rapport aux soudures à l'étude chez les concurrents.

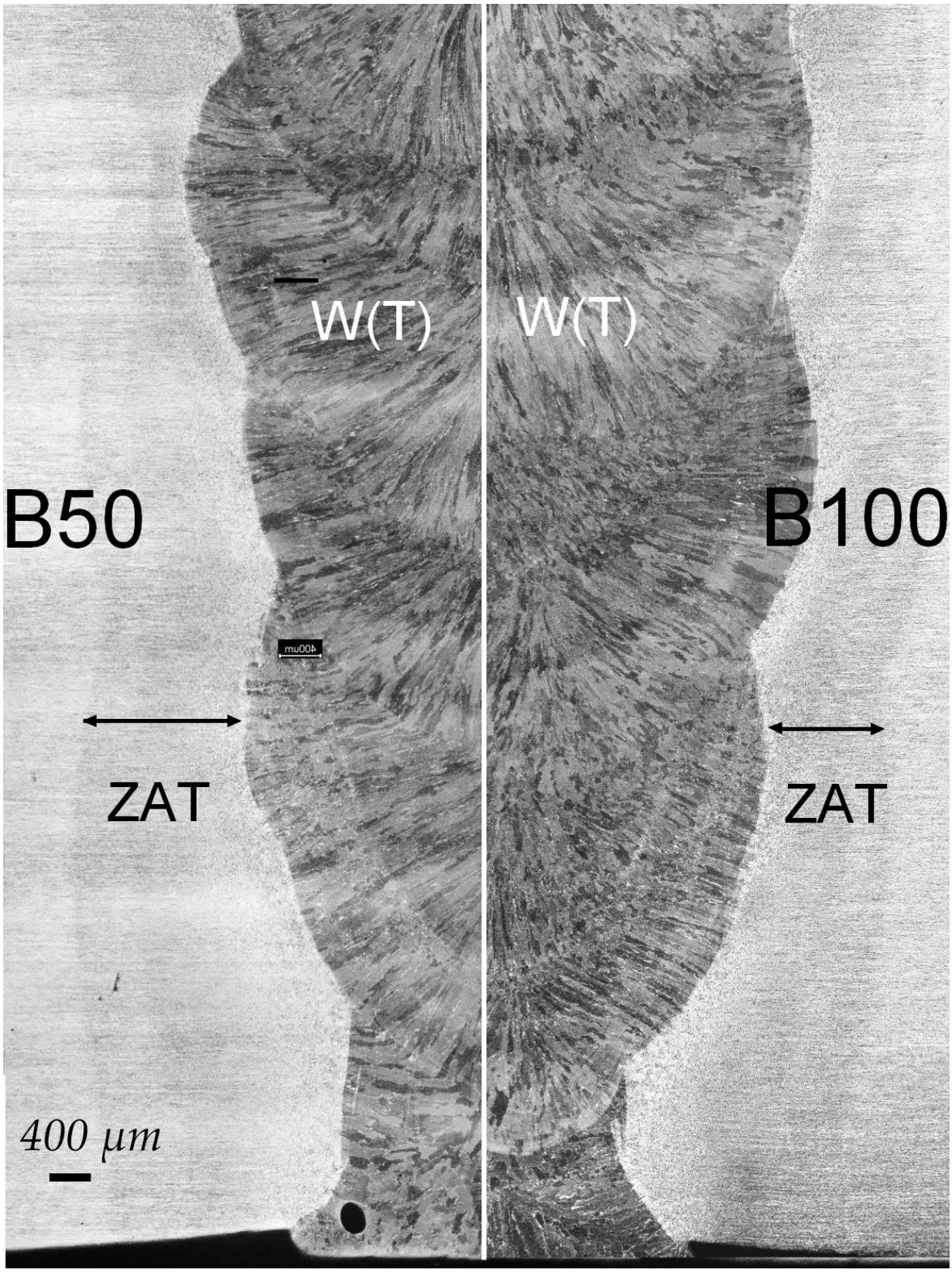


Figure III-33 : Micrographie des soudures bitorches espacées de 50 mm et de 100 mm, Nital

Les essais sur l'ensemble des 6 tubes ont permis de mieux connaître le mécanisme de déformation et de rupture des joints soudés.

L'amorçage de la fissure se fait préférentiellement sur un défaut en ligne de fusion ou dans le métal fondu, sur une particule dans la ZAT ou par délaminage dans le plan LT du métal de base. La propagation de la fissure se fait plus facilement dans la ZAT C à gros grains, ce qui va dans le sens de l'étude de [LAMB01these], qui explique la propagation facilitée de la fissure grâce à la présence de particules M-A aux joints de grains.

Pour modéliser le joint soudé, on choisit de retenir deux microstructures :

- la ZAT C, qui joue un rôle dans l'amorçage et la propagation, car elle possède une mauvaise résilience avec ses gros grains bainitiques, ses M-A et ses inclusions. Cette ZAT C sera étudiée au niveau de son comportement mécanique et de sa rupture ;

- la ZAT F, qui joue un rôle dans la répartition des contraintes et des déformations, car elle possède une faible dureté. Cette ZAT F sera étudiée au niveau de son comportement.

Le chapitre IV explique la méthode utilisée pour reproduire ces microstructures.

Chapitre IV - Reproduction de la ZAT

IV.1. SOUDAGE INSTRUMENTE 106

IV.1.1. DONNEES SUR L'INSTRUMENTATION ET LES CYCLES DE SOUDAGE 106
IV.1.2. EXPLOITATION DES RELEVES DE TEMPERATURES 108
IV.1.2.1. Equations de la thermique - Rykaline 109
IV.1.2.2. Calcul de la température en un point de la ZAT 111

IV.2. PRESENTATION DE LA MACHINE GLEEBLE 112

IV.2.1. PRESENTATION DU DISPOSITIF 112
IV.2.2. EBAUCHES Φ5 ET □11 113
IV.2.3. REGLAGES DE L'ASSERVISSEMENT 113
IV.2.4. VITESSE DE REFROIDISSEMENT ET HOMOGENEITE DE CHAUFFE 114
IV.2.4.1. Vitesse de refroidissement 114
IV.2.4.2. Homogénéité de chauffe entre les mors en cuivre 115

IV.3. MISE AU POINT ET VALIDATION DES CYCLES 117

IV.3.1. CYCLES EXISTANT DANS LA LITTERATURE 117
IV.3.2. INFLUENCE DE LA VITESSE DE REFROIDISSEMENT ET DE LA TEMPERATURE MAXIMALE SUR LA TAILLE DES GRAINS ET LA DURETE 118
IV.3.3. ESSAIS DE CYCLES : INFLUENCE DU NOMBRE DE CYCLES ET DE LA TEMPERATURE MAXIMALE ATTEINTE 120
IV.3.4. CYCLES CREES POUR SIMULER LES ZAT REELLES 121
IV.3.5. TEMPERATURES DE TRANSFORMATION DE L'ACIER X100 A L'ETUDE 123

Comme on l'a vu dans le chapitre II, la zone affectée thermiquement des soudures de gazoducs mesure 2 millimètres. Cette largeur ne permet pas de prélever d'éprouvettes pour connaître le comportement mécanique. Dans le chapitre III, nous avons choisi de reproduire deux microstructures :

- la première est la ZAT C : microstructure bainitique à gros grains (~30 µm) avec des composés M-A aux joints de grains, qui possède une dureté de 290 HV_{10} ;

- la deuxième est la ZAT F à 1-2 mm de FL : microstructure bainitique formée de petits grains, qui possède une faible dureté (~245 HV_{10}). Elle n'est pas critique vis-à-vis de la rupture fragile, mais sa faible dureté influence probablement les contraintes locales et les champs de déplacement de la ZAT C voisine lors des essais sur joint soudé.

Ces deux microstructures sont recréées à l'aide d'un simulateur thermomécanique, en volume suffisant pour pouvoir usiner des éprouvettes entaillées dans la zone homogène. La réponse mécanique permettra de caler les paramètres du modèle numérique et de prévoir le comportement de la soudure.

IV.1. Soudage instrumenté

Dans le but de recréer au mieux la ZAT, l'entreprise SERIMAX a étudié les cycles thermiques subis par cette zone.
Des relevés de températures au cours de cycles de soudage en conditions réelles ont été réalisés sur sillons. Un sillon est une rainure circulaire usinée dans l'épaisseur d'un tube de manière à reproduire au mieux un accostage classique qui serait réalisé entre deux tubes. Il ne s'agit pas de l'assemblage de deux tubes bien distincts. La bride interne a tout-de-même été mise en place pour recréer au mieux les conditions de dissipation de chaleur. Les mesures sont réalisées sur 2 épaisseurs de tubes en acier de grade **X65** : 12.7 et 20.6 mm. Cet acier est très semblable à l'acier X100 et on aura des propriétés thermiques similaires sauf pour les températures de transformation de phases.

IV.1.1. Données sur l'instrumentation et les cycles de soudage

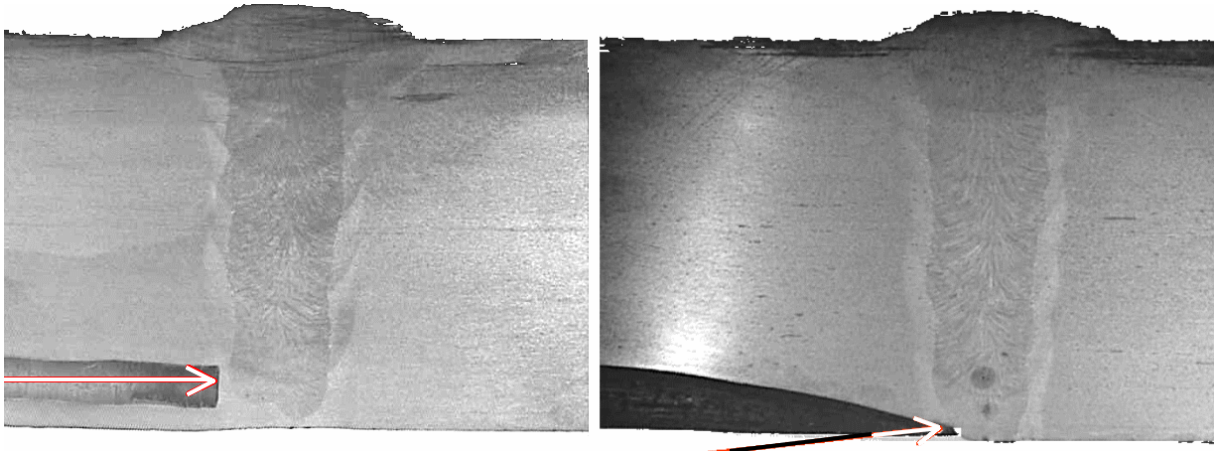


Figure IV-1 : Exemple de soudage des thermocouples au fond du meulage dans le tube de 20.6 mm. Positionnés à droite à 3 mm de la peau interne et à gauche en racine à 1.5 mm de l'axe soudure

Les thermocouples sont soudés au fond de lamages à fond plat ou de meulages en peau interne du tube (Figure IV-1). Ils se situent à :

- 0.5 mm et 3 mm de la peau interne, mi-épaisseur ou 3 mm de la peau externe ;
- ou à 1, 1.5, 2, 2.5 ou 3 mm de l'axe soudure (centre du chanfrein).

La Figure IV-2 schématise la position des thermocouples par rapport à la géométrie du chanfrein et à la hauteur du métal déposé par chaque torche. Les niveaux de métal fondu déposé sont mesurés entre chaque passage de bitorche, on divise par 2 pour avoir le niveau après chaque torche.
Les distances à la ligne de fusion, utiles par la suite, sont mesurées à partir de ces schémas en prenant la distance la plus courte entre le thermocouple et l'intersection entre le niveau de la passe et le chanfrein.

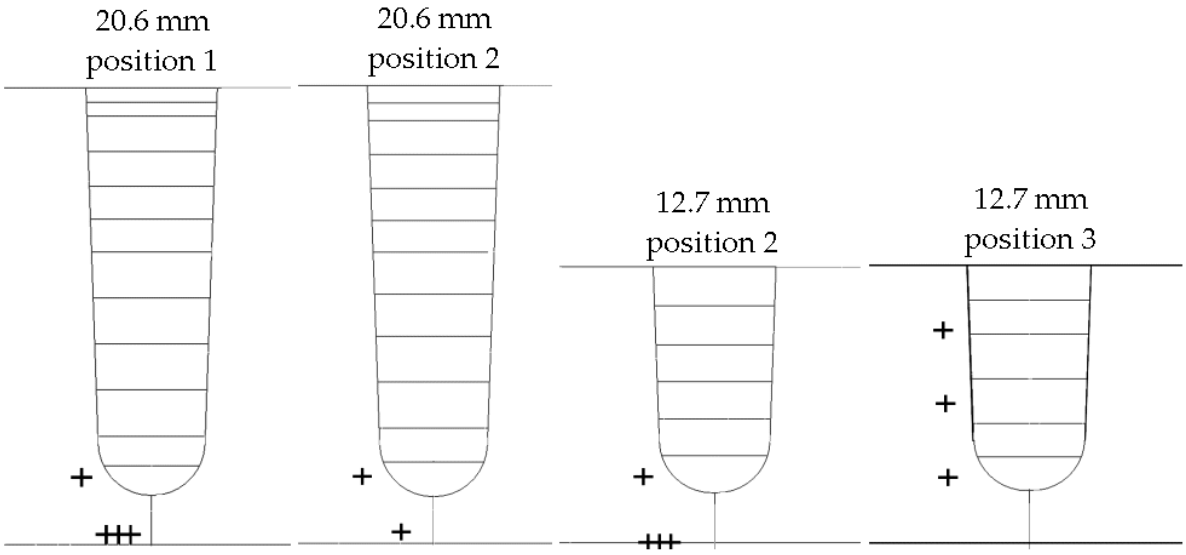


Figure IV-2 : Manchettes, niveaux de remplissage et thermocouples (+) pour les 2 épaisseurs de tubes

Les paramètres donnés sont : l'énergie de l'arc (Tableau IV-1), les propriétés physiques de l'acier (λ, ϱ, c, T_F), la température de préchauffage, la température interpasse, l'épaisseur de la tôle et la distance du thermocouple à la source de chaleur.

Passe	Energie (kJ/mm)	Tube 12.7 mm	Tube 20.6 mm
1	~ 0.25 à 0.30	x	x
2	~ 0.36 à 0.45	x	x
3	~ 0.36 à 0.45	x	x
4	~ 0.36 à 0.45	non	x
5	~ 0.36 à 0.45	non	x
6	~ 0.31 à 0.45	x	x

Tableau IV-1 : Fourchette énergétique de chaque torche à chaque passe pour les deux épaisseurs de tubes

IV.1.2. Exploitation des relevés de températures

L'instrumentation du soudage permet d'obtenir :

-la variation de la température maximale dans le temps ;

-la variation de la température maximale en fonction de la distance à la ligne de fusion.

Figure IV-3 : Mesures de température en conditions réelles de soudage (bitorche, bride interne en cuivre)

La Figure IV-3 présente le dispositif utilisé pour l'acquisition des cycles en conditions réelles. Le chariot bitorche soude la virole usinée en circulant sur un rail fixé sur la périphérie du tube. Une entaille a été réalisée pour pouvoir percer les lamages et souder les thermocouples de type K de 0.3 mm de diamètre. La bride interne en cuivre qui permet habituellement de mettre les deux tubes bien en face est insérée ici pour retrouver des conditions thermiques similaires à celles du soudage réel. On suppose alors que l'entaille usinée pour les thermocouples, qui se situent à 40 mm de l'axe soudure n'a pas d'influence sur les cycles mesurés.

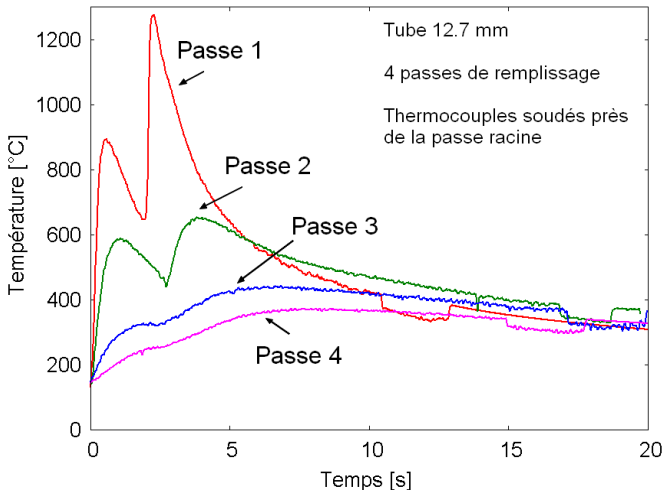


Figure IV-4. Enregistrement près de la peau interne lors des 4 passages du chariot bitorche

La Figure IV-4 donne les résultats d'acquisition d'un thermocouple situé en peau interne. Au fur et à mesure que le métal d'apport remplit le chanfrein, la distance de la source chaude s'éloigne du thermocouple et la température maximale enregistrée diminue. Les données

utilisées seront la distance la plus courte entre le thermocouple et la ligne de fusion de la passe en question, la température maximale, et la vitesse de refroidissement.

IV.1.2.1. Equations de la thermique - Rykaline

La mise au point de la simulation de la zone affectée thermiquement nécessite la connaissance du cycle thermique du soudage à l'arc.

Nous utilisons la résolution de l'équation de la chaleur simplifiée, proposée par Rosenthal dès 1935, prolongée par Rykaline, Clyde et Adams [BLON01]. Ce modèle de dissipation thermique en trois dimensions s'applique au soudage à l'arc d'un tube épais (écoulement radial de la chaleur).
L'apport énergétique H du soudage à l'arc est :

$$H = \frac{VI\eta}{v_a}, \qquad \textbf{(IV-1)}$$

Où V est la tension de l'arc électrique en volts, I est l'intensité de l'arc en ampères, η est le coefficient d'efficacité énergétique du procédé et v_a est la vitesse de déplacement de l'arc en m/s. L'énergie est principalement dissipée par conduction. Le coefficient d'efficacité énergétique dépend du rendement thermique η_P et de la géométrie du dépôt et de l'assemblage η_G : $\eta = \eta_P \times \eta_G$.

La conductibilité thermique Γ (J.m^{-1}.K^{-1}.s^{-1}) est supposée constante en un point de coordonnées (x,y,z) , dans le plan de la tôle, le chauffage est décrit par :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = k\left[\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}\right], \qquad \textbf{(IV-2)}$$

Où T est la température, t est le temps, k =Γ/(ρ.*C*) est la diffusivité thermique (m².s^{-1}) avec ρ la densité et *C* la chaleur spécifique.

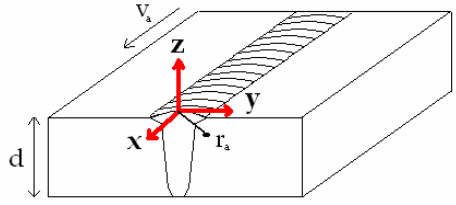


Figure IV-5 : Définition du système de coordonnées, où une source de chaleur se déplace à une vitesse constante.

On peut définir un système de coordonnées mobiles lié à la source (Figure IV-5) en posant :

$$\xi = x - v_a.t \ , \ r_a^2 = \xi^2 + y^2 + z^2 , \qquad \textbf{(IV-3)}$$

de manière à résoudre l'équation (IV-2) dans le plan de la tôle où l'origine est la source de chaleur, on obtient alors pour une dissipation de la chaleur tridimensionnelle :

$$T - T_0 = \frac{H.v_a}{2\pi\Gamma r_a}\exp\left(-v_a\frac{\xi}{2k}\right)\exp\left(-v_a\frac{r_a}{2k}\right), \qquad \textbf{(IV-4)}$$

Où T_0 est la température de préchauffage.

Le cycle thermique subi en un point par le métal de base s'exprime ainsi :

$$T(t) - T_0 = \theta_1 \frac{\Delta t_{T1}^{T2}}{t} \exp\left(- \frac{\Delta t_{T1}^{T2}\ \theta_1}{e\left(T_p - T_0\right)t} \right), \qquad \textbf{(IV-5)}$$

avec T_p est la température du pic du cycle thermique, $e = ln(10)$

$\theta_1 = \left(\frac{1}{T1 - T_0} - \frac{1}{T2 - T_0} \right)^{-1}$, θ_1 = 933.3 avec T_0=100 °C, T1=500 °C, T2=800 °C,

T_0 = 100 °C, température de préchauffage,

t le temps,

Δt_{T1}^{T2} est le temps de refroidissement entre T2 et T1

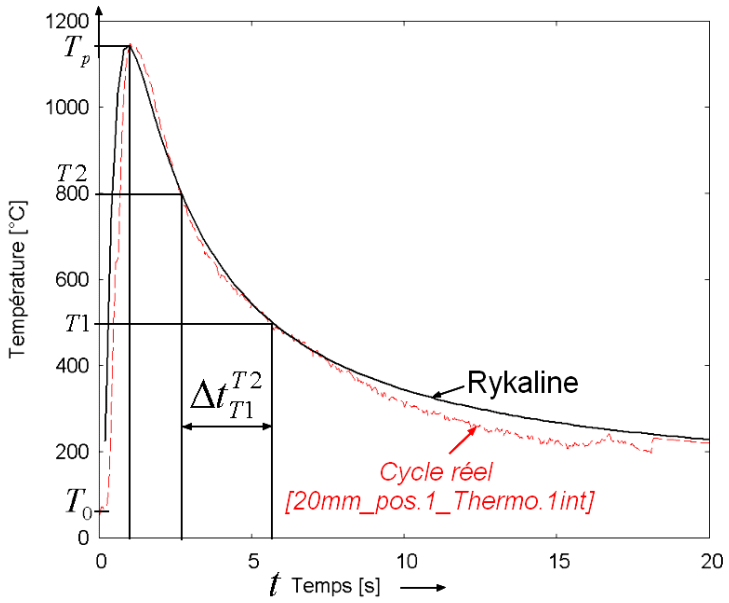


Figure IV-6 : L'équation (IV-5) de Rykaline ajustée sur la température mesurée à 1.5 mm de FL

L'équation (IV-5) de Rykaline donne la relation entre la *température et le temps* et représente très bien l'allure des cycles thermiques mesurée en conditions réelles (Figure IV-6). Le Tableau IV-2 donne la valeur des paramètres utilisés pour représenter les cycles réels.

Acquisitions	T_{max} (°C)	$DT_{800\text{-}500}$ (s)	$\Delta t_{T_1}^{T_2}$	T_0
12-1-pic2-int	1284	3.04	2.3	150
12-2-pic2-int	1275	3.50	2.3	150
20-1-pic2-int	1148	2.88	2.3	150
20-2-pic2-int	1080	2.90	2.7	150
X100-803050	1275	17.16	17.0	50

Par exemple, 12-1-pic2-int correspond au cycle thermique relevé par un thermocouple placé proche de la peau interne du tube de 12mm d'épaisseur en position 1 lors du passage de la 2e torche.

Tableau IV-2: Paramètres ajustés pour l'équation de Rykaline (IV-5)

IV.1.2.2. Calcul de la température en un point de la ZAT

La température de pic est évaluée à l'aide des conditions de soudage, du rendement, de la géométrie, et de la distance (x) mesurée à l'aide des informations sur la hauteur des passes et le placement des thermocouples. L'équation (IV-6) donne la relation entre la *température maximale et la distance à la ligne de fusion.*

$$T_{\max}(x) = T_0 + \frac{1}{\frac{\pi\, e\, \rho\, C}{2\, q/v} \times (x^2 + 2\, R\, x) + \frac{1}{T_F - T_o}} \qquad \textbf{(IV-6)}$$

avec

R = 3.5 mm, rayon d'une passe

x distance entre le thermocouple et la ligne de fusion

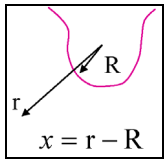
T_F = 1500 °C

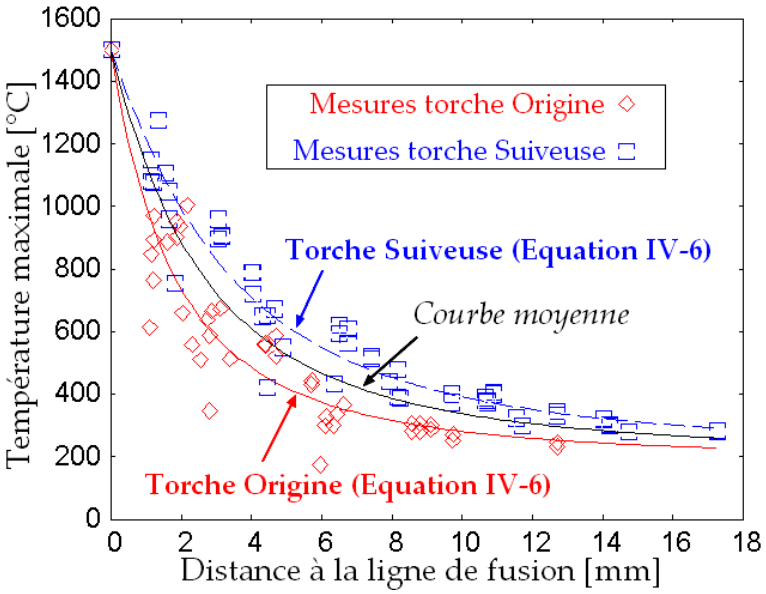
ρ = 7900.10 $^{-9}$ kg.mm^{-3}

C = 490 J.kg^{-1}.K^{-1}

T_0 ~ 100 à 200°C

q/v = énergie de soudage





Paramètres utilisés :

T_{01} = 189 °C

T_{02}= 211 °C

q_1/v_1 = 0.278 kJ.mm^{-1}

q_2/v_2=0.589 kJ.mm^{-1}

$T_{0\ moyen}$=200 °C

$(q/v)_{moyen}$=0.433 kJ.mm^{-1}

Figure IV-7. Température maximale de pic en fonction de la distance à la ligne de fusion pour un tube en acier à haute limite d'élasticité, issu des acquisitions sur cycles réels

Les paramètres utilisés pour caler les courbes sur les mesures relatives aux cycles réels sont très proches de la réalité. La température de préchauffage est estimée à 200 °C, alors qu'elle évolue de 100 à 180 °C. L'énergie de soudage est calculée à 0.43 kJ.mm^{-1} ce qui est la moyenne des énergies utilisées sur cycles réels.

La Figure IV-7 nous permet de connaître la température de pic vue par le métal de base à une distance précise de la ligne de fusion. Par exemple, à 1,5 mm de la ligne de fusion cette température est d'environ 900 °C. Nous pourrons donc utiliser cette température pour simuler la zone à fins grains Fs avec le simulateur thermomécanique.

IV.2. Présentation de la machine Gleeble

IV.2.1. Présentation du dispositif

La machine Gleeble ou simulateur thermomécanique permet de reproduire des cycles thermiques représentatifs des cycles du soudage réel.

Figure IV-8 : Simulateur thermomécanique Gleeble et son rack de contrôle et d'acquisition

Elle est constituée d'un rack de commande et d'acquisition piloté par un logiciel et d'un système régulé en température et en charge (Figure IV-9).

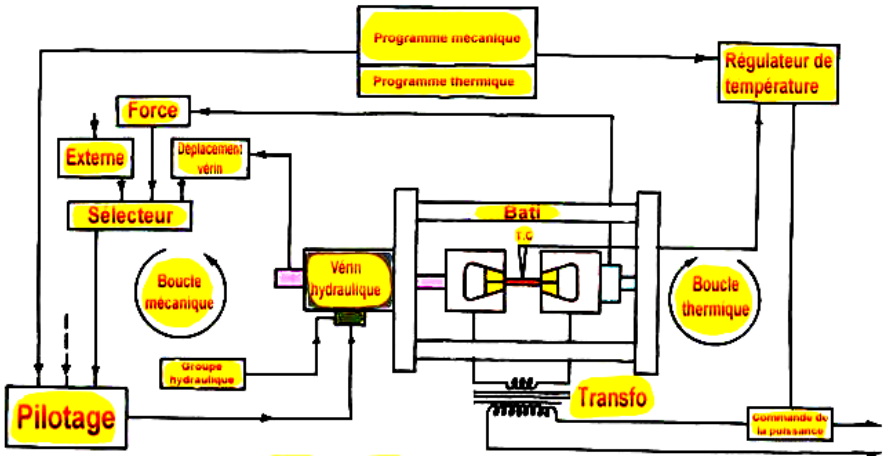


Figure IV-9 : Asservissement en température et en charge (Alain NASLOT)

La résistance au passage du courant produit un échauffement de l'ébauche sur une zone uniforme d'environ 6 mm. Les mors en cuivre continûment refroidis permettent d'accélérer le refroidissement (Figure IV-11). La température de la section chauffée est contrôlée par un thermocouple de type K soudé sur l'ébauche et connecté à la carte d'acquisition. Le vérin mobile à gauche régulé par l'asservissement en charge permet de conserver une charge nulle dans l'éprouvette lors de sa dilatation thermique.

IV.2.2. Ebauches Φ5 et □11

Deux types d'ébauches sont utilisées (Figure IV-10). Les ébauches cylindriques de diamètre 5 mm x 90 mm (Φ5) servent à régler le régulateur de température de la Gleeble et à trouver le bon cycle pour chaque microstructure.
Les cycles définis sont ensuite imposés aux ébauches carrées de 11mm de côté (11 x 11 x 90 mm) (□11), dans lesquelles seront ensuite prélevées des éprouvettes Charpy (K) et de traction axisymétriques entaillées (A). L'entaille provoque la rupture dans la microstructure simulée que nous voulons caractériser.
Les résultats de ces essais de traction donneront les lois de comportement des microstructures simulées, ainsi que le comportement à rupture de la zone à gros grains.

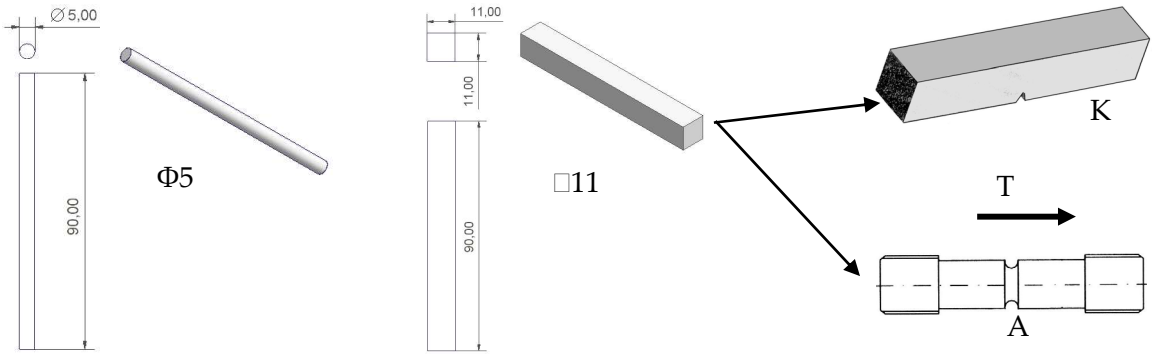


Figure IV-10 : Plans des ébauches Gleeble (Φ5, □11) et schémas des éprouvettes qui seront usinées (K, A).

IV.2.3. Réglages de l'asservissement

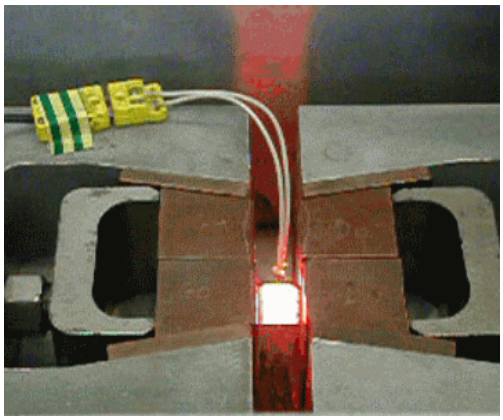


Figure IV-11 : Simulation thermique sur ébauche carrée, cycle de température à 1250 °C

La Gleeble est asservie en température par l'Eurotherm, pilotable directement par la façade ou par le logiciel iTools. L'asservissement en charge étant nécessaire, on utilise le programme d'acquisition WinATS qui pilote par l'interface d'une carte d'acquisition, à la fois la température et la charge.
Pour l'obtention d'un cycle conforme à une consigne, on utilise une régulation de type PD, qui possède un terme proportionnel (BP) et un terme dérivé (t_d). La BP influe sur la température finale et l'overshoot, le t_d influe sur la rapidité de montée en température. Ces

paramètres sont à régler dans l'Eurotherm et dépendent de la géométrie de l'ébauche et de la distance entre mors (i) .Ils sont donnés au Tableau IV-3.

Ep.-i (mm)	*Puissance du four*	*Terme proportionnel*	*Terme dérivé*	*Intégrale manuelle*
Premier réglage	25% niv.1/9	80	1000 ms	0 %
Φ5-15	25% niv.1/9	120	300 ms	7 %
□11-15	100 % niv. 3/9	45	275 ms	0 %

Tableau IV-3 : Paramètres du régulateur PID en premier réglage et utilisés pour les 2 cycles (1250 et 775 °C)

IV.2.4. Vitesse de refroidissement et homogénéité de chauffe

IV.2.4.1. Vitesse de refroidissement

Contrairement à nos craintes, le temps de refroidissement en surface des □11 n'est pas beaucoup plus lent. Les vitesses de refroidissement obtenues pour une distance entre mors de 15 mm et une température maximale de 1250 °C sont donnés dans le Tableau IV-4 :

15 mm entre mors 1250 °C	Φ5 (acier XC38)	□11 (acier S235JR)
ΔT 800/500 (s)	5,4	5,0
ΔT 700/300 (s)	8,1	7,6

Tableau IV-4 : Vitesses de refroidissement maximales

La réponse varie peu avec la géométrie de l'ébauche. Avec le □11, la réponse au chauffage est plus lente, mais la vitesse de refroidissement est la même (Figure IV-12).

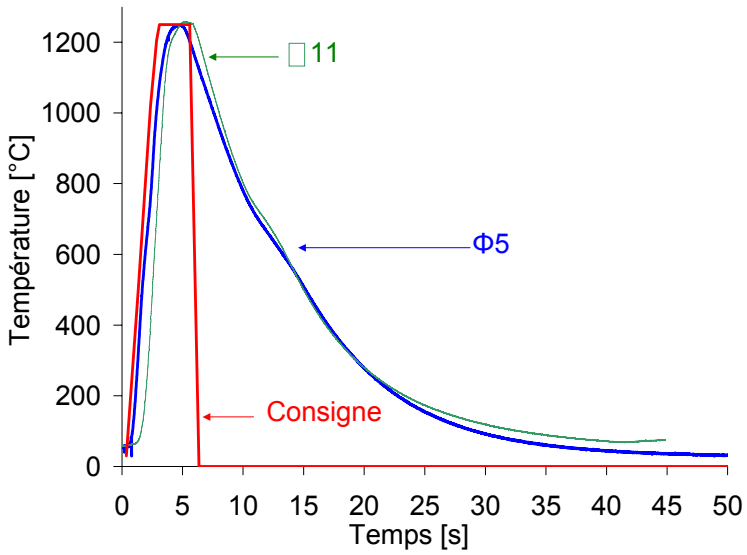


Figure IV-12 : Refroidissement maximal d'une Φ5 et d'un □11 chauffés à 1250 °C

Selon l'équation (IV-7) de la conduction de la chaleur pour un régime transitoire d'un milieu fini (ailette), on vérifie que le refroidissement est plus affecté par l'augmentation de i (distance entre mors) que par l'augmentation du volume entre mors :

$$T(M,t) = T(M,\infty) - f(M)\, e^{-\frac{t}{\tau}} \quad \text{avec} \quad \tau = \frac{i^2}{\pi^2.k} \qquad \textbf{(IV-7)}$$

où k =Γ/(ρ.C) est la diffusivité thermique ($m^2.s^{-1}$) avec ρ la densité et C la chaleur spécifique.

La distance entre mors sera donc prise égale à 15 mm, comme dans les thèses de Astrid Lambert-Perlade [LAMB01these] et de Luc Lam Thanh [LAMT03these]. Cette distance permet d'obtenir à la fois une zone homogène suffisante pour usiner des éprouvettes entaillées et à la fois une vitesse de refroidissement suffisamment rapide pour reproduire le cycle de soudage réel.

IV.2.4.2. Homogénéité de chauffe entre les mors en cuivre

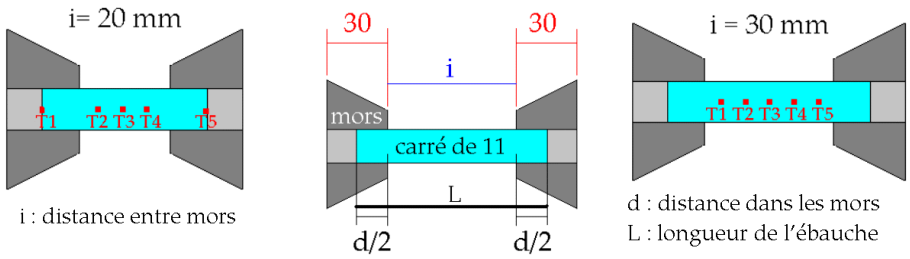


Figure IV-13 : Placement de l'ébauche dans les mors et mesures

Les mors en cuivre étant continûment refroidis, une étude a été conduite pour optimiser l'homogénéité du chauffage entre les mors. On effectue plusieurs mesures en faisant varier i (distance entre les mors) et d (distance en contact avec les mors ou dans les mors).

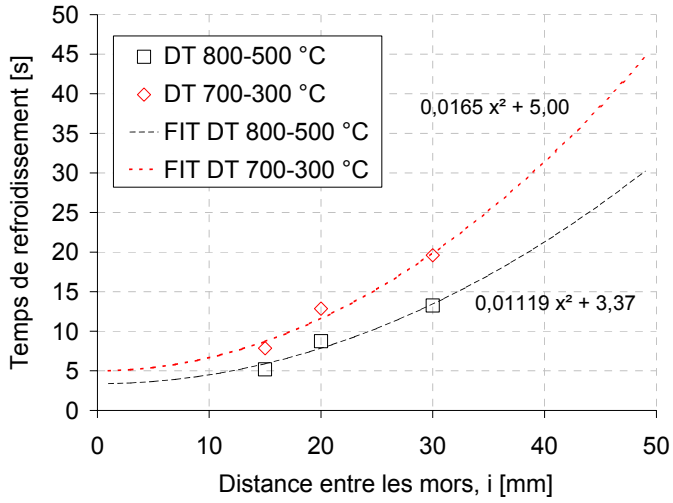


Figure IV-14 : Temps de refroidissement en fonction de la distance entre mors

Le soudage basse énergie utilisé par SERIMAX entraîne un refroidissement rapide. Pour pouvoir le simuler, il est important que les mors ne soient pas trop éloignés, car plus i est grand et plus le temps de refroidissement est long (Figure IV-14).
De plus, plus la quantité de matière dans les mors d est grande et moins la température est homogène entre les mors le long de l'ébauche (Figure IV-15).

On choisit donc une longueur (L) de 60 mm, qui est la distance minimale nécessaire à l'usinage des éprouvettes dans les ébauches. On fixe la distance entre mors (i) à 15 mm, comme dans les études précédentes. La taille de la zone homogène est d'environ 6 mm. Cette observation est vérifiée par mesure de dureté dans le chapitre suivant.

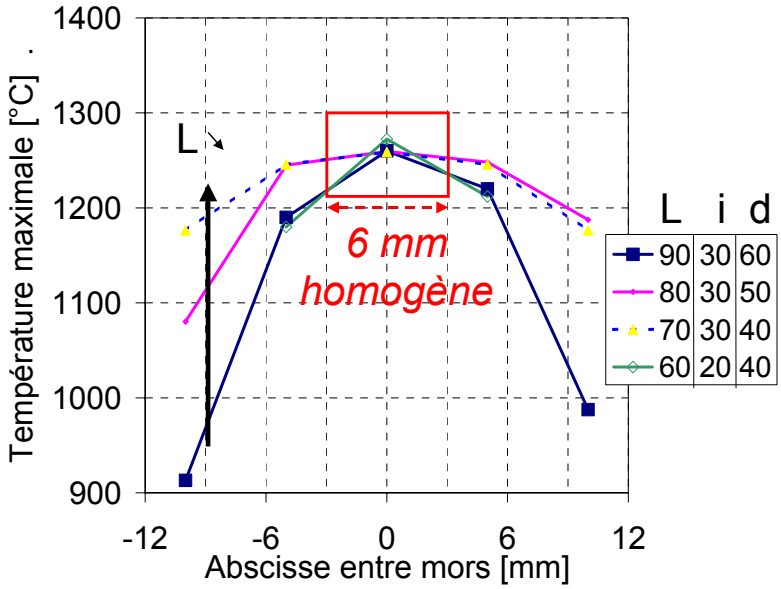


Figure IV-15 : Homogénéité de chauffage entre mors et influence de la longueur dans les mors L

IV.3. Mise au point et validation des cycles

IV.3.1. Cycles existant dans la littérature

La simulation de cycles thermiques est très répandue, mais rares sont les équipes travaillant sur des énergies de soudage aussi faibles que les nôtres (~0.3 kJ/mm), sur l'acier X100. Le Tableau IV-5 rassemble les informations sur les cycles thermiques simulant le procédé GMAW, qui nous permettent de mettre au point nos propres cycles.

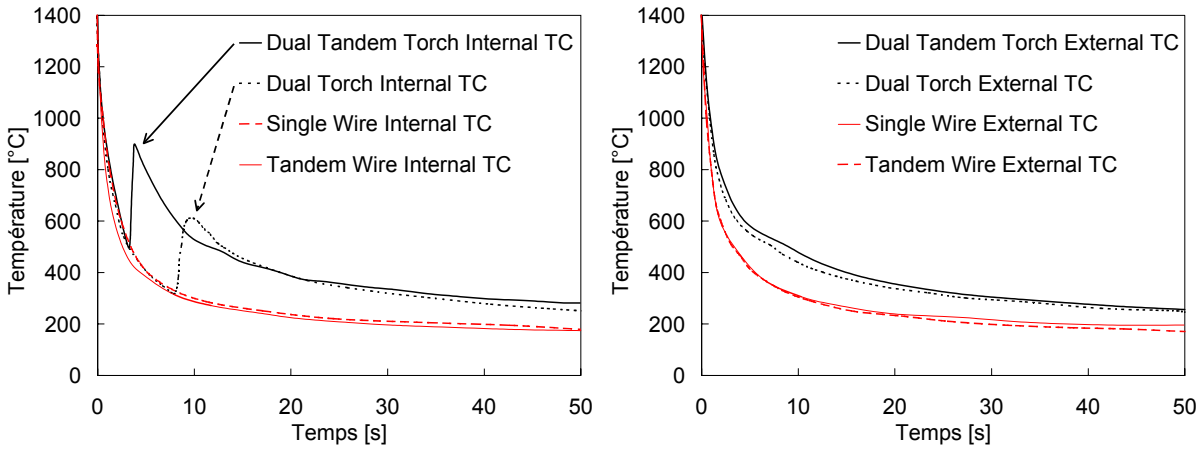
Réf.	Acier	Energie [kJ/mm], Vitesse chauffe	Températures maximales, temps de maintien	Refroidissement	Autre
[BANE03]	HSLA100	1-5 250°C/s	CGHAZ 1350 °C, 0.1s maintien GRHAZ 950 °C	45°C/s 10kJ/cm et 10°C/s à 50kJ/cm	
[BANG02]	Acier carbone manganèse (0.14C-0.25Si-1.1Mn)	1-10	1350 °C	$\Delta t_{800-500}$=5-40s	HV =f(phases)
[BAYR04]	15 différents		CG : 1000-1350 °C ICCG : 1350 °C + (700 °C à 920 °C) 3cycles : 1350 °C+celui [MA]max (750 °C)+(300 °C à 520 °C)	$\Delta_{700-300}$=100s	
[BONN04]	Acier A3 similaire à l'X100 avec plus de 0.3% de Si		CGHAZ 1350 °C (500 C/s, 1 s maintien) ICCGHAZ 1350 °C + Tp2 (Ac1–Ac3) Tp3 (375 °C à 520 °C)	Unique Δt700/300 = 100 s (Δt800/500 ≈ 30 s)	Ac1 : 725 °C Ac3 : 920 °C
[CHAE01]	HY100 HSLA100	4.7-5.8 130 °C/s	CGHAZ 1250 °C FGHAZ 900 °C	5 et 60 °C/s	dilatométrie Ac1 : 720 °C Ac3 : 810 °C
[DAVI96]	HSLA	200°C/s	Cycle 1 : 1350°C Cycle2 : 450-780 °C	$\Delta t_{800-500}$=30s	
[FAIR00]	Aciers X65		1350 °C	$\Delta t_{800-500}$=6.2-34-54s	
[METZ97]	HSLA-100		675, 750, 900, 1400 °C	5 et 60 K/s de 800 à 500 °C	
[OKAD94]	HSLA (780-980 MPa)		CGHAZ : 1350 °C, maintien 6s,	$\Delta t_{800-500}$=200s (mais aussi 100, 500, 1000)	
[PARK00]	aciers HSLA contenant du cuivre.		Gleeble Tp1=1350°C, Tp2=800°C, Tp3=500°C		
[SPAN95]			675 °C tempéré, 750 °C intercritique et 900°C FG		
[YAPP04]	X80, X100		1400 °C	$\Delta t_{800-500}$plus lent en dual (3 à 6s)	Passe racine 1.5 m/min
[ZHOU98]	MB : 700 MPa : 0.07C-1.7Mn-2.0Ni-0.5Mo - micro Al, V, Nb, Ti MF : 750 MPa		CG : 1350 °C FG : 950 °C	$\Delta t_{800-500}$=18s	

Tableau IV-5 : Données sur les cycles de simulation thermique

On remarque que nombreux sont ceux qui simulent la zone à gros grains (CGHAZ) et peu nombreux sont ceux qui s'intéressent à la zone à grains fins (FGHAZ).

Une seule équipe fournit des informations sur les acquisitions de soudage réel sur plusieurs procédés de soudage (1 torche, 2 torches, 1 tandem, 2 tandems) [YAPP04] (Figure IV-16). Une torche contient un fil alors qu'une torche tandem contient 2 fils côte à côte. Ces acquisitions sont très semblables aux relevés de températures effectués par SERIMAX lors d'un soudage

réel par procédé bitorche. Ce type de relevé donne tous les renseignements utiles à la simulation des ZAT : température maximale atteinte et vitesse de refroidissement.



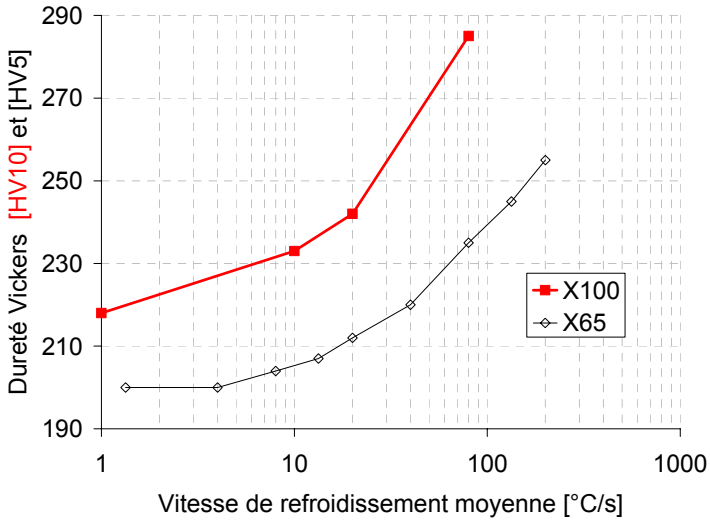
Thermocouple placé en peau interne *Thermocouple placé en peau externe*

Dual Tandem : 2 tandems, Dual Torch : 2 torches, Single Wire : 1 torche, Tandem Wire : 1 tandem

Figure IV-16 : Procédés de soudage GMAW instrumentés renseignant les cycles à simuler, [YAPP04]

IV.3.2. Influence de la vitesse de refroidissement et de la température maximale sur la taille des grains et la dureté

La Figure IV-17 montre la variation de la dureté en fonction de la vitesse de refroidissement. La mesure de la dureté permet d'ajuster la vitesse de refroidissement. Dans notre cas, on travaille avec le refroidissement naturel maximal que nous permet la Gleeble. Le choix de ne pas mettre au point de refroidissement pulsé a été fait pour éviter d'induire des gradients de propriétés et de microstructures entre la peau et le cœur des futures éprouvettes.



X100 : Dureté HV10, Tm =1250 °C / X65 : Dureté HV5, Tm = 1350 °C [EP_TP_33]

Figure IV-17 : Courbe Dureté/ Vitesse de refroidissement pour un acier X100 et un acier X65

La croissance des grains d'austénite suit une loi cinétique classique de la forme :

$$D^n(t) - D_0^{\,n} = k_0 \exp(-Q/RT)\,t \qquad \textbf{(IV-8)}$$

Pour un traitement thermique anisotherme, comme c'est dans le cas dans la zone affectée thermiquement, on utilise la forme intégrale :

$$\frac{1}{n}\left(D^n(t) - D_0^{\,n}\right) = \int_0^t M_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT(t)}\right)dt \qquad \textbf{(IV-9)}$$

Avec :			
	t	temps	s
	D	intercept linéaire moyen	µm
	D_0	intercept linéaire moyen initial	10 µm
	n	Exposant de la loi puissance	2
	M_0	Facteur pré-exponentiel de la mobilité du joint γ	9.10^9(µm^n/s)
	Q	Energie d'activation de la mobilité	200 kJ/mol
	T(t)	Température suivant le cycle de Rykaline	K (Equation (IV-5))
	T_0	Température initiale	373 K
	T_P	Température maximale atteinte	1473 K
	R	Constante des gaz parfaits	8.31 kJ/mol

La courbe en trait plein de la Figure IV-18 est le résultat donné par l'expression ci-dessus, pour différents cycles thermiques avec Δt_{500}^{800} = 3s et différents T_P. La courbe en pointillés est le résultat d'une correction par proportionnalité, apportée suite à l'observation de la taille réelle des grains. Cette correction se justifie par le fait que le facteur de mobilité M_0 dépend de la chimie de l'acier. On obtient alors un M_0 de $6.25.10^8$ µm²/s.

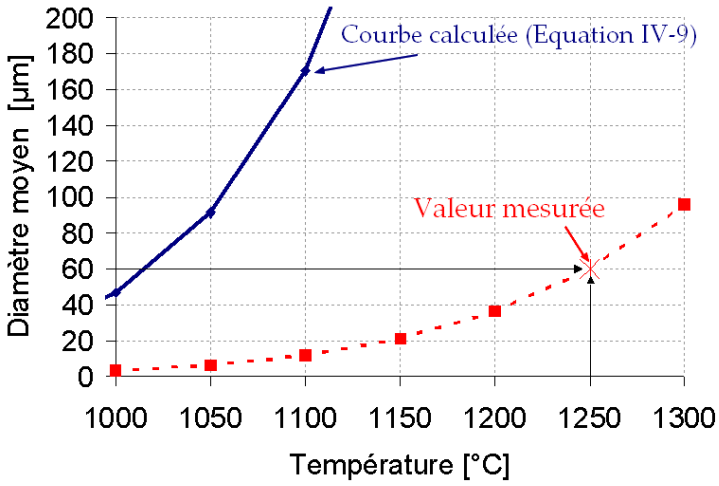


Figure IV-18 : Evolution du diamètre des grains d'austénite primaire en fonction de la température maximale atteinte, correction du facteur de mobilité des joints de grains avec le point connu 60 µm à 1250 °C

La taille des grains augmente d'autant plus que le temps au-dessus de 1000 °C augmente. La vitesse de diminution de la température lorsque la température maximale est atteinte sur la Gleeble étant limité, on utilise donc la température maximale comme régulateur de la taille des grains.

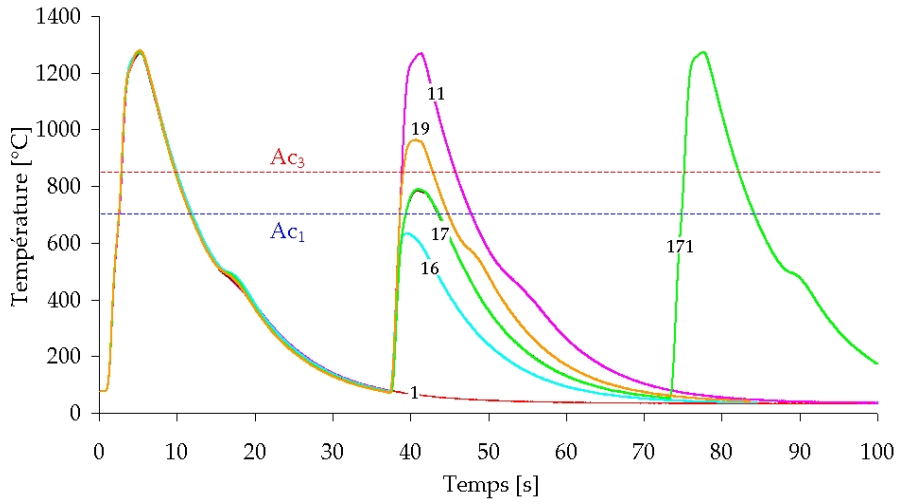
IV.3.3. Essais de cycles : influence du nombre de cycles et de la température maximale atteinte

Les données de la bibliographie, la prise en compte de l'influence de la vitesse de refroidissement sur la dureté, ainsi que de l'influence de la température maximale atteinte sur la taille de grains permettent de lancer une première série de cycles pour étudier les duretés et microstructures obtenues.

Le Tableau IV-6 et la Figure IV-19 donnent les détails des cycles appliqués avec la Gleeble sur une éprouvette Φ5 prélevée dans l'acier X100 avec une distance entre mors de 15 mm.

Cycles	Tp1	Tp2	Tp3	Chauffe	Temps au dessus de 1100 °C (s)	DT8-5 (s)	Bs (°C)
1	1274			4,2 s de 84 à 1270 °C	3,9	6	520
11	1269	1269		4,2 s de 84 à 1270 °C	2 x 3,9	6	
171	1272	791	1272	4,2 s de 84 à 1270 °C	3 x 3,9	6	504
16	1273	636		4,2 s de 84 à 1270 °C	3,9		510
17	1280	787		4,2 s de 84 à 1270 °C	3,9		
19	1280	965		4,2 s de 84 à 1270 °C	3,9	6	507 puis 590

Tableau IV-6 : Précisions sur les cycles de mise au point, i=15 mm, acier X100



Ac1 et Ac3 par les formules d'Andrews [CONS84]
Ac1=723 - 10.2 Mn - 16.9 Ni + 29.1 Si + 16.9 Cr=709 °C
Ac3=910 - 203 √(C) - 15.2 Ni + 44.7 Si +104 V + 31.5 Mo - 30 Mn -11 Cr - 20 Cu + 700 P + 400 (Al+Ti) = 850 °C

Figure IV-19 : Premiers cycles expérimentaux

Le cycle « 1 » est constitué d'une montée en température supérieure à 1250 °C. Le temps au-dessus de 1100 °C est de 4 secondes. Le refroidissement entre 800 et 500 °C se fait en 6 secondes. Le cycle « 11 » est constitué de 2 cycles « 1 ». Le cycle « 16 » est composé d'un cycle « 1 » plus d'une montée en température à environ 600 °C. Le cycle « 17 » est composé d'un cycle « 1 » plus d'une montée en température à environ 800 °C. Le cycle « 19 » est composé d'un cycle « 1 » plus d'une montée en température à environ 900 °C.

Le cycle « 171 » vérifie bien qu'un cycle à 1250 °C efface les cycles précédents. Les microstructures et duretés résultantes sont présentées sur la Figure IV-20.

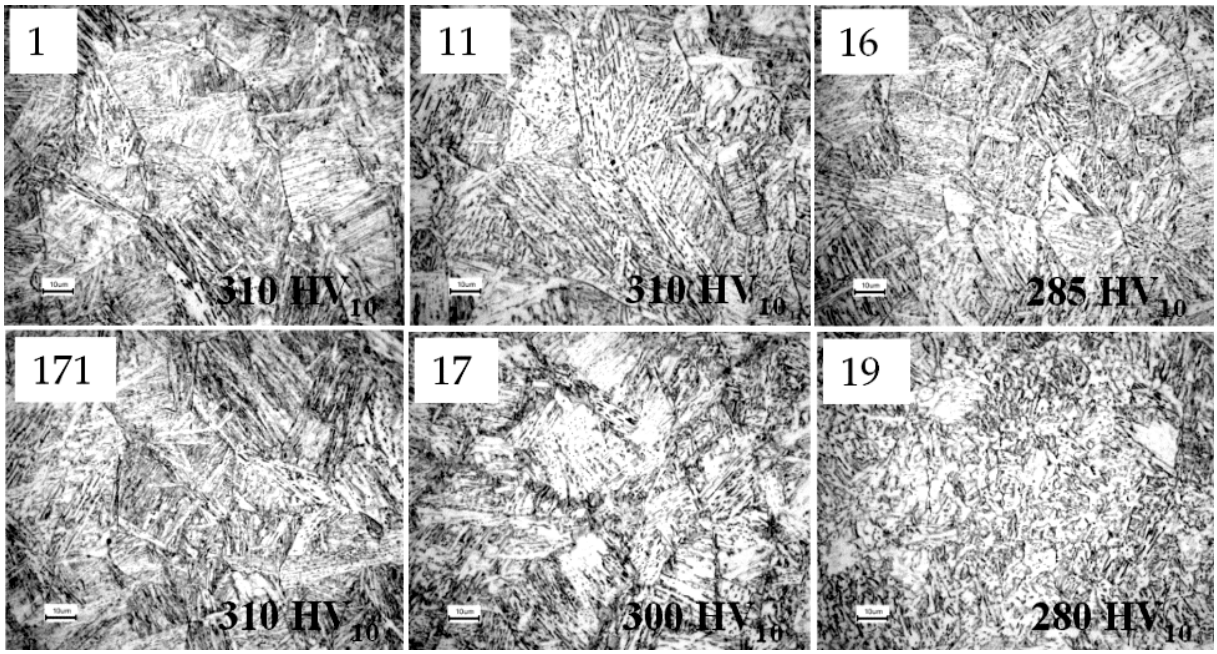


Figure IV-20 : Microstructures obtenues avec les cycles décrits et une distance entre mors i de 15 mm

Cette première série d'essais de cycles, permet de conclure que :

- la zone à gros grains simulée Cs doit se rapprocher du cycle « 17 », mais un effort doit être fait sur la vitesse de montée et de descente en température par rapport à la température maximale ;
- la zone à fins grains simulée Fs ne doit comporter qu'une montée en température à 900 °C pour avoir une dureté minimale.

Une deuxième série de tests a été conduite en prenant une distance entre mors (i) de 15 et de 20 mm. Les résultats ne sont pas présentés en détail. Les microstructures sont très semblables pour les 2 distances i, mais la dureté est plus faible d'environ 15 HV_{10} pour i =20 mm. L'affinage de la montée et descente en température pour réduire le temps passé au dessus de 1100 °C permet de bien approcher la taille du grain d'austénite primaire relevée sur le joint soudé réel.
Dans le but d'avoir une dureté de 310 HV_{10} pour Cs, on optimise la vitesse de refroidissement en prenant i=15 mm, en vérifiant que la température initiale des mors pleins soit toujours à 20 °C. Les cycles à 965 °C avec i=15 et 20 mm donnent des duretés de 270 et 255 HV_{10}. Une température inférieure à 965 °C sera visée pour diminuer la dureté.

La troisième série de tests permet de valider les 2 cycles simulés Cs et Fs utilisés pour reproduire les microstructures de ZAT C et ZAT F. L'allure des cycles et leurs caractéristiques sont données dans le paragraphe suivant.

IV.3.4. Cycles créés pour simuler les ZAT réelles

« Pour les HSLA, il a été trouvé que la zone non revenue à gros grains et la zone à gros grains recuite entre Ac_1 et Ac_3 (intercritique) montrent les pires propriétés de ténacité. » [DAVI96]

Suite aux observations, aux essais de soudage instrumentés de SERIMAX, aux travaux de thèse d'Astrid Lambert-Perlade [LAMB01these] et de Luc Lam-Thanh [LAMT03these] et aux cycles utilisés et répertoriés dans les articles, 2 cycles sont choisis pour simuler ces 2 zones (voir chapitres II et III) :

- la zone à gros grains avec phase Martensite-Austénite est une microstructure critique en rupture fragile, Cs : Tp1 ~ 1250 °C et Tp2 ~ 775 °C (intercritique)
- la zone chauffée dans le domaine austénitique constituée de grains fins, Fs : Tp ~ 900 °C

Les barreaux sont chauffés à une vitesse de 400 °C/s à 500 °C/s jusqu'à la température maximale et ensuite immédiatement refroidis. Le temps de refroidissement entre 800°C et 500°C ($\Delta T_{8/5}$) est d'environ 6 secondes pour les deux microstructures (Figure IV-21). Les microstructures (constituants, forme et la taille des grains d'austenite) et la dureté des deux microstructures sont similaires à celles du joint réel (Figure IV-22).

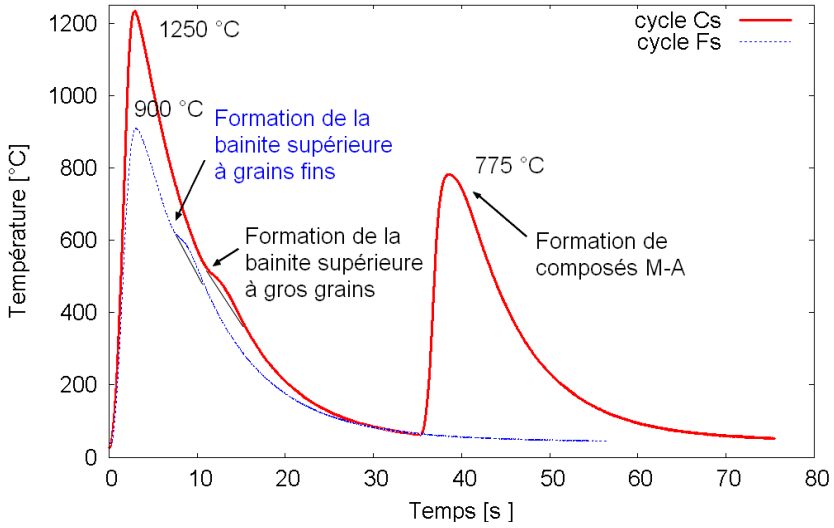


Figure IV-21 : Cycles thermiques (Cs, Fs) utilisés pour recréer les microstructures C et F

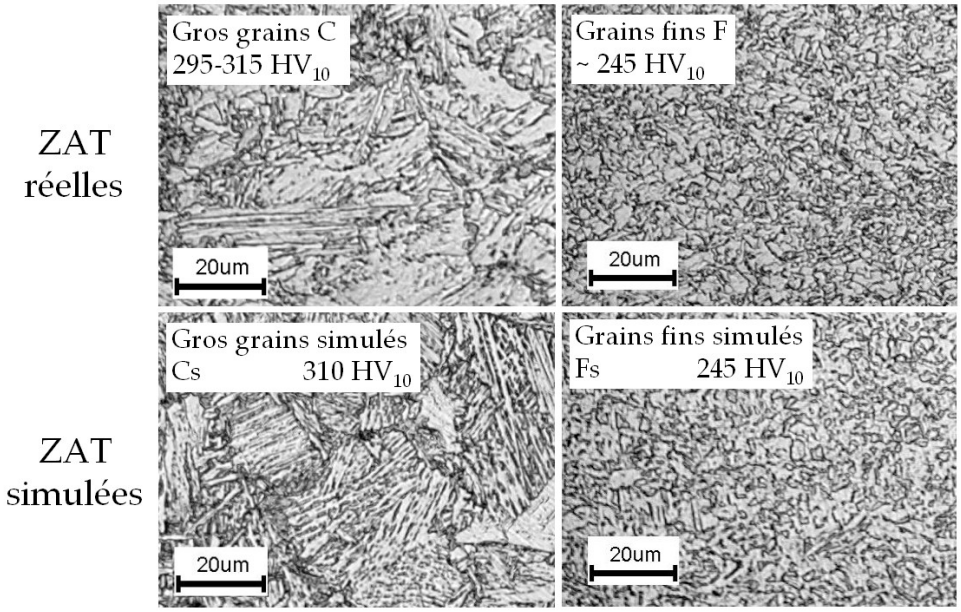


Figure IV-22 : Comparaisons entre microstructures réelles (C, F) et simulées (Cs, Fs)

IV.3.5. Températures de transformation de l'acier X100 à l'étude

Pour améliorer les connaissances sur cette nouvelle nuance d'aciers, un diagramme TRC est créé. Les températures de transition de l'acier X100 sont déduites des courbes de transformation en refroidissement continu (TRC), des mesures en dilatométrie classique sont faites sur des petites éprouvettes de 3 mm de diamètre. Les mesures sont réalisées sur un dilatomètre mis au point à l'IRSID (Arcelor Research) avec des vitesses de refroidissement de 1, 10, 20 et 40 °C/s et sur la machine Gleeble sous vide primaire à 80 °C/s avec un cycle thermique à 1250 °C, comme celui utilisé pour simuler la ZAT Cs.

Les courbes de dilatation et contraction obtenues (Figure IV-23) permettent de calculer les points de transformation de l'acier avec la règle du levier (Figure IV-24). La Figure IV-25 rassemble les micrographies obtenues au centre d'une coupe des éprouvettes de dilatométrie suite au cycle thermique imposé. La taille de grains est évaluée par la méthode des interceptes linéaires. La macrodureté à 10 kg est réalisée à proximité de la zone observée. La microstructure obtenue suite au cycle thermique ayant une vitesse de refroidissement de 80 °C/s est proche de la microstructure de la ZAT Cs.
La Figure IV-26 présente les différents cycles étudiés avec des vitesses de refroidissement de températures comprises entre 1 et 80 °C/s. La Figure IV-27 présente les différentes courbes de transformation de l'austénite lors du refroidissement pour différentes vitesses de refroidissement. On obtient finalement le diagramme TRC de l'acier X100 prélevé dans le tube 2B50 à la Figure IV-28.

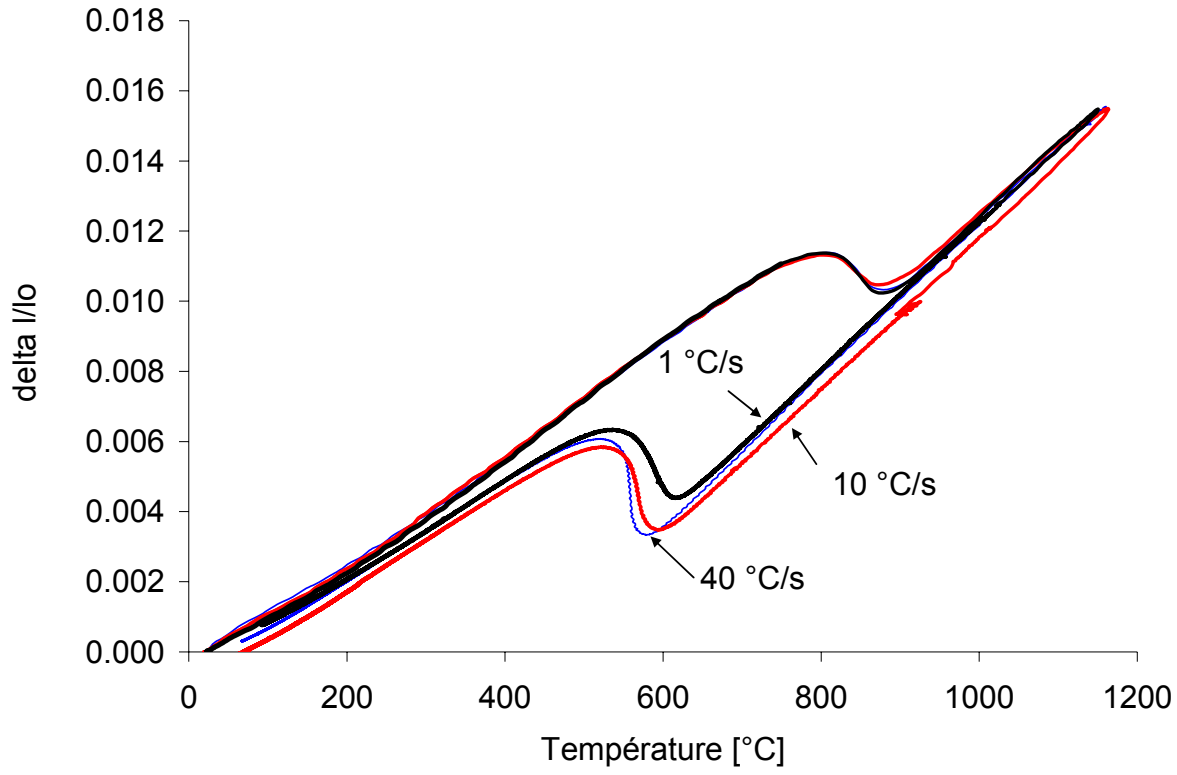


Figure IV-23 : Courbes de dilatation obtenues avec l'acier X100 pour trois refroidissements : 1, 10 et 40 °C/s

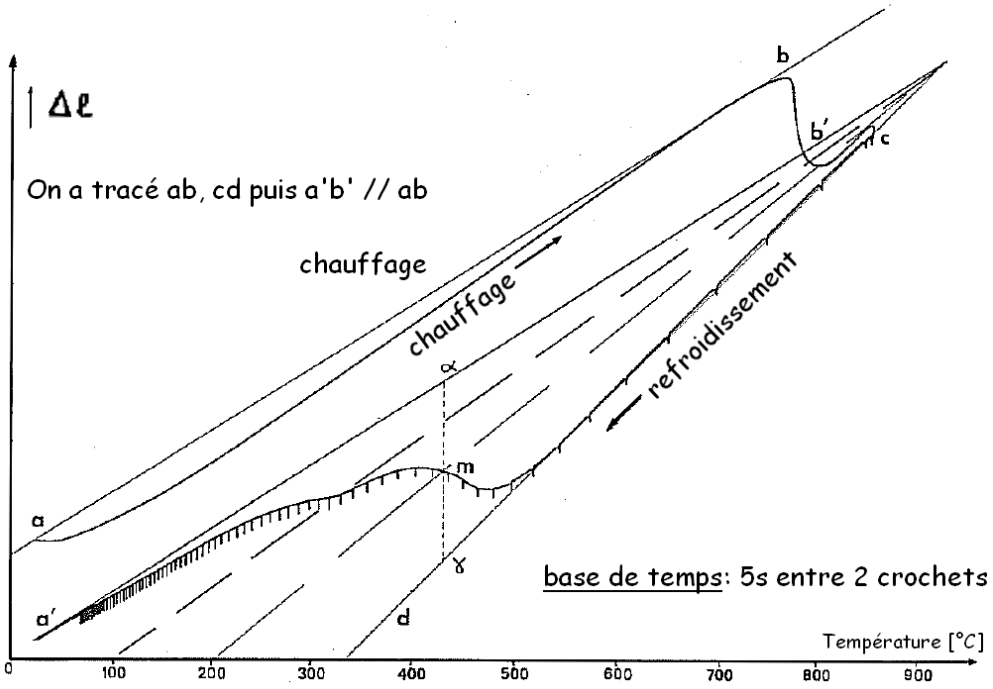


Figure IV-24 : Courbe de dilatation typique obtenue et méthode de calcul du pourcentage d'austénite transformé par la méthode du levier [IRSI74]

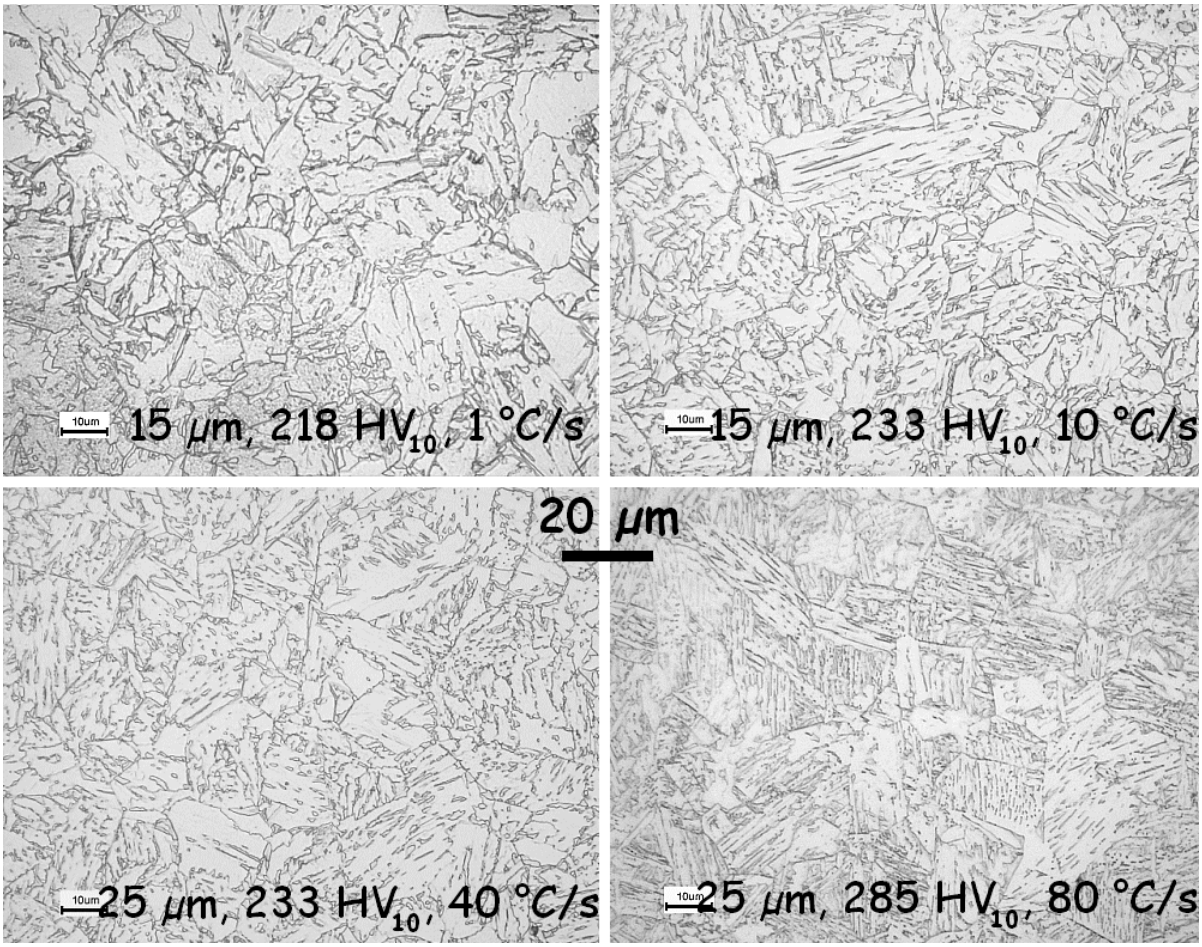


Figure IV-25 : Microstructures obtenues lors de l'établissement du diagramme TRC

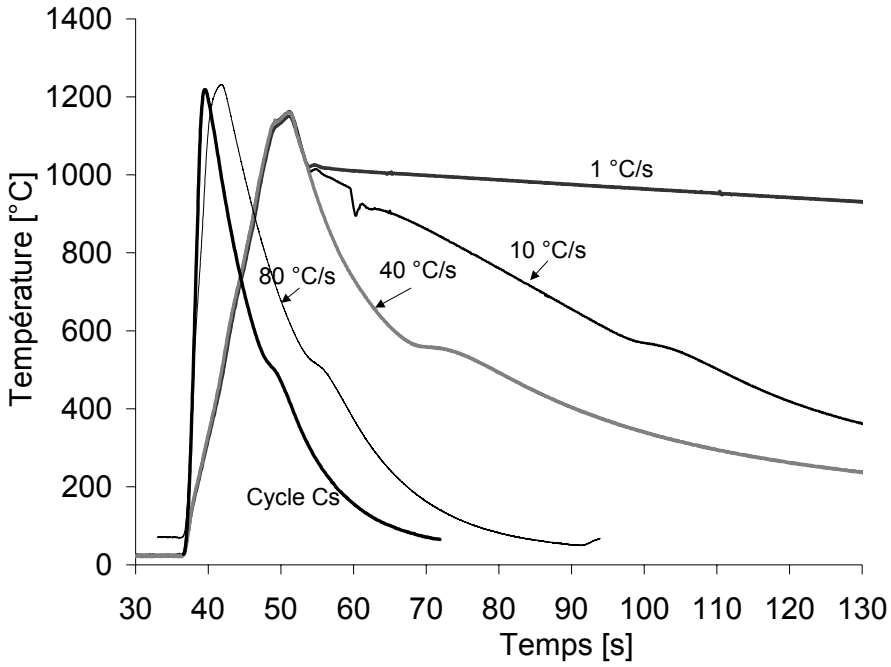


Figure IV-26 : Cycles thermiques imposés pour obtenir les courbes de transformation de l'austénite

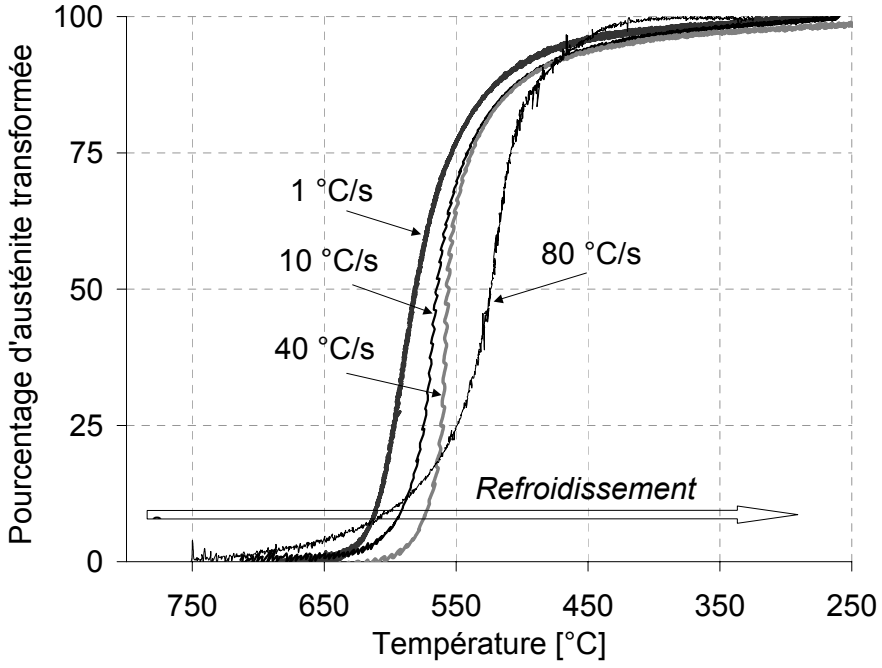


Figure IV-27 : Courbe de transformation de l'austénite au cours du refroidissement

Les températures de début et de fin de transformation sont présentées dans le Tableau IV-7.

	Points de transformation (°C)		
Vitesse de refroidissement (°C/s) entre 1100 et 700 °C	10 %	50 %	90 %
1	610	580	509
10	590	524	484
20	558	548	485
80	570	555	488

Tableau IV-7 : Températures de transformation de l'austénite en bainite

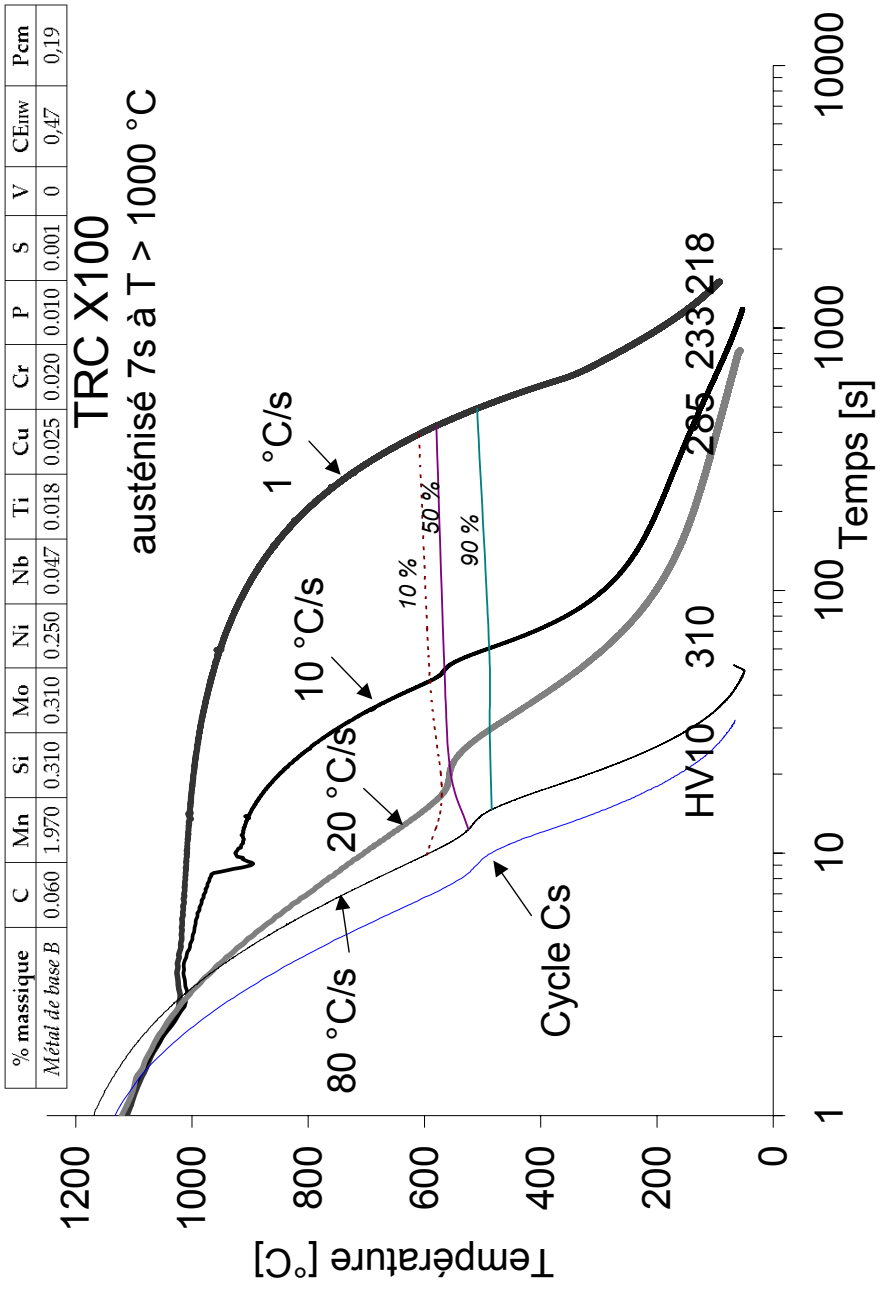


Figure IV-28 : Diagramme TRC de l'acier X100 étudié (2B50)

Grâce au savoir-faire de SERIMAX, les cycles thermiques réels subis par le métal de base voisin du métal en fusion sont mesurés lors de la réalisation d'une soudure avec le procédé bitorche (2 torches espacées de 50 mm). L'exploitation de ces mesures a permis le calage d'un modèle thermique. Ce modèle thermique permet de connaître précisément la température maximale atteinte en un point et de prédire sa vitesse de refroidissement. Ces données permettent de recréer la ZAT avec un simulateur thermomécanique Gleeble.

Deux ZAT typiques ont été choisies au chapitre III : la ZAT C à gros grains avec des composés M-A, et la ZAT F avec de petits grains. Elles sont reproduites avec succès. En effet, la comparaison de la dureté et des microstructures obtenues pour les ZAT simulées (Cs et Fs) sont similaires aux ZAT réelles (C et F).

La machine Gleeble a été utilisée au maximum de ses possibilités pour ce qui est de la vitesse de refroidissement avec les mors pleins en cuivre. Pour éviter d'avoir un refroidissement superficiel et faussé, le choix a été fait de ne pas accélérer le refroidissement par jet d'azote ou d'air comprimé, afin d'éviter d'éventuels gradients de microstructures et de contraintes dans la section.

Le centre de l'ébauche Gleeble possède une zone homogène de chauffage de 6 mm de long, qui correspond à environ 1/3 de la distance entre mors. Cette zone homogène assure que les éprouvettes de traction et de résilience sont entaillées dans une seule microstructure, et ainsi que la microstructure obtenue est bien la seule à être caractérisée.

Les essais mécaniques permettront d'ajuster le modèle de comportement des différentes zones dans le but de prédire le comportement du joint réel et sa rupture.

Chapitre V - Analyse locale en vue de la prédiction de la rupture

V.1. INTRODUCTION A L'APPROCHE LOCALE DE LA RUPTURE 130

V.1.1. METHODOLOGIE DE L'APPROCHE LOCALE 130
V.1.2. APPLICATION DE L'APPROCHE LOCALE A LA SOUDURE 131

V.2. ESSAIS MECANIQUES SPECIFIQUES 132

V.2.1. DESCRIPTION DES ESSAIS : EPROUVETTES ET MATERIAUX 132
V.2.2. RESULTATS DES ESSAIS DE TRACTION AVEC EPROUVETTES ENTAILLEES 134
V.2.3. RESULTATS DES ESSAIS DE FLEXION LENTE AVEC DES EPROUVETTES CHARPY 135

V.3. ETUDE DES MECANISMES DE RUPTURE PAR FRACTOGRAPHIE 137

V.3.1. LES EPROUVETTES DE TRACTION ENTAILLEES DANS LA ZAT CS 137
V.3.2. LES EPROUVETTES DE FLEXION LENTE ENTAILLEES DANS LA ZAT CS 141
V.3.3. LES EPROUVETTES ENTAILLEES DANS LE JOINT REEL EN LIGNE DE FUSION 144

V.4. MODELISATION DU COMPORTEMENT PLASTIQUE 147

V.4.1. ANISOTROPIES EN CONTRAINTE ET EN DEFORMATION DU METAL DE BASE 147
V.4.2. MODELISATION DU COMPORTEMENT 148
V.4.2.1. Comportement élastoplastique 148
V.4.2.2. Anisotropie de comportement : Critère de Bron 149
V.4.3. STRATEGIE D'IDENTIFICATION DES PARAMETRES DU MODELE 150
V.4.4. LES DIMENSIONS DU JOINT ET DES ZAT 152
V.4.5. TECHNIQUE DE MAILLAGE 153
V.4.5.1. Modeleur et mailleur 153
V.4.5.2. Les maillages pour l'optimisation des paramètres des lois de comportement 154
V.4.6. RESULTATS DE L'IDENTIFICATION SUR LES COURBES MACROSCOPIQUES 154
V.4.7. VALIDATION DE L'OPTIMISATION DES PARAMETRES SUR JOINT REEL 158

V.5. MODELISATION DE LA RUPTURE 159

V.5.1. INTRODUCTION DES CRITERES DE RUPTURE 159
V.5.2. TECHNIQUES DE SIMULATION POUR PREDIRE LA RUPTURE 161
V.5.2.1. Ajustement du critère de rupture sur les éprouvettes de traction entaillées en Cs 161
V.5.2.2. Simulation des éprouvettes de flexion lente entaillées en Cs 165
V.5.2.3. Influence de la zone à grains fins simulée Fs dans les maillages 167
V.5.2.4. Simulation des éprouvettes de flexion lente entaillées dans le joint réel 168
V.5.3. BILAN DE LA DEMARCHE ET RESULTATS 171

V.1. Introduction à l'approche locale de la rupture

V.1.1. Méthodologie de l'approche locale

La prévision de la rupture se fait souvent par « l'approche globale » avec des paramètres critiques tels que K_{Ic}, J_{Ic} potentiellement représentatifs du champ mécanique local régnant en pointe de fissure. Une telle approche ne permet pourtant pas de prédire les effets d'échelle et la dispersion liés aux distributions de défauts ou aux hétérogénéités de microstructures.

Pour mettre en avant les liens entre microstructure et ténacité, « l'approche locale de la rupture » ou la « modélisation micromécanique » de l'endommagement et de la rupture [PINE81] a été développée avec succès. L'avantage principal par rapport à l'approche mécanique classique est que les paramètres des modèles dépendent seulement du matériau et non de la géométrie, ce qui garantit un bon transfert des éprouvettes vers la structure.
La détermination des paramètres micromécaniques requiert une méthodologie hybride combinant expériences et simulation numérique. L'application de l'approche locale se déroule en 4 étapes [MEAL04] comme illustré sur la Figure V-1.

I-Expérimental : des expériences pertinentes sont réalisées pour caractériser le matériau et son comportement à rupture. Ceci inclut des essais mécaniques, mais aussi des observations du matériau avant et après rupture (fractographie et endommagement sur coupes).

II-Modélisation : Un modèle de matériau doit être défini pour représenter les données expérimentales. Le modèle doit représenter un phénomène physique (croissance de cavités, oxydation…) observé expérimentalement. Un tel modèle permet de faire des extrapolations sur les données expérimentales. Les modèles phénoménologiques ne pourront qu'interpoler entre les données expérimentales.

III-Identification : Les paramètres matériau du modèle introduits dans le modèle utilisé sont identifiés en comparant les données expérimentales aux simulations.

IV-Simulation : Finalement le matériau modélisé est utilisé pour faire des simulations de tests ou de composants industriels réels. Ceci nécessite l'utilisation d'outils de simulation (méthode des éléments finis) dans lesquels les modèles sont implémentés.

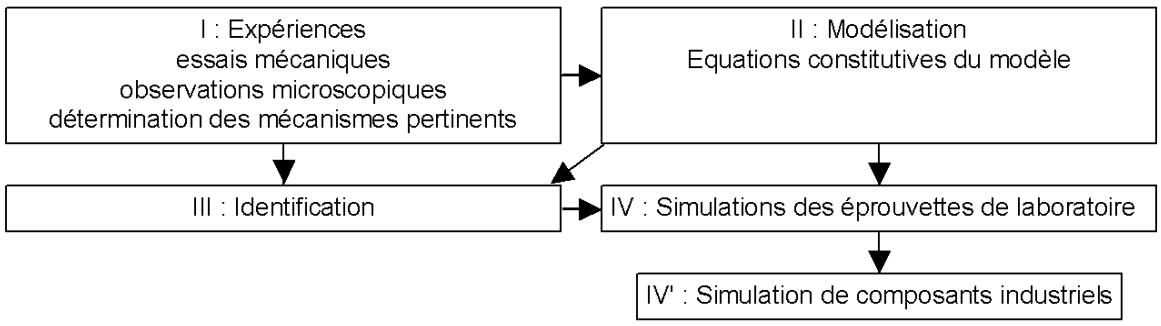


Figure V-1 : Méthodologie de l'approche locale

V.1.2. Application de l'approche locale à la soudure

Dans le but de prédire la rupture de la soudure par l'approche locale, de nombreux essais mécaniques sont réalisés et présentés au paragraphe V.2. : des essais de traction avec des éprouvettes lisses et des éprouvettes entaillées dans différentes microstructures, des essais de flexion 3 points avec des éprouvettes de type Charpy, ainsi que des essais Charpy. Ces essais mécaniques spécifiques permettent de comprendre le mode de déformation de chaque zone de la soudure et d'analyser son mode de rupture.

Les observations des faciès de rupture sont rassemblées au paragraphe V.3. pour déterminer les mécanismes de rupture à l'amorçage : ductile ou fragile. Entre -80 et +20 °C, la rupture des éprouvettes entaillées est soit fragile, soit, dans la transition, ductile-fragile.

Le modèle de comportement élastoplastique reproduisant les comportements du métal de base et du métal fondu est le modèle anisotrope de Bron et Besson [BRON04]. Ce modèle utilisé dans la thèse de T.T. LUU [LUU06these] sur un acier X100 proche de celui de cette étude, est repris ici au paragraphe V.4. .
Nous utilisons un modèle de comportement non couplé à l'endommagement. La loi de comportement élastoplastique permet de modéliser le comportement de l'éprouvette, mais ne tient pas compte de l'endommagement ductile. Le calcul de l'endommagement fragile est réalisé après coup par post-traitement. Il n'y a donc pas d'interaction entre l'endommagement et la déformation plastique. Le calcul par éléments finis est ainsi plus rapide.

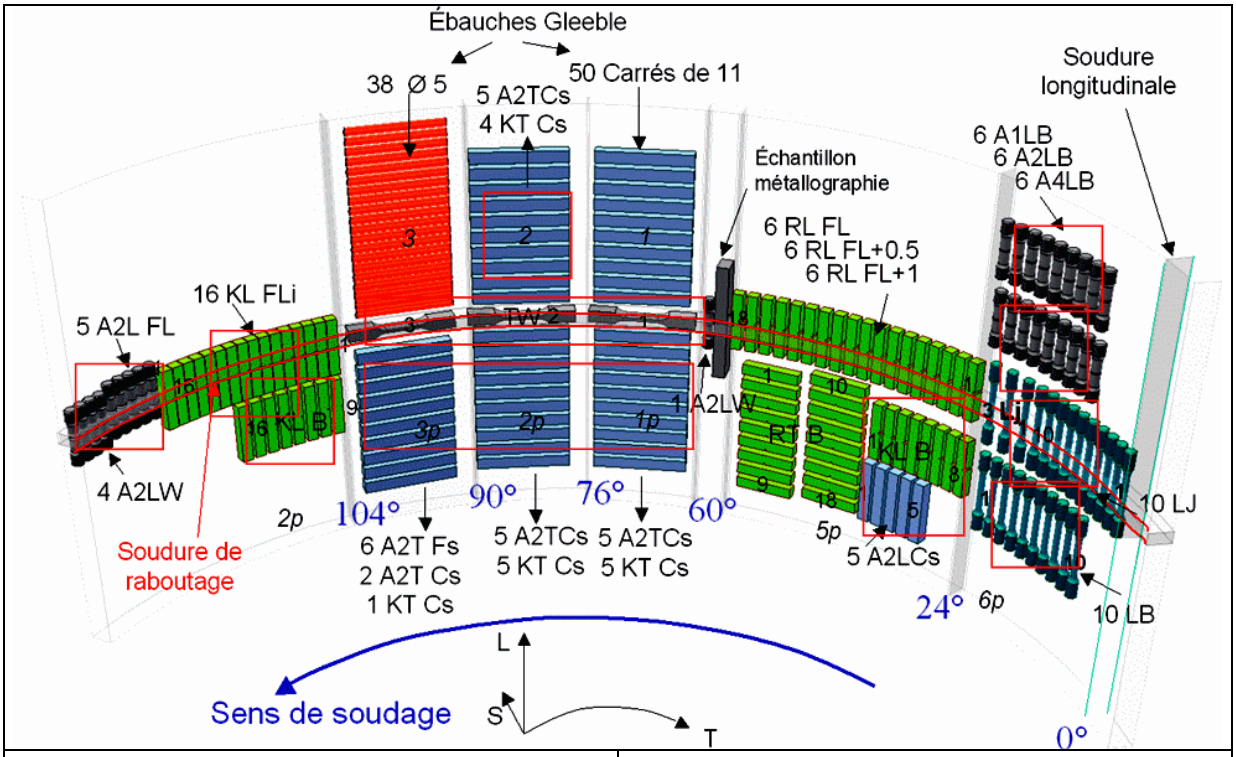
La prédiction de la rupture de l'assemblage multi-matériaux calculée par post traitement suite au calcul par éléments finis est obtenue à l'aide de deux critères de rupture fragile, tels que le critère de contrainte critique et le critère de Beremin (voir paragraphe V.5.).
Le premier, le critère de contrainte critique indique la rupture totale de l'éprouvette, lorsque la contrainte principale maximale dépasse la contrainte critique σ_C. Cette valeur critique est calée à l'aide des résultats expérimentaux des essais de traction sur éprouvettes entaillées dans la zone affectée thermiquement simulée.
Le deuxième est le critère de Beremin, qui permet de prédire la rupture à l'aide d'une distribution statistique de probabilité de rupture dont les paramètres sont calés sur les mêmes essais.

L'idéal aurait sûrement été d'utiliser un modèle de comportement couplé avec un critère de rupture de transition [TANG01these], mais ceci soulève de nombreuses difficultés dans le contexte d'un assemblage multi-matériaux avec les maillages tridimensionnels et les éléments utilisés.

V.2. Essais mécaniques spécifiques

V.2.1. Description des essais : éprouvettes et matériaux

Les essais mécaniques spécifiques sont effectués pour l'ensemble des matériaux avec différentes éprouvettes testées à différentes températures, dans le but de connaître le comportement et/ou le comportement à rupture du joint soudé 2B50 (Figure V-2).



R : éprouvette Charpy, essai dynamique K : éprouvette Charpy en flexion 3 points quasi-statique A : éprouvette de traction axisymétrique entaillée		FL : entaillée en ligne de fusion J ou j : traversant le joint soudé dans la direction L L : direction de sollicitation L T : direction de sollicitation T Fs : zone à grains fins simulée Cs : zone à gros grains simulée
B : métal de base F : zone à grains fins C : zone à gros grains	W : métal fondu	

Figure V-2 : Essais utiles pour l'approche locale de la rupture encadrés

Pour le métal de base, B, on dispose déjà de la base expérimentale et numérique de [LUU06these]. On sait que B est anisotrope. T.T. LUU a réalisé des essais dans les 3 directions (L, T, S). De plus il a montré l'existence de délaminage dans le plan (LT). Les essais supplémentaires effectués sont les suivants :

-traction sur éprouvettes lisses dans la direction L et T (LB, TB) pour avoir le comportement du tube en question dans 2 directions. Les coefficients de Lankford hors zone de striction sont mesurés et donnent l'anisotropie de déformation ;

-traction sur éprouvettes entaillées avec différents rayons d'entaille dans la direction L (A1LB, A2LB et A4LB) pour déterminer le comportement aux grandes déformations ;

-flexion 3 points sur géométrie Charpy dans la direction LT (KLB) pour avoir le comportement, pour étudier le comportement à rupture et en particulier la transition ductile-fragile ;

-essais Charpy selon les spécifications dans la direction TL (RTB) pour déterminer la température de transition ductile-fragile et le comportement à rupture.

Pour la ZAT à grains fins F, on n'a accès qu'à la zone à grains fins simulée Fs. On réalise des essais de traction sur éprouvettes entaillées (A2TFs) pour connaître le comportement de Fs. Un comportement isotrope est calé, mais le maillage prend en compte la proximité du métal de base.

Pour la ZAT à gros grains C, on n'a accès qu'à la zone à gros grains simulée Cs. On effectue deux types d'essais pour le comportement et la rupture :
-traction sur éprouvettes entaillées (A2TCs) pour le comportement. On cale le comportement de Cs avec les ébauches Gleeble en assimilant la ZAT de l'ébauche Gleeble à Fs.
-flexion 3 points sur géométrie Charpy dans la direction T (KTCs) pour la rupture

Pour le métal déposé W, on n'a besoin que du comportement anisotrope, car on sait que la fissure passe à côté de W dans la ZAT (chapitre III). Les essais dans les 2 directions T et L sont les suivants :
-traction sur éprouvettes lisses Allweld, qui sont forcément dans la direction T (TW) ;
-traction sur éprouvettes entaillées dans la direction L (A2LW).

Pour le joint complet J, des éprouvettes sont testées dans la direction L et permettent de valider les simulations multi-matériaux :
-traction traversant le joint pour le comportement ;
-flexion 3 points lente sur géométrie Charpy (KL FLi) pour le comportement et la rupture. Les éprouvettes prélevées près de la peau interne sont plus critiques vis-à-vis de la rupture, au moins en résilience (voir chapitre III). C'est pour cette raison qu'on prélève des éprouvettes Charpy pour la flexion 3 points en peau interne (FLi).

Les essais sont réalisés avec des éprouvettes entaillées de différentes géométries à différentes températures à une vitesse suffisamment lente pour le chargement soit considéré comme quasi-statique. Ces choix sont justifiés ci-après :

- Le recours à des éprouvettes entaillées s'explique aisément. Dans une éprouvette multi-matériaux, l'entaille permet de localiser le chargement et de connaître le comportement de la zone entaillée. On l'utilise donc avec les ébauches Gleeble pour tester la ZAT centrale et avec le joint réel pour tester soit la ZAT, soit le métal fondu W. Dans une éprouvette de matériau homogène, l'entaille permet d'augmenter la triaxialité des contraintes et de localiser la déformation et ainsi de mesurer facilement la déformation diamétrale de l'éprouvette pour connaître son comportement aux grandes déformations.

- L'utilisation de 3 géométries d'éprouvettes pour le métal de base B et d'une seule géométrie pour les autres zones W, Fs, Cs s'explique par le fait que les 3 géométries (A1LB, A2LB et A4LB) permettent de mieux caler les paramètres du modèle anisotrope du métal de base, indépendamment de la géométrie utilisée. Pour les autres zones W, Fs, Cs, on utilise une géométrie intermédiaire, qui est à la fois facile à tester et dont la dimension de l'entaille permet d'avoir une zone plastique qui reste dans un seul matériau alors que le barreau testé est multi-matériaux.

- Pour caler le comportement, on utilise préférentiellement 4 températures -80, -40, -20 et 20 °C. Quasiment tous les essais sont réalisés à ces 4 températures de référence, à la fois pour le comportement et la rupture. Pour établir des courbes de transition ductile-fragile, on travaille entre -160 et 90 °C. Les températures de test de chaque éprouvette sont listées ci-après, ainsi que dans l'annexe E des essais mécaniques.

- Les essais isothermes sont réalisés sur une machine servo-hydraulique INSTRON$_{8500}$. Les vitesses de déformation sont quasi-statiques pour s'affranchir des effets dynamiques et d'auto-échauffement : 0.036 à 1.08 mm/min pour les essais de traction avec éprouvettes entaillées et de 10 $\mu m.s^{-1}$ (ou 0.60 mm/min) pour les essais de flexion 3 points.

V.2.2. Résultats des essais de traction avec éprouvettes entaillées

Pour les essais de traction sur éprouvettes axisymétriques entaillées, on a réalisé des essais avec trois géométries de sévérité d'entaille (A1 : la plus entaillée, A2 et A4 : la moins entaillée), dans les différentes parties du joint soudé (B, W, FL, Cs, Fs) à différentes températures [- 80 à + 20 °C], comme récapitulé dans le Tableau V-1.

N°	**A2**					**A1**	**A4**
Tp [°C]	**Cs**	**Fs**	**B**	**FL**	**W**	**B**	**B**
+20	*21,15*	*37*	*1*	*1*	*1*	*1*	*1*
-20	*12,22 2p2,2p5*	*36*	*2*	*2*	*2*	*2NR*	*3*
-40	*13,23,2p3 39,L2,L3*	*33*	*3*	*4*	*3*	*3NR*	*5*
-60	*2p1, 2p4, L5*	*38*					
-80	*25, 34, L4*	*35*	*5(T), 6*	*5*	*4*	*4NR*	*6*
0	*24*						
-10	*14,L1*	*32*	*4NR*	*3*	*X*	*X*	*4NR*

Tableau V-1 : Numéros des éprouvettes cylindriques entaillées pour les essais de traction, températures et notations utilisées, NR : éprouvette non rompue, X : éprouvette non testée

L'ensemble des courbes se trouve dans l'annexe E des essais mécaniques. Les principaux résultats qui se dégagent de ces essais peuvent être résumés de la manière suivante :

- Le métal de base B se déforme le plus, si on considère la réduction selon l'épaisseur : $dPhi/Phi_0 = 0.3$ selon S et 0.22 selon T à -80 °C, comme illustré sur la Figure V-3 ;
- Le métal fondu W est le moins déformable (Figure V-4), les porosités dues au soudage par court-circuit sont très souvent à l'origine de la rupture. La réduction diamétrale relative maximale est de 0.15 ;
- La ZAT à gros grains simulée Cs est systématiquement plus dure que W, B et la zone à grains fins simulée Fs (Figure V-4). Si on compare les charges maximales à -80 °C, on obtient 1477 MPa (Cs)>1398 MPa (W)>1350 MPa (B)>1322 MPa (Fs) ;
- Le comportement du joint J se rapproche de celui de la zone à grains fins simulée Fs (Figure V-4), d'où l'intérêt de prendre cette zone en compte pour la modélisation du comportement du joint soudé.

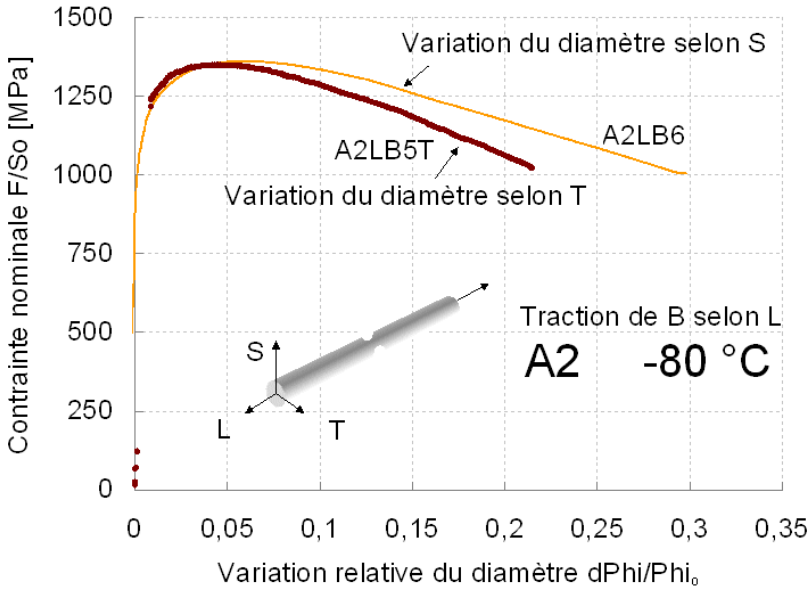


Figure V-3 : Anisotropie du métal de base B, mesures du diamètre selon S et selon T sur 2 essais, à -80 °C

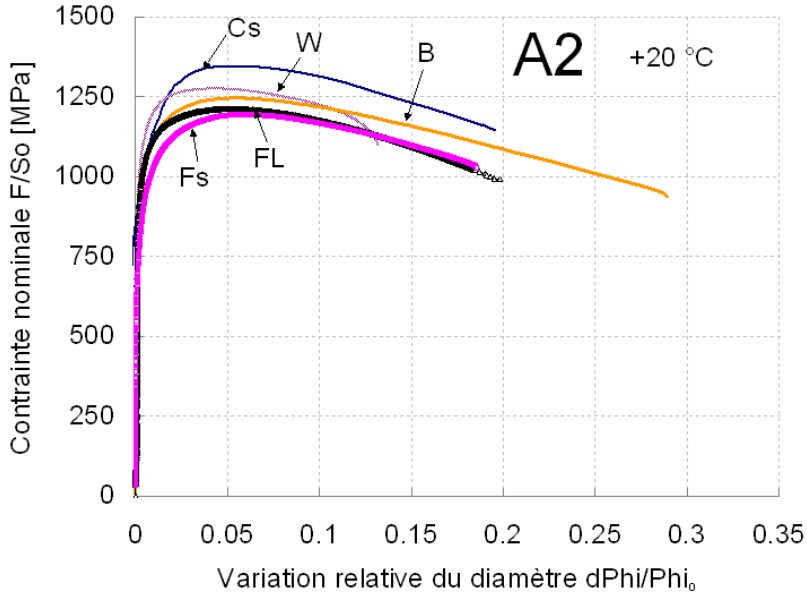


Figure V-4 : Comparaison des courbes des essais de traction sur éprouvettes entaillées (A2) à 20 °C

V.2.3. Résultats des essais de flexion lente avec des éprouvettes Charpy

Le Tableau V-2 rassemble les essais réalisés en flexion 3 points avec une entaille dans la ZAT à gros grains simulée Cs, dans la ligne de fusion FL ou dans le métal de base B. Les courbes d'énergie à rupture des éprouvettes de flexion 3 points entaillées dans le métal de base B, dans la ligne de fusion FL et dans la zone à gros grains simulée Cs sont présentées sur la Figure V-5. La transition ductile-fragile du métal de base B entaillé en LT (KLB, traction selon L et propagation selon T) se situe vers -75 °C. La transition de la ZAT Cs se situe autour de -10 °C, ce qui confirme la criticité de cette zone en termes de rupture. Il s'agit d'essais de flexion lente avec un déplacement du vérin à 10 $\mu m.s^{-1}$, ce qui explique les hautes valeurs de températures de transition.

N°	K, flexion 3 points		
Tp [°C]	KT Cs	KL FL	KL B
20	*G*	*1*	*1,13*
0	*Mi,H*	*8*	
-10	*I*		
-20	*F, J, Ki, Li*	*2, 9, 11, 12, 15*	*3,12*
-30	*E*		
-40	*D, Ni*	*5, 6, 13, 14, 16*	*2, 7, 10*
-60	*A*	*7*	*4, 9*
-80	*C*	*4*	*6, 11, 15*
-110	*B*		*5*
-130			*14*
-150		*3*	

Tableau V-2 : Essais de flexion 3 points sur éprouvettes Charpy, températures d'essais, notations et références

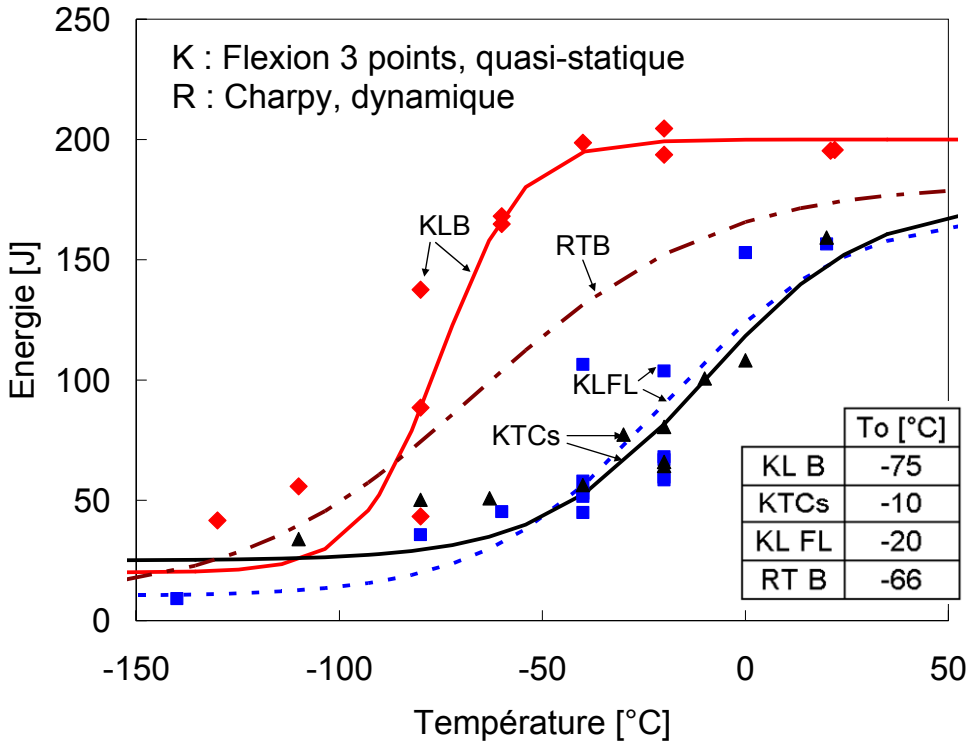


Figure V-5 : Courbes de transition en flexion 3 points quasi-statique des éprouvettes Charpy entaillées dans B (métal de base), FL (ligne de fusion) et Cs (zone à gros grains simulée). Comparaison avec la courbe des essais dynamiques sur le métal de base (RTB). T_0, température de transition, point d'inflexion de la courbe de transition

V.3. Etude des mécanismes de rupture par fractographie

Dans le but de mieux modéliser la rupture de la soudure, les faciès de rupture des éprouvettes entaillées sont observés au microscope. Comme le montre la courbe de transition de la Figure V-5, la température de transition ductile-fragile de la zone à gros grains simulée Cs se situe aux alentours de -20 °C.
Ce paragraphe présente les différents amorçages observés en fonction de la température pour les deux géométries d'éprouvette entaillée dans la ZAT simulée et dans le joint réel.

V.3.1. Les éprouvettes de traction entaillées dans la ZAT Cs

Parmi les éprouvettes axisymétriques entaillées dans Cs (A2TCs), seulement 3 éprouvettes présentent un amorçage fragile avec des facettes de clivage arrêtées (2 éprouvettes sur les 4 testées à -80 °C, aucune sur les 3 testées à -60 °C et 1 éprouvette sur les 6 testées à -40 °C). La mesure de la proportion de faciès ductile et de faciès fragile sur des fractographies à l'aide du logiciel Image J, montre qu'à -20 °C, le faciès d'une éprouvette de traction entaillée dans la ZAT Cs est à 99 % fragile. Le 1% ductile se trouve à l'amorçage.

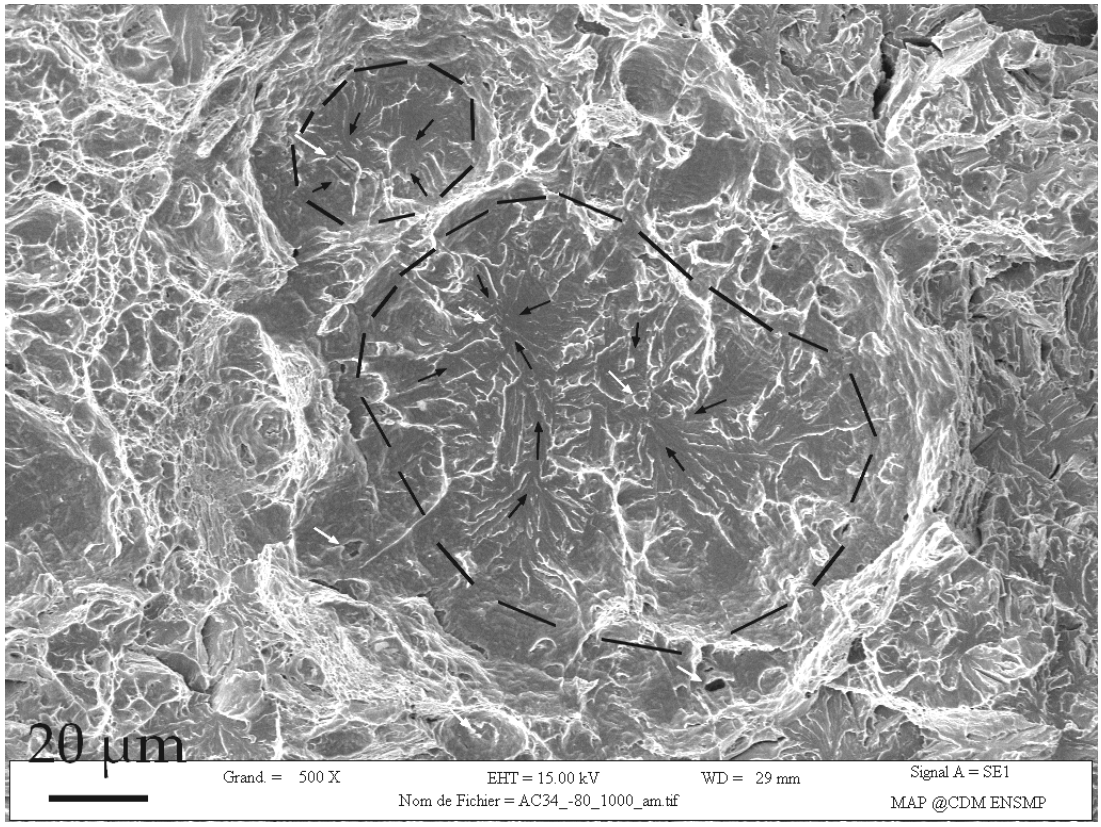


Figure V-6 : Amorçage fragile à -80 °C dans l'éprouvette A2TCs 34, zoom sur la facette centrale de 75 µm, les flèches noires remontent les rivières de clivage et les flèches blanches pointent les particules

La Figure V-6 montre des facettes de clivage entourées de cupules dans la section de l'éprouvette axisymétrique entaillée A2TCs34 testée à -80 °C. On peut imaginer que l'amorçage de la rupture s'est déroulé en trois étapes. Tout d'abord une amorce fragile initiée par la fissuration d'une inclusion dure et fragile, de type TiN, Figure V-7. Ensuite le clivage se propage dans la matière et s'interrompt aux joints de paquets de bainite par manque d'énergie. Des cupules se forment autour des facettes de clivage arrêtées et permettent de localiser les contraintes en périphérie et d'élever les contraintes en tête de fissure.

Finalement, une deuxième rupture fragile s'amorce autour de cet amas de facettes de clivage arrêtées et de cupules.

La Figure V-7 montre la rupture d'une particule TiN dans 2 directions sans doute par clivage. Un de ses plans de clivage est presque parallèle au plan de clivage de la facette adjacente de la matrice.

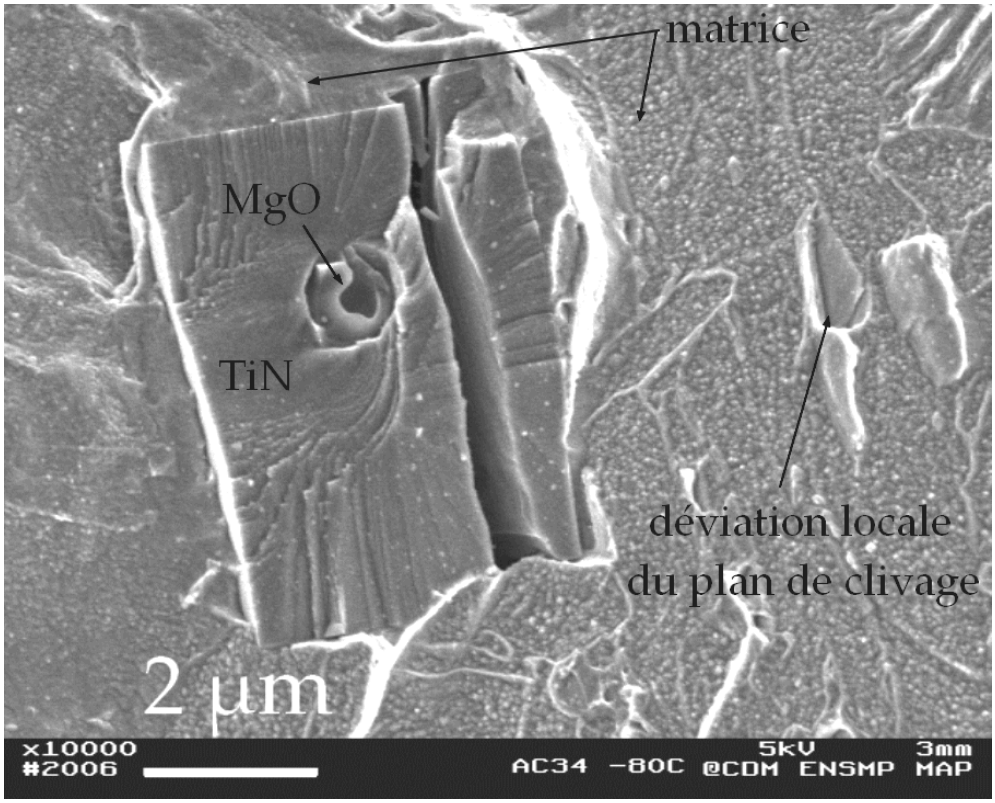


Figure V-7 : Rupture fragile d'une particule de TiN au centre de la petite facette de clivage de la Figure V-6 dans l'éprouvette A2TCs 34 testée à -80 °C, fractographie MEB

A plus haute température, l'amorçage de la rupture dans les éprouvettes axisymétriques entaillées n'est pas issu du clivage d'un TiN. On peut par contre trouver des zones ductiles parallèles aux bandes ferrito-bainitiques de la microstructure (Figure V-8 et Figure V-9). Cette zone permet d'atteindre localement des contraintes élevées et de déclencher le clivage du reste de la section.
Cette zone d'amorçage ductile rappelle par sa forme ellipsoïdale la microstructure en bandes du métal de base. Les différentes observations métallographiques n'ont pourtant révélé aucune rémanence de la microstructure du métal de base B dans les barreaux simulés. Cette indication peut être le signe d'une hétérogénéité de composition chimique, qui pourrait avoir subsisté après le cycle thermique simulant le soudage.
La Figure V-10 est une micrographie prise près du front de fissure, où environ 5 particules de TiN cassées ont été observées pour cette coupe. La rupture d'un TiN ne suffit pas à propager la fissure. Il faut que plusieurs particules de TiN se brisent pour pouvoir amorcer le clivage d'un paquet bainitique.

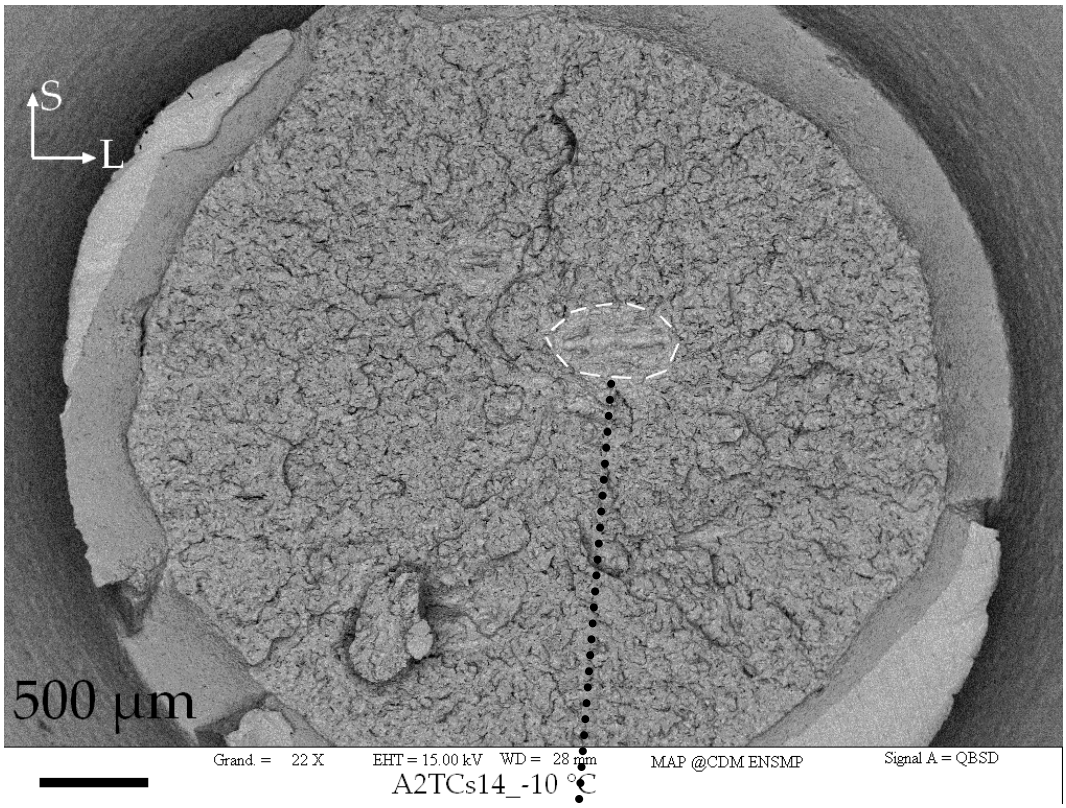


Figure V-8 : Faciès avec amorçage ductile et propagation fragile, A2TCs14 testée à -10 °C, fractographie MEB, électrons rétrodiffusés

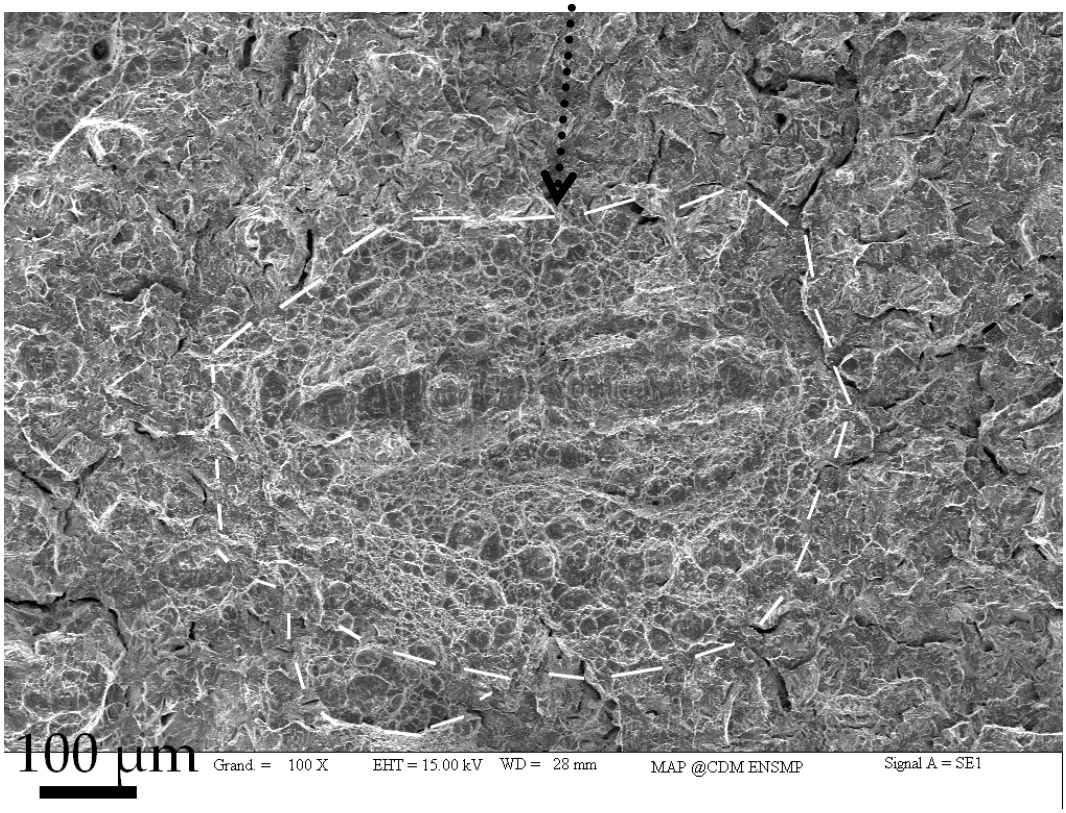


Figure V-9 : Zoom sur l'amorçage ductile (entouré par des traits blancs), A2TCs14_-10 °C, fractographie MEB, électrons secondaires

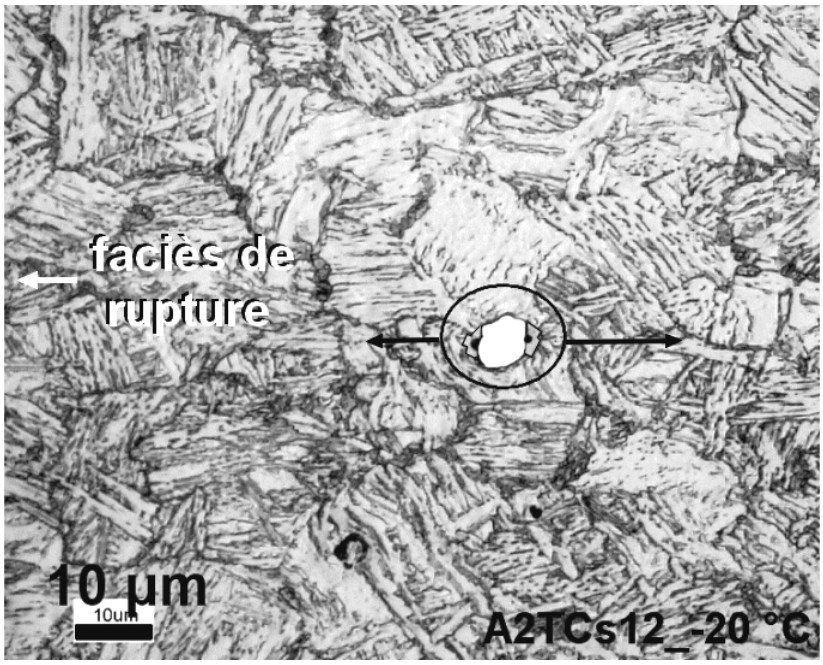


Figure V-10 : TiN cassé près du faciès de fissure et cavité en cours de croissance dans la microstructure de la ZAT Cs (plan LS), éprouvette A2TC12 testée à -20 °C, image au microscope optique après attaque Nital, la cavité est soulignée en blanc et le chargement mécanique est indiqué par des flèches

Dans le cas de la rupture ductile à 20 °C, on voit que la dispersion des TiN est la distance critique qui détermine la distance inter-cupules (Figure V-11).

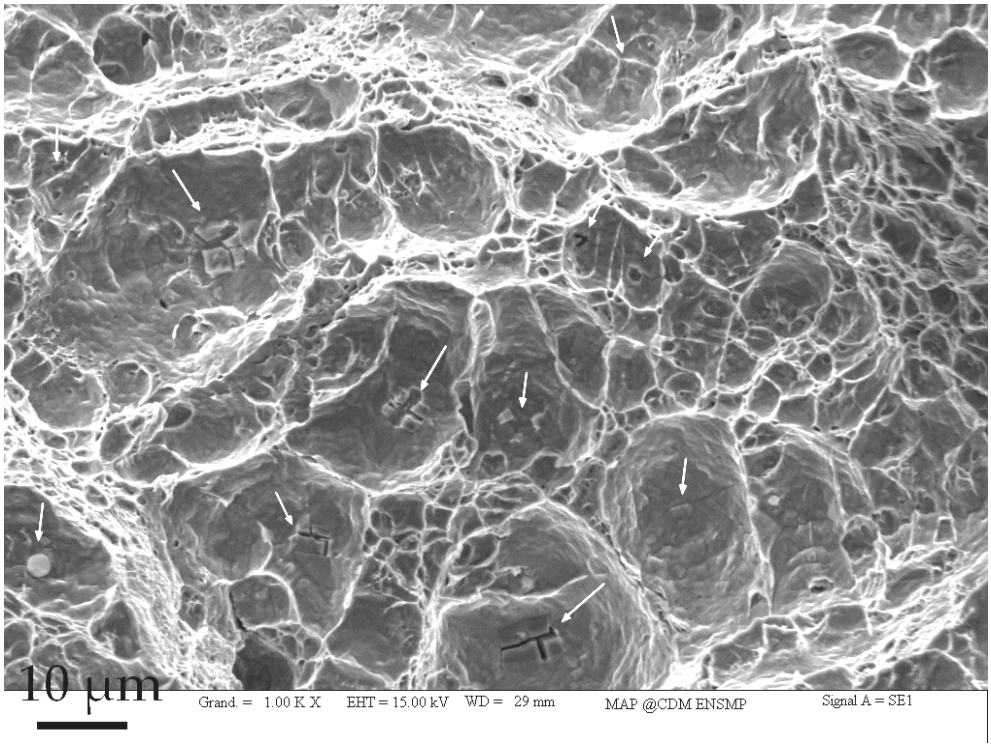


Figure V-11 : Particules de TiN multi-fissurés et de CaS (flèches blanches) au centre de grosses cupules, éprouvette de traction entaillée dans la ZAT Cs testée à 20 °C, A2TCs21_20 °C, électrons secondaires

V.3.2. Les éprouvettes de flexion lente entaillées dans la ZAT Cs

Les éprouvettes de flexion lente entaillées dans la ZAT à gros grains simulée Cs (KTCs) sont testées entre -110 °C et +20 °C. A -80 °C, on observe sur la Figure V-12 que le faciès de rupture est fragile avec une légère avancée ductile estimée à 80 µm (voir annexe E des essais mécaniques). Les facettes de clivage de la Figure V-13 témoignent de la propagation fragile de la fissure dans la ZAT Cs à -80 °C.

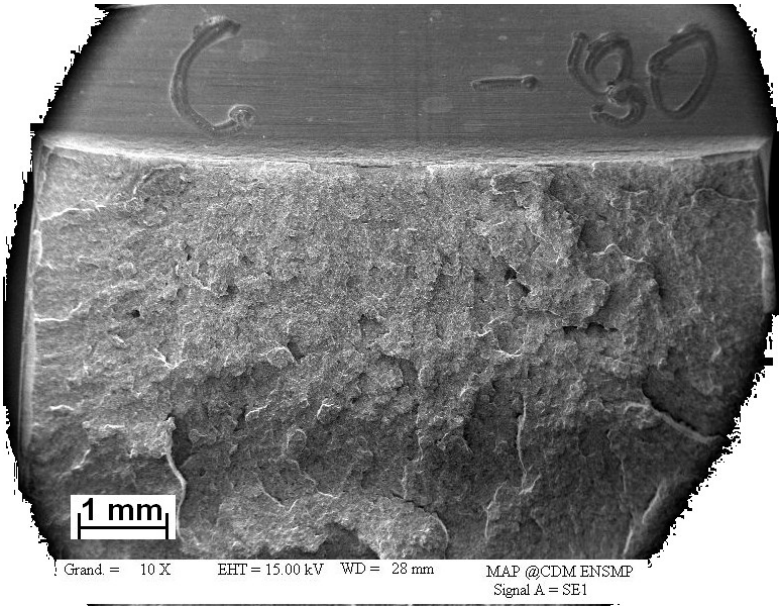


Figure V-12 : Faciès de rupture avec une légère avancée ductile de l'éprouvette de flexion 3 points entaillée dans la zone Cs, KTCs_C, testée à -80 °C

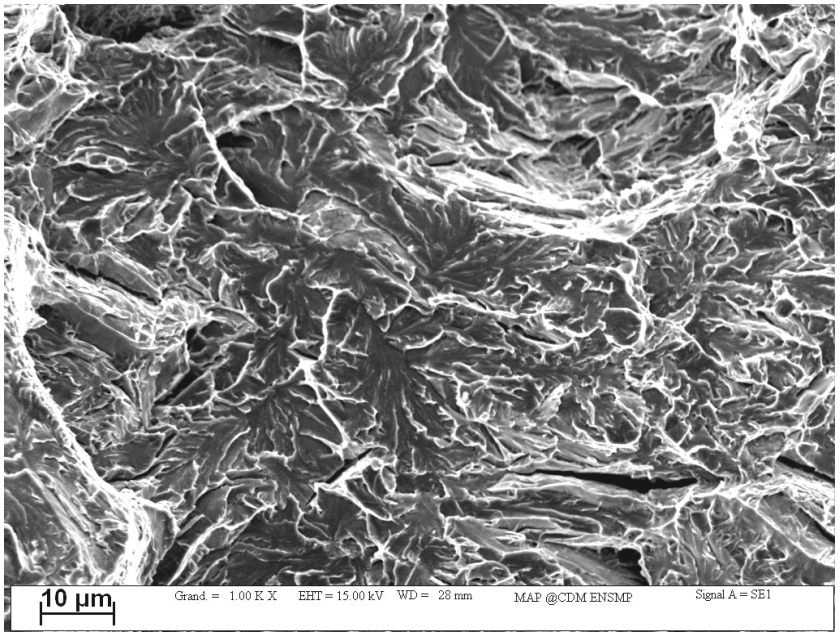


Figure V-13 : Facettes de clivage témoignant de la rupture fragile de l'éprouvette de flexion 3 points KTCs_C, testée à -80 °C

Des facettes de clivage arrêtées ont également été observées sur les éprouvettes de flexion 3 points entaillées dans la même zone à gros grains simulée Cs après interruption des essais. L'éprouvette KTCs_L a été testée à -20 °C, interrompue au maximum de la courbe macroscopique contrainte-déplacement et ouverte en fatigue à la température ambiante. La Figure V-14 montre que deux facettes de clivage existent dans la section de l'éprouvette de

flexion. La Figure V-15 permet de voir que la facette d'amorçage contient 1 ou 2 paquets bainitiques clivés à la suite de la fissuration des particules de TiN. Une étude très précise en EBSD sur le faciès de rupture montre que la facette de clivage arrêtée est composée d'un seul paquet de bainite (voir Annexe B, page 192). La Figure V-16 montre que, là aussi, une particule de TiN fissurée se trouve au centre de la facette de clivage.

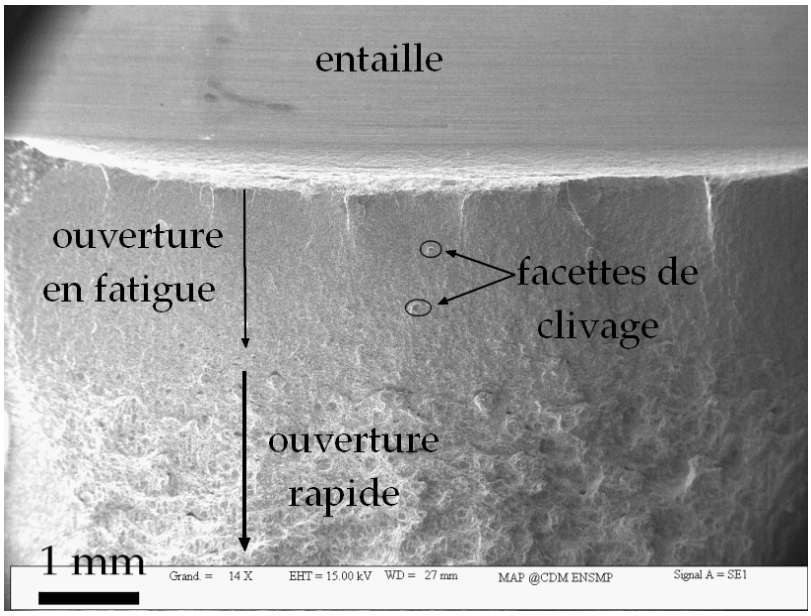


Figure V-14 : Avancée ductile, facettes de clivage arrêtées dans le front de fatigue et ouverture rapide, éprouvette de flexion 3 points KTCs_L, testée à-20 °C, interrompue et ouverte en fatigue

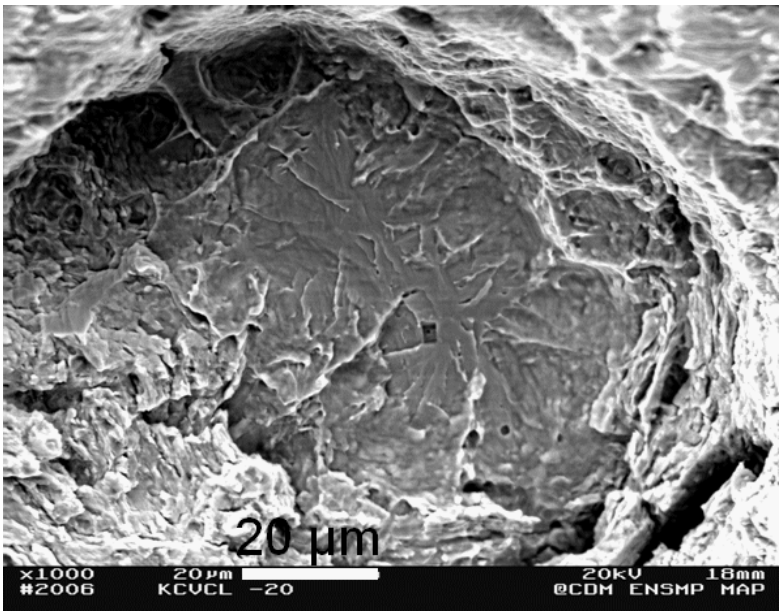


Figure V-15 : Zoom sur la facette du KTCs_L de la figure précédente, l'un des amorçages fragiles entouré de cupules et du front de fatigue

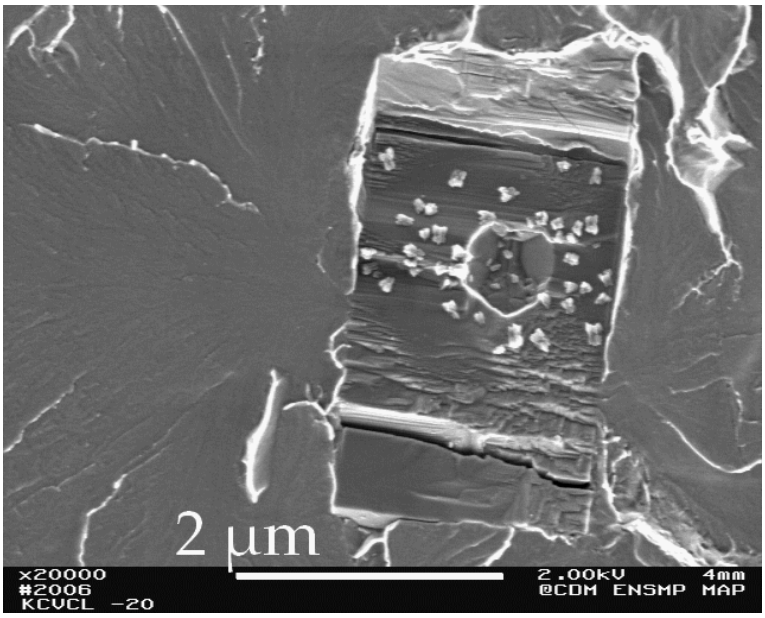


Figure V-16 : TiN responsable de la facette de clivage arrêtée, KTCs_L à-20 °C

A des températures supérieures à -20 °C, on se situe dans la partie haute de la transition ductile-fragile et les éprouvettes de flexion 3 points entaillées dans la ZAT Cs possèdent une avancée ductile de plus en plus importante, comme illustré sur la Figure V-17 avec un essai à -10 °C. Cette avancée ductile favorise la rupture fragile du reste de la section de l'éprouvette. L'avancée ductile a été quantifiée avec le logiciel de mesures Image J et reportée sur la Figure V-18. On observe qu'à -100 °C, il y a déjà de l'avancée ductile, on se situe sur la fin du palier fragile. A +20 °C, par contre on se situe sur le palier ductile, la rupture est alors totalement ductile. La similarité des avancées ductiles pour les éprouvettes de flexion lente entaillées dans la zone à gros grains et pour les éprouvettes de flexion lente entaillées dans la ligne de fusion, montre la bonne représentativité de la zone à gros grains simulée par rapport à la rupture.

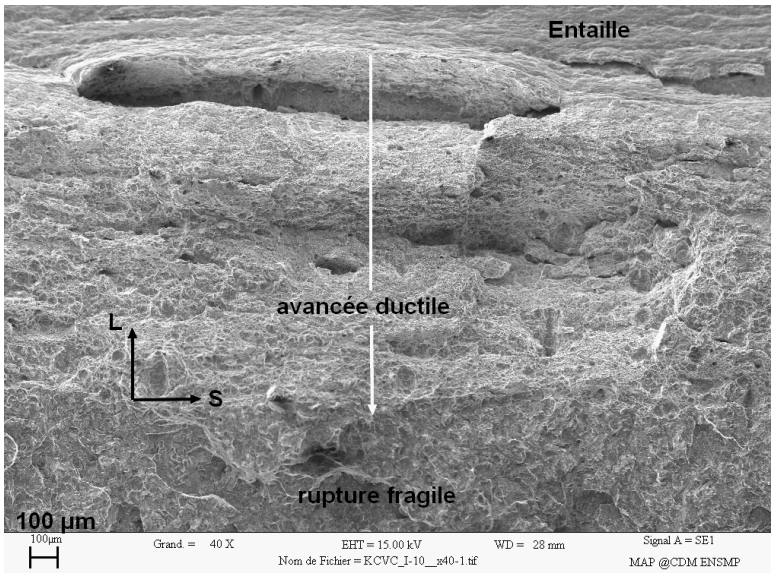


Figure V-17 : Avancée ductile à l'origine de la rupture fragile dans les éprouvettes de flexion 3 points entaillées dans la ZAT Cs, exemple à -10 °C avec environ 1 mm d'avancée ductile

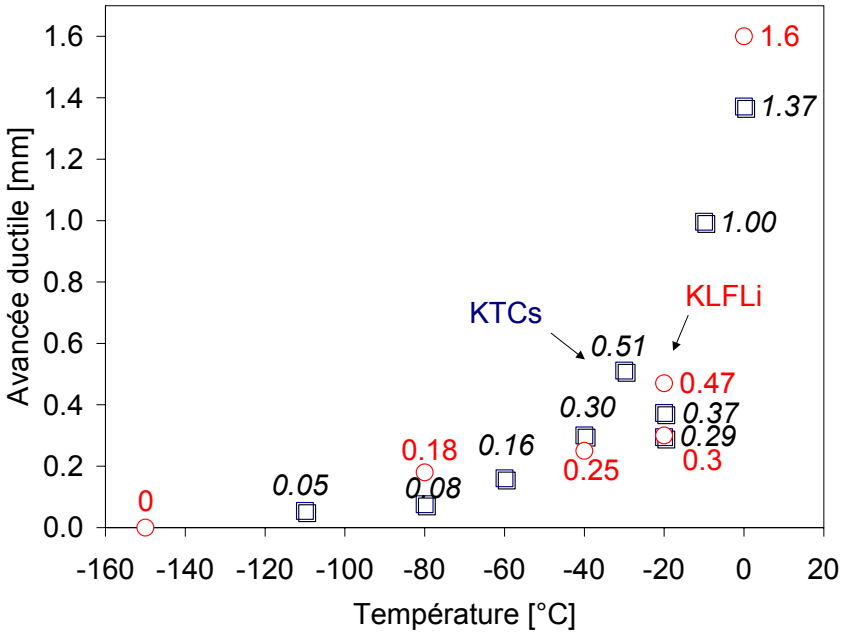


Figure V-18 : Avancée ductile avant rupture fragile des éprouvettes de flexion entaillées dans la ZAT à gros grains KTCs (carrés) et les éprouvettes de flexion entaillées dans la ligne de fusion KL_FLi (cercles).

V.3.3. Les éprouvettes entaillées dans le joint réel en ligne de fusion

Le joint réel est testé avec deux géométries d'éprouvettes entaillées différentes : les éprouvettes de traction et les éprouvettes de flexion 3 points.

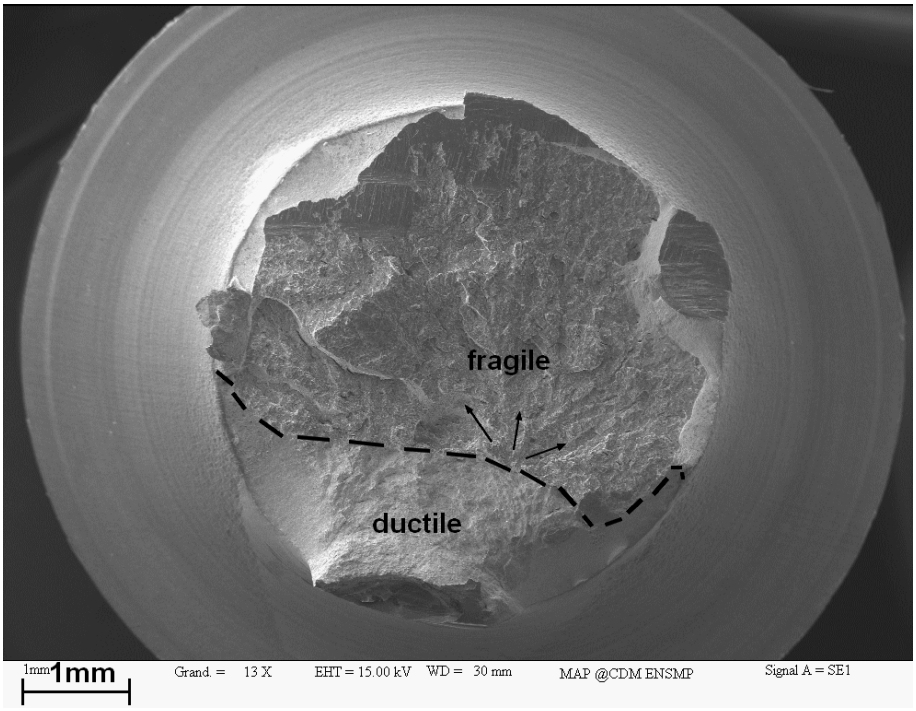


Figure V-19 : Faciès d'une éprouvette de traction entaillée dans le joint réel en ligne de fusion, testée à -20 °C, passage ductile dans le métal fondu par amorce sur une cavité, puis rupture fragile dans la ZAT C

L'amorçage de la rupture des éprouvettes de traction entaillées dans le joint réel se fait sur une cavité ou sur un défaut en ligne de fusion. La déformation ductile provoque ensuite une rupture fragile de la zone à gros grains ZAT C de la soudure (Figure V-19).

La Figure V-20 montre qu'à -40 °C, le mode de rupture du joint réel se situe dans la transition ductile-fragile. La déformation ductile est importante, comme le témoigne les courbures de la ligne de fusion. La rupture fragile intervient suite à l'avancée ductile lorsque la déchirure ductile se rapproche suffisamment de la zone à gros grains C qui comporte de nombreuses inclusions de type TiN ou CaS (Figure V-21).

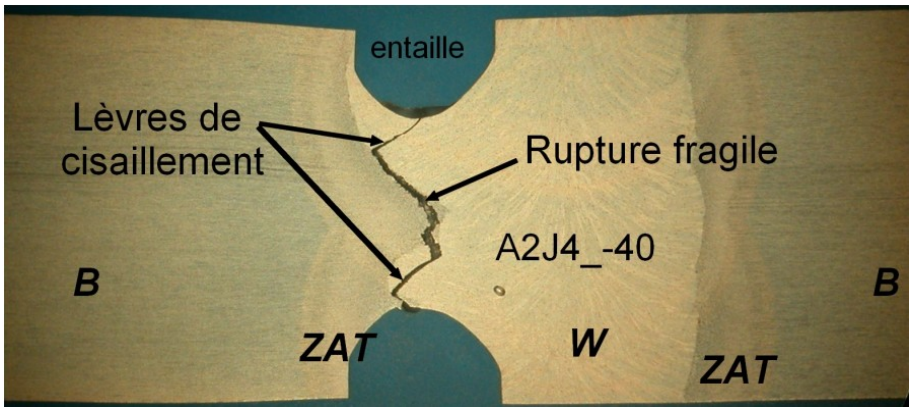


Figure V-20 : Coupe d'une éprouvette de traction entaillée dans le joint réelle en ligne de fusion, testée et rompue à -40 °C

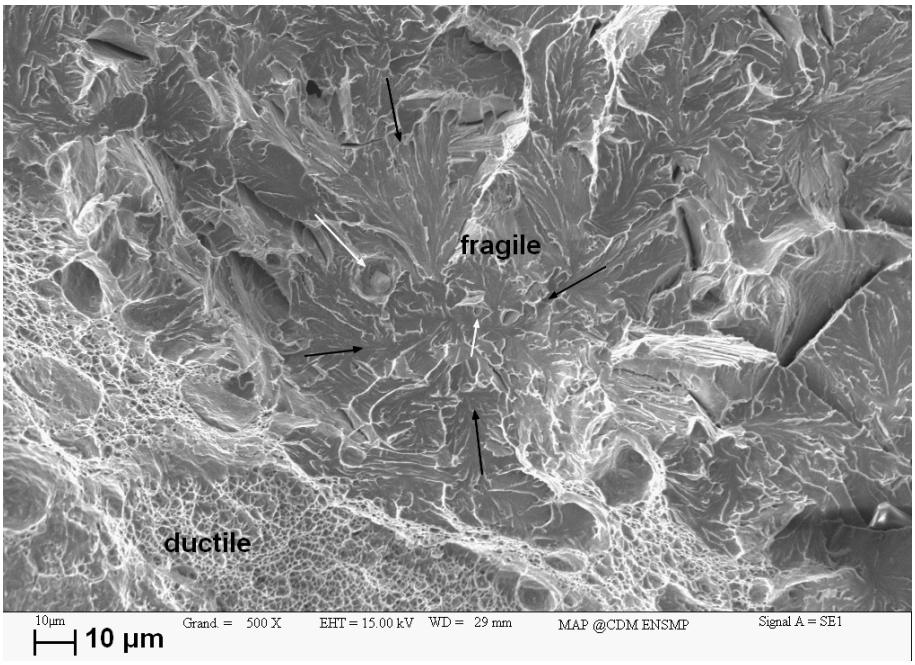


Figure V-21 : Zoom sur le faciès d'une éprouvette de traction entaillée dans le joint réel en ligne de fusion, testée à -20 °C, l'amorce ductile et les inclusions (flèches blanches) facilitent la propagation fragile

Pour les éprouvettes de flexion 3 points entaillées dans le joint réel en ligne de fusion, on remarque une rupture beaucoup plus tourmentée que pour les éprouvettes de flexion 3 points entaillées dans la ZAT Cs. La Figure V-22 montre qu'il peut y avoir de multiples amorçages et que les défauts en ligne de fusion influent sur le profil de l'avancée ductile. Le faciès est vallonné, car la fissure se propage dans la zone à gros grains le long du métal

fondu, qui est sous-jacent. Les faciès des éprouvettes à des températures plus élevées sont très similaires. Seule l'avancée ductile croît lorsque la température d'essai augmente (Figure V-23).

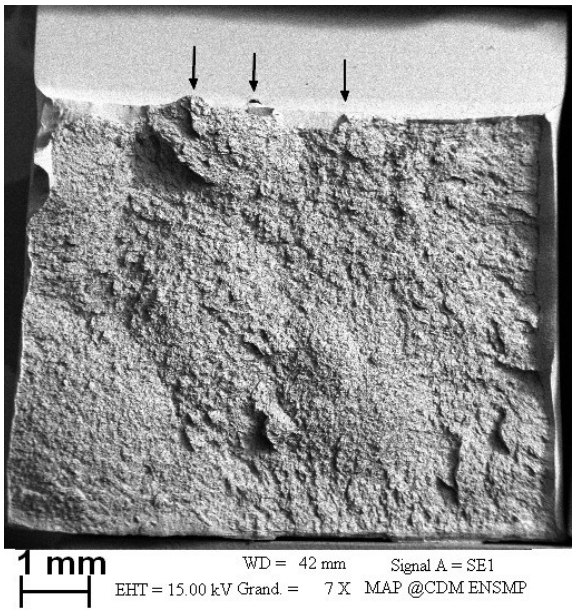


Figure V-22 : Faciès de rupture d'une éprouvette entaillée dans le joint réel en ligne de fusion, testée à -80 °C, avec de multiples amorçages (flèches noires)

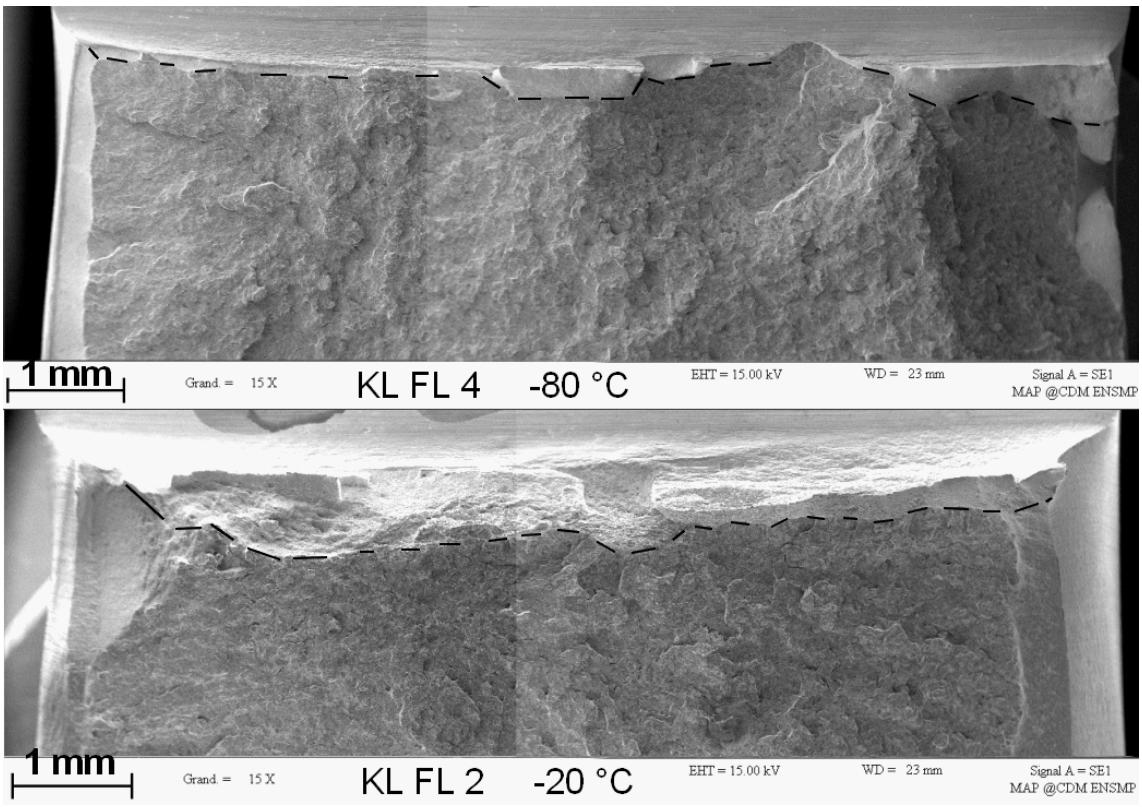


Figure V-23 : Faciès de rupture d'une éprouvette entaillée dans le joint réel en ligne de fusion, ci-dessus les n°4 testée à -80 °C et n°2 testée à -20 °C, limite de l'avancée ductile en pointillés

Résumé de la première partie :

Les essais spécifiques sur éprouvettes entaillées permettant de décrire le comportement plastique et le comportement à rupture des différentes zones de la soudure sont réalisés à des températures comprises entre -80 et +20 °C. A -20 °C, la rupture des éprouvettes Charpy entaillées en ligne de fusion est fragile (chapitre III). Dans le cas des essais spécifiques réalisés à une vitesse plus lente, la rupture se situe dans la transition ductile-fragile.

Les essais de traction avec les éprouvettes entaillées et les essais de flexion dans la ZAT à gros grains simulée Cs montrent quelques facettes de clivage arrêtées à -40 °C et à -20 °C. Mais la plupart des éprouvettes possèdent à l'amorçage une avancée ductile non négligeable.

La complexité de la modélisation de la rupture d'une soudure multi-matériaux nous oblige à simplifier les mécanismes de rupture. Nous utiliserons ainsi une loi de comportement anisotrope non couplée à l'endommagement ductile, puis nous appliquerons un critère de rupture fragile en post-traitement pour prédire la rupture de la soudure.

V.4. Modélisation du comportement plastique

V.4.1. Anisotropies en contrainte et en déformation du métal de base

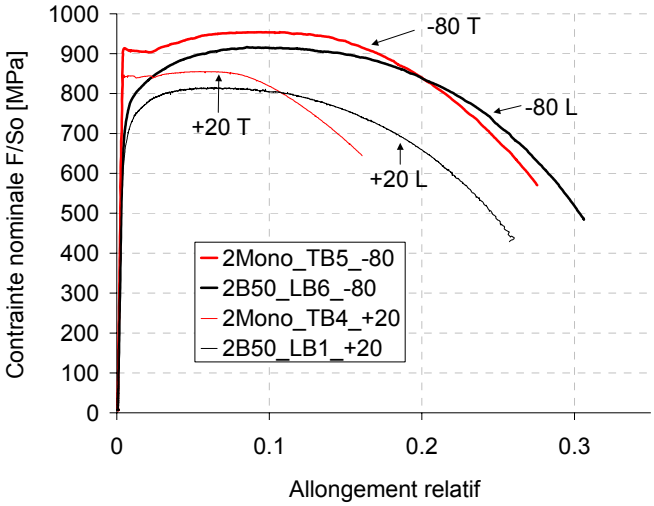


Figure V-24 : Courbes de traction du métal de base B dans la direction L et T, à 20 et -80 °C : anisotropie en contrainte

La Figure V-24 montre l'anisotropie en contrainte du métal de base B, quelles que soient la température (-80 ou 20 °C) ou la direction de sollicitation (L ou T).
La Figure V-25 montre l'anisotropie en déformation de B. La déformation se fait préférentiellement dans l'épaisseur du tube (S).

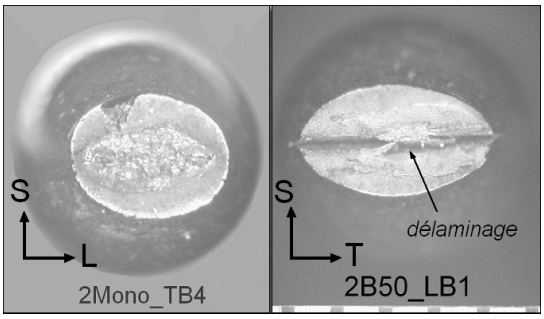


Figure V-25 : Vue macroscopique de l'anisotropie de déformation à 20 °C, graduation en mm

Pour représenter l'anisotropie du métal de base on mesure dans une partie non strictionnée de l'éprouvette le coefficient de Lankford, dont voici les expressions et les valeurs :

$$R_L = \left(\ln\left(\phi_T / \phi_{T_0}\right) / \ln\left(\phi_S / \phi_{S_0}\right)\right) \sim 0.53$$
$$R_T = \left(\ln\left(\phi_L / \phi_{L_0}\right) / \ln\left(\phi_S / \phi_{S_0}\right)\right) \sim 0.72 \qquad \textbf{(V-1)}$$

V.4.2. Modélisation du comportement

V.4.2.1. Comportement élastoplastique

Les propriétés d'élasticité classiques de l'acier sont utilisées sur tout le domaine de température, soient :

Module d'Young	E = 210 000 MPa
Coefficient de Poisson	υ = 0.3

L'écrouissage isotrope non linéaire est exprimé en fonction de la déformation plastique équivalente p de la manière suivante (loi phénoménologique):

$$R(p) = R_0 + Q_1\left(1 - e^{-k_1 p}\right) + Q_2\left(1 - e^{-k_2 p}\right) \qquad \textbf{(V-2)}$$

Avec : R_0, limite d'élasticité ; Q_i paramètres permettant de reproduire l'amplitude de l'écrouissage, k_i : paramètres permettant de reproduire la saturation de l'écrouissage en termes de p

Le choix d'un double écrouissage isotrope de forme exponentielle pour modéliser l'écrouissage du matériau découle de la confrontation avec l'expérience. Le premier terme exponentiel représente l'écrouissage pour les déformations inférieures à 10 %. Le deuxième terme exponentiel n'est pas toujours nécessaire, il correspond à l'écrouissage du matériau pour les fortes déformations. Ceci n'exclut pas la contribution d'un écrouissage cinématique mais les essais ne permettent pas de déterminer celui-ci expérimentalement.
L'identification des paramètres d'écrouissage est faite à partir des courbes conventionnelles de traction contrainte-déformation nominales avant striction.

V.4.2.2. Anisotropie de comportement : Critère de Bron

Le comportement anisotrope du métal de base n'est pas bien représenté par les critères de von Mises et de Hill [LUU06these]. Un critère de plasticité permettant la modélisation de l'anisotropie des tôles d'aluminium a été proposé par Bron et Besson. Ce comportement anisotrope est alors décrit en utilisant un cas particulier du modèle de Bron et Besson [BRON04]. La surface de charge est définie par $\phi = \overline{\sigma} - R(p)$ où p est la déformation plastique équivalente associée à $\overline{\sigma}$ et $R(p)$ la loi d'écrouissage. La contrainte effective est définie à partir de deux déviateurs modifiés qui permettent d'ajuster la forme des surfaces de charge (équation (V-3)).

$$\begin{aligned} \overline{\sigma} &= \left(\alpha\psi^1\right)^{\frac{1}{b^1}} + \left((1-\alpha)\psi^2\right)^{\frac{1}{b^2}} \\ \psi^1 &= \frac{1}{2}\left(\left|S_2^1 - S_3^1\right|^{b^1} + \left|S_3^1 - S_1^1\right|^{b^1} + \left|S_1^1 - S_2^1\right|^{b^1}\right) \\ \psi^2 &= \frac{3^{b^2}}{2^{b^2}+2}\left(\left|S_1^2\right|^{b^2} + \left|S_2^2\right|^{b^2} + \left|S_3^2\right|^{b^2}\right) \end{aligned} \qquad \textbf{(V-3)}$$

$S_{i=1-3}^{k=1,2}$ sont les valeurs propres de deux déviateurs modifiés $\underline{s^k} = \underline{\underline{L^k}} : \underline{\sigma}$, $\underline{\underline{L^k}}$ étant le tenseur anisotrope défini ci -dessous :

$$\underline{\underline{L^k}} = \begin{pmatrix} \left(c_2^k + c_3^k\right)/3 & -c_3^k/3 & -c_2^k/3 & 0 & 0 & 0 \\ -c_3^k/3 & \left(c_3^k + c_1^k\right)/3 & -c_1^k/3 & 0 & 0 & 0 \\ -c_2^k/3 & -c_1^k/3 & \left(c_1^k + c_2^k\right)/3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_4^k & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_5^k & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_6^k \end{pmatrix} \qquad \textbf{(V-4)}$$

Il s'agit d'une extension du modèle de Karafillis et Boyce [KARA93] qui associe le même déviateur modifié $\underline{s}$ à ψ^1 et ψ^2. Ainsi, le critère possède 16 paramètres ajustables : a, b^1, b^2, α et $c_{i=1-6}^{k=1,2}$. Les quatre paramètres a, b^1, b^2 et α donnent la forme de la surface de charge, mais n'influent pas sur l'anisotropie, qui est seulement réglée par les coefficients c_i^k.
Les coefficients d'anisotropie sont considérés comme indépendants de la température.

L'identification des paramètres du modèle est basée sur les essais mécaniques de traction sur éprouvettes lisses et éprouvettes axisymétriques entaillées (anisotropie en contrainte) ainsi que sur les coefficients de Lankford (anisotropie en déformation).

V.4.3. Stratégie d'identification des paramètres du modèle

Les paramètres à identifier sont les constantes d'élasticité (E et υ), les paramètres de la loi d'écrouissage et les paramètres du critère (a, α et $c_{i=1-6}^{k=1,2}$). Il n'est pas raisonnable de les identifier tous en une seule étape.

La stratégie d'identification des paramètres des lois de comportement est la suivante :

- d'abord le comportement du métal de base (B) ;
- puis Fs en prenant en compte B des éprouvettes issues de simulations Gleeble ;
- puis Cs en prenant en compte B, Fs présents dans les éprouvettes Gleeble ;
- et enfin W en utilisant à la fois les essais sur joint complet avec les 4 matériaux et les essais all-weld (Figure V-26).

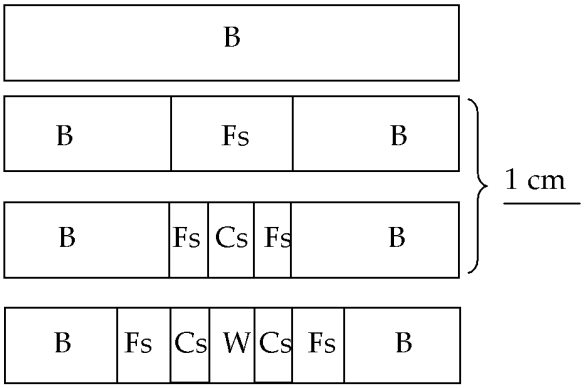


Figure V-26 : Ordre d'optimisation des paramètres et prise en compte des zones voisines

La première étape est l'identification des paramètres du **métal de base, B**, à +20 °C. La limite d'élasticité R_0 est fixée selon les essais sur éprouvettes de traction lisses. L'écrouissage $R(p)$ est déterminé sans prendre en compte l'anisotropie. Finalement les paramètres $\left(c_{i=1\ to\ 3}^{k=1\ or\ 2}\right)$ sont calés avec les essais de traction sur éprouvettes lisses avant striction et avec les essais de traction des éprouvettes entaillées et avec le coefficient de Lankford, avec l'aide de maillages 3D. Certains paramètres, repérés par une étoile (*) dans le Tableau V-5, sont directement issus du travail de [LUU06these] sans aucun ajustement, car il s'agit des paramètres calés pour l'acier X100 de son étude, similaire à celui de cette étude.

La deuxième étape consiste à identifier les paramètres de la **zone à grains fins simulée, Fs**. Un modèle isotrope est choisi, car le coefficient de Lankford vaut 1 sur les éprouvettes axisymétriques entaillées, c'est-à-dire que les diamètres déformés du fût de l'éprouvette de traction sont égaux. Un maillage 3D est utilisé encore, car le métal de base voisin devient plastique pendant l'essai et possède un comportement plastique anisotrope. Le maillage est composé de 2 parties : B et Fs. La dimension des zones est expliquée au paragraphe V.4.4. . Le comportement du métal de base B a été identifié précédemment.

En troisième position se trouve l'identification de la **zone à gros grains simulée, Cs**. Un maillage 2D est utilisé car le métal de base reste élastique pendant l'essai de traction. Le maillage est composé de 3 parties : B, Fs et Cs. La dimension des zones est expliquée au paragraphe V.4.4. . Les comportements du métal de base B et Fs ont été identifiés juste avant.

Vient finalement l'identification des paramètres du **métal fondu, W**. La dureté élevée du métal fondu par rapport au reste du joint l'empêche de beaucoup se déformer pendant l'essai de traction, et il a d'abord été conclu que W était isotrope. Mais les paramètres obtenus ne permettaient pas de reproduire à la fois les essais de traction avec les éprouvettes lisses dans la direction T et les éprouvettes de traction entaillées dans la direction L. Ceci montre que W est anisotrope. On décide alors d'ajuster le modèle anisotrope de Bron et Besson pour caler le comportement du métal fondu. L'identification des paramètres est faite sur les courbes des essais avec les éprouvettes lisses et entaillées avec un maillage contenant toutes les zones. Comme l'éprouvette passe à travers toutes les zones, on vérifie que la présence d'autres zones ne modifie pas l'identification, en comparant les résultats de l'identification avec ou sans les zones voisines différentes.

Les paramètres de chaque zone sont identifiés, mais en prenant en compte les interactions entre les zones en maillant les zones voisines (Tableau V-3). Les R_0 sont fixés arbitrairement proportionnellement aux limites d'élasticité des éprouvettes de sections lisses ($R_{0(B)}$) et aux résistances maximales des éprouvettes de sections entaillées ($R_{m\,(A2)}$).

Zone	*Courbes expérimentales*	*Maillages utilisés*	*Paramètres identifiés*
Métal de base B	LB	Elément de volume	R_0 Q_1, k_1
	A 1,2,4	A1,2,4 LB - 3D (§ V.4.5.2.)	Q_i, k_i
	LB + TB + *Lankford* + A1,2,4 L	Elément de volume A1,2,4 LB - 3D (§ V.4.5.2.)	Anisotropie $c_{i=1\,to\,3}^{k=1\,or\,2}$
Zone à grains fins simulée Fs	A2 T A2 T	aucun A2TFs (Figure V-38 + maillage 3D)	R_0= f ($R_{0(B)}$, $Rm_{(A2F)}$) Q_i, k_i
Zone à gros grains simulée Cs	A2 T A2 T	aucun A2TCs (Figure V-38)	R_0= f ($R_{0(B)}$, $Rm_{(A2C)}$) Q_i, k_i
Métal fondu W	TW + A2 L + *Lankford*	Elément de volume aucun A2 LW	R_0= f ($R_{0(B)}$, $Rm_{(A2W)}$) Q_i, k_i Anisotropie $c_{i=1\,to\,3}^{k=1}$

Tableau V-3 : Etapes d'identification des paramètres d'écrouissage et d'anisotropie

Pour déterminer les paramètres matériaux, une méthode itérative est utilisée. L'algorithme du simplex permet de minimiser l'erreur entre les essais et les simulations résultant d'un jeu de paramètres par la méthode des moindres carrés. A chaque pas un nouveau jeu de paramètres est fixé et un nouvel écart est calculé. L'optimisation s'arrête lorsque la différence est inférieure au seuil fixé par l'utilisateur. Cette méthode est lente, mais c'est la plus stable.

V.4.4. Les dimensions du joint et des ZAT

Il est indispensable de fixer les dimensions du joint soudé et des zones affectées avant de mailler. Comme on l'a vu dans le chapitre II, le joint réel a été simplifié en 4 zones principales : le métal fondu W, la ZAT à gros grains C, la ZAT à grains fins F et le métal de base B (Figure V-27). Les dimensions de chaque zone sont rappelées dans le Tableau V-4. La soudure étant réalisée dans un chanfrein de type V, les interfaces réelles entre les zones sont inclinées par rapport aux bords des éprouvettes. Pour tenir compte de cette inclinaison, on utilise les abscisses en peau interne et peau externe du tube notées dans le Tableau V-4.
La taille des ZAT des éprouvettes Gleeble a été évaluée grâce aux relevés de thermocouples présentés au chapitre III. La Figure V-28 montre les valeurs de dureté mesurées en surface des éprouvettes axisymétriques entaillées dans les ébauches Gleeble. La cohérence des résultats écarte les doutes que l'on pourrait émettre quant à l'influence de l'état de surface. On peut remarquer que la zone entre mors est totalement affectée. Les éprouvettes Gleeble Fs seront maillées en 2 zones : 16 mm de Fs et le reste en métal de base. Les éprouvettes Gleeble Cs seront maillées en 3 zones : 6 mm de Cs, 5 mm de Fs de part et d'autre et le reste en B.

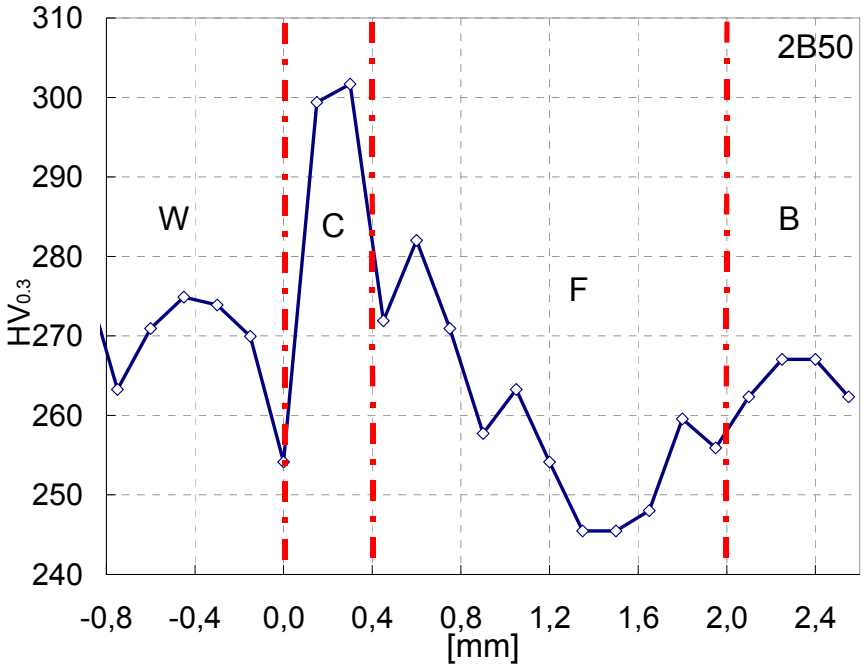


Figure V-27 : Dimensions des zones du joint, 2B50, profil à 2mm de la peau interne (chapitre II)

Zone	Largeur	Abscisse moy.	Abscisse peau interne	Abscisse peau externe
W	5.8	2.9	2.4	3.4
C	0.4	3.3	2.8	3.8
F	1.6	4.9	4.4	5.4

Tableau V-4 : Dimensions en millimètres de la soudure réelle (2B50) sur une hauteur de 20 mm

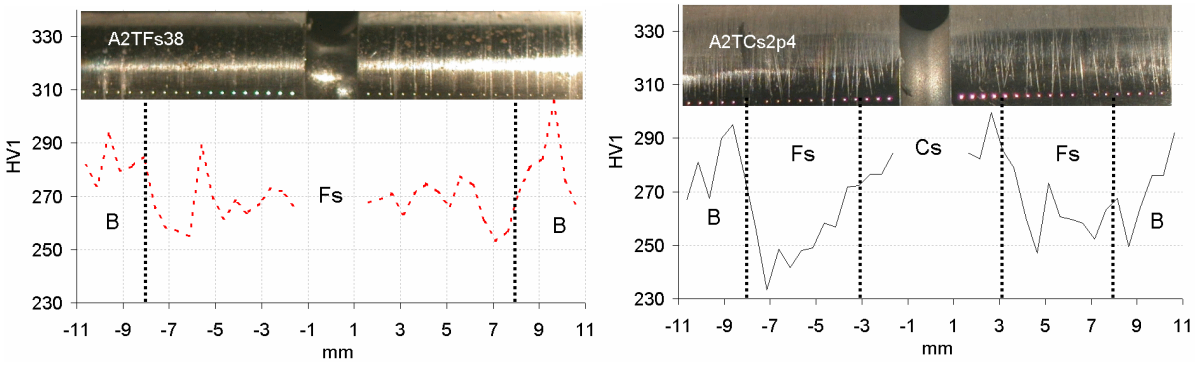


Figure V-28 : Vérification de la taille des zones chauffées sur machine Gleeble : Fs sur 16 mm et Cs sur 6 mm (les mesures ont été réalisées sur le fût des éprouvettes usinées)

V.4.5. Technique de maillage

V.4.5.1. Modeleur et mailleur

Pour générer des maillages tridimensionnels, on utilise les trois outils suivants : Opencascade, BLSurf et TetMesh [LAUG03] [GEOR97]. Ils permettent de mailler à la fois des géométries d'éprouvettes complexes en trois dimensions en tenant compte de la finesse du découpage des ZAT :

- le modeleur OpenCascade est un puissant outil de DAO en 3D pour créer des géométries ;

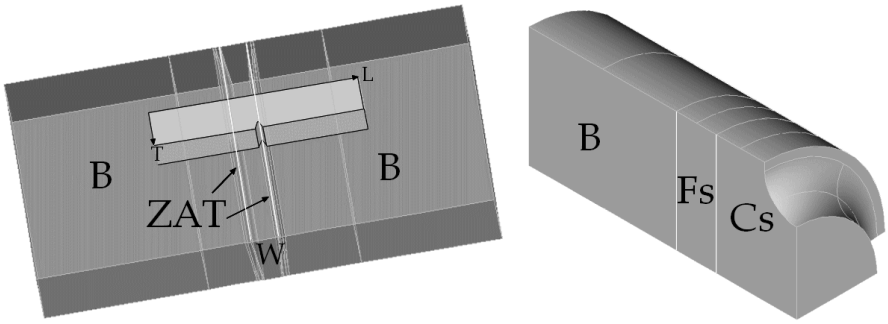


Figure V-29 : Modeleur OpenCascade - création de l'éprouvette et placement de l'éprouvette entaillée dans une « boîte » dont les secteurs définiront les sous-domaines à mailler

- le mailleur BLSurf est un mailleur 2D de surface développé lors du projet GAMMA par l'INRIA et l'UTT.

- le mailleur TetMesh est un mailleur 3D de volume aussi développé lors du projet GAMMA

Ces deux derniers mailleurs produisent respectivement des triangles et tétraèdres.

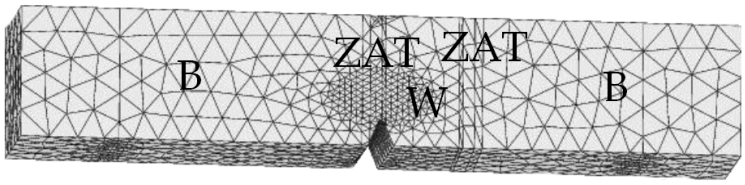


Figure V-30 : Maillage 3D en volume d'une éprouvette Charpy entaillée dans la ZAT

V.4.5.2. Les maillages pour l'optimisation des paramètres des lois de comportement

Pour optimiser les paramètres caractérisant l'anisotropie du métal de base et du métal fondu, il faut utiliser des maillages tridimensionnels (Figure V-31) en respectant bien les orientations réelles du tube : L, T, S.

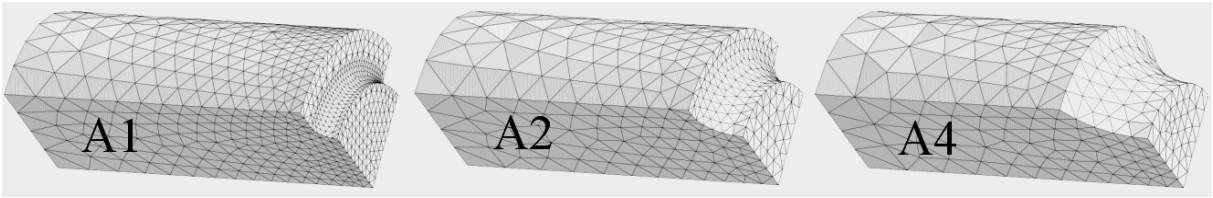


Figure V-31 : Maillages utilisés pour l'identification des paramètres du métal de base B (rayon min = 3 mm)

Pour rechercher les paramètres des lois d'écrouissage pour les zones isotropes, il faut commencer par utiliser des maillages grossiers en deux dimensions pour approcher les paramètres finaux et terminer avec des maillages tridimensionnels pour avoir les paramètres exacts. La finesse du maillage a été fixée de manière à obtenir un résultat indépendant de la taille de maille.

V.4.6. Résultats de l'identification sur les courbes macroscopiques

On compare sur les figures suivantes les expériences (cercles) et les simulations (lignes) après identification des paramètres du métal de base (B), du métal fondu (W), de la zone à gros grains simulée (Cs) et de la zone à grains fins simulée (Fs).

On note F/S_0 la contrainte nominale, $\Delta L/L_0$ l'allongement et $\Delta\Phi/\Phi_0$ la réduction de diamètre dans la direction S. La réduction de section est maximale lorsqu'on mesure la réduction dans la direction S du métal de base.

La Figure V-32 montre que pour le métal de base l'ajustement du modèle élastoplastique anisotrope sur les éprouvettes lisses avant striction et les éprouvettes entaillées testées à 4 températures est bon. La Figure V-33 montre que pour le métal fondu l'ajustement du modèle élastoplastique anisotrope sur les éprouvettes lisses avant striction et les éprouvettes entaillées testées à 4 températures est correct. Les Figure V-34 et Figure V-35 montrent que les ajustements du modèle élastoplastique isotrope sur les ZAT simulées Cs et Fs sont bons.

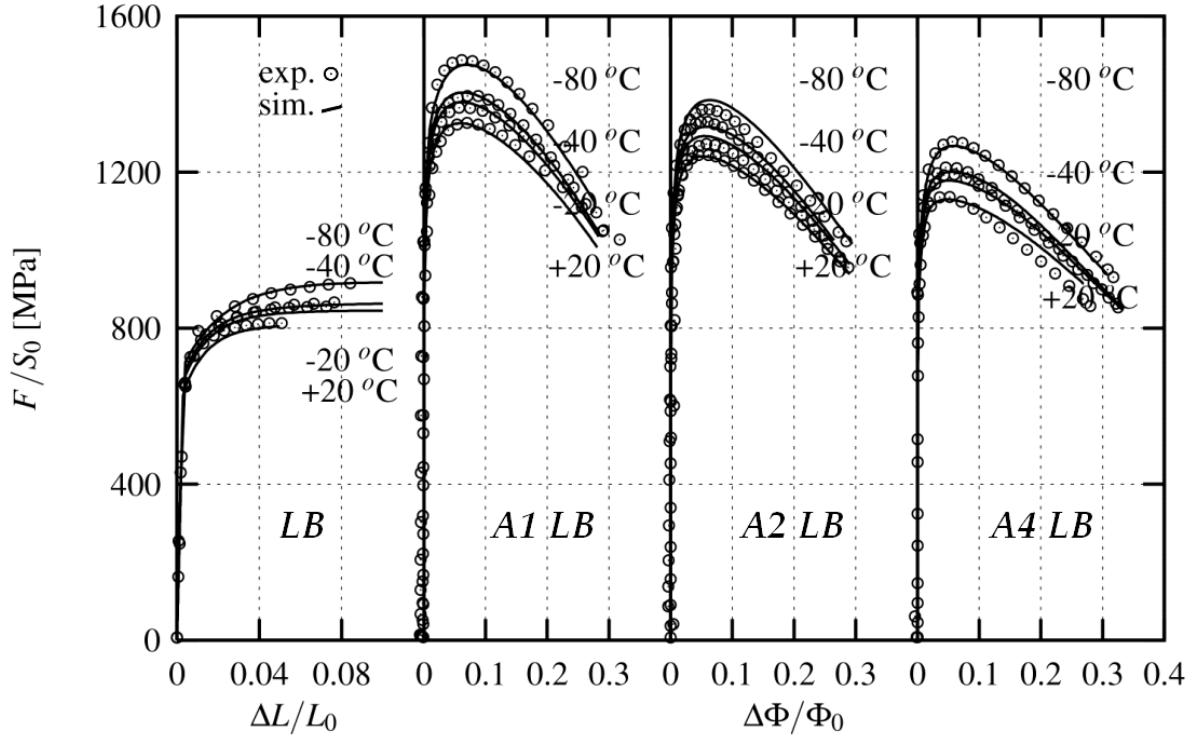


Figure V-32 : Résultats de l'identification pour le métal de base B sur les courbes des essais de traction sur éprouvettes lisses et entaillées

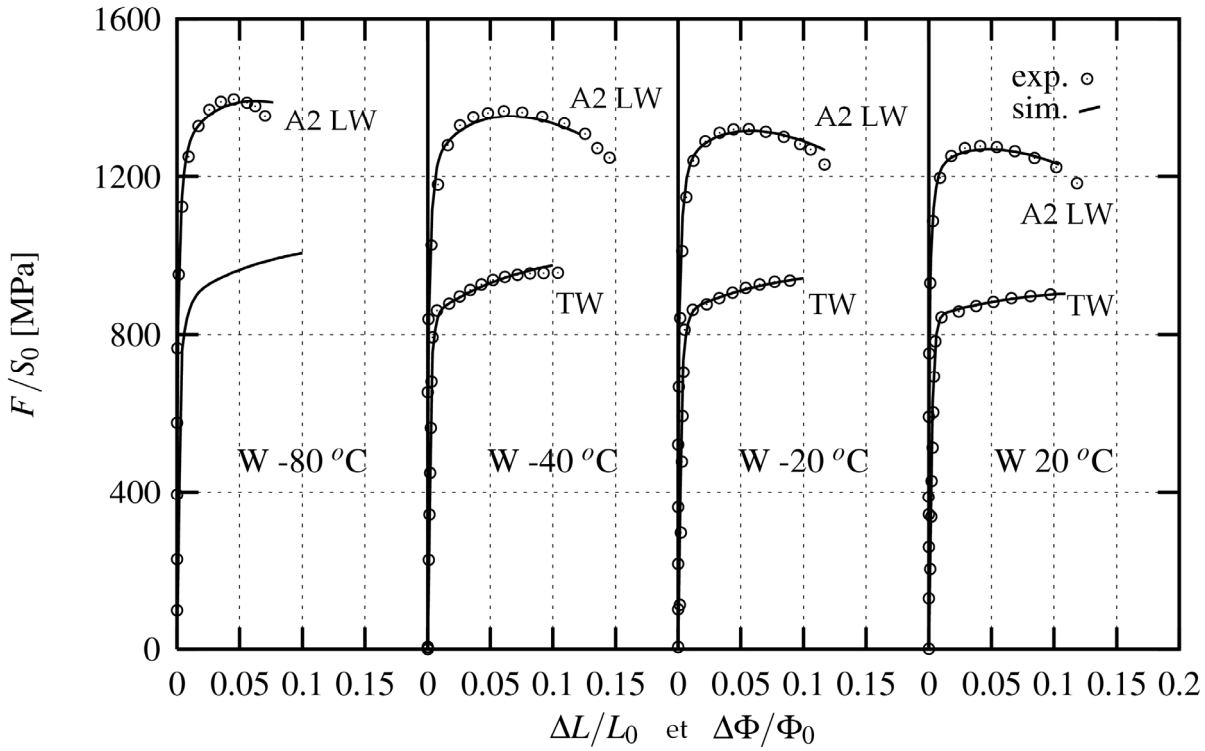


Figure V-33 : Résultats de l'identification pour le métal fondu W sur les courbes des essais sur éprouvettes de traction lisses (en bas) et entaillées (en haut) entre -80 et +20 °C

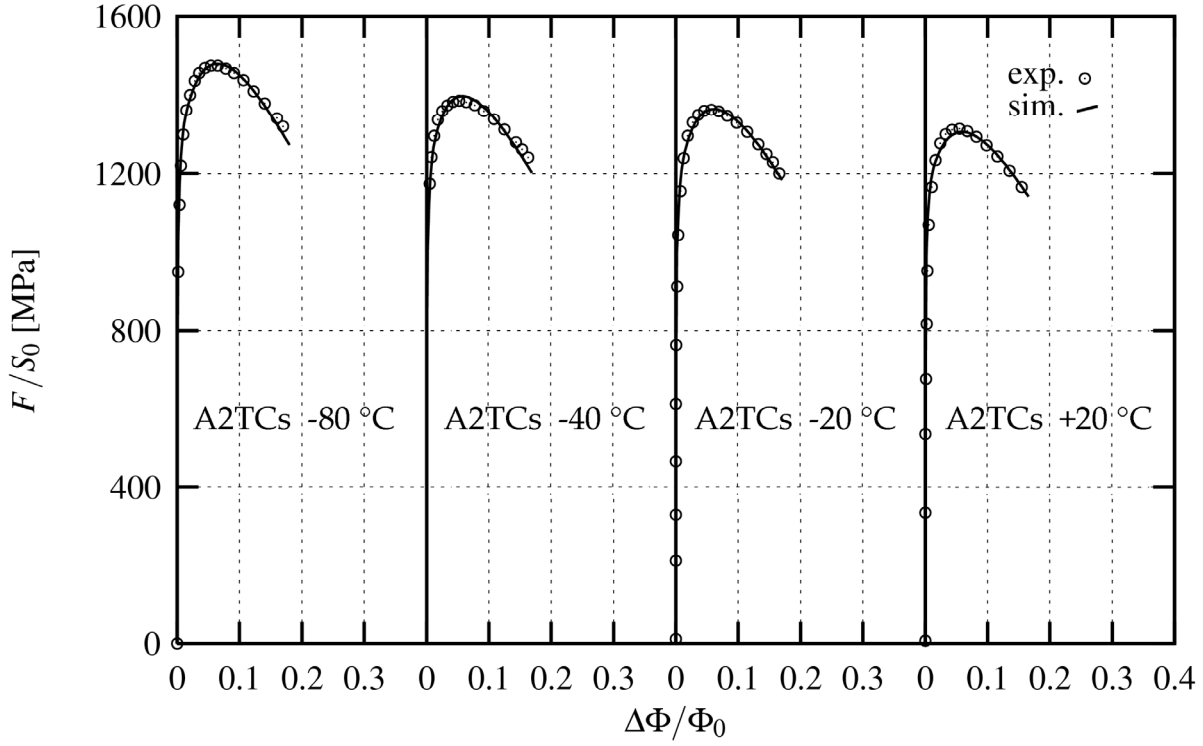


Figure V-34 : Résultats de l'identification pour la ZAT Cs sur les courbes des essais sur éprouvettes entaillées entre -80 et +20 °C

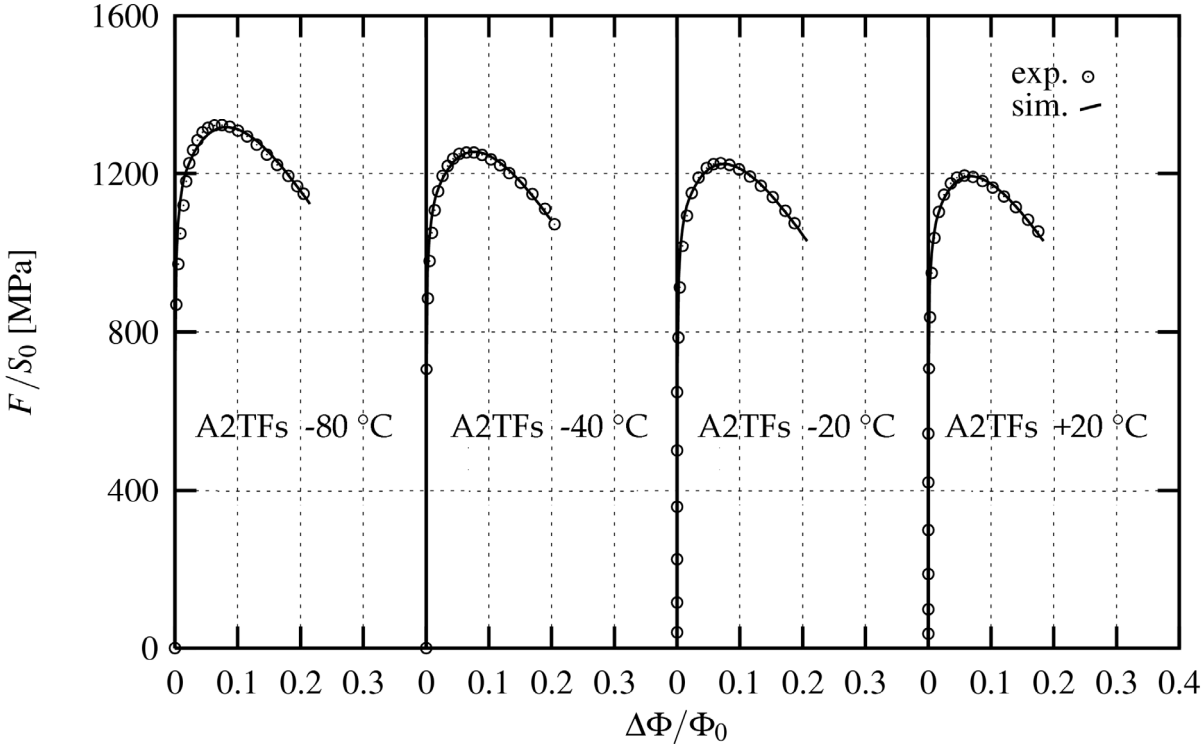


Figure V-35 : Résultats de l'identification pour la ZAT Fs sur les courbes des essais sur éprouvettes entaillées A2 entre -80 et +20 °C

Les paramètres d'anisotropie ajustés pour le métal de base et le métal fondu sont rassemblés dans le Tableau V-5. Les paramètres d'écrouissage pour les 4 zones à 4 températures sont présentés dans le Tableau V-6.

Propriétés élastiques	Module d'Young E Coefficient de Poisson ν	210 000 MPa 0.3
Ecrouissage	R_0 Q_1 k_1 Q_2 k_2	Voir Tableau V-6
Modèle anisotrope B	a= b_1 = b_2 alpha (*)	9.25 0.7
	c_1^1 c_2^1 c_3^1	0.72 1.05 0.94
	c_1^2 c_2^2 c_3^2	1.60 0.50 0.73
1 = T 2 = L 3 = S	c_4^1 c_5^1 c_6^1 (*)	1.14 1.116 1.118
	c_4^2 c_5^2 c_6^2 (*)	1.00 0.92 1.18
	Lankford L T	0.53 0.72
Modèle anisotrope W	a b_2 b_1 alpha	2. 2. 8. 1.
	c_1^1 c_2^1 c_3^1	1.188 1.023 0.968
	c_1^2 c_2^2 c_3^2	1.00 1.00 1.00
1 = T 2 = L 3 = S	c_4^1 c_5^1 c_6^1	1.00 1.00 1.00
	c_4^2 c_5^2 c_6^2	1.00 1.00 1.00
	Lankford T	0.82

(*) issus de l'optimisation faite par LUU [LUU06these]

Tableau V-5 : Valeurs des paramètres pour les lois de comportement anisotrope du métal de base B et W ; R_0 et Q_i en MPa, les autres paramètres sont adimensionnels

Matériaux et températures		R_0	Q_1	k_1	Q_2	k_2
B	20	660	174	94	580	1.9
	-20	695	170	86	486	2.6
	-40	710	162	86	436	3.4
	-80	735	213	53	467	2.7
W	20	685	161	551	452	4.1
	-20	709	147	356	471	5.1
	-40	734	118	461	519	5.88
	-80	*751*	*136*	*224*	*488*	*6.32*
Fs	20	642	351	12.4	-	-
	-20	658	403	10	-	-
	-40	673	431	9.4	-	-
	-80	709	494	8	-	-
Cs	20	725	318	18	-	-
	-20	730	404	16.2	-	-
	-40	744	422	14.9	-	-
	-80	793	411	16.7	-	-

en italique : extrapolation par manque d'expériences

Tableau V-6 : Résultats de l'optimisation des paramètres d'écrouissage ; R_0 et Q_i en MPa, k_i adimensionnels

V.4.7. Validation de l'optimisation des paramètres sur joint réel

Les paramètres du modèle de comportement sont maintenant optimisés. On vérifie que les résultats des simulations multi-matériaux ne sont pas trop éloignés des courbes expérimentales (Figure V-36). On voit que la simulation sur l'éprouvette de traction lisse (courbes en bas) qui tient compte de l'anisotropie avec un maillage tridimensionnel est tout à fait en accord avec l'expérience (cercles).
On voit par contre que la courbe de traction de l'éprouvette axisymétrique entaillée en ligne de fusion (A2LFL) dans le joint réel n'est pas parfaitement reproduite, même si elle ne correspond pas non plus aux courbes de la ZAT Cs ou Fs. Compte tenu des dispersions expérimentales et de la complexité de la ligne de fusion, on peut tout de même apprécier la bonne approximation du comportement multi-matériaux.

On voit ici l'importance de la ZAT Fs dans les calculs multi-matériaux. Sans la modélisation de la ZAT Fs, la réponse en traction serait celle de la courbe simulée ne comportant que la ZAT à gros grains (A2TCs, ligne avec tirets), qui est bien au-dessus de la courbe de traction du joint réel (A2LFL, ligne continue).

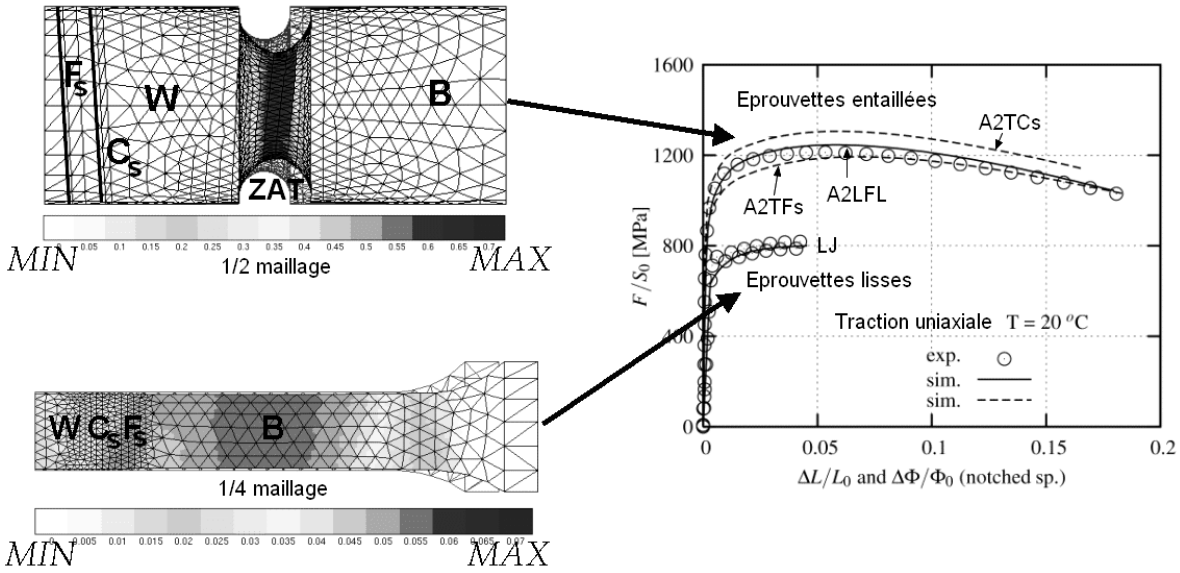


Figure V-36 : A gauche : maillages 3D utilisés, à droite : comparaison entre les simulations multi-matériaux (lignes continues), les simulations sur éprouvettes de ZAT simulée (lignes avec tirets) et les courbes expérimentales des éprouvettes prélevées dans le joint réel (cercles)

V.5. Modélisation de la rupture

V.5.1. Introduction des critères de rupture

Le critère le plus simple est celui qui fait appel à la notion de contrainte critique σ_c. Il prédit la rupture lorsque la contrainte principale maximale dépasse la contrainte critique.
Les aciers présentant une grande diversité de défauts critiques vis-à-vis de la rupture affichent une forte dispersion de ténacité lorsqu'ils sont rompus à basses températures. A ce moment là, le critère en contrainte critique σ_c qui est de nature déterministe, ne suffit pas.

Le modèle RKR (Ritchie, Knott et Rice) de 1973 [RITC73] relie l'évolution de la ténacité en fonction de la température à un critère local de rupture. Ces auteurs supposent que la rupture se produit lorsque la contrainte en pointe de fissure σ_{yy} atteint une valeur critique σ_c sur une distance caractéristique X_0 de la pointe de fissure. La distance caractéristique X_0 est définie arbitrairement comme un multiple de la taille moyenne de grain (X_0=1 à 2d).
Le modèle de Curry et Knott [CURR79] relie la distance caractéristique du modèle RKR à un volume de matériau minimal assurant la présence d'un défaut critique pour la rupture.
Ces modèles sont donc déterministes, alors que la rupture fragile est aléatoire.

La rupture fragile est alors souvent modélisée par une approche statistique basée sur la théorie du maillon le plus faible [BERE83]. On présente ci-dessous cette théorie sous la forme la plus simple, c'est-à-dire sans correction de la déformation Elle repose souvent sur l'hypothèse que la structure de volume V peut être représentée par une chaîne de N volumes élémentaires V_0 indépendants les uns des autres vis-à-vis de la rupture fragile. La rupture de l'un de ces volumes élémentaires V_0 entraîne la rupture de la chaîne et ainsi de la structure. L'hypothèse d'indépendance signifie en pratique que la rupture ne dépend pas de la probabilité de rupture des volumes V_0 voisins. Elle est valable si V_0 est suffisamment grand pour qu'il y ait indépendance entre les volumes.
Lorsque l'hypothèse du maillon faible est justifiée, la zone sollicitée est découpée en N volumes V_0. Chaque volume i est soumis à un état de contrainte homogène σ_i, qui est en l'occurrence la contrainte principale maximale. Chaque V_0 est associé à une probabilité de rupture $p_r(\sigma_i)$ et à une probabilité de survie $1-p_r(\sigma_i)$. La probabilité de rupture $P_r(\sigma)$ du volume V s'écrit alors sous la forme :

$$P_r(\sigma) = 1 - \prod_{i=1}^{N} \left(1 - p_r(\sigma_i)\right) \qquad \textbf{(V-5)}$$

Dans le cas où tous les volumes élémentaires ont la même distribution de probabilités de rupture $p_r(\sigma)$ on a :

$$P_r(\sigma) = 1 - \left(1 - p_r(\sigma)\right)^N = 1 - \exp\left[-\frac{V}{V_0}\ln\left(\frac{1}{1-p_r(\sigma)}\right)\right] \qquad \textbf{(V-6)}$$

L'équation (V-6) montre que la probabilité de rupture augmente avec le volume V sollicité.
Si la contrainte n'est pas homogène dans V et que V est assez grand devant V_0, on peut écrire :

$$P_r(\sigma) = 1 - \exp\left[-\int_V f(\sigma) \frac{dV}{V_0} \right] \quad \textbf{(V-7)}$$

$$\text{avec } f(\sigma) = \ln\left(\frac{1}{1 - p_r(\sigma)} \right)$$

Weibull [WEIB51] a proposé une expression empirique pour f(σ) de la forme :

$$f(\sigma) = \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_u} \right)^m \text{ si } \sigma > \sigma_0 \text{ et } f(\sigma) = 0 \text{ sinon} \quad \textbf{(V-8)}$$

Dans cette expression σ_0 représente la contrainte seuil en dessous de laquelle la probabilité de rupture est nulle. Cette contrainte est souvent supposée nulle. σ_u est une contrainte de normalisation et m est le module de Weibull.

$$P_r(\sigma) = 1 - \exp\left[-\int_V \left(\frac{\langle \sigma - \sigma_0 \rangle}{\sigma_u} \right)^m \frac{dV}{V_0} \right] \quad \textbf{(V-9)}$$

$$\text{ou en posant } {\sigma_w}^m = \int_V \langle \sigma - \sigma_0 \rangle^m \frac{dV}{V_0}, \; P_r = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u} \right)^m \right]$$

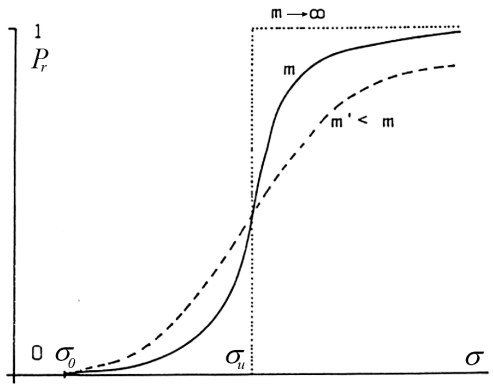


Figure V-37 : Schéma représentant la probabilité de rupture en fonction de la sollicitation, dans le cas d'une contrainte homogène dans l'espace

Les 3 paramètres permettant de déterminer la probabilité de rupture fragile sont σ_0, m et $V_0\sigma_u^m$, V_0 et σ_u étant dépendants l'un de l'autre.
L'exposant m traduit la dispersion en taille des microdéfauts capables d'amorcer la rupture fragile par clivage et non la dispersion en répartition spatiale qui est prise indirectement en compte par V_0. Si on veut donner une signification de la contrainte σ_u, elle est à rapprocher à la contrainte critique de clivage du volume élémentaire V_0.

Les modèles de prévision de la ténacité développés ensuite diffèrent de l'équation (V-7) par des précisions sur la définition de la probabilité de rupture et la description du volume actif de clivage V_0.
Le modèle de Beremin [BERE83] prend en compte deux caractéristiques principales dans le mécanisme de rupture : la nécessité d'une déformation plastique pour amorcer les fissures

dans le matériau ; et l'instabilité de ces microfissures pour une valeur critique de la contrainte locale d'ouverture. La probabilité de rupture s'exprime comme ci-après :

$$P_r = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u} \right)^m \right] \text{ avec } \sigma_w = \left[\int_{ZP} \langle \sigma_I \rangle^m \frac{dV}{V_0} \right]^{1/m} \quad \textbf{(V-10)}$$

Le paramètre d'endommagement σ_w est appelé contrainte de Weibull, et correspond au moment d'ordre m de la plus grande contrainte principale σ_I sur le volume plastique ZP. Lorsque m est grand, i.e. que la dispersion en taille des micro-défauts est faible, l'effet de volume est limité (cf. équation (V-10)). Au contraire, lorsque les micro-défauts sont très dispersés en taille (m faible), l'influence du volume V sollicité par rapport au niveau de contrainte σ_I devient prépondérante ; les effets d'échelle sont d'autant plus prononcés.

V.5.2. Techniques de simulation pour prédire la rupture

Ce paragraphe rassemble les différentes étapes qui ont été nécessaire pour tenter de prédire la rupture du joint soudé :

(i) ajustement du critère sur les éprouvettes de traction entaillées dans la zone à gros grains simulée Cs (page 161) ;
(ii) vérification sur les éprouvettes de flexion 3 points entaillées dans la zone à gros grains simulée Cs (page 165) ;
(iii) et application sur les éprouvettes de flexion 3 points entaillées dans le joint réel (page 168).

Ce paragraphe sera aussi l'occasion d'observer l'influence de la zone à grains fins simulée Fs (page 167) dans la finesse de prédiction du comportement plastique et du comportement à rupture.

Les résultats de l'approche FAD en annexe F (voir page 283) sont beaucoup trop conservatifs et montrent l'intérêt de l'approche locale, qui est le sujet des paragraphes qui suivent.

V.5.2.1. Ajustement du critère de rupture sur les éprouvettes de traction entaillées en Cs

Les maillages de la Figure V-38 sont identiques à ceux utilisés pour l'optimisation des paramètres de Cs et Fs, mais les mailles de la section de l'éprouvette mesurent 30 μm au lieu de 300 μm. Une taille de maille de 30 μm n'aurait pas permis d'ajuster les paramètres de la loi de comportement à cause du temps de calcul, tandis que l'ajustement du critère de rupture ne requiert qu'un seul calcul de structure. La finesse du maillage permet de relever précisément la contrainte locale au point de Gauss, lorsque l'éprouvette atteint la déformation à rupture. Ce changement de taille de mailles est valide, car les modèles de comportement utilisés ne sont pas sensibles à la taille de maille.

Dans un premier temps, afin de faire le plus simple possible, on utilise un critère fondé sur une contrainte principale maximale critique : $\sigma_I \geq \sigma_c$. Dès que la contrainte dépasse cette contrainte critique, on considère qu'il y a rupture.

On relève la déformation à rupture de chaque éprouvette en vérifiant que la courbe simulée représente bien l'expérience (Figure V-39). Chaque déformation à rupture correspond à une contrainte principale maximale sur un point de Gauss donné par le maillage (Figure V-40).

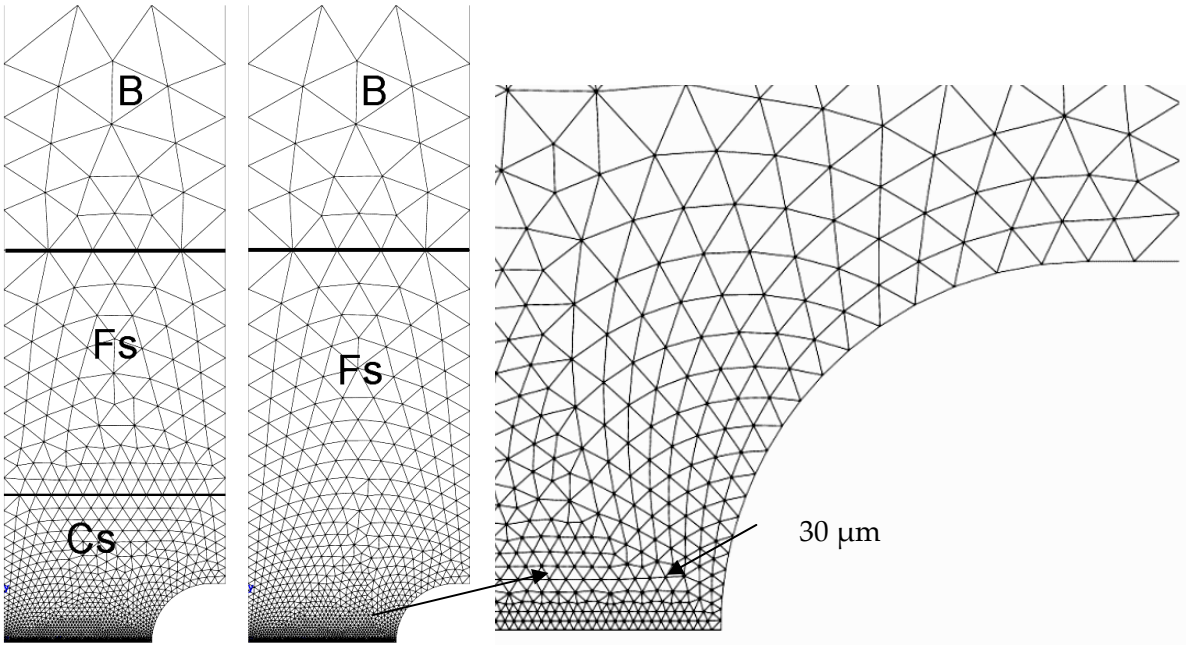


Figure V-38 : Maillages utilisés pour la détermination de la contrainte critique (t=30 µm) dans les éprouvettes de traction entaillées dans les ZAT simulées à gros grains Cs et à grains fins Fs

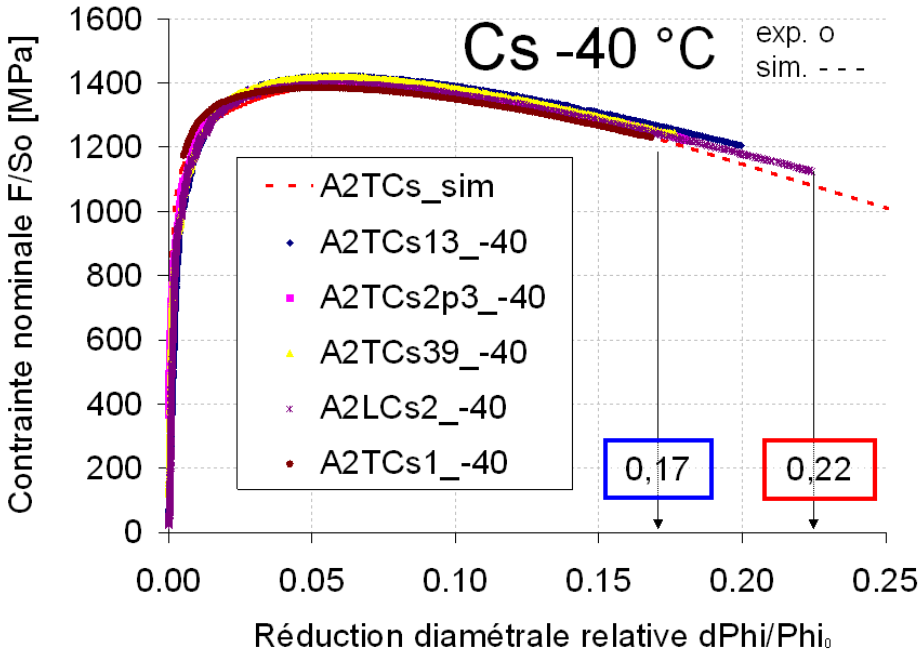


Figure V-39 : Graphique rassemblant les courbes contraintes-réduction diamétrale à -40 °C des éprouvettes de traction axisymétriques entaillées en Cs ; les déformations à rupture maximales et minimales sont utilisées ensuite pour ajuster le critère de rupture

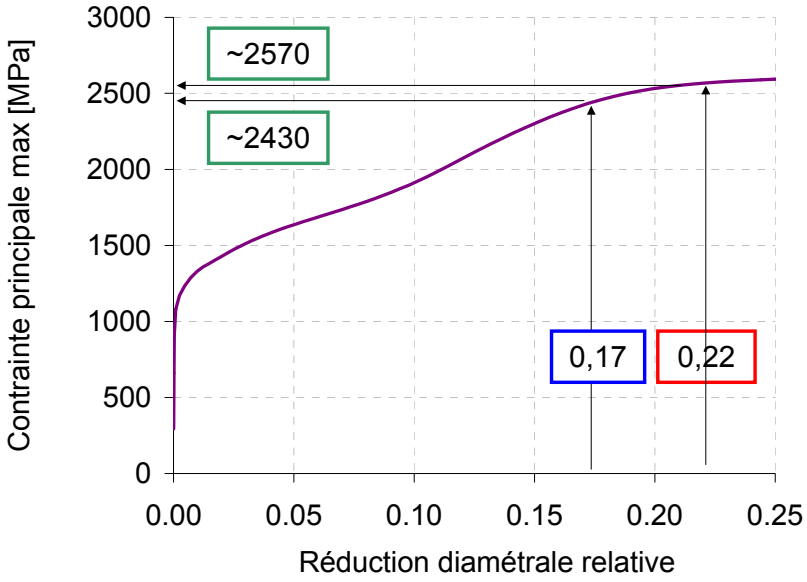


Figure V-40 : Relation entre la déformation à rupture et la contrainte principale maximale locale dans la ZAT Cs obtenue par post-traitement du calcul de l'éprouvette A2TCs à -40 °C

Les résultats des dépouillements sont présentés dans le Tableau V-7 et sur la Figure V-41.

N° éprouvette	Température [°C]	Déformation à rupture	Contrainte critique [MPa]
A2TCs12	-20	0.170	2374
A2TCs2p5	-20	0.182	2427
A2TCs22	-20	0.194	2469
A2TCs2p2	-20	0.202	2491
A2TCs23	-40	0.173	2438
A2TCs39	-40	0.176	2453
A2TCs2p3	-40	0.179	2466
A2TCs13	-40	0.200	2539
A2LCs2	-40	0.224	2590
A2TCs2p4	-60	0.169	2460
A2LCs5	-60	0.219	2636
A2TCs11	-80	0.175	2557
A2TCs25	-80	0.176	2562
A2TCs34	-80	0.176	2562
A2LCs4	-80	0.185	2601

Tableau V-7 : Contraintes critiques relevées dans la zone à gros grains simulée Cs sur éprouvettes axisymétriques entaillées

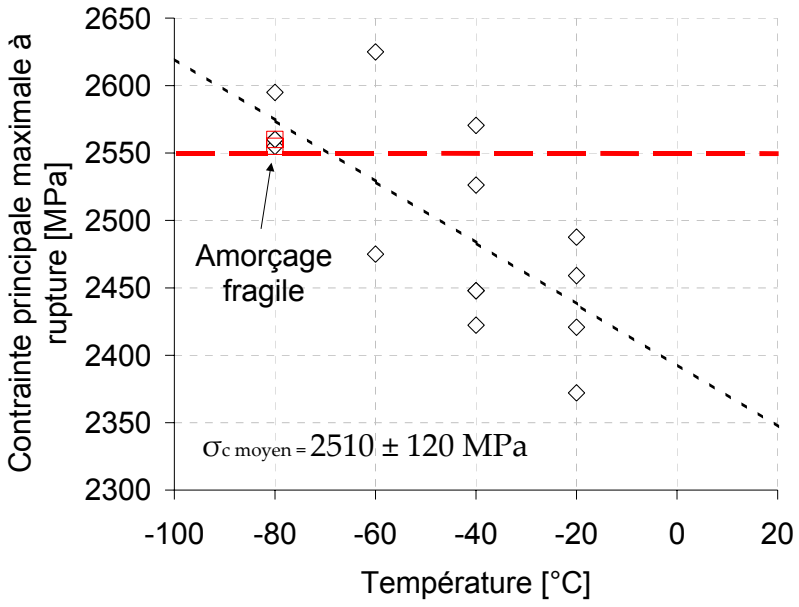


Figure V-41 : Détermination de la contrainte critique avec la contrainte relevée lorsque les amorçages sont fragiles (2550 MPa)

Le critère de contrainte critique s'applique pour un amorçage totalement fragile, il n'est donc pas valable s'il y a un amorçage et une propagation ductiles sur une centaine de micromètres près du centre de la section, comme on l'a montré précédemment Figure V-8.
Si on tente de modéliser l'amorçage ductile par un relâchement de nœuds des mailles dès le début du calcul sur 120 µm au centre de la section totale de l'éprouvette axisymétrique, on trouve une contrainte principale maximale plus élevée d'environ 550 MPa à -20 °C, ce qui donne des valeurs comprises entre 2940 et 3005 MPa au lieu de valeurs comprises entre 2370 et 2475 MPa (Figure V-41). Ce résultat confirme que la contrainte principale maximale augmente lorsque la déformation plastique augmente. La courbe de tendance tracée à la Figure V-41 ne reflète pas parfaitement la réalité, dans la mesure où les amorçages à -60, -40 et -20 °C ne sont pas purement fragiles. La moyenne calculée n'a donc également qu'une valeur indicative.
Il paraît préférable de caler la contrainte critique sur les essais à -80 °C qui ont amené à des ruptures parfaitement fragiles. La contrainte correspondante est évaluée à 2550 MPa.

Sur la Figure V-42, on compare la simulation avec la courbe expérimentale. Pour la courbe expérimentale, on a pris celle du joint réel A2L_FL4 testée à -40 °C (Fig. E-75). Le rectangle porté sur la figure correspond à des valeurs d'allongement prédites pour une valeur de contrainte critique minimale (maximale) de 2430 MPa (de 2540 MPa). La valeur de 2550 MPa calée précédemment permet de représenter de façon assez satisfaisante la rupture de ces éprouvettes entaillées. On montre qu'une application simple du critère de la contrainte critique estimée avec les simulations des essais sur éprouvettes de traction entaillées dans la ZAT à gros grains simulée (A2TCs) permet de prévoir la rupture de l'éprouvette entaillée dans la ligne de fusion du joint réel.
On dispose ainsi d'un premier critère de rupture fragile, qui ne s'applique que dans des conditions où les gradients sont tels qu'on n'a pas à faire intervenir de longueurs caractéristiques.

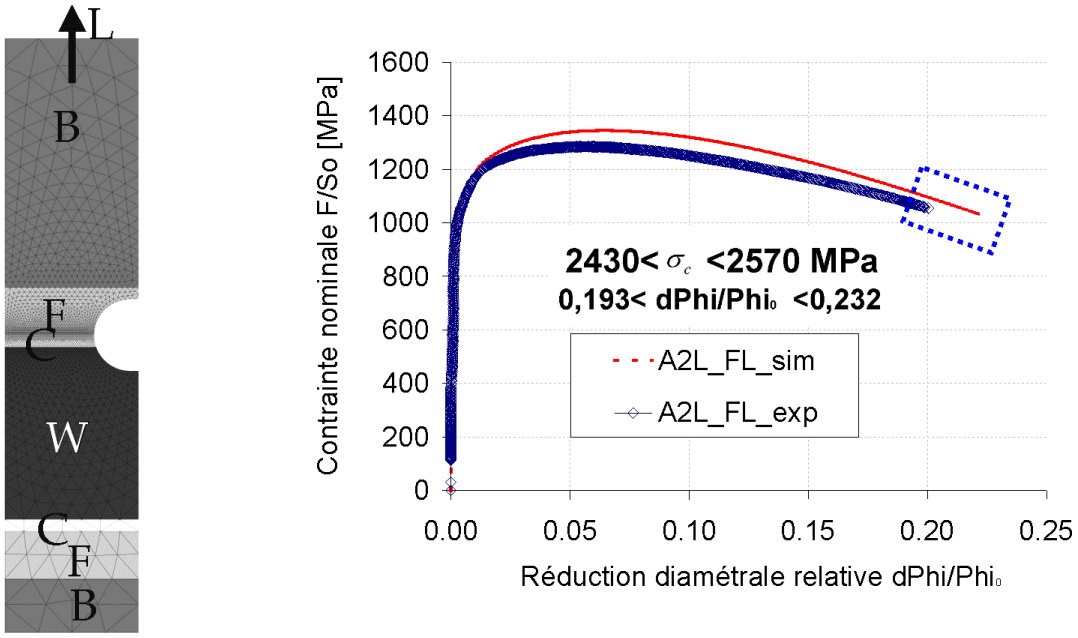


Figure V-42 : Validation de la contrainte de rupture dans le joint à -40 °C, maillage axisymétrique simplifié (éléments cax6) représentant une éprouvette entaillée dans la ligne de fusion de la soudure

La courbe macroscopique n'est pas parfaitement reproduite, car en simplifiant le maillage en axisymétrique, on force la déformation dans la direction de traction. La simplification de la représentation de l'éprouvette permet cependant des calculs plus rapides et tout aussi fiables en termes de prédiction de la déformation à la rupture.

V.5.2.2. Simulation des éprouvettes de flexion lente entaillées en Cs

Dans le but de représenter au mieux le comportement réel du joint soudé, on utilise deux types de maillage pour simuler les éprouvettes de flexion 3 points Gleeble (Figure V-43) : des éléments hexaèdres linéaires et des éléments tétraèdres linéaires.

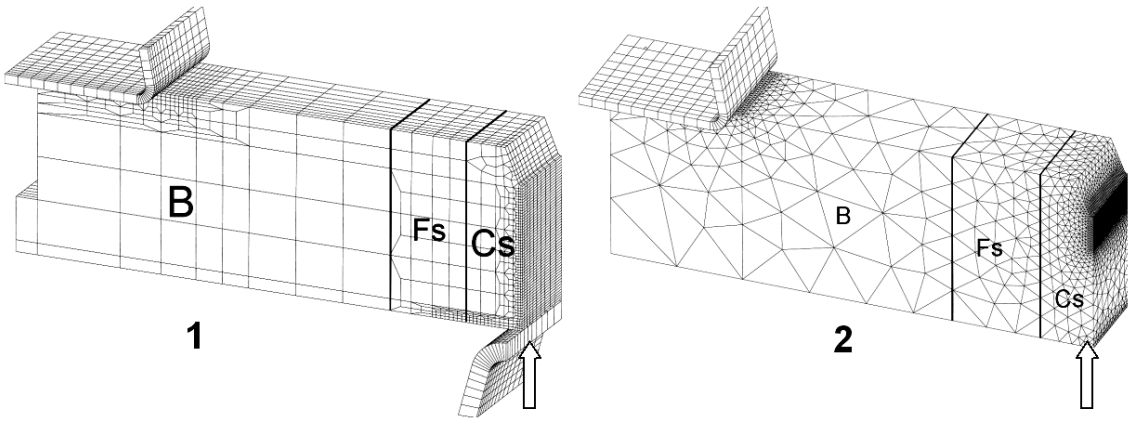


Figure V-43 : Maillages KTCs utilisés pour la validation de la contrainte critique : 1, éléments hexaédriques c3d8 linéaires, déraffineur de N. Germain ; 2, éléments bulles c3d4b linéaires, OpenCascade

Les tétraèdres permettent de mailler des géométries complexes tridimensionnelles, comme celles des très fines ZAT entaillées. Ces éléments peuvent être linéaires ou quadratiques. Les tétraèdres linéaires ne permettent pas d'obtenir de bons résultats au niveau des contraintes.

Les tétraèdres quadratiques demandent trop de ressources de calcul. Nous utilisons donc des éléments linéaires enrichis de type bulle. L'élément bulle s'appuie sur une formulation mixte à trois champs : le déplacement, la pression et la variable liée à la variation de volume ou gonflement [BELL99] [TAYL00]. On obtient une courbe macroscopique plus proche avec les éléments bulle (c3d4b) (Figure V-44).

La Figure V-44 présente la comparaison entre les courbes expérimentales (points) avec les courbes issues du calcul (traits) avec les 2 types d'éléments : linéaires quadratiques ou bulles.

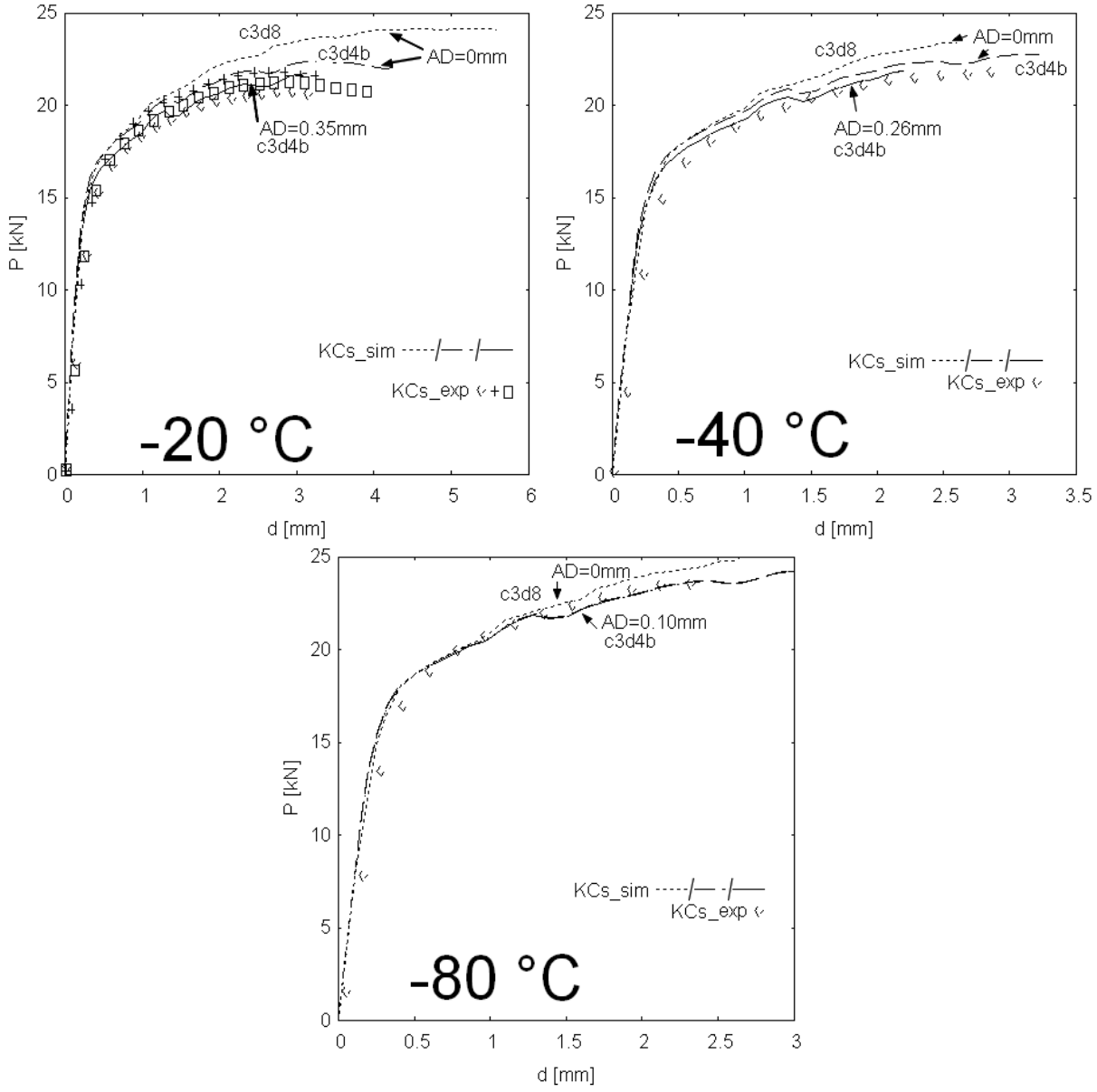


Figure V-44 : Courbes expérimentales et simulées pour KTCs à -20, -40 et -80 °C avec avancée ductile (AD) et sans avancée ductile (AD=0mm) avec des éléments linéaires hexaèdres (c3d8) ou bulles (c3d4b)

La prise en compte de l'avancée ductile (AD) par relâchement de nœuds dès le départ permet de mieux approcher la courbe macroscopique, mais pose des problèmes pour poursuivre le calcul au-delà du maximum de la courbe contrainte-déplacement, car les éléments du fond d'entaille sont trop déformés. On note également de petites instabilités sur les courbes simulées qui témoignent de la difficulté de ces calculs.

Les mesures de l'avancée ductile sont faites sur les images obtenues au microscope électronique à balayage du front de fissure à l'aide du logiciel Image J comme présenté sur la Figure V-45 (voir détails des mesures dans l'annexe E des essais mécaniques). L'avancée ductile est de plus en plus grande lorsque la température de l'essai augmente (Figure V-18).

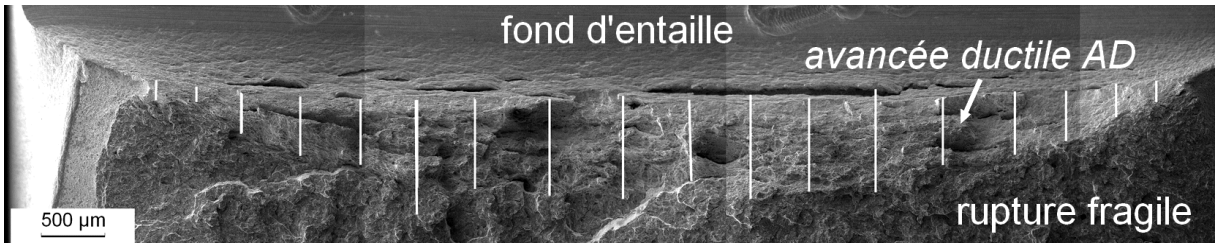


Figure V-45 : Estimation de l'avancée ductile de KCs_E_-30 °C à 0.51 mm, électrons secondaires ; lignes blanches : mesures de l'avancée ductile sur le faciès

V.5.2.3. Influence de la zone à grains fins simulée Fs dans les maillages

Les maillages des éprouvettes axisymétriques entaillées A2TCs (Figure V-38) et des éprouvettes de flexion 3 points entaillées KTCs (Figure V-43) comportent une zone à grains fins Fs. La présence de cette zone Fs lors de la simulation du comportement plastique du joint entier permet de reproduire plus justement la déformation réelle de l'éprouvette.
Le but de ce paragraphe est d'apprécier l'influence de la zone à grains fins Fs pour estimer le critère de contrainte critique σ_c.
Appelons BFC, l'éprouvette comportant les 3 zones métal de base B, zone à grains fins Fs et zone à gros grains Cs ; BBC, l'éprouvette BFC à laquelle on a substitué Fs par B et BCC, l'éprouvette BFC à laquelle on a substitué Fs par Cs.

On montre ce que donne la contrainte critique évaluée avec le maillage des éprouvettes de traction axisymétriques entaillées A2TCs. La déformation à rupture à –80 °C est d'environ 0.18 (Tableau V-7), ce qui correspond à une contrainte critique pour BFC de 2570 MPa. Pour BBC, on obtient 2660 MPa et pour BCC, 2690 MPa. Lorsque la zone la moins dure Fs est remplacée par une zone plus dure, B ou Cs, la contrainte principale critique dans la zone Cs augmente. Il est plus difficile d'amorcer le clivage, lorsque la zone à grains fins Fs est absente. En clair, la zone à grains fins apparaît fragilisante de par son comportement.

Si on étudie l'évolution des contraintes dans la zone Cs de la simulation KTCs, on observe de la même manière que la contrainte principale maximale augmente plus faiblement lorsque la zone à fins grains simulée Fs est remplacée par une autre zone.
Le Tableau V-8 rassemble les contraintes critiques estimées sur les simulations des essais de tractions sur éprouvettes axisymétriques entaillées A2TCs et les contraintes à rupture mesurées sur les simulations des essais de flexion 3 points KTCs, ainsi que les écarts entre la prédiction de rupture et la contrainte réelle de rupture.

	BFC	BBC	BCC
Contrainte critique estimée sur les A2TCs [MPa]	2570	2660	2690
Contrainte réelle à rupture sur les KTCs [MPa]	2452	2465	2487
Différence entre les contraintes estimée et réelle [MPa]	-118	-195	-203

Tableau V-8 : Récapitulatifs des contraintes critiques et contraintes à rupture à -80 °C

On observe que l'écart entre la contrainte critique estimée et la contrainte réelle à rupture est plus faible lorsque la zone à fins grains simulée Fs est présente. On peut aussi remarquer que les éprouvettes se rompent à 2452 MPa alors que la contrainte critique estimée de 2570 MPa n'est pas atteinte. Le fait qu'on ne soit pas conservatif indique soit que la simplification de la ZAT en 2 zones est insuffisante, soit que la rupture n'est pas totalement fragile.
La zone à grains fins simulée Fs a donc un rôle important aussi bien au niveau du comportement macroscopique (voir page 158, paragraphe V.4.7.) qu'au niveau de la justesse de la prédiction de la rupture.

V.5.2.4. Simulation des éprouvettes de flexion lente entaillées dans le joint réel

Des maillages réalistes avec les différents matériaux séparés par des lignes de liaisons courbes ont été générés à l'aide du logiciel Amira et de ses utilisateurs au laboratoire qui sont Kamel Madi et Aurélie Jean. Cette méthode en cours de développement promet des maillages de plus en plus réalistes. En effet, cette technique se base sur des images réelles traitées sous Matlab par Franck N'Guyen. Les résultats sont pour l'instant en suspens, car les maillages ne peuvent pas être raffinés sans la création d'une zone particulière intégrée au dessin dès le départ. Le résultat est donc prometteur mais encore lourd et nécessite un calcul en parallèle, ce qui n'est pas encore possible avec les éléments de type bulle.

Le maillage obtenu avec OpenCascade (Figure V-46 et Figure V-47) comporte les 4 zones séparées par des lignes droites : le métal fondu W, la ZAT à gros grains C, la ZAT à grains fins F et le métal de base B (Figure V-46).

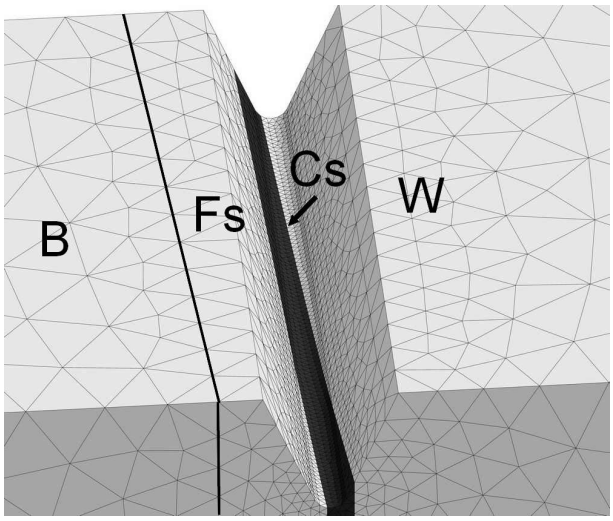


Figure V-46 : Vue du maillage de l'entaille de l'éprouvette Charpy prélevée dans le joint réel

Le maillage présenté sur la Figure V-47 a une taille de six mégabits. Les simulations sont réalisées sur un calculateur avec huit giga octets de mémoire vive. Le temps de calcul en séquentiel est supérieur à une semaine.

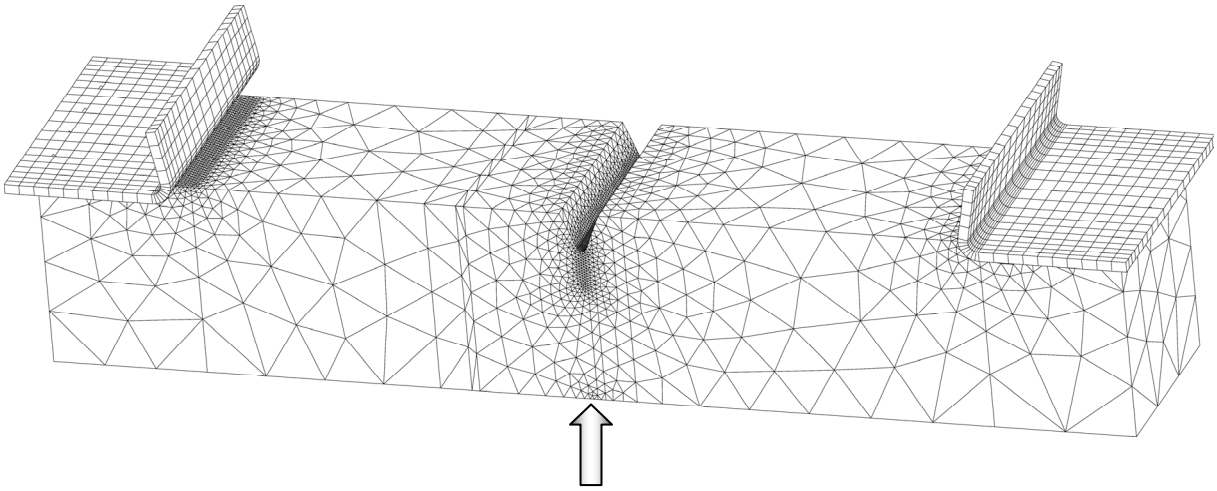


Figure V-47 : Vue d'ensemble du maillage de l'éprouvette Charpy prélevée dans le joint réel entaillée en ligne de fusion

Les courbes charge-déplacement simulées sont fidèles à l'expérience (Figure V-48 et Figure V-49). Le modèle de comportement permet donc de bien reproduire le comportement de l'assemblage multi-matériaux. Le critère de contrainte critique prévoit un amorçage à -80 °C pour une flèche de 0.425 mm. Or, à -80 °C la flèche à rupture est de 1.7 mm, mais on a de l'avancée ductile. Si on compare avec une éprouvette testée à -150 °C qui ne présente quasiment pas d'avancée ductile, on trouve alors une flèche à rupture de 0.43 mm. Le critère de contrainte critique σ_C permet donc bien de prédire la rupture en amorçage purement fragile.

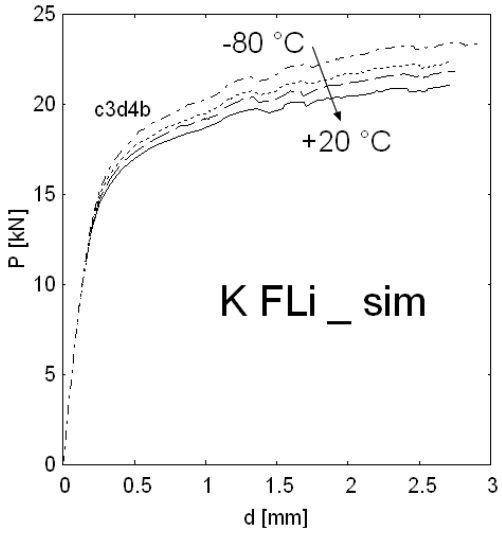


Figure V-48 : Simulations des éprouvettes de flexion 3 points entaillées en ligne de fusion entre -80 et +20 °C

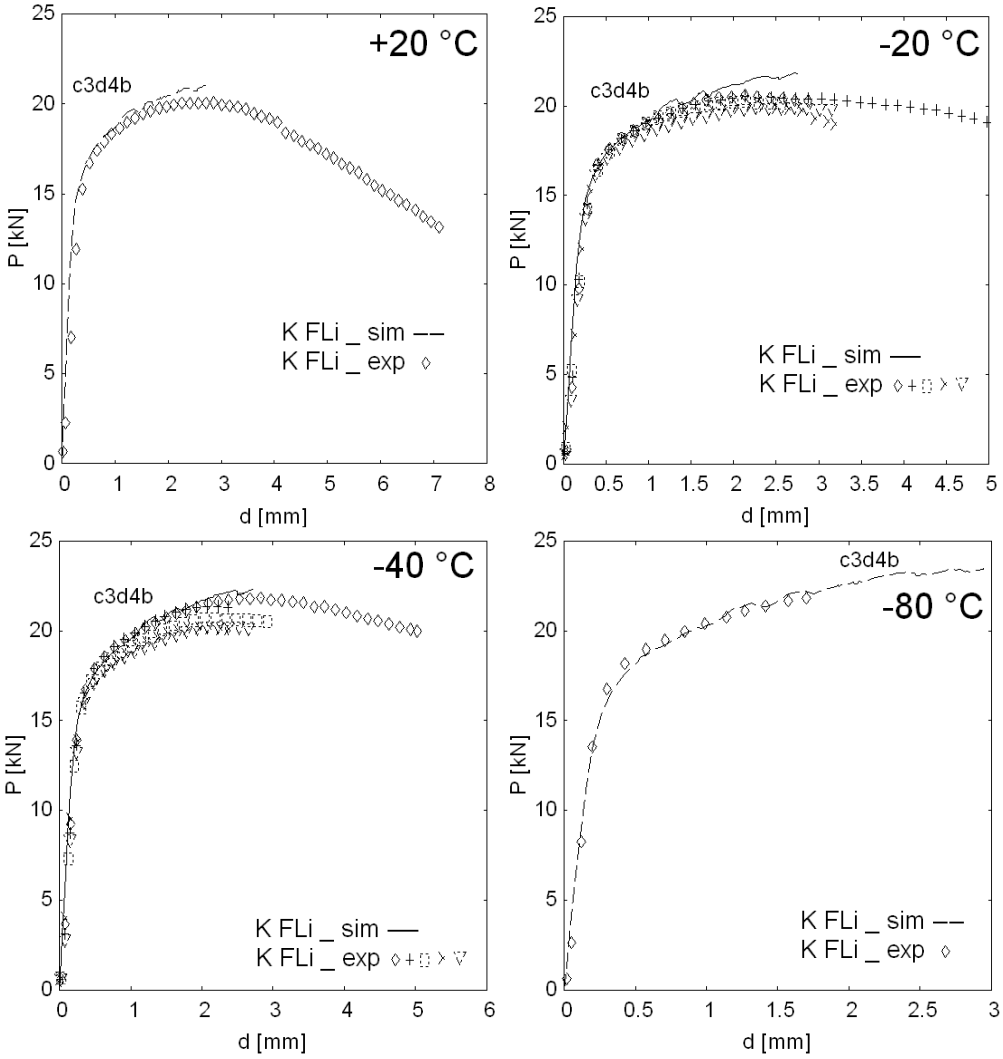


Figure V-49 : Comparaison entre la simulation (ligne) et les expériences (points), KL_FLi entre +20 et -80 °C

V.5.3. Bilan de la démarche et résultats

Dans notre cas, les fractographies montrent que la rupture n'est pas toujours strictement fragile même à -80 °C. Pour pouvoir utiliser le critère de rupture de Beremin ou le critère de rupture en termes de contrainte critique, nous faisons l'identification à l'aide de calculs par éléments finis à partir des essais de traction sur éprouvettes entaillées qui ont montré un amorçage fragile.

Nous trouvons alors une valeur de contrainte critique d'environ 2550 MPa (voir paragraphe V.5.2.1.). Etant donné qu'un risque d'amorçage ductile existe, la contrainte critique réelle est certainement sous-évaluée. En effet, la présence d'une avancée ductile rehausse la contrainte en périphérie. La contrainte critique est sans doute plus élevée, ce qui aura pour conséquence de prédire la rupture trop tôt.

On peut tenter également d'utiliser une analyse de type Beremin. Pour ce faire, on va prendre le modèle le plus simple. On suppose tout d'abord que la contrainte seuil σ_0 est tellement faible qu'on peut la négliger. Par ailleurs, on utilise m=20 en nous appuyant sur les résultats publiés par Beremin [BERE83]. Il nous reste à caler σ_u.

La contrainte σ_u est calculée de manière à obtenir une probabilité de rupture de 50 % correspondant à σ_w (voir Tableau V-9). On peut remarquer, comme cela a déjà été observé ailleurs [BERE83] que les valeurs de σ_u obtenues avec V_0= (100 μm)^3 sont systématiquement supérieures à σ_c.

Température d'essai des éprouvettes A2TCs [°C]	Déformation à rupture $<d_r>$ [mm]	Contrainte critique $\sigma_c = \sigma_{I\,max}$	Critère de Beremin (V_0= (100 μm)^3=0.001, m=20, Pr=0.5)	
		$<\sigma_c>$ [MPa]	$<\sigma_w>$ [MPa]	$<\sigma_u>$ [MPa]
-20	0.187	2440	3481	3545
-40	0.190	2497	3559	3625
-60	0.194	2548	3635	3702
-80	0.178	2571	3688	3756

Tableau V-9 : Valeurs des contraintes critiques σ_c, σ_w et σ_u pour 4 températures.

On peut maintenant tenter d'appliquer cette ébauche de critère de rupture statistique aux éprouvettes de flexion 3 points en utilisant les valeurs de σ_u qui viennent d'être calées et qui sont données dans le Tableau V-9. Ce calcul nous permet de déterminer les σ_w et d'évaluer les probabilités de rupture.

Les probabilités de rupture obtenues suite au calcul d'une éprouvette de flexion 3 points entaillées dans la ZAT à gros grains simulées donnent 15 % à -80 °C et 12 % à -40 °C. On obtient une probabilité de rupture de 3 % lorsqu'on utilise le critère de Beremin pour les éprouvettes de flexion 3 points entaillées en ligne de fusion testées à -80 °C.

La soudure étant plus complexe que le maillage utilisé, les défauts de soudage n'étant pas pris en compte et les amorçages étant supposés fragiles, on peut tout de même apprécier le réalisme de ces résultats.

On dispose ainsi, tout du moins à l'état d'ébauche, d'un critère de rupture fragile de nature statistique.

La fractographie des éprouvettes entaillées et rompues entre -80 et -20 °C montre que le mode de rupture de l'assemblage multi-matériaux se trouve dans la transition ductile-fragile.

La modélisation du comportement mécanique du joint soudé, en termes d'écoulement plastique, à l'aide des zones affectées simulées et du découpage géométrique choisi donne des résultats satisfaisants à condition de prendre en compte deux types de ZAT : celle à gros grains et celle à grains fins. Cette restriction est propre aux aciers X100, pour lesquels la ZAT à grains fins est moins dure que le métal de base. La prise en compte de la ZAT à grains fins a montré son intérêt par le fait qu'elle permet une meilleure simulation du comportement plastique et une meilleure approche du comportement en rupture.

L'analyse de type Beremin simplifiée fournit des résultats réalistes. Cependant les probabilités à rupture sont sous-estimées, dans la mesure où l'avancée ductile n'a pas été prise en compte. L'analyse en contrainte critique donne des résultats satisfaisants à condition de la restreindre aux éprouvettes ayant présenté un amorçage fragile.

Conclusions

Le soudage des aciers à haute limite d'élasticité pose de nombreux problèmes dans l'industrie pétrolière et gazière. Les très bonnes propriétés mécaniques des aciers obtenus par laminage contrôlé (TMCP) répondent aux spécifications futures, mais la fragilité de la zone affectée thermiquement de la soudure de raboutage nécessite quelques mises au point.
Ce travail a eu pour but de comparer la résilience de 3 procédures MAG de soudage sur 2 épaisseurs de tubes de grade X100 (limite d'élasticité supérieure à 690 MPa), d'en expliquer et de simuler le comportement à rupture. La principale différence entre ces procédures est le cycle thermique. En effet, le contrôle des énergies de soudage permet d'améliorer les propriétés mécaniques de la soudure et de sa zone affectée thermiquement.

Le premier chapitre a permis de se familiariser avec deux mondes, celui des aciéristes et celui des soudeurs. Les notions de grade d'aciers, de procédés de mise en forme, de rôle de la composition sur la microstructure et les propriétés mécaniques, de soudage automatique, de zone affectée thermiquement y ont été présentées. Ses propriétés lui viennent de sa microstructure principalement bainitique et de son schéma de laminage avec un refroidissement accéléré en fin de réduction d'épaisseur de tôle. Les propriétés de l'acier X100 de l'étude correspondent à celles de la littérature. Le soudage multipasse de cet acier à haut grade engendre l'apparition de zones potentiellement fragiles dans la zone affectée thermiquement (ZAT). Il s'agit d'une bainite supérieure, formée dans une austénite à gros grains, et contenant des nitrures de titane initialement présents dans la tôle, avec des colliers de composés martensite-austénite aux joints de grains.

Le deuxième chapitre a été le moment d'améliorer la connaissance du comportement à rupture de la soudure de raboutage de l'acier X100. Les six soudures ont été caractérisées au niveau de la métallographie, de la composition et des propriétés mécaniques. Cette étude minutieuse a permis de sélectionner l'assemblage le plus représentatif du savoir-faire de SERIMAX et le plus respectueux des spécifications de ses clients : le procédé de soudage utilisant deux torches espacées de 50 mm sur une épaisseur de tube de 20 mm.

Dans le troisième chapitre, les zones de la soudure qui peuvent rompre à moindre énergie en rupture fragile et causer la perte de l'assemblage ont été mises en valeur. L'amorçage de la fissure se produit préférentiellement sur un défaut en ligne de fusion ou dans le métal fondu, sur une particule dans la zone affectée thermiquement ou par délaminage dans le plan LT du métal de base. La propagation de la fissure a lieu dans la ZAT à gros grains grâce à la présence de composés martensite-austénite aux joints de grains et de particules de nitrures de titane.

Dans le quatrième chapitre, la technique d'acquisition des cycles thermiques réels et la technique de reproduction de ceux-ci sont présentées. Pour modéliser le joint soudé, on choisit de retenir deux microstructures. La première est la ZAT à gros grains dénommée C, qui joue un rôle dans l'amorçage et la propagation, car elle possède une mauvaise résilience

avec ses gros grains bainitiques, ses particules de martensite-austénite et ses inclusions. Le comportement mécanique et la rupture de la ZAT C ont été étudiés. La deuxième est la ZAT à grains fins dénommée F, qui joue un rôle dans la répartition des contraintes et des déformations, car elle possède une faible dureté. Le comportement de cette ZAT F a été étudié. Ces deux microstructures sont recréées à l'aide d'un simulateur thermomécanique (Gleeble), en volume suffisant pour pouvoir usiner des éprouvettes entaillées dans la zone homogène.

Le cinquième chapitre est consacré à l'étude de la rupture de la soudure sélectionnée. Pour ce faire, on fait appel à l'approche locale de la rupture. La fractographie des éprouvettes entaillées montre que le mode de rupture de l'assemblage multi-matériaux se trouve dans la transition ductile-fragile quand il est testé dans le domaine de température [-80 à -20 °C]. La modélisation du comportement mécanique du joint soudé en termes d'écoulement plastique, à l'aide des zones affectées simulées et du découpage géométrique choisi, donne des résultats satisfaisants à condition de prendre en compte deux types de ZAT : celle à gros grains et celle à grains fins. Cette restriction est propre aux aciers X100, à cause du comportement de la zone à grains fins. La prise en compte de cette zone a montré son intérêt grâce à une meilleure simulation du comportement plastique et une meilleure approche du comportement en rupture. Toujours dans le chapitre V, l'analyse de la rupture à l'aide du modèle de Beremin simplifié conduit à des résultats plus réalistes. Cependant la probabilité de la rupture obtenue est sous-estimée à cause de la non prise en compte de l'avancée ductile. L'analyse en contrainte critique donne des résultats satisfaisants à condition de la restreindre aux éprouvettes ayant présenté un amorçage fragile. A l'opposé, l'approche ingénieur du Failure Assessment Diagram (FAD) est trop conservative.

Du point de vue technologique, ce travail a confirmé l'idée que le procédé bitorche est une solution performante en termes de rapidité de soudage et de propriétés mécaniques obtenues. L'écartement entre les torches devrait être idéalement augmenté. La limite étant d'environ 100 mm, car la maniabilité du système par l'opérateur soudeur s'en trouve diminuée. Le fait d'augmenter cette distance assurerait l'utilisation sereine du procédé bitorche pour toutes les passes, en réduisant la ZAT et donc les zones critiques, tout en assurant un bon recuit de chaque passe et donc d'augmenter les propriétés de résistance à la corrosion sous contrainte.
Au niveau de la modélisation numérique du joint soudé, ce travail a souligné l'importance de calculer en tridimensionnel, lors du calage du modèle anisotrope et lors du calcul des contraintes critiques. On sait aussi maintenant que la prise en compte de la ZAT à grains fins est importante. Ce qui signifie que, dans la limite des possibilités des calculateurs, il est nécessaire de prendre en compte toutes les microstructures du joint soudé.

Perspectives

En dehors des aspects techniques qui viennent d'être soulignés, plusieurs axes pourraient être développés. Tout d'abord, sans songer à l'acier X120, mais pour que l'acier X100 puisse se développer, une **amélioration métallurgique** est nécessaire. En effet, on a remarqué des variations de microstructure suivant l'épaisseur des plaques destinées à la fabrication de tubes. Il serait souhaitable que la microstructure soit plus homogène. De plus, on s'aperçoit qu'on arrive aux limites des propriétés de résistance mécanique obtenues par le procédé thermomécanique et que la chimie peut être encore modifiée, en ajoutant par exemple quelques ppm de bore, du molybdène et du manganèse pour améliorer la **trempabilité**. Ce qui aurait pour conséquence de durcir la ZAT. On pourrait ainsi espérer obtenir une ZAT à gros grains plus dure et une ZAT grains fins suffisamment dure pour ne plus fragiliser l'assemblage par le mécanisme étudié dans la thèse.

Une deuxième perspective est de s'assurer que les **propriétés mécaniques** soient suffisantes en termes d'écrouissage, de ténacité, de fatigue et de rupture ductile.
L'**écart plastique** $R_{p0.2}/R_m$ atteint déjà les limites admissibles avec la composition chimique actuelle et le procédé de mise en forme.
Au niveau de la **ténacité** de l'assemblage, il faut continuer à se pencher sur la rupture fragile en s'appuyant sur les développements normatifs récents, mais il faut aussi observer les mécanismes de rupture et donc travailler avec l'aide de l'approche locale.
De plus, un effort devra être fourni pour améliorer la **tenue en fatigue** des assemblages, car le gain de résistance obtenu avec ces hauts grades ne se répercute pas forcément sur la limite d'endurance.
Enfin pour se prémunir de la **rupture ductile**, il faut assurer une ténacité longitudinale suffisante pour ne pas risquer une propagation d'une fissure longitudinale sur de grandes distances. Par ailleurs il faut également se préoccuper de la ténacité dans l'épaisseur afin de garantir une **fuite avant rupture** (Leak Before Break LBB) qui joue le rôle d'alarme et permet d'intervenir avant la destruction de la conduite.

Du côté de la modélisation et de la **simulation**, un effort pourra être fait sur l'amélioration des **maillages 3D**, car l'approche locale présume qu'on sache calculer correctement les contraintes et les déformations. L'idéal serait également d'enrichir les **modèles** décrivant la rupture par clivage précédé d'une rupture ductile. Le développement rapide des moyens de calcul permet de penser que les outils mis en place dans cette thèse et dans d'autres travaux récents devraient déboucher assez vite.

De nombreuses questions restent à résoudre quand on songe à l'étude complète de l'intégrité mécanique des tubes. A titre d'exemple, il faudra sans doute plus étudier les **soudures longitudinales** qui sont les plus sollicitées, en tenant compte des considérations liées à la fabrication. Il sera aussi utile de mieux connaître l'effet de la **pré-déformation** sur le tube, même si cet aspect a été abordé par TT LUU dans sa thèse [LUU06these]. De plus, par rapport à la pose des pipelines, l'enroulement et le revêtement de ceux-ci créent un phénomène de **vieillissement** (strain-ageing) qu'il sera important de surveiller pour ces aciers à haut grade.

Annexe A : Plans de découpe des tubes

A.1. PLAN DE PRELEVEMENT D'EPROUVETTES DANS LE TUBE 1MONO 180
A.2. PLAN DE PRELEVEMENT D'EPROUVETTES DANS LE TUBE 1B100..... 180
A.3. PLAN DE PRELEVEMENT D'EPROUVETTES DANS LE TUBE 1B50..... 180
A.4. PLAN DE PRELEVEMENT D'EPROUVETTES DANS LE TUBE 2MONO 181
A.5. PLAN DE PRELEVEMENT D'EPROUVETTES DANS LE TUBE 2B100..... 181
A.6. PLAN DE PRELEVEMENT D'EPROUVETTES DANS LE TUBE 2B50..... 181

Six configurations de tubes en acier X100 de diamètre extérieur 914 mm (36 pouces) soudés par SERIMAX sont étudiées (Tab. A-1) :

- 2 épaisseurs : 20.6 mm et 12.7 mm
- 3 types de soudage : monotorche, bitorche avec 50 mm et 100 mm entre les torches
- 1 fil d'apport pour les passes de remplissage : Elgamatic 135

Notation soudure	Diamètre x épaisseur	Côté de prélèvement	Procédé de soudage MAG
2Mono	914 x 20,6 mm	bâbord	Monotorche
2B50		bâbord	Bitorche 50 mm
2B100		tribord	Bitorche 100 mm
1Mono	914 x 12,7 mm	bâbord	Monotorche
1B50		bâbord	Bitorche 50 mm
1B100		tribord	Bitorche 100 mm

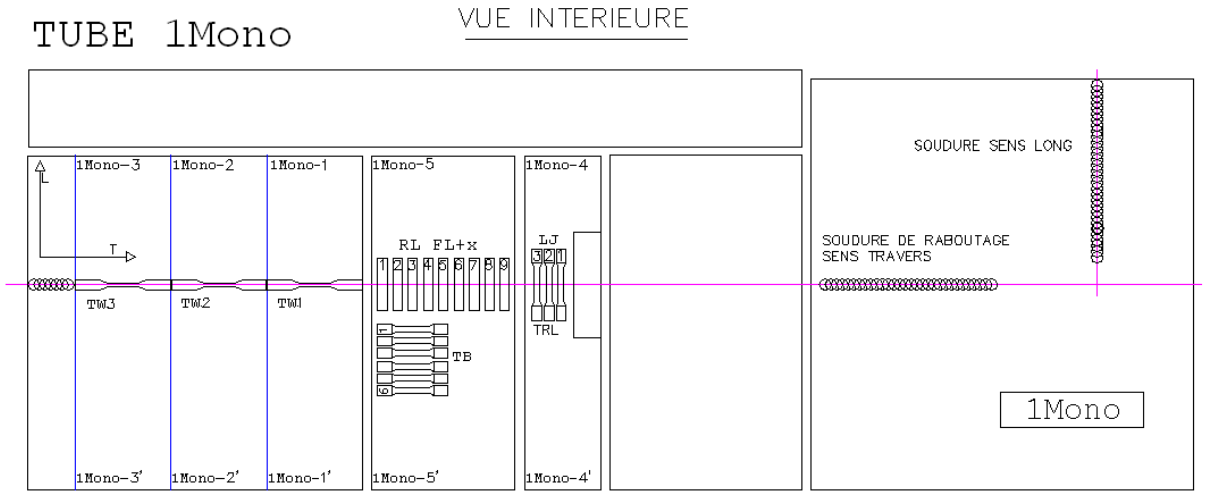
Par exemple, 2B50 est une notation pour 2 = 20.6 mm, B = bitorche et 50 = 50 mm entre torches.
2B50 est aussi utilisé pour préciser dans quel tube soudé le métal de base étudié a été prélevé.

Tab. A-1 : Six tubes soudés Elgamatic 135 (dimension, côté de prélèvement, placement torches)

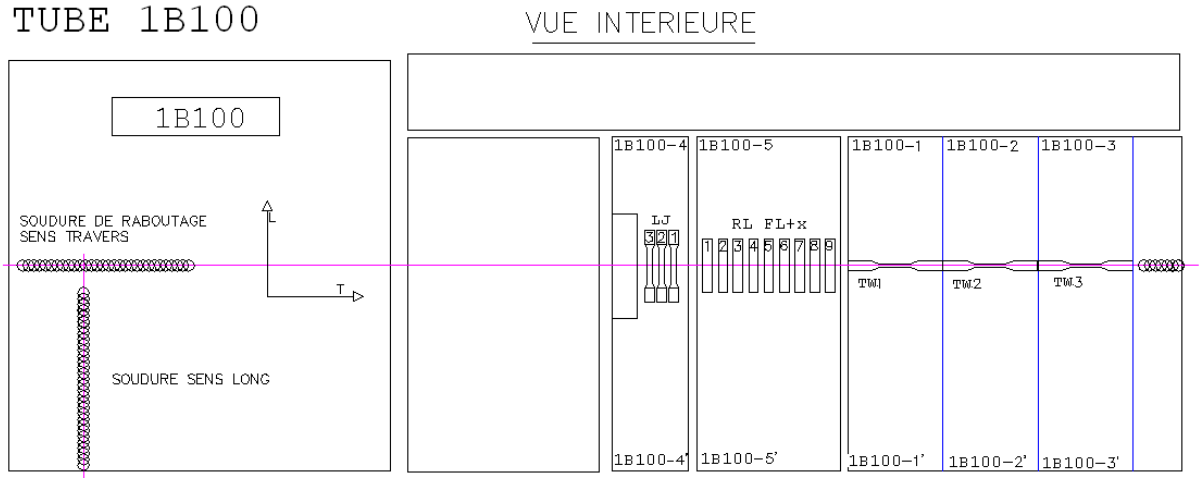
R : éprouvette Charpy, essai dynamique FL : entaillée en ligne de fusion FL +x : entaillée dans la ZAT à x mm de la ligne de fusion	J : traversant le joint soudé dans la direction L L : direction de sollicitation L T : direction de sollicitation T B : métal de base, W : métal fondu

Les plans sont réalisés avec le logiciel Autocad®.

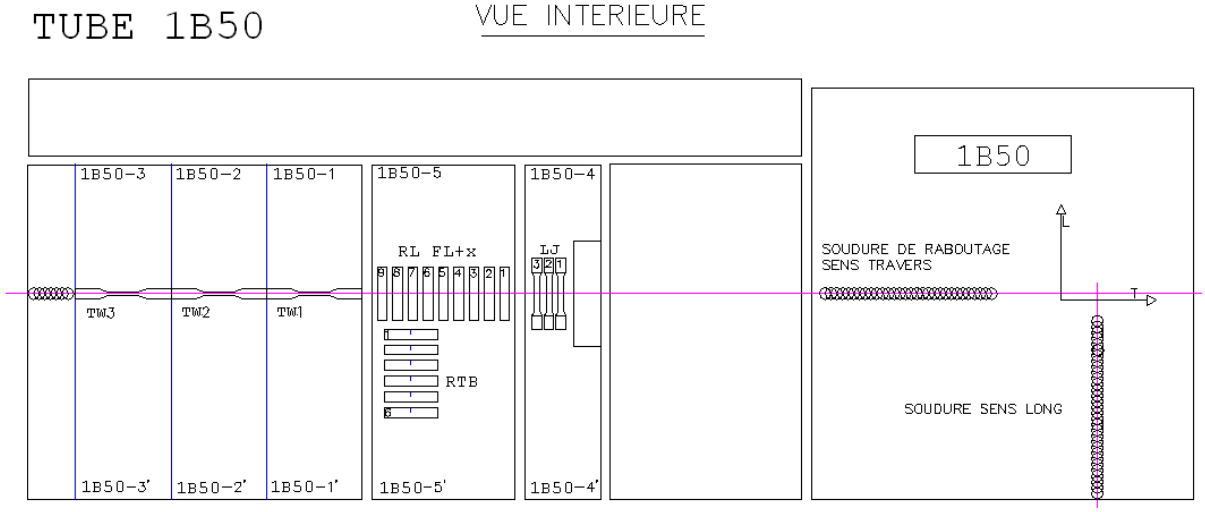
A.1. Plan de prélèvement d'éprouvettes dans le tube 1Mono



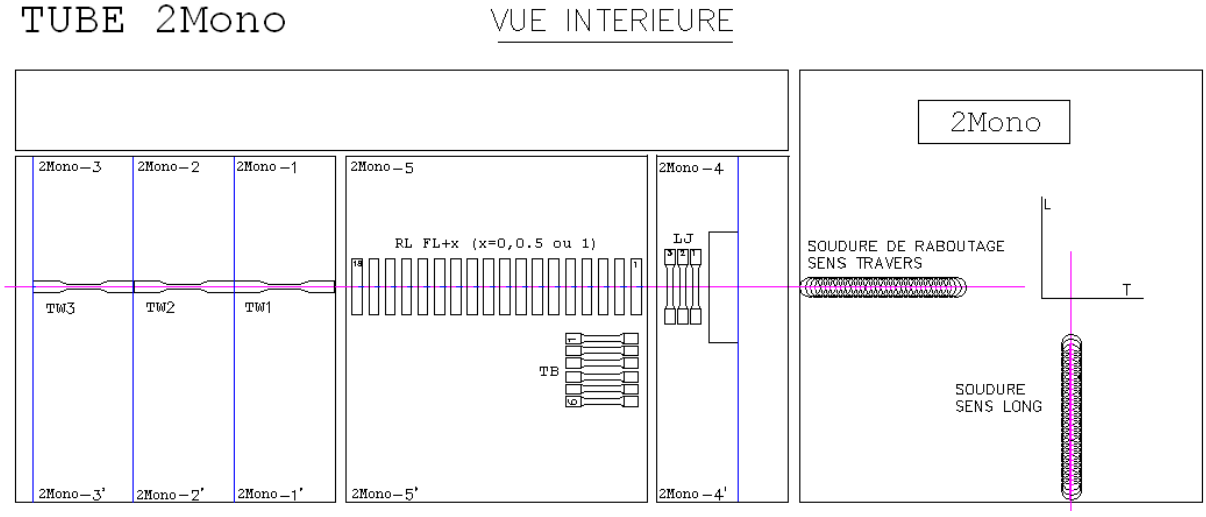
A.2. Plan de prélèvement d'éprouvettes dans le tube 1B100



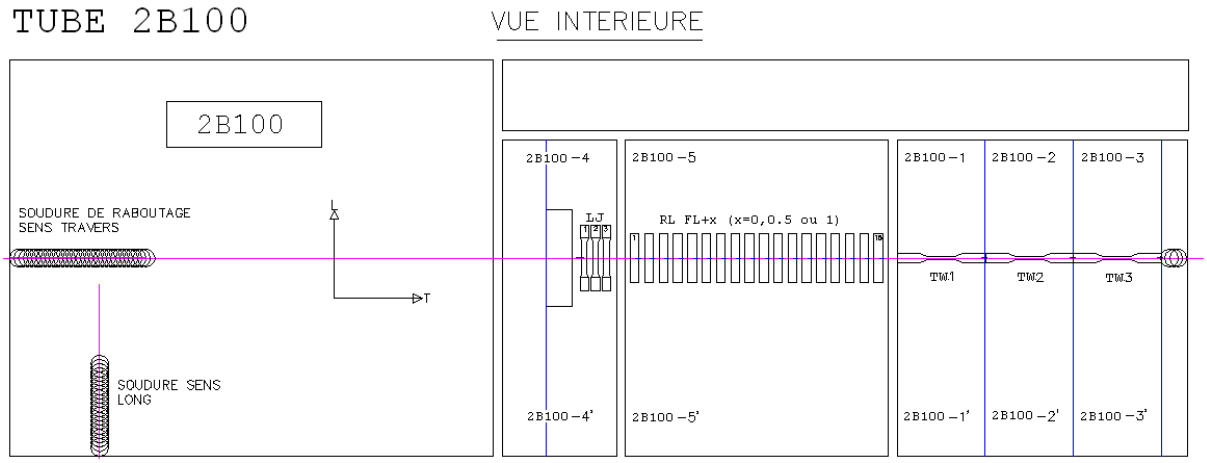
A.3. Plan de prélèvement d'éprouvettes dans le tube 1B50



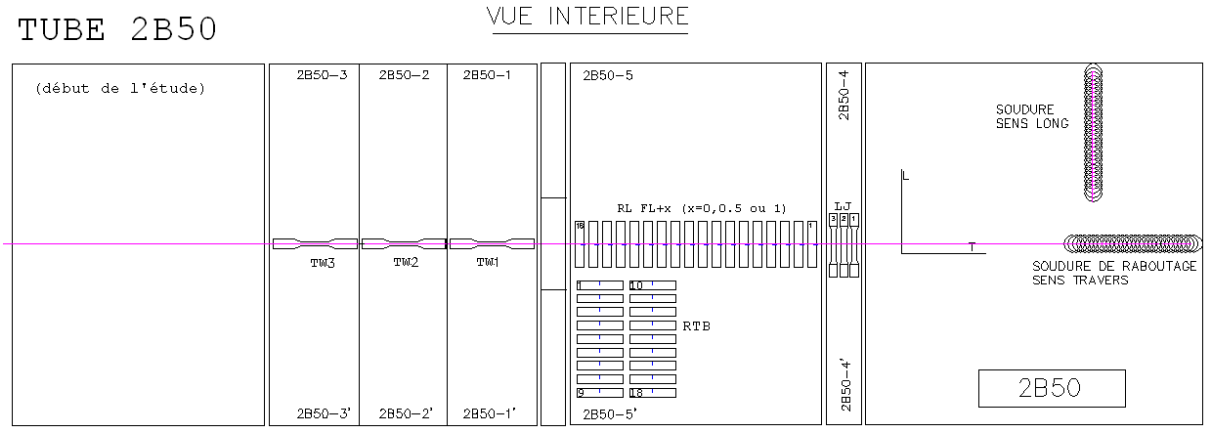
A.4. Plan de prélèvement d'éprouvettes dans le tube 2Mono



A.5. Plan de prélèvement d'éprouvettes dans le tube 2B100



A.6. Plan de prélèvement d'éprouvettes dans le tube 2B50



Le plan a été mis-à-jour après usinage des éprouvettes pour l'étude du comportement plastique et de la rupture (Fig. A-1).

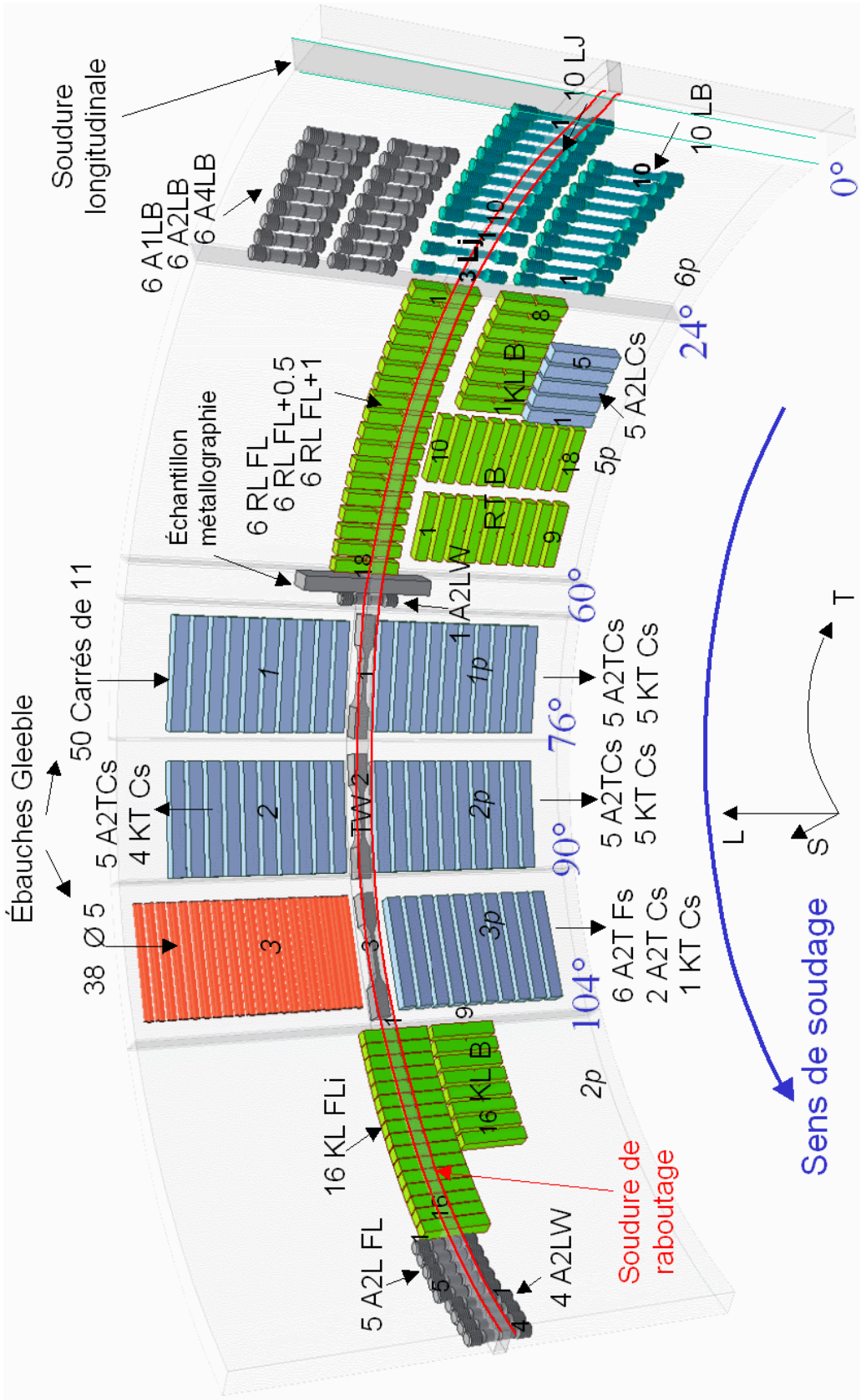


Fig. A-1 : Plan de découpe de toutes les éprouvettes sur le tube 2B50 (Inventor®)

Annexe B : Métallographie

B.1. PREPARATIONS ET OBSERVATIONS 184

B.2. MESURE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE AVEC LA MICROSONDE 184

B.3. MESURES DE L'AUSTENITE RESIDUELLE PAR DOSAGE MAGNETIQUE..... 186

B.3.1. LE PRINCIPE DE FONCTIONNEMENT DU DISPOSITIF 187
B.3.2. LA METHODE DE CALCUL ET LES RESULTATS 187

B.4. LA TECHNIQUE DE L'EBSD POUR DEVOILER LA MICROTEXTURE..... 189

B.4.1. PRESENTATION DU PRINCIPE ET DU MATERIEL 189
B.4.2. OBSERVATION D'UNE FACETTE DE CLIVAGE SUR UN FACIES DE RUPTURE 190
B.4.3. OBSERVATION DU FACIES APRES POLISSAGE 194

B.1. Préparations et observations

Les observations au microscope otique sont réalisées sur des échantillons polis jusqu'à 1 µm, polis à l'OPS puis attaqués (Tab. B-2).
L'observation des faciès se fait au microscope électronique (LEO 1450 VP) avec une tension de 15 kV. Les acquisitions au microscope électronique à balayage à effet de champ (FEG : appareil ZEISS DSM 982) sont effectuées à une tension de 5 kV, une distance de travail de 3 à 4 mm, grâce aux électrons secondaires. La surface polie est attaquée avec le réactif de Villela.
Le Nital et le réactif de Villela dissolvent préférentiellement la phase ferritique.

	Composition	*Mode opératoire*	*Action*
OPS	Suspension de silice colloïdale 0,05 micromètre pH basique	Polissage sur feutre particulier après le polissage au 1 µm Rincer à l'eau puis éthanol	Atténue les reliefs par un léger polissage chimique du fait de son pH élevé *Utile pour l'EBSD*
Nital 4 %	4 mL acide nitrique 100 mL éthanol	Immersion 2 à 3 secondes Rinçage eau puis éthanol	Anciens Joints de grains austénitiques en noirs, ferrite bainite et austénite blanche, martensite brun pâle
Nital 2 %	2 mL acide nitrique 100 mL éthanol	Immersion 6 secondes Rinçage eau puis éthanol	
Réactif de Villela	1 mL acide nitrique 1 mL acide chlorhydrique 3 g acide picrique 100 mL éthanol (conservation excellente)	Immersion 5 secondes Rinçage eau puis éthanol	Contours des M-A noirs, carbures noires, martensite brune, austénite pas attaquée, bainite peu attaquée. *Utile pour le faciès*
Métabisulfite	4 g sodium disulfite 100 mL eau distillée	Dépôt d'une grosse goutte jusqu'à ce que la surface brunisse (~ 1 min.) Rinçage eau puis éthanol	Attaque colorante : ferrite brun pâle, austénite blanche, martensite brune. Contours M-A marqués.

Tab. B-2 : Suspension et attaques chimiques utilisées pour les observations

B.2. Mesure de la composition chimique avec la microsonde

Fig. B-2 : Microanalyse X

Le Tab. B-3 rassemble les mesures de compositions réalisées sur les 6 assemblages en précisant l'étendue de la zone de mesure, le pas de mesure et la position de la mesure dans le métal de base B, le métal fondu W ou le joint.
Les mesures sont faites par une microsonde de Castaing à une tension de 20 kV, une intensité de 30 nA ou 100 nA sans analyse du fer et un angle de collection de 40°.

	B			***W***		
Echantillon	Position Distance*	Nombre, Pas*	Intensité (nA)	Position Distance*	Nombre Pas*	Intensité (nA)
2Mono	*Centre 100*	*25 4*	*100*	*2 passes 2940*	*295 10*	*100*
2B50	*Centre 150*	*150 1*	*30*	*Toute l'épaisseur 20550*	*412 50*	*30*
2B50	*Centre 100*	*100 1*	*100*	*Centre 3984*	*1329 3*	*100*
2B50**	*Traversée soudure 12170*	*243 50*	*100*	*Toute l'épaisseur 18700*	*187 100*	*100*
2B100	*Centre 100*	*25 4*	*100*	*Centre 2079*	*208 10*	*100*
1Mono	*Centre 100*	*25 4*	*100*	*Centre 2999*	*300 10*	*100*
1B50	*Centre 150*	*150 1*	*30*	*Toute l'épaisseur 13600*	*273 50*	*30*
1B50	*Centre 100*	*100 1*	*100*	*Centre 2913*	*972 3*	*100*
1B100	*Centre 100*	*25 4*	*100*	*Centre 2019*	*202 10*	*100*
*unité de distance et de pas en µm ** chaque mesure sur une zone de 20x20 µm²						

Tab. B-3 : Différents tracés de mesures de composition chimique avec la microsonde

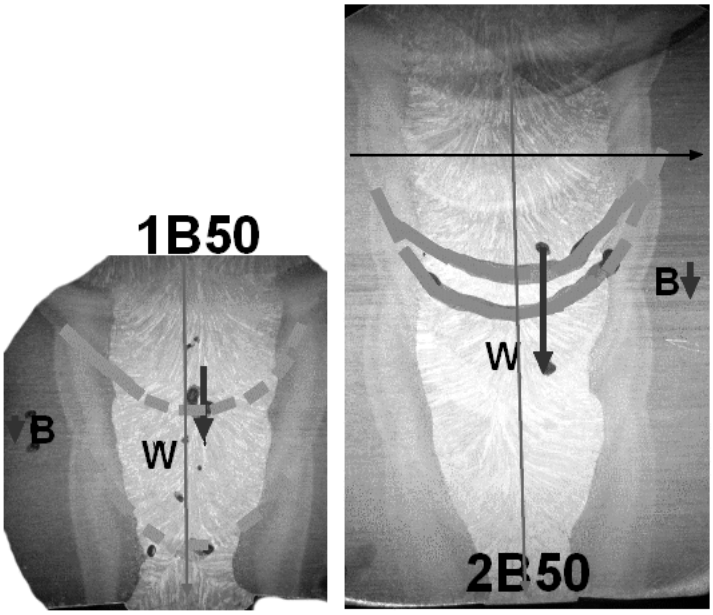


Fig. B-3 : Exemple de balayage dans B, W et travers joint avec le 1B50 et le 2B50

B	W%(Mn)	W%(Si)	W%(Mo)	W%(Ni)	W%(Nb)	W%(Cu)	W%(Cr)
2Mono	1,85	0,28	0,31	0,12	0,04	0,02	0,02
1Mono	1,93	0,33	0,33	0,13	0,06	0,02	0,02
2B50	2,05	0,25	0,32	0,14	0,05	0,02	0,02
1B50	1,86	0,29	0,31	0,12	0,04	0,01	0,02
2B100	1,86	0,28	0,30	0,12	0,04	0,02	0,02
1B100	1,93	0,33	0,33	0,13	0,06	0,02	0,02
Moyenne	1,91	0,29	0,32	0,13	0,05	0,02	0,02
W	Mn	Si	Mo	Ni	Nb	Cu	Cr
2Mono	1,47	0,42	0,25	1,08	0,01	0,13	0,27
1Mono	1,49	0,45	0,24	1,07	0,01	0,13	0,26
2B50	1,50	0,35	0,24	1,06	0,01	0,14	0,27
1B50	1,47	0,38	0,24	0,92	0,01	0,12	0,22
2B100	1,42	0,45	0,24	1,13	0,01	0,14	0,26
1B100	1,55	0,45	0,24	0,97	0,01	0,13	0,24
Moyenne	1,48	0,42	0,24	1,04	0,01	0,13	0,25

Tab. B-4 : Mesures de compositions chimiques dans le B et le W

B	W%(Mn)	W%(Si)	W%(Mo)	W%(Ni)	W%(Nb)	W%(Cu)	W%(Cr)
2Mono	0,06	0,01	0,03	0,02	0,02	0,01	0,01
1Mono	0,09	0,02	0,04	0,01	0,03	0,01	0,01
2B50	0,10	0,01	0,04	0,03	0,03	0,02	0,01
1B50	0,08	0,02	0,04	0,02	0,02	0,01	0,01
2B100	0,07	0,01	0,02	0,01	0,01	0,01	0,01
1B100	0,09	0,02	0,04	0,01	0,03	0,01	0,01
Moyenne	0,08	0,01	0,03	0,02	0,02	0,01	0,01
W	Mn	Si	Mo	Ni	Nb	Cu	Cr
2Mono	0,15	0,07	0,03	0,12	0,01	0,02	0,02
1Mono	0,27	0,14	0,04	0,11	0,02	0,02	0,02
2B50	0,19	0,10	0,04	0,18	0,01	0,02	0,04
1B50	0,16	0,06	0,04	0,11	0,01	0,02	0,02
2B100	0,15	0,07	0,03	0,11	0,01	0,02	0,01
1B100	0,19	0,08	0,04	0,12	0,01	0,02	0,02
Moyenne	0,18	0,09	0,04	0,13	0,01	0,02	0,02

Tab. B-5 : Ecart-type des mesures de compositions chimiques dans le B et le W

B.3. Mesures de l'austénite résiduelle par dosage magnétique

Le dispositif a été remis au point par Mihai RADU [RADU05these] durant sa thèse. La mesure par dosage magnétique présente plusieurs avantages : fiabilité, rapidité de mesure, faible coût d'utilisation et bonne estimation volumique même pour de faibles taux (< 5 %).

Une éprouvette fixée à l'extrémité d'un bras non magnétique est introduite dans une bobine de mesure. Deux grandes bobines produisent un champ magnétique (2 Teslas) qui provoque une saturation de l'induction de l'acier. L'extraction rapide de l'éprouvette induit dans la bobine de mesure une variation de flux dont une tension V_{out} est déduite par intégration. On accède ainsi à l'induction à saturation des phases entièrement ferromagnétiques dans le matériau (i.e. sans austénite résiduelle) qui nous permet, en utilisant la loi des mélanges, de calculer la fraction volumique de l'austénite résiduelle (phase paramagnétique).

B.3.1. Le principe de fonctionnement du dispositif

Une alimentation stabilisée fournit un courant de 15 A (minimum) aux bornes des bobines d'induction de champ. Le champ magnétique de 2 T est assez puissant pour produire l'induction à saturation dans un échantillon introduit dans l'entrefer. L'extraction rapide de cet échantillon et la variation de flux sous-jacente provoquent une tension aux bornes de la bobine de mesure, tension dont la valeur après intégration est enregistrée à l'aide d'un voltmètre.

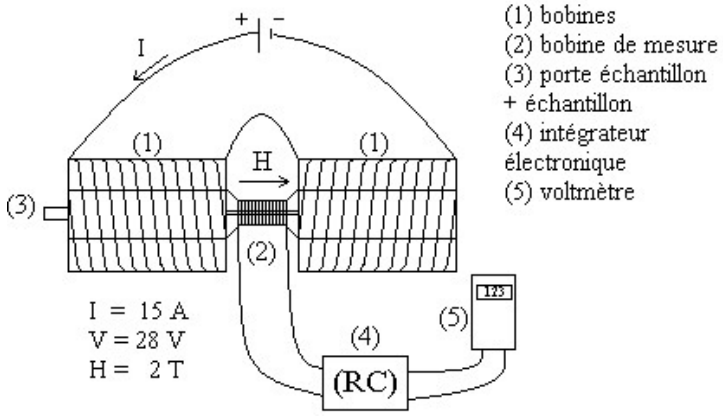


Fig. B-4 : Appareillage de mesure par dosage magnétique

Cette tension intégrée est égale à la variation de flux provoquée lors de l'extraction de l'échantillon. La section étant mesurée à l'aide d'un pied à coulisse (en dix points sur la largeur et sur l'épaisseur de l'échantillon), nous pouvons déduire l'induction à saturation correspondant à la quantité de phase ferromagnétique (ferrite et martensite) dans le matériau.

B.3.2. La méthode de calcul et les résultats

Les équations formelles utilisées pour calculer le pourcentage d'austénite résiduelle sont données ci-après.

$$\phi = N.B_{mes}.S$$

$$e = -\frac{d\phi}{dt}$$

Ici, e est la tension V_{in} avant intégration, alors que V_{out} représente la valeur de V_{in} intégrée, donc le flux. On a :

$$V_{out} = \frac{1}{< RC >}\int V_{in}.dt \qquad B_{mes} = \frac{< RC > .V_{out}}{N.S}$$

$$B_{mes} = f_m.B_{sat} + f_\gamma.B_\gamma, \;\; B_\gamma = 0$$

$$\boxed{f_m = \frac{B_{mes}}{B_{sat}}}$$

Avec :

<RC> = $1.91.10^{-3}$ s

N – le nombre de spires de l'échantillon, ici 500 spires;

S – la section transversale de l'échantillon, moyennée sur 10 mesures (~8 mm²) ;

B_{mes} – l'induction à saturation de la phase ferromagnétique ;

B_{sat} – l'induction à saturation d'un acier où l'austénite est complètement transformée ;

f_m, f_γ - les fractions volumiques de la ferrite (et de la martensite) et de l'austénite résiduelle respectivement. On a $f_m + f_\gamma = 1$.

Les mesures sont dans le Tab. B-6.

	Section	*Vout*	*RC*	*Bmesuré*	*m*
N°	mm²	V	s	T	Bmes/Bsat
1	8,52	4,52	**1,91E-03**	2,02	0,94
2	7,94	4,16		2,00	0,92
3	7,27	4,23	***N***	2,22	1,03
4	8,43	4,53	spires	2,05	0,95
5	9,96	5,55	500	2,13	0,98
6	10,11	5,80		2,19	1,01
					0,97

Martensite seule

N°	*Section*	*Vout*	*Bsat*
7	9,52	5,40	2,17
8	9,37	5,31	2,16
			2,16

Austénite résiduelle ***1-m***

2,86 +/- 0,96 %

Tab. B-6 : Mesure du taux d'austénite résiduelle dans le métal de base de l'acier 1B50

L'incertitude est évaluée (Tab. B-7) à environ 1 %.

N°	**l**	**L**	**deltaS/S=detal/l+deltaL/L**	**Vout**	**deltaVout/Vout**	**deltaBmes/Bmes=deltaVout/Vout+deltaS/S**
1	1,595	5,343	4,07E-03	4,52	1,1E-03	5,18E-03
2	1,452	5,468	4,36E-03	4,16	1,2E-03	5,56E-03
3	1,337	5,442	4,66E-03	4,23	1,2E-03	5,84E-03
4	1,609	5,246	4,06E-03	4,53	1,1E-03	5,16E-03
5	1,959	5,084	3,54E-03	5,55	9,0E-04	4,44E-03
6	1,966	5,141	3,52E-03	5,80	8,6E-04	4,38E-03
						5,09E-03

7	1,978	4,815	3,57E-03	5,40	9,3E-04	**deltaBsat/Bsat**
8	1,996	4,698	3,57E-03	5,31	9,4E-04	4,49E-03
						4,51E-03
						4,50E-03

delta l 0,005 mm
delta L 0,005 mm
delta V 5 mV

deltam/m=deltaBmes/Bmes+deltaBsat/Bsat
9,60E-03

Tab. B-7 : Calcul de l'incertitude de mesures du taux d'austénite résiduelle

B.4. La technique de l'EBSD pour dévoiler la microtexture

B.4.1. Présentation du principe et du matériel

Le comportement des polycristaux est en grande partie gouverné par l'orientation des grains. La diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD « Electron BackScatter Diffraction ») permet de caractériser la texture d'un cristal dans un échantillon polycristallin.

Le microscope électronique à balayage est un Zeiss DSM 982 Gemini (canon à émission de champ de type Schottky). La tension d'accélération est de 20 kV. L'échantillon est fixé, sur un support incliné, dont la normale fait un angle de 70° avec le faisceau. Cette inclinaison permet de récupérer un maximum d'électrons rétrodiffusés (Fig. B-5). Le support est placé sur la platine du microscope face à un écran phosphorescent et à des positions très précises, qui évaluées par étalonnage, nécessaires au dépouillement.

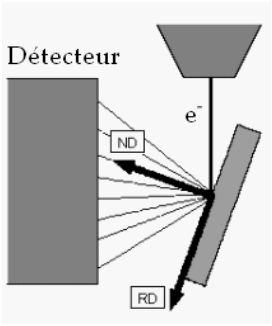


Fig. B-5 : Positionnement de l'échantillon

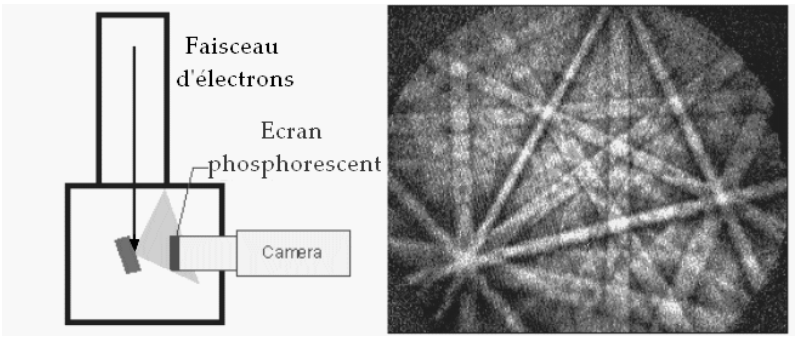


Fig. B-6 : L'interception des électrons diffractés avec l'écran phosphorescent donne un diagramme de pseudo-Kikuchi

Le faisceau d'électrons est stationnaire à chaque mesure et il se déplace périodiquement du pas de mesure indiqué. Le pas de mesure choisi dépend de la taille des grains, dans le cadre de cette étude, il est de 1 μm. Les électrons rétrodiffusés sont alors diffractés par le cristal et interceptés par l'écran. Les plans diffractant et les axes de zone se traduisent respectivement par des bandes et des intersections qui constituent un diagramme de pseudo-Kikuchi (Fig. B-6). La disposition respective de ces bandes traduit notamment l'orientation cristallographique du grain pointé. Ce diagramme est numérisé, indexé par le logiciel OIM (version 2.7) puis interprété (Fig. B-7).
Les diagrammes de pseudo-Kikuchi restent identiques à l'intérieur d'un grain, mais changent au passage des joints de grains, ce qui permet de reconstituer la microstructure.

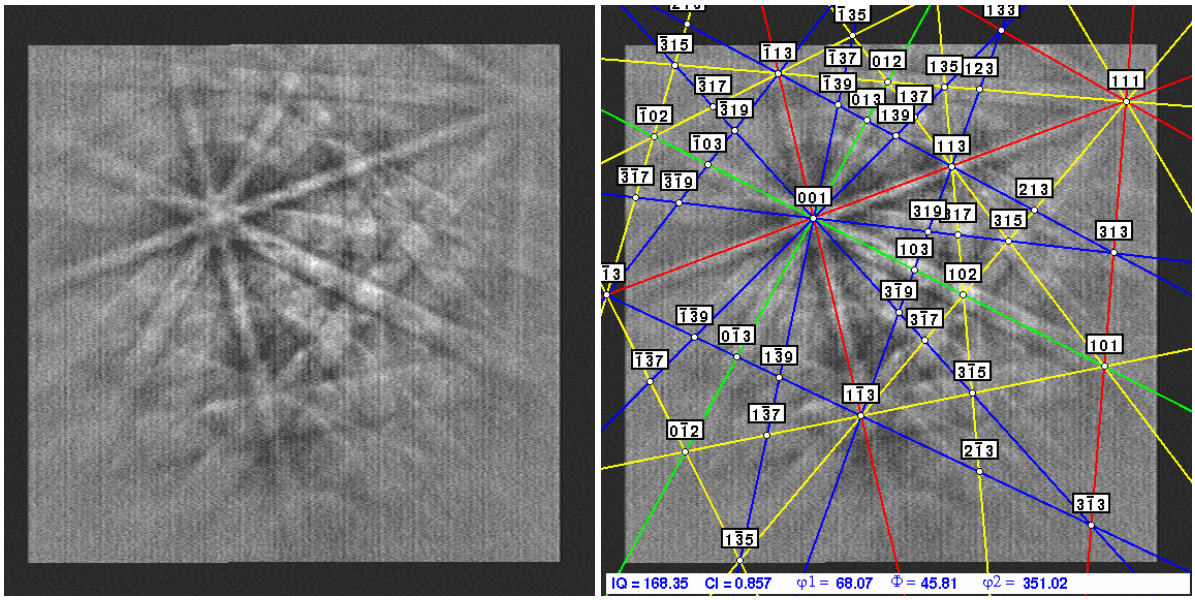


Fig. B-7 : Indexation du diagramme de pseudo-Kikuchi

Si les grains sont écrouis, la dispersion des électrons rétrodiffusés est grande, les bandes s'élargissent et on ne les distingue plus sur le diagramme de pseudo-Kikuchi.
L'EBSD apporte des informations supplémentaires par rapport à la microscopie optique, car elle permet de visualiser les grains en fonction de leur orientation, et la désorientation aux joints de grains. Elle présente aussi un avantage statistique par rapport à la microscopie électronique en transmission qui ne peut indexer que de petites zones, à cause de la transparence aux électrons nécessaires pour cette technique.

L'exploitation des données est faite sous le logiciel OIM Analysis® 3.0. Un nettoyage des données est réalisé en effectuant une dilatation des grains avec un angle de tolérance de 5 et en fixant la taille minimale des grains à 2 pixels. On récupère l'orientation des grains, la désorientation entre les grains, et des cartes de qualité d'image (I.Q.), liée au contraste des lignes de pseudo-Kikuchi, qui nous informe des déformations locales. A partir de ces informations, il est possible de tracer des histogrammes, des cartographies et de superposer les cartographies de pôle inverse avec la désorientation entre les grains. On récupère aussi les figures de pôles, qui donnent l'orientation de plans cristallins précis choisis par l'utilisateur.

B.4.2. Observation d'une facette de clivage sur un faciès de rupture

Dans le but de mieux connaître l'amorçage de la rupture dans la zone à gros grains. Un essai de flexion 3 points dans la ZAT Cs réalisé à -20 °C est interrompu au sommet de la courbe contrainte-déplacement. L'éprouvette est ensuite rompue en fatigue à +20 °C. La fractographie de l'éprouvette dévoile deux facettes de clivage arrêtées au milieu du faciès de fatigue (Fig. B-8). La plus grande facette de clivage mesure environ 40 µm de long et de large et est observée en EBSD (Fig. B-9).

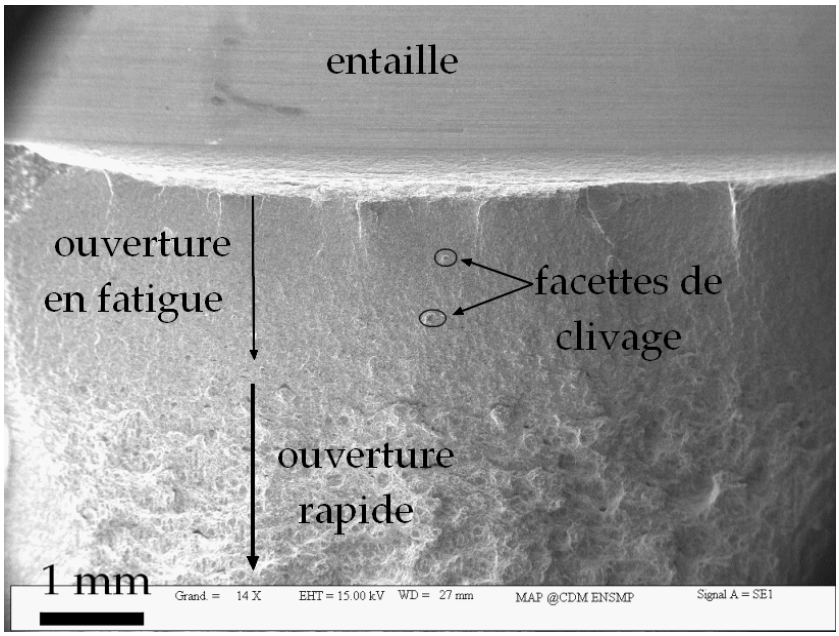


Fig. B-8 : Avancée ductile, facettes de clivage arrêtées dans le front de fatigue et ouverture rapide, éprouvette de flexion 3 points KTCs_L, testée à-20 °C, interrompue et ouverte en fatigue

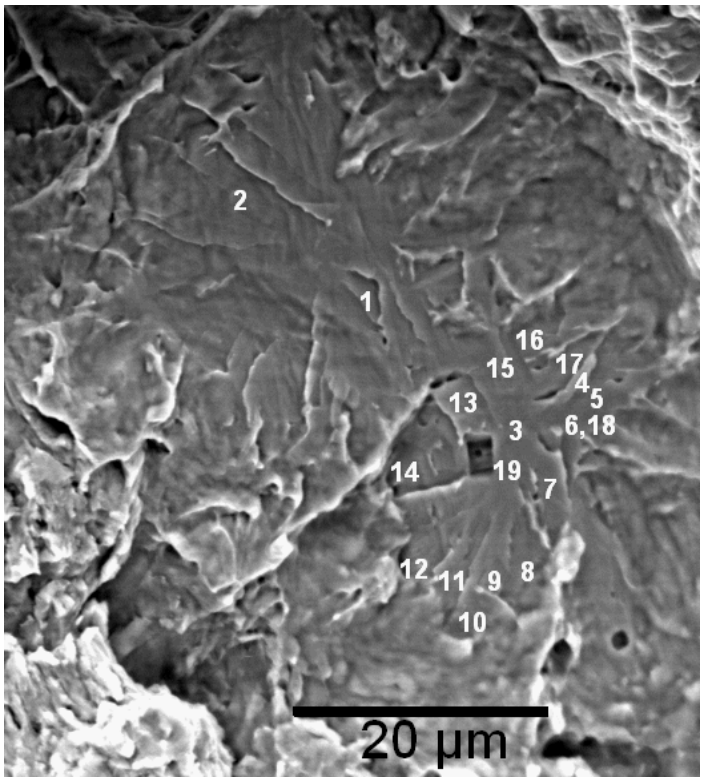


Fig. B-9 : Repérage des points d'analyse, image non incliné

L'observation d'une facette de clivage arrêtée au milieu d'un faciès de fatigue est difficile du fait de l'inclinaison de l'échantillon à 70 degrés. Le relief crée de l'ombrage et les clichés des diagrammes de pseudo-Kikuchi sont incomplets. Il a donc fallu travailler à la main, en pointés ponctuels et en identifiant manuellement les bandes et en contrôlant l'indexation vis-à-vis de la largeur des bandes par rapport aux indices cristallographiques des plans indiqués

par l'indexation. L'indexation des clichés (Fig. B-10 et Fig. B-11) permet de construire la figure de pôle des orientations des pointés (Fig. B-12).

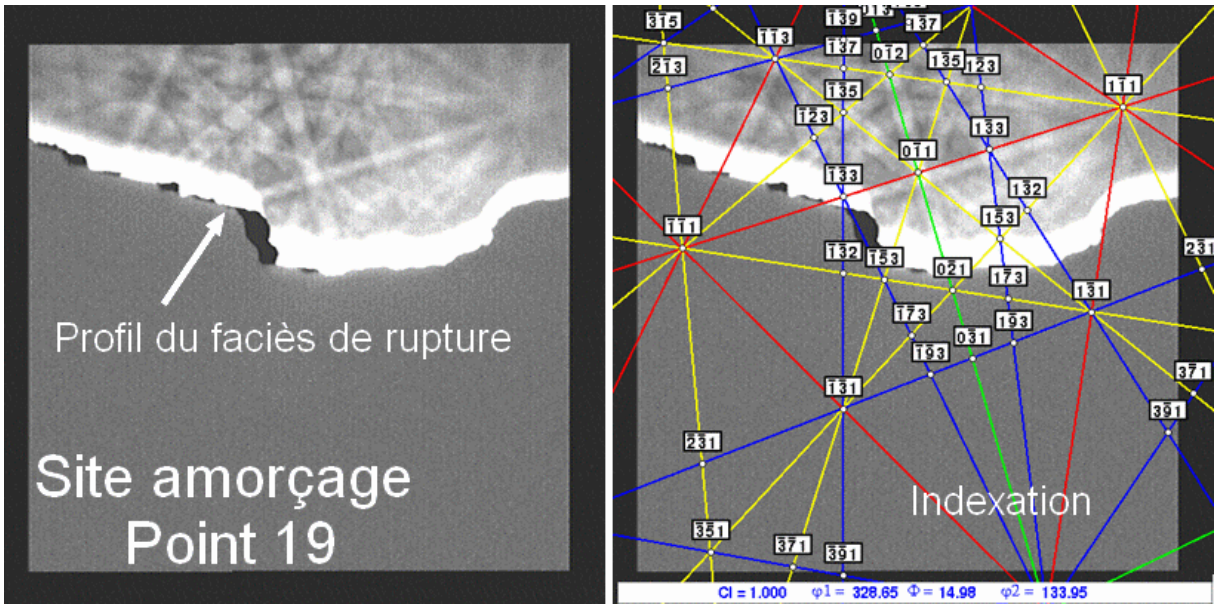


Fig. B-10 : Cliché brut et indexé obtenu pour le pointé 19 de la facette de clivage arrêtée dans le faciès de rupture de l'éprouvette de flexion 3 points KTCs_L, testée à-20 °C

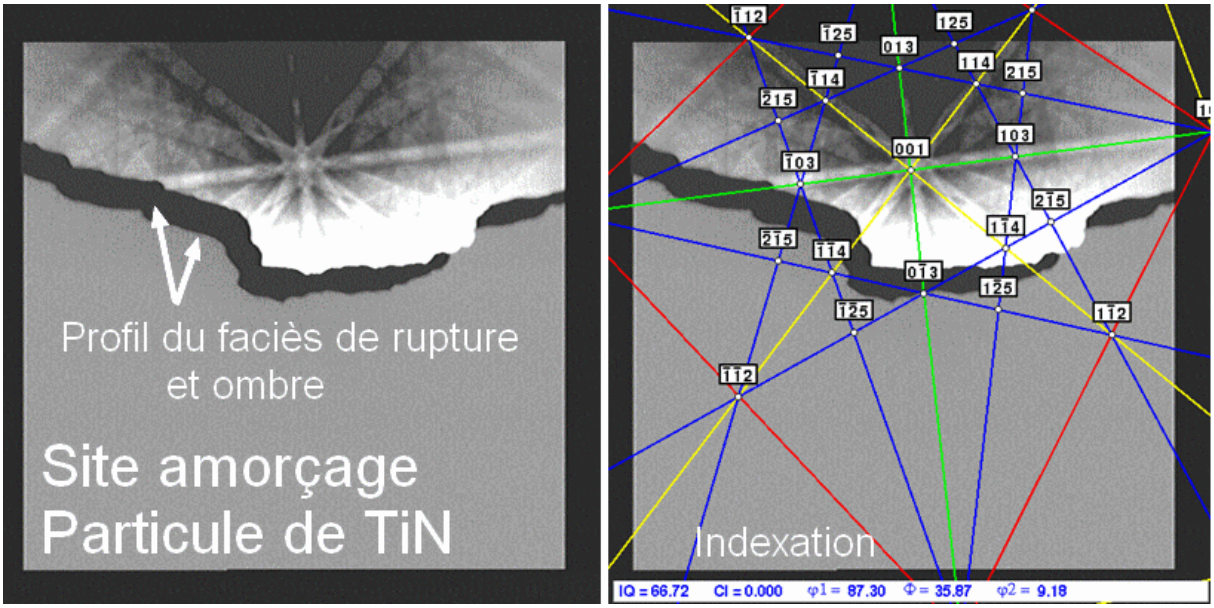


Fig. B-11 : Cliché brut et indexé obtenu sur une particule de TiN dans la facette de clivage arrêtée dans le faciès de rupture de l'éprouvette de flexion 3 points KTCs_L, testée à-20 °C

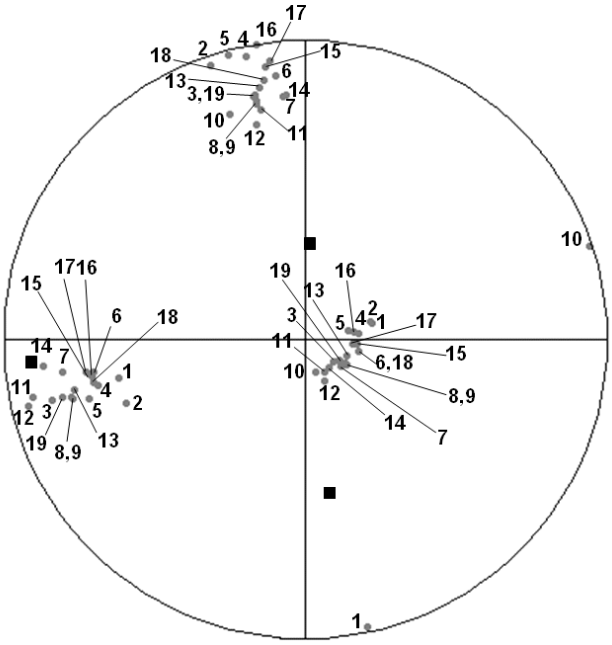


Fig. B-12 : Figure de pôles {100} de la bainite (points gris repérés par leur numéro sur les photos) et de l'inclusion (carrés noirs : carbonitrure de titane de structure NaCl, indexé en CFC)

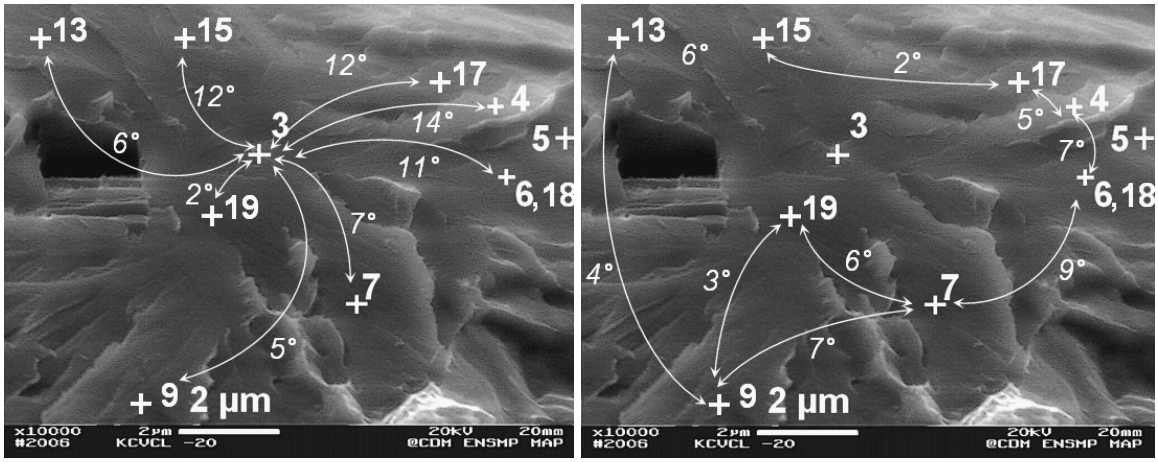


Fig. B-13 : Désorientations « proches », images en configuration inclinée de 70°

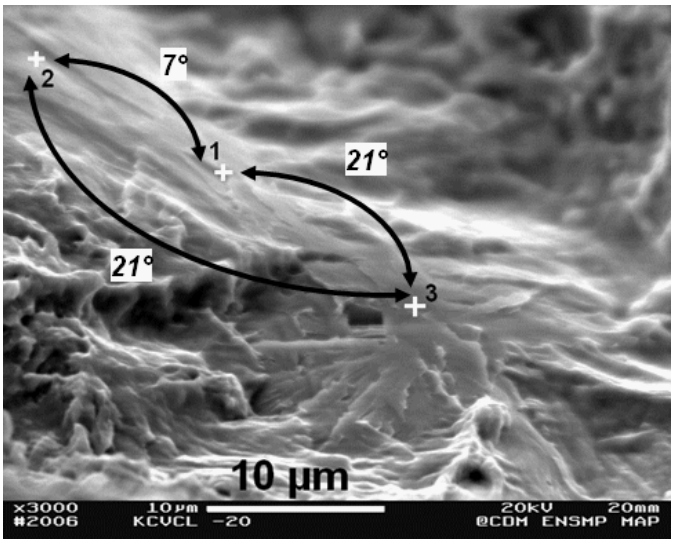


Fig. B-14 : Désorientations « lointaines », images en configuration inclinée de 70°

Les désorientations cristallines entre les différents pointés sont soient des désorientations proches (Fig. B-13) soient des désorientations lointaines (Fig. B-14).
La relation d'orientation entre le (Ti, Nb) (C, N) et la matrice de ferrite bainitique est proche de la relation de Baker-Nutting (45° <100>). L'axe de rotation est à 13° de [010] mais les fortes désorientations internes dans la ferrite bainitique empêchent de déterminer une relation d'orientation de manière unique.
On remarque que les pointés 15 et 17 donnent la même orientation cristalline alors que les « grains » (entités cristallines) sont visiblement morphologiquement très désorientés : on retrouve une caractéristique des paquets de bainite supérieure.
Les désorientations internes de la ferrite bainitique n'empêchent pas la propagation de la microfissure de clivage mais conduisent à de tout petits ligaments ductiles, donc à un peu de dissipation par plasticité. Ce sont toutes des désorientations inférieures à 20° (Fig. B-13), sauf entre les pointés 3 et 2 et entre les pointés 3 et 1. On a donc essentiellement affaire à un seul paquet de bainite et éventuellement à deux anciens grains austénitiques.
Les désorientations cristallines à l'intérieur d'une même facette de clivage dépassent aisément 10°, à la fois le long des lattes (parallèlement aux marches) et entre lattes (d'une marche à l'autre). Dans le premier cas on retrouve les gradients d'orientation que l'on peut couramment mesurer le long des lattes, dans le deuxième cas on pourrait avoir affaire à des variants cristallographiques différents au sein d'un même paquet bainitique.

Quoi qu'il en soit, malgré le faible nombre de points analyses, on peut conclure que la facette de clivage s'est amorcée au cœur d'un paquet de bainite supérieure, avec propagation dans un paquet voisin peu désorienté (20°), avec une légère déviation traduite par une petite marche visible sur le faciès de rupture, surtout en position inclinée.

B.4.3. Observation du faciès après polissage

L'observation de la deuxième facette de clivage arrêtée est réalisée par EBSD après repérage et polissage de la surface.
La petite taille de la facette n'a pas permis de la retrouver après polissage, mais l'observation a été l'occasion de mieux connaître les désorientations à l'intérieur d'un paquet bainitique et entre les paquets.

Analyse des données brutes et „nettoyage"

La zone cadrillée par le faisceau électronique est visible après l'analyse EBSD ce qui permet de bien la repérer (Fig. B-15). La Fig. B-16 rassemble une image recréer à partir des indices de qualité d'image et une image recréer à partir des indices de confiance. Elles donnent une idée de la microstructure de la ZAT à gros grains. La Fig. B-17 rassemble l'image des orientations des grains par rapport à l'orientation du support avec les désorientations entre les grains. La Fig. B-18 est le résultat après nettoyage des données. La taille de grains minimale est fixée à 10 μm et les désorientations entre grains sont tracées si elles sont supérieures à 5°.

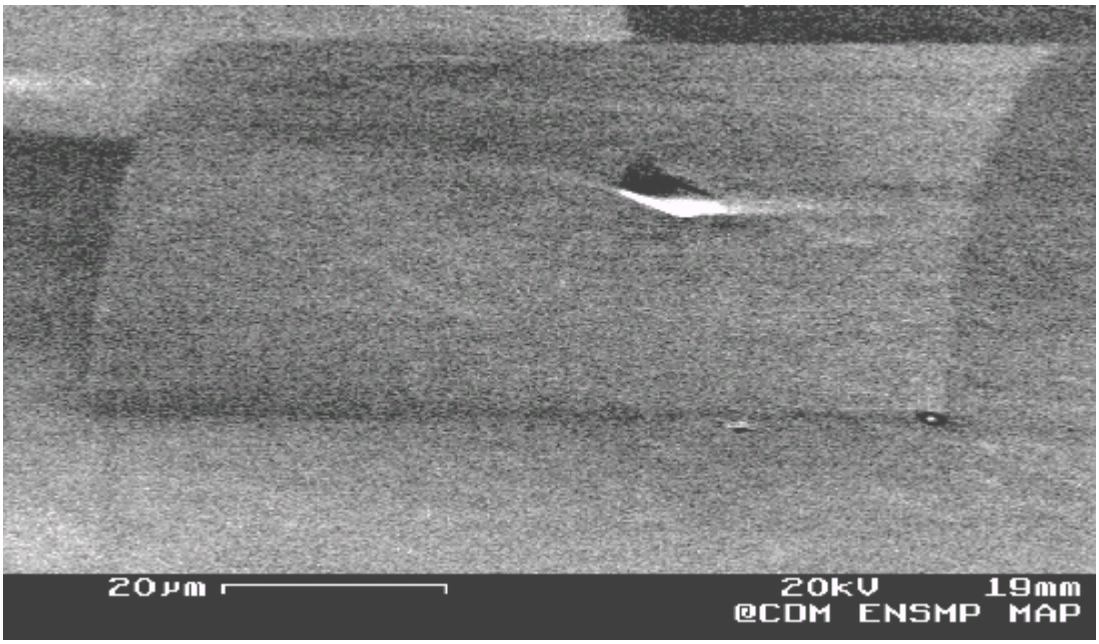


Fig. B-15 : Distorsion de la cartographie (position inclinée de 70°)

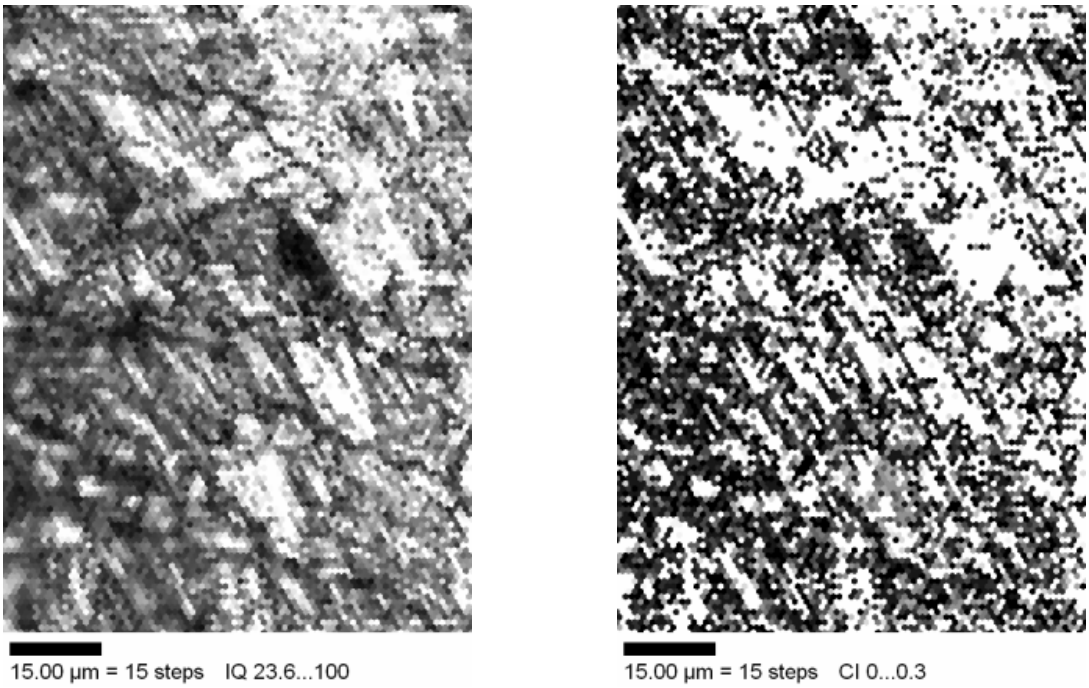
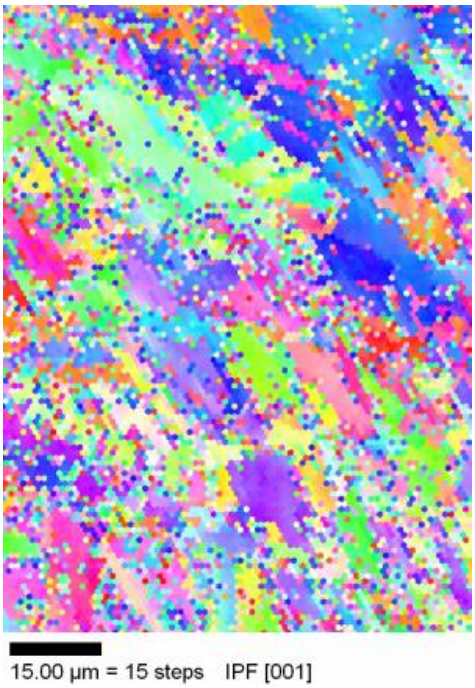


Fig. B-16 : Indice de qualité d'image et indice de confiance (0.9 maximum)



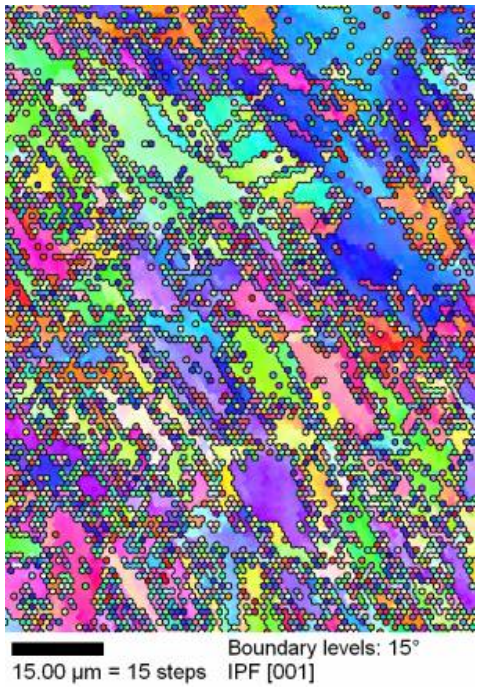
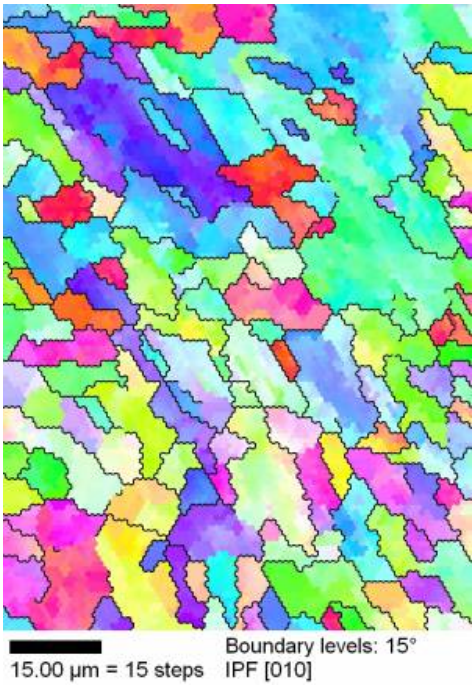
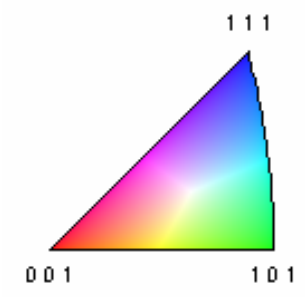


Fig. B-17 : Données brutes et données brutes avec désorientation aux joints de grains de plus de 15°



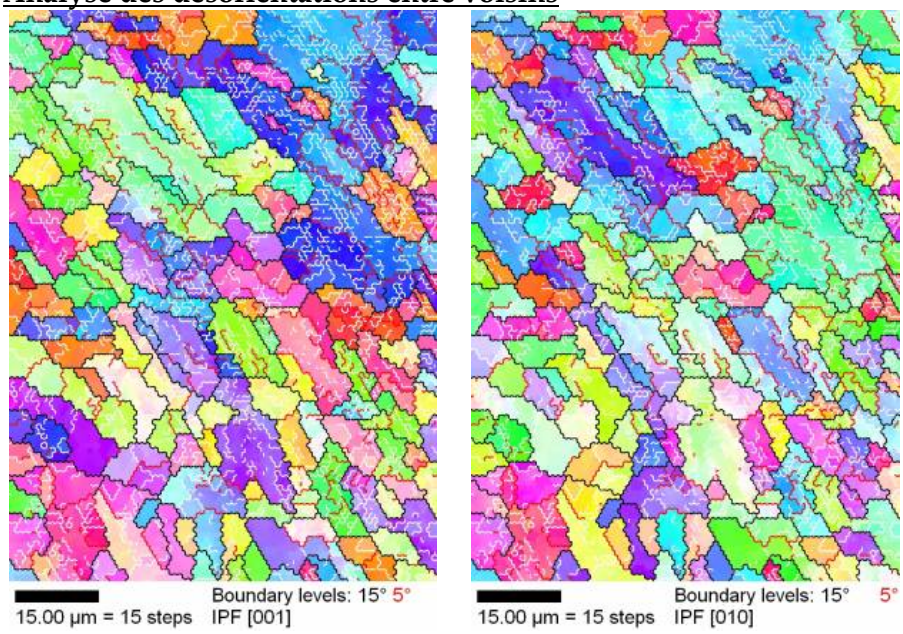


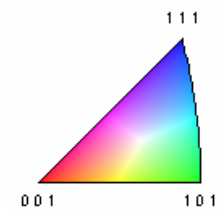
Code de couleur : position de la normale à l'échantillon dans le triangle standard

<u>Nettoyage :</u>
Taille des grains >10 µm
Désorientations > 5°

Fig. B-18 : Données nettoyées avec les désorientations aux joints de grains de plus de 15°

Analyse des désorientations entre voisins





Code de couleur pour les grains : position d'une direction privilégiée de l'échantillon dans le triangle standard

2 à 5°

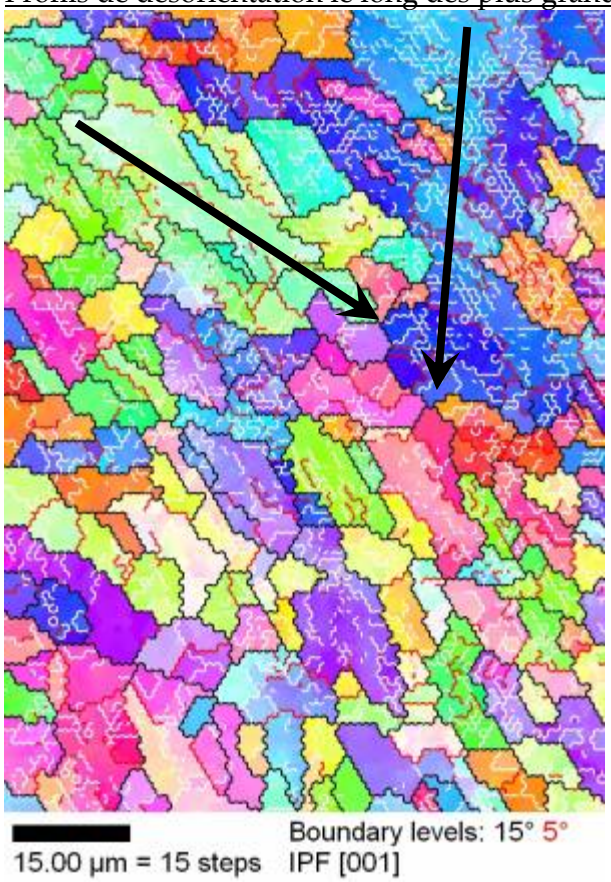
5 à 15°

> 15°

Code de couleur pour les joints de désorientation

Fig. B-19 : Image des orientations avec la normale à l'échantillon et image des orientations avec la direction verticale de l'image

Profils de désorientation le long des plus grands paquets de bainite



Code de couleur pour les joints de désorientation

2 à 5°

5 à 15°

> 15°

Fig. B-20 : Image des orientations des grains par rapport à la normale de l'échantillon et joints de désorientations

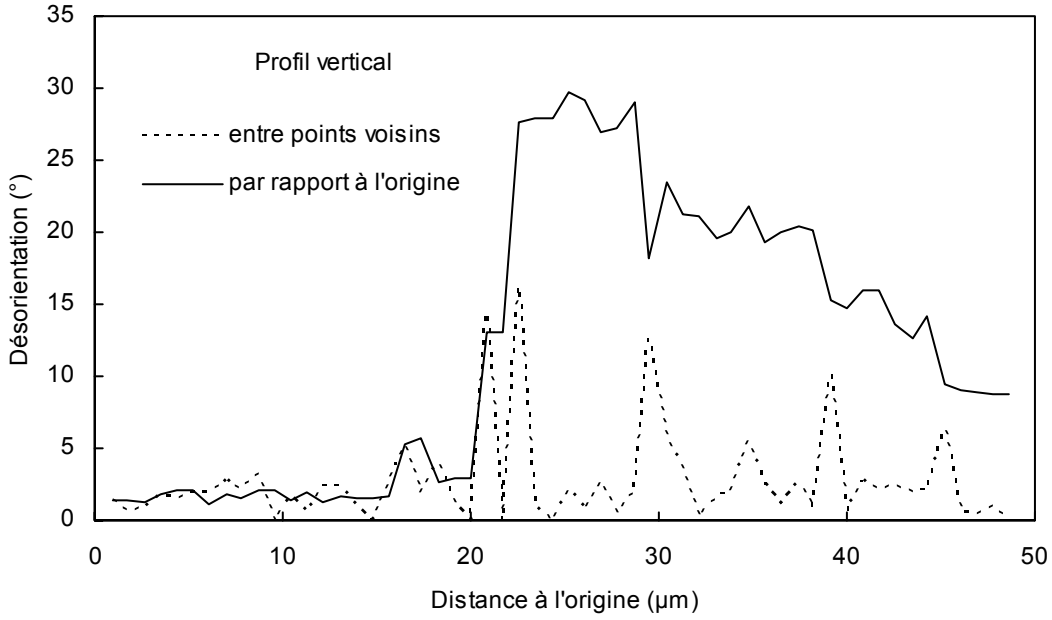


Fig. B-21 : Profil vertical, désorientations entre les points consécutifs et par rapport à l'origine

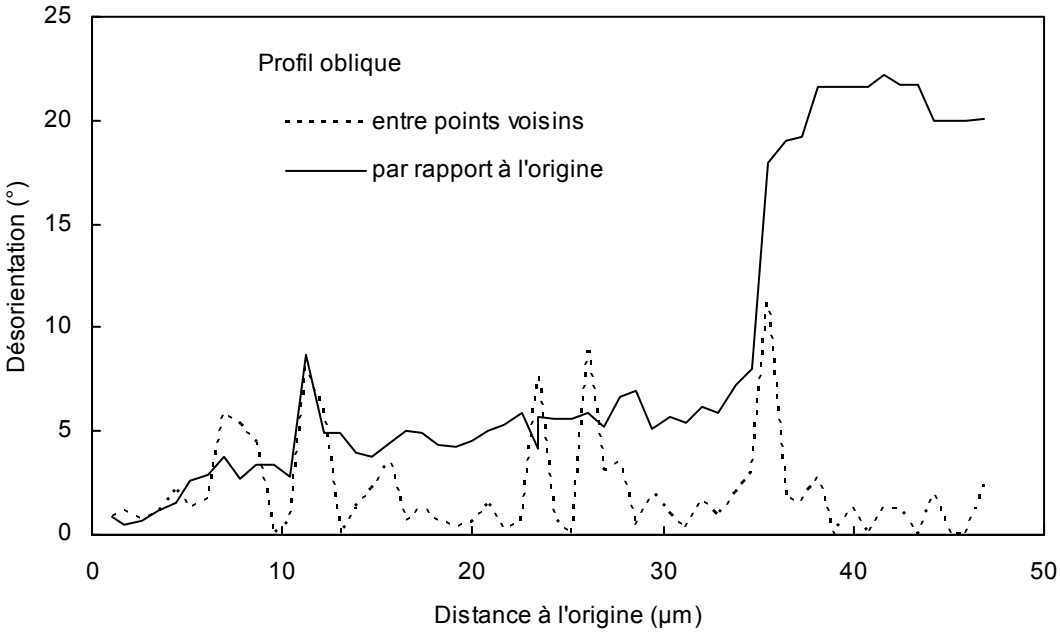


Fig. B-22 : Profil oblique, désorientations entre les points consécutifs et par rapport à l'origine

Annexe C : Mesures de dureté

C.1. LA ZAT DE LA SOUDURE LONGITUDINALE - 2B50 200

C.2. LA ZAT DE LA SOUDURE EN T – 2B50 201

C.3. LA ZAT DE LA SOUDURE DE RABOUTAGE 201

La plus grande partie des mesures ont été effectuées sur des microduromètres manuels. Les mesures sur les soudures T, L et LT ont été réalisées avec un microduromètre semi-automatique BUEHLER MICROMET 5114 et un logiciel de mesure OmniMet MHTSA.

Fig. C-23 : Microduromètre Buehler micromet 5114 semi-automatique

C.1. La ZAT de la soudure longitudinale - 2B50

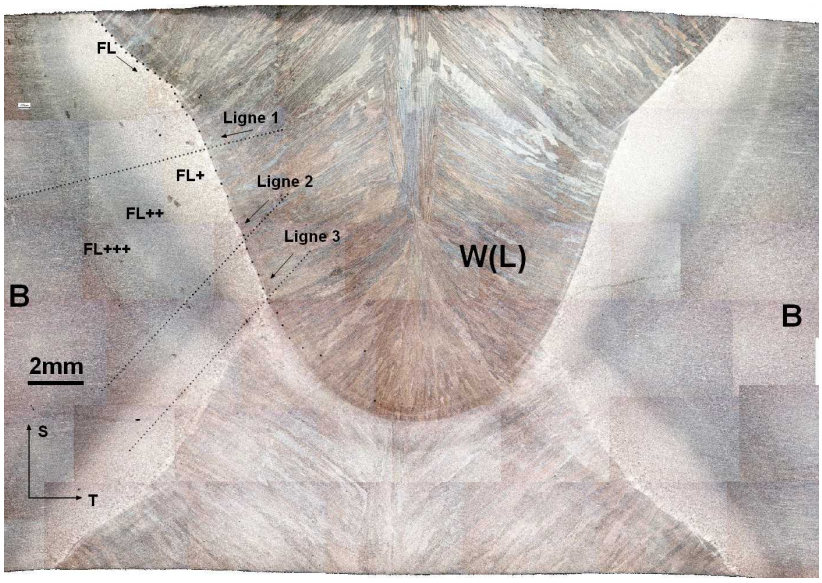


Fig. C-24 : Coupe de la soudure longitudinale

On observe trois ZAT différentes à l'œil nu, mais on voit qu'après mesure de la dureté de FL+ et FL++ sont proches l'une de l'autre et que FL+++ est plus dur que les autres zones.

	Ligne1	Ligne2	Ligne3
W(L)	263	269	287
FL+	251	265	283
FL++	253	257	279
FL+++	266	265	292
B	267	262	272

Tab. C-8 : Mesures de dureté dans les différentes zones

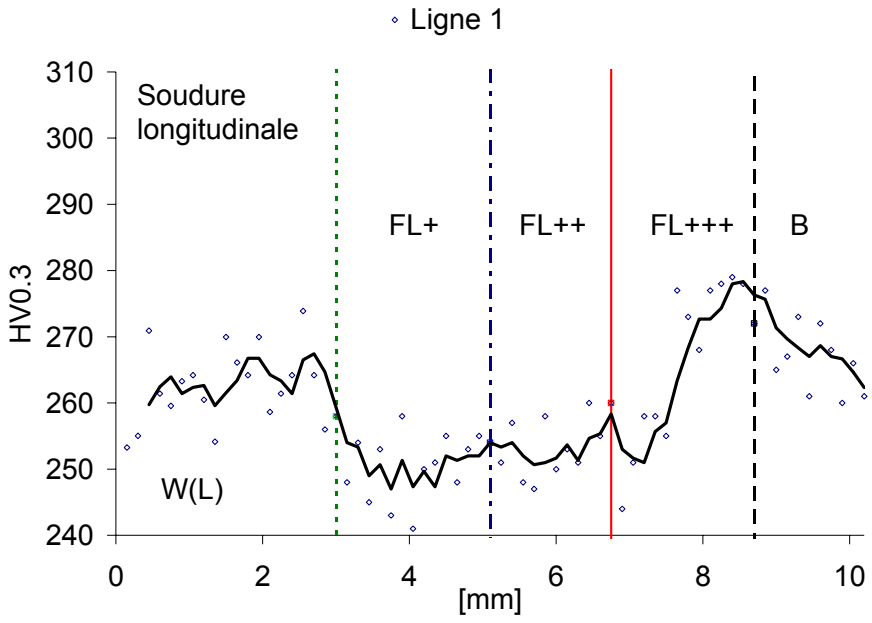


Fig. C-25 : Mesures de dureté dans la ZAT de la passe externe de la soudure longitudinale

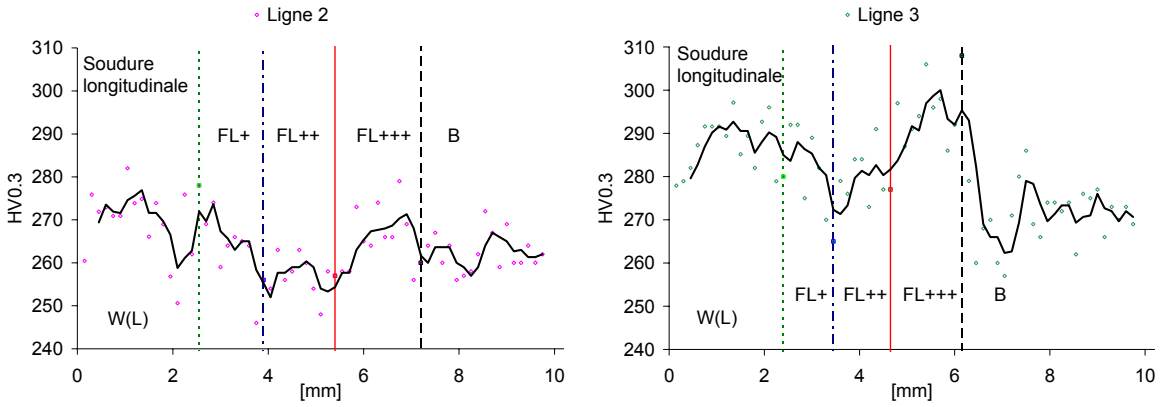


Fig. C-26 : Mesures de dureté dans la ZAT de la passe externe avec l'histoire de la passe interne

C.2. La ZAT de la soudure en T – 2B50

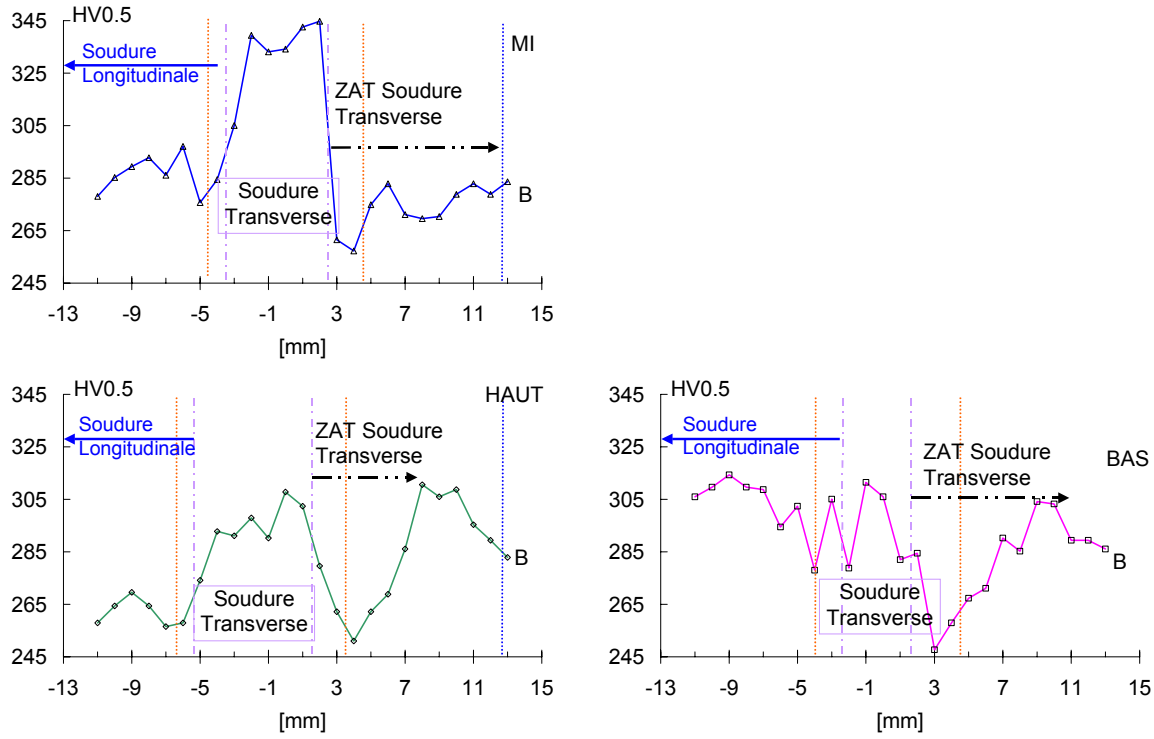


Fig. C-27 : Profils de dureté dans le plan LS de la jonction en T

C.3. La ZAT de la soudure de raboutage

Les mesures de dureté sont détaillées dans le chapitre II, mais ici est expliqué la démarche des mesures et permet de savoir d'où vient la moyenne qui est utilisée pour calculer le matching.

Les pointés de mesures sont visibles sur la Fig. C-28, ils sont faits :

- dans l'épaisseur du métal de base (B) et du métal fondu (W)
- dans la ZAT le long de la ligne de fusion dans l'épaisseur (FL) puis décalées de 0.5 mm (FL+0.5) et 1 mm (FL+1) dans la ZAT
- et aussi à travers le joint (Travers).

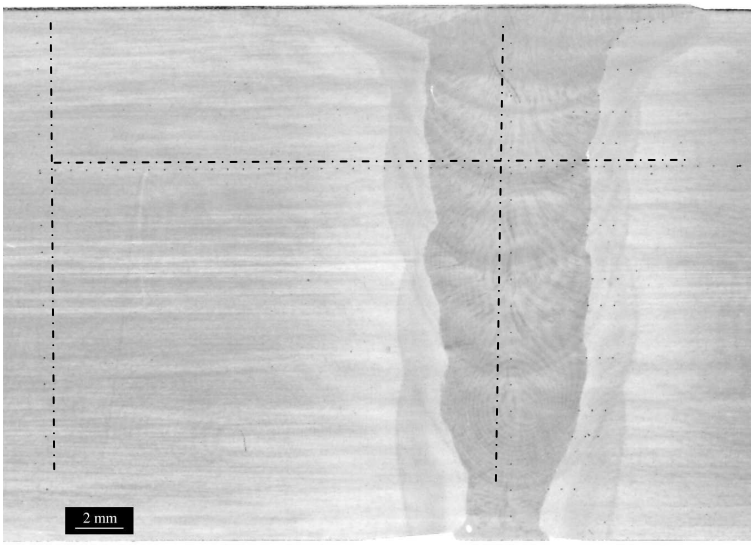


Fig. C-28 : Profils de dureté (2B50)

Pour le tube le plus épais soudé par le procédé MAG, bitorche 50 mm (2B50) :
- la dureté moyenne du B est de 268 HV_{10} (moyenne de 2 profils de 19 pointés dans l'épaisseur). On remarque que son centre est plus mou d'environ 6 % (275 à 250 HV_{10} et 260 à 250 HV_{10}).
- la dureté moyenne du B est de 282 $HV_{0.2}$ (moyenne de 13 valeurs dans l'épaisseur)
- la dureté moyenne du W est de 317 $HV_{0.2}$ (moyenne de 20 valeurs dans l'épaisseur)

On peut calculer un overmatching de 11 % du métal fondu par rapport au métal de base.
L'écart entre les valeurs de dureté obtenues pour le métal de base à 200 g et 10 kg s'explique par le fait qu'on ne mesure pas la même surface de microstructure. A 200 g, on calcule un écart moyen de 8,4 $HV_{0.2}$ entre les pointés, car les mesures varient si le pointé se fait sur une zone bainitique ou ferritique. A 10 kg, par contre, les mesures s'effectuent sur des zones plus représentatives, et l'écart moyen n'est plus que de 3 à 6 HV_{10}

- la dureté moyenne à FL est de 280 $HV_{0.2}$ (moyenne de 8 valeurs dans l'épaisseur)
- la dureté moyenne à FL+ 0.5 est de 282 $HV_{0.2}$ (moyenne de 8 valeurs dans l'épaisseur)
- la dureté moyenne à FL + 1 est de 267 $HV_{0.2}$ (moyenne de 8 valeurs dans l'épaisseur)

On s'aperçoit que la zone à fins grains (~FL+1) est la zone la plus molle du joint (Fig.23).

Pour le tube le plus fin soudé par le procédé MAG, bitorche 50 mm (1B50) :
- la dureté moyenne du B est de 286 HV_{10} (moyenne d'un profil de 12 pointés dans l'épaisseur)
- la dureté moyenne du B est de 282 $HV_{0.2}$ (moyenne de 7 valeurs dans l'épaisseur)
- la dureté moyenne du W est de 286 $HV_{0.2}$ (moyenne de 14 valeurs dans l'épaisseur)

On n'observe pas d'overmatching en moyenne, bien que le W soit plus dur de 6% par rapport au B en peau externe et plus mou de 6 % en peau interne.

- la dureté moyenne à FL est de 281 $HV_{0.2}$ (moyenne de 6 valeurs dans l'épaisseur)
- la dureté moyenne à FL+ 0.5 est de 276 $HV_{0.2}$ (moyenne de 6 valeurs dans l'épaisseur)
- la dureté moyenne à FL + 1 est de 266 $HV_{0.2}$ (moyenne de 6 valeurs dans l'épaisseur)

On s'aperçoit que la zone à fins grains (~FL+1) est de nouveau la zone la plus molle du joint.

Le Tab. C-9 résume les valeurs de dureté dans les différentes zones des joints soudés par bitorche 50 mm :

	Dureté $HV_{0.2}$ pour tube de *20.6 mm*	Nombre de valeurs pour la moyenne dans l'épaisseur	Dureté $HV_{0.2}$ pour tube de *12.7 mm*	Nombre de valeurs pour la moyenne dans l'épaisseur
B	**282**	13	**282**	7
W	**317**	20	**286**	14
FL	**280**	8	**281**	6
FL + 0.5	**282**	8	**276**	6
FL + 1	**267**	8	**266**	6

Tab. C-9 : Mesures de dureté dans les tubes bitorche 50 mm

La Fig. C-29 rassemble les profils effectués sur le tube 2B50 à travers la soudure de raboutage de 2 à 6 mm de la peau interne.

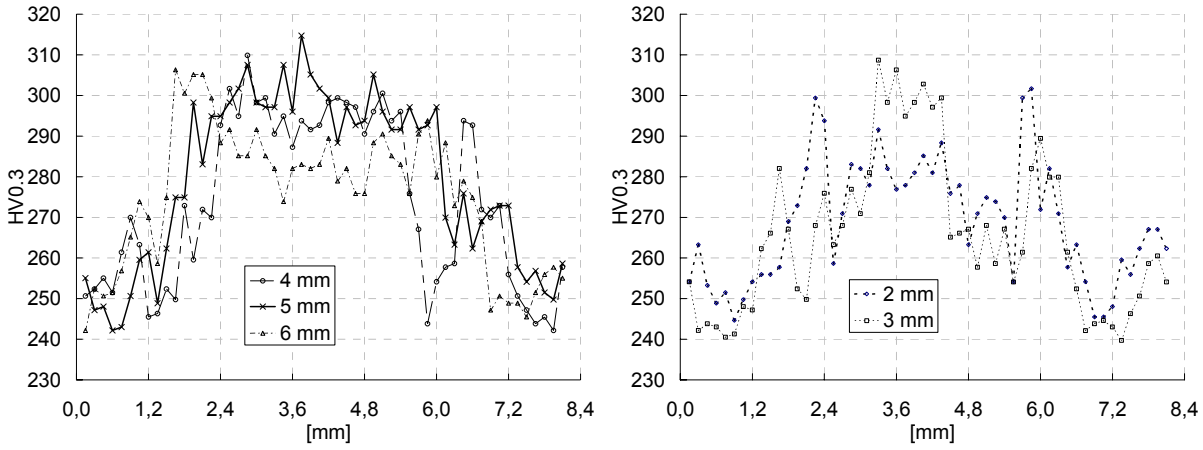


Fig. C-29 : Valeurs des profils de dureté entre 2 et 6 mm de la peau interne (2B50)

La Fig. C-30 rassemble les microduretés mesurées à travers les joints à 6 mm de la peau interne.

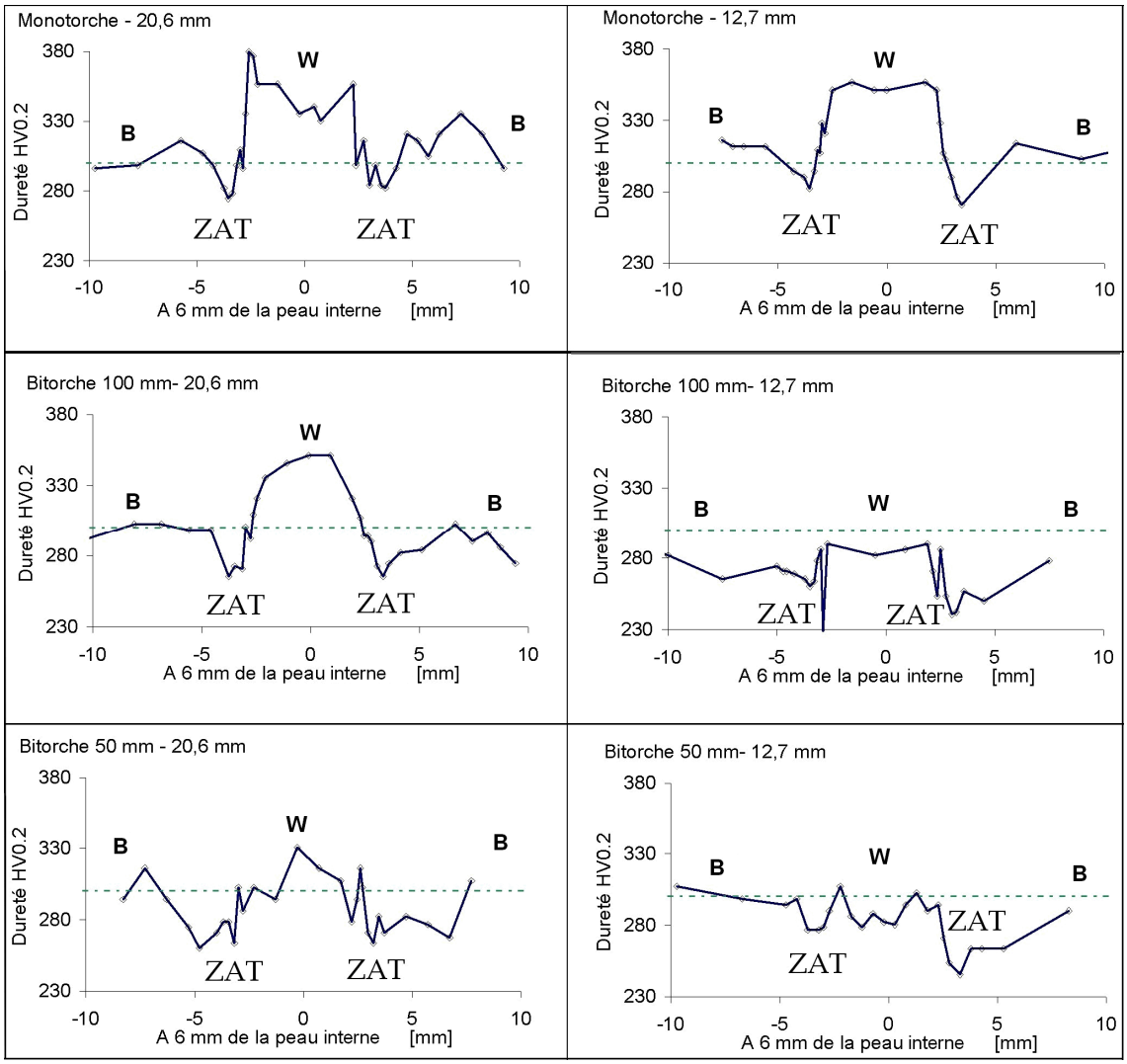


Fig. C-30 : Profils de dureté dans les 6 tubes

Annexe D : Acquisitions thermiques

D.1. RELEVES DE TEMPERATURES REALISES PAR SERIMAX 206

D.1.1. TUBE DE 12 MM D'EPAISSEUR EN POSITION 1, BITORCHE 50 MM 206
D.1.2. TUBE DE 12 MM D'EPAISSEUR EN POSITION 2, BITORCHE 50 MM 208
D.1.3. TUBE DE 12 MM D'EPAISSEUR EN POSITION 3, BITORCHE 50 MM 210
D.1.4. TUBE DE 20MM D'EPAISSEUR EN POSITION 1, BITORCHE 50 MM 212
D.1.5. TUBE DE 20 MM D'EPAISSEUR EN POSITION 2, BITORCHE 50 MM 216
D.1.6. COMPARAISONS ENTRE LES 2 EPAISSEURS DE TUBE, BITORCHE 50 MM 219

D.2. REGLAGE DU SIMULATEUR THERMOMECANIQUE 220

D.3. DISTANCE ENTRE MORS 221

D.1. Relevés de températures réalisés par SERIMAX

D.1.1. Tube de 12 mm d'épaisseur en position 1, bitorche 50 mm

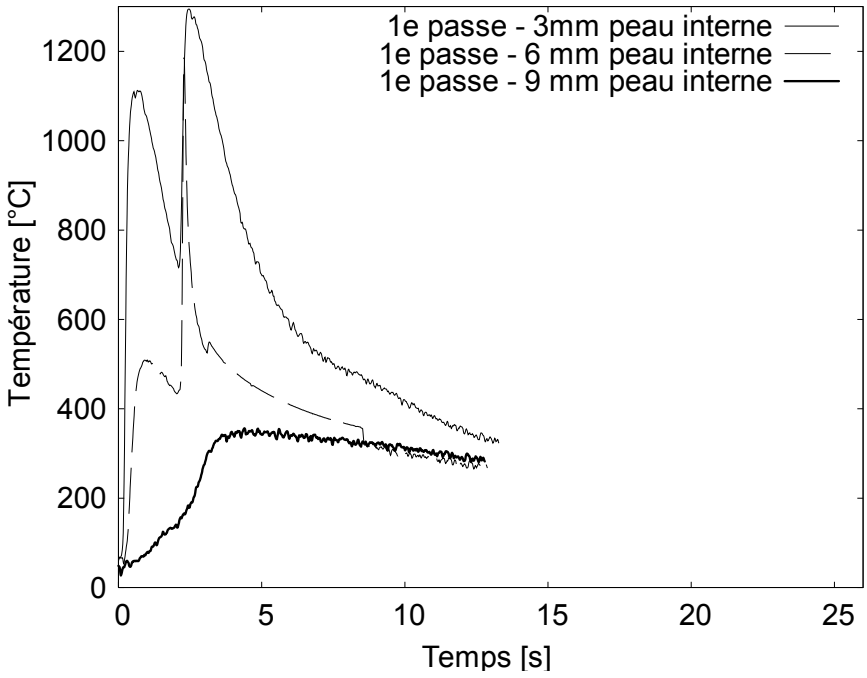


Fig. D-31 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 1, 3 thermocouples, 1e passe

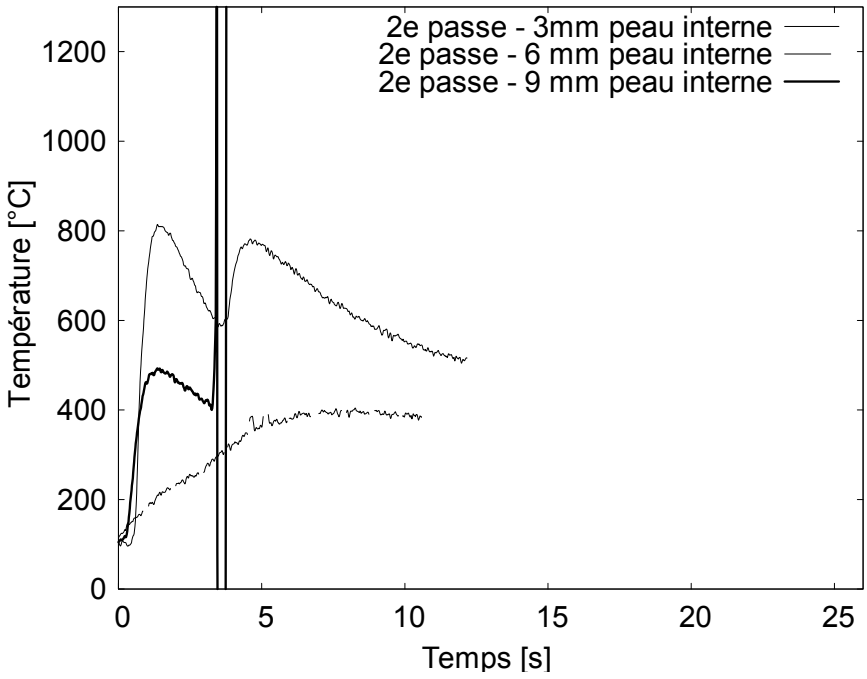


Fig. D-32 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 1, 3 thermocouples, 2e passe

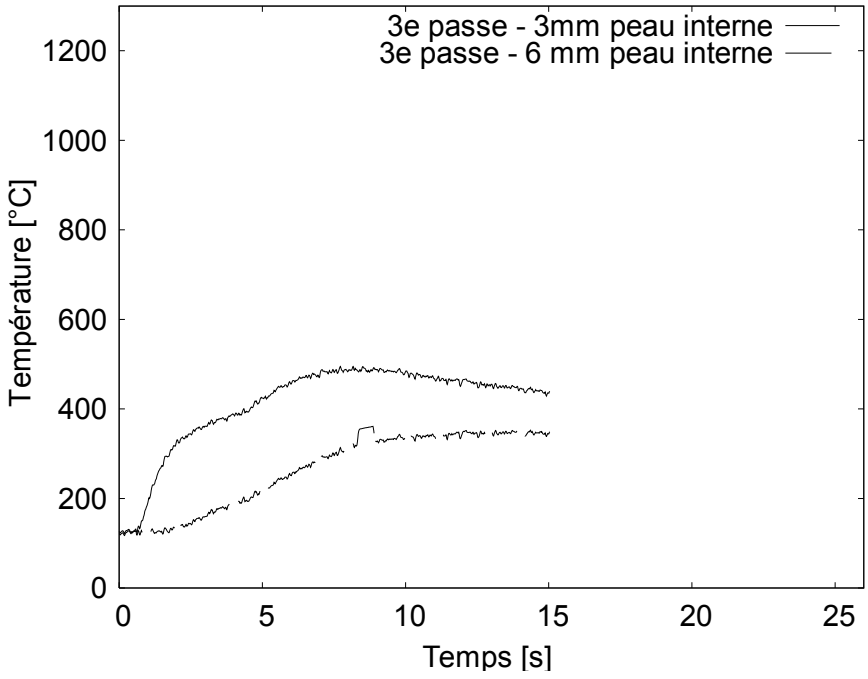


Fig. D-33 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 1, 3 thermocouples, 3e passe

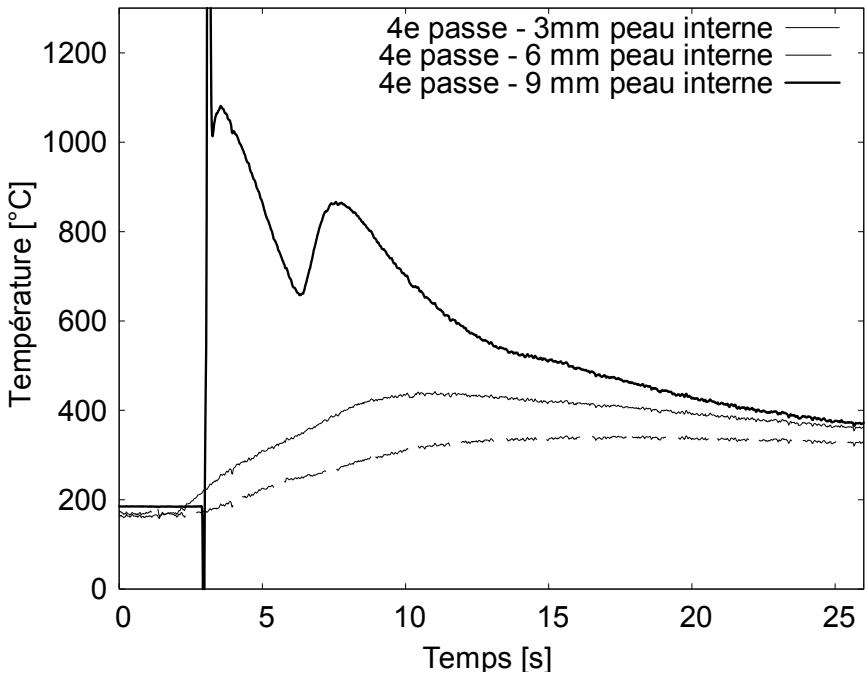


Fig. D-34 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 1, 3 thermocouples, 4e passe

D.1.2. Tube de 12 mm d'épaisseur en position 2, bitorche 50 mm

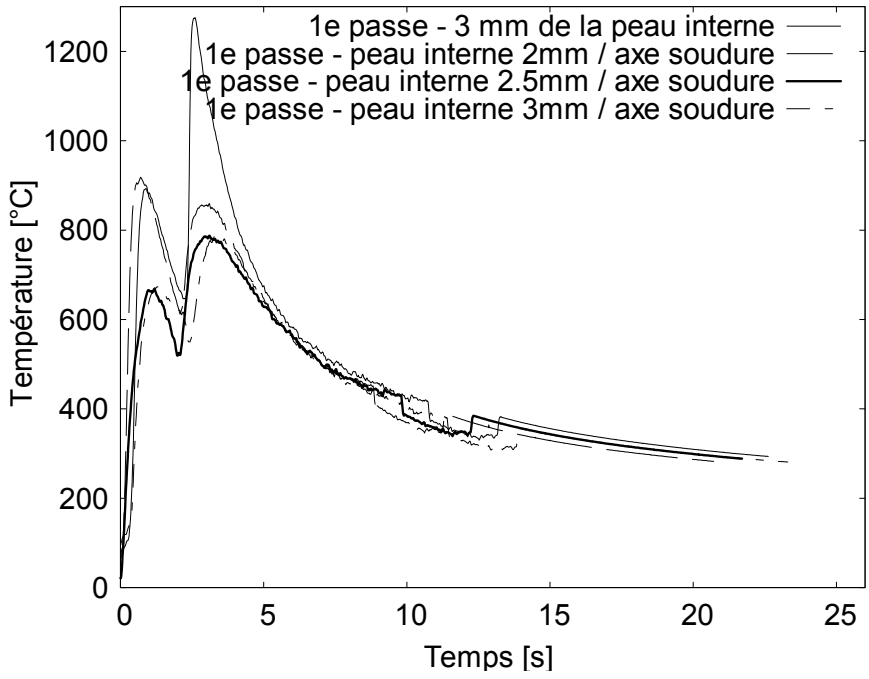


Fig. D-35 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 2, 4 thermocouples, 1e passe

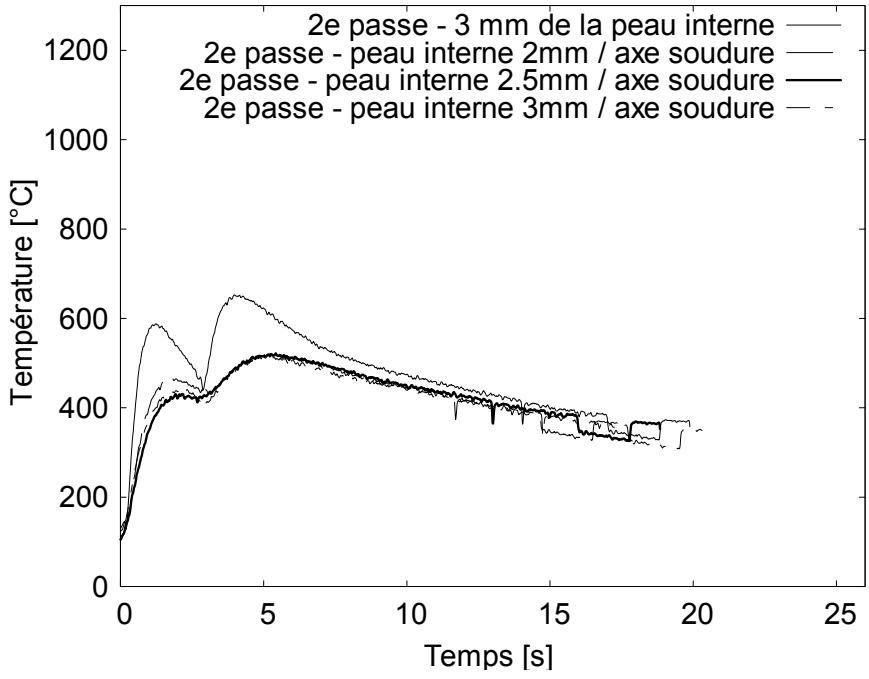


Fig. D-36 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 2, 4 thermocouples, 2e passe

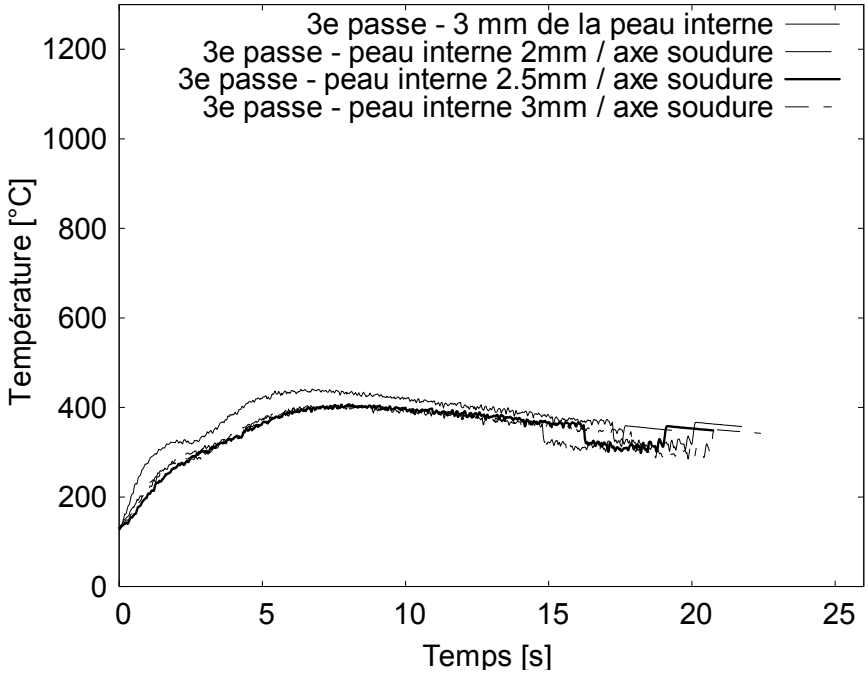


Fig. D-37 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 2, 4 thermocouples, 3e passe

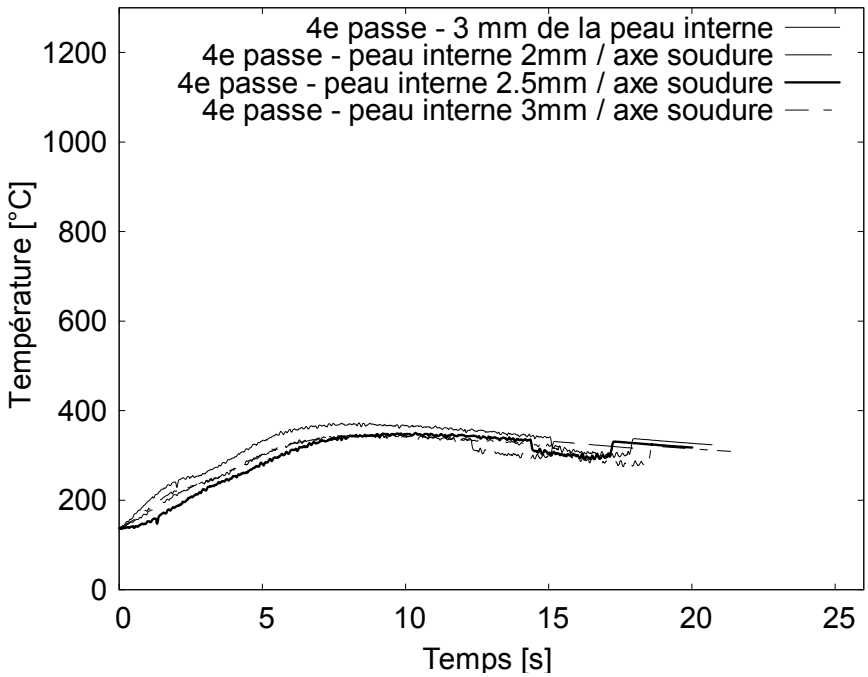


Fig. D-38 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 2, 4 thermocouples, 4e passe

D.1.3. Tube de 12 mm d'épaisseur en position 3, bitorche 50 mm

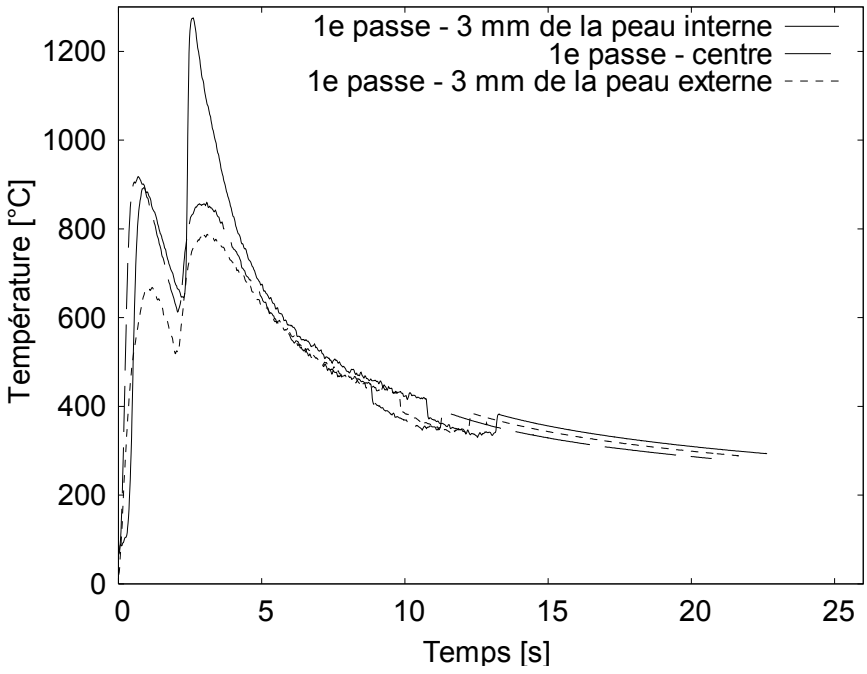


Fig. D-39: Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 3, 3 thermocouples, 1e passe

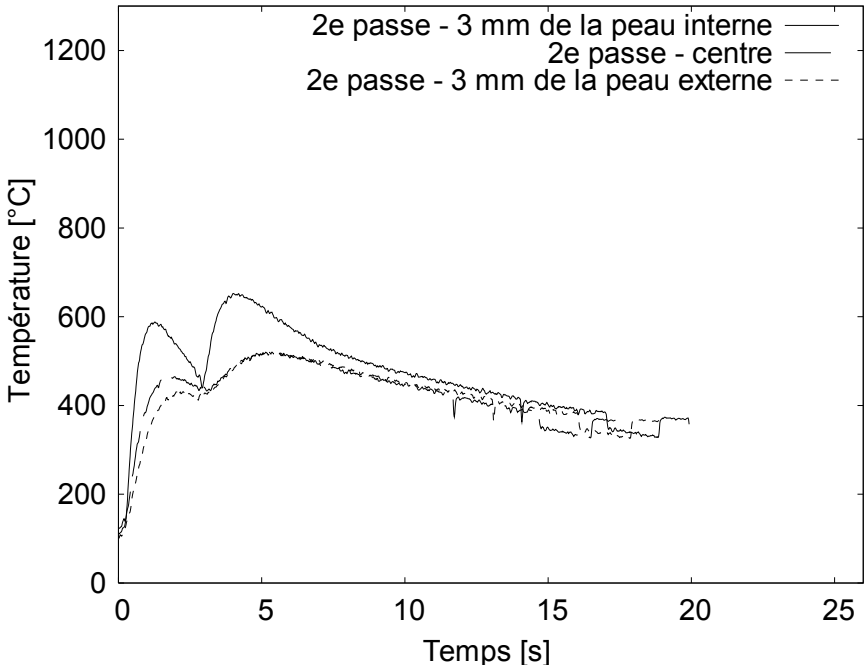


Fig. D-40 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 3, 3 thermocouples, 2e passe

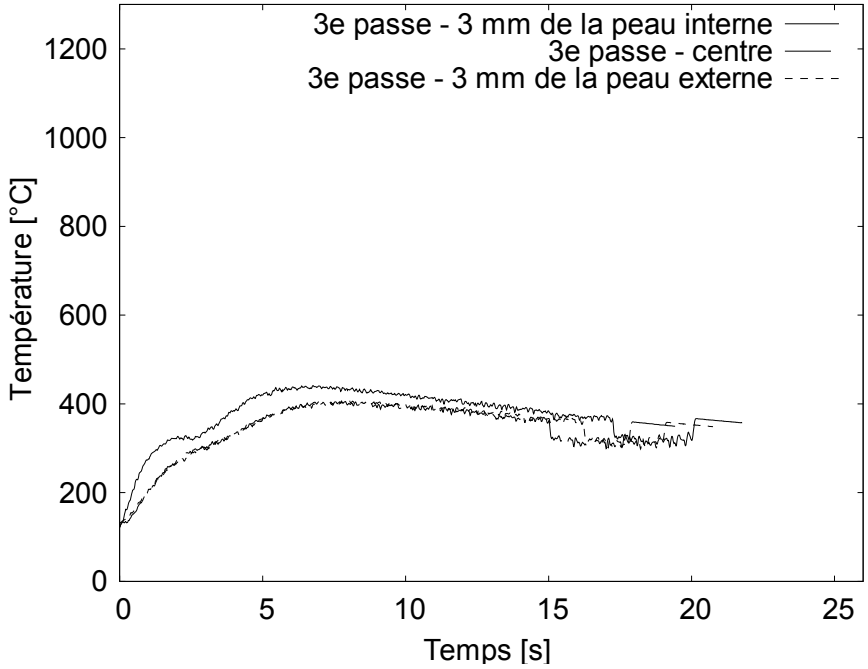


Fig. D-41 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 3, 3 thermocouples, 3e passe

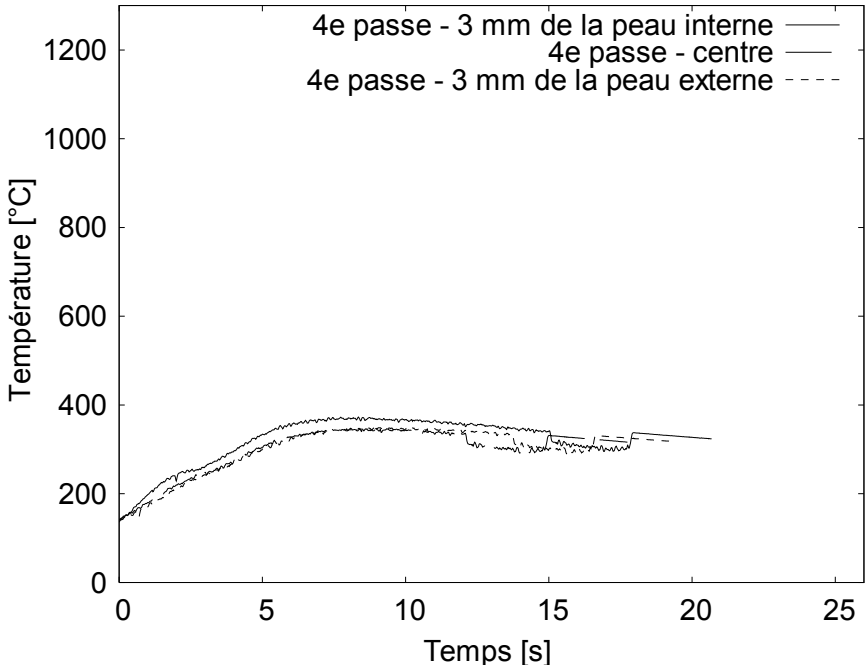


Fig. D-42 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 3, 3 thermocouples, 4e passe

D.1.4. Tube de 20mm d'épaisseur en position 1, bitorche 50 mm

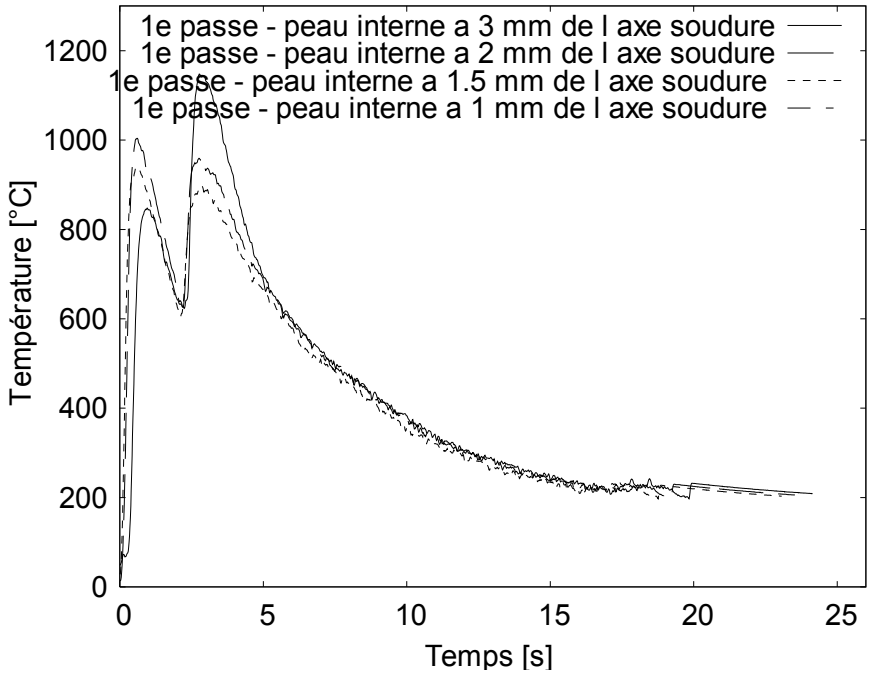


Fig. D-43 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 1, 4 thermocouples, 1e passe

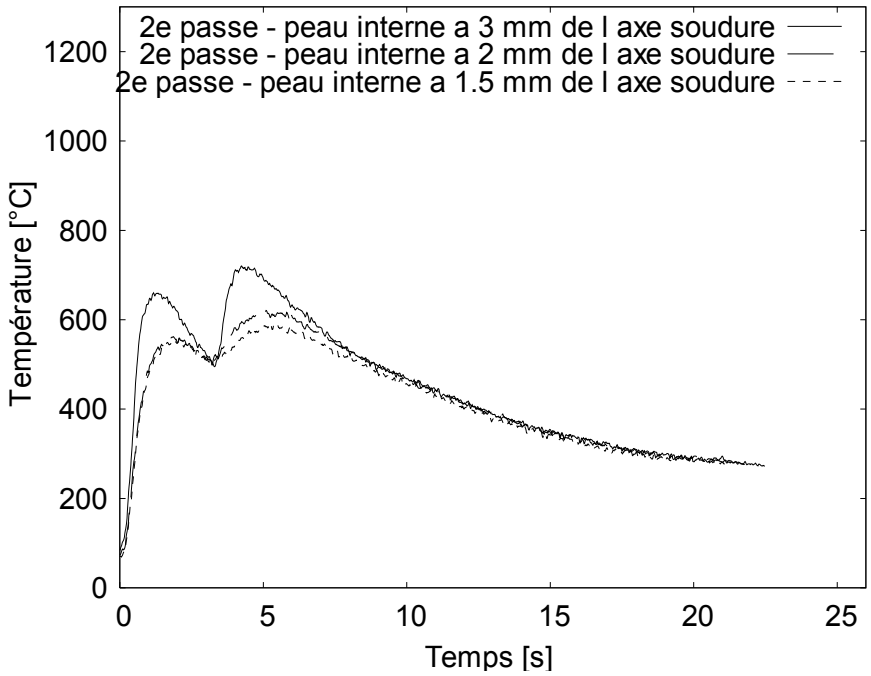


Fig. D-44 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 1, 3 thermocouples, 2e passe

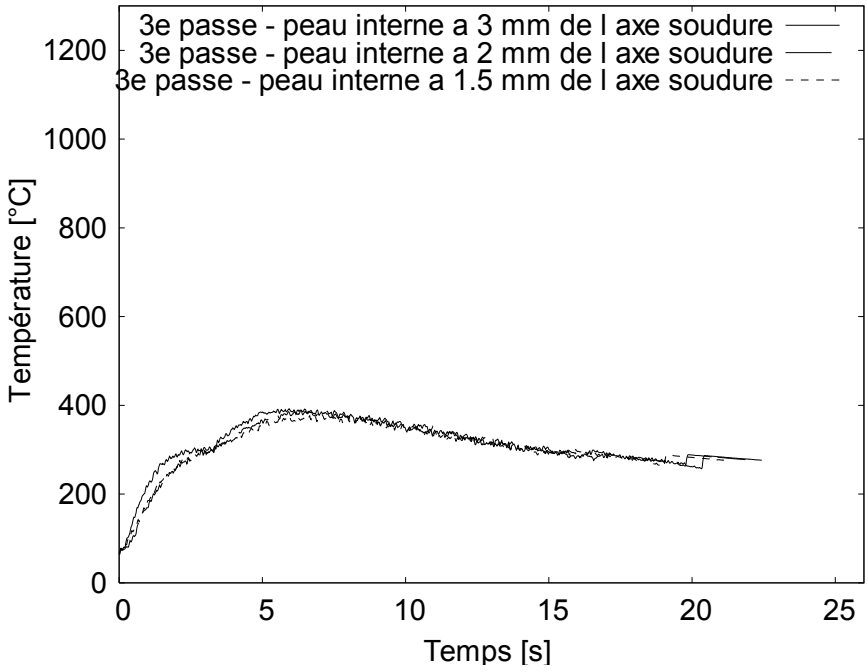


Fig. D-45 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 1, 3 thermocouples, 3e passe

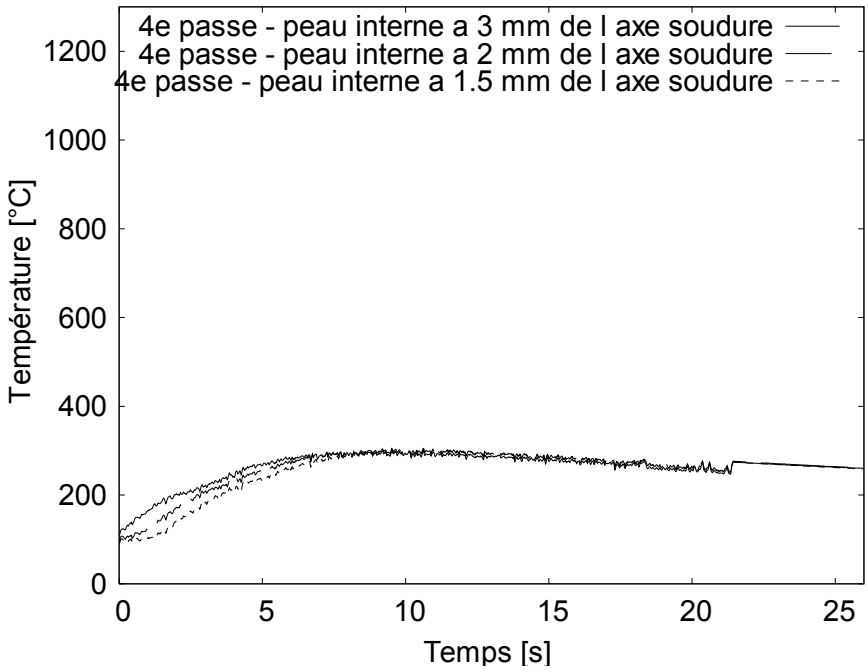


Fig. D-46 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 1, 3 thermocouples, 4e passe

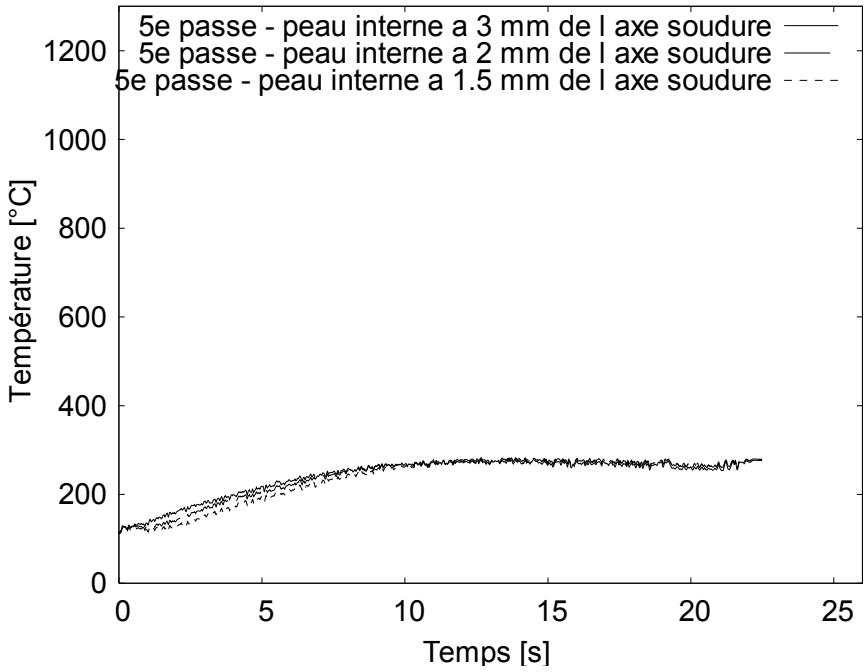


Fig. D-47 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 1, 3 thermocouples, 5e passe

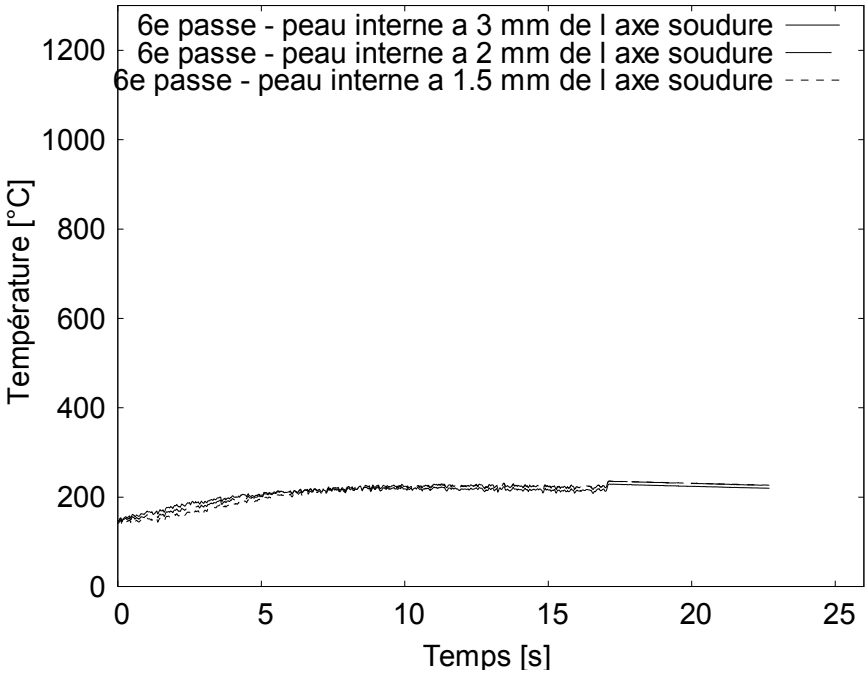


Fig. D-48 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 1, 3 thermocouples, 6e passe

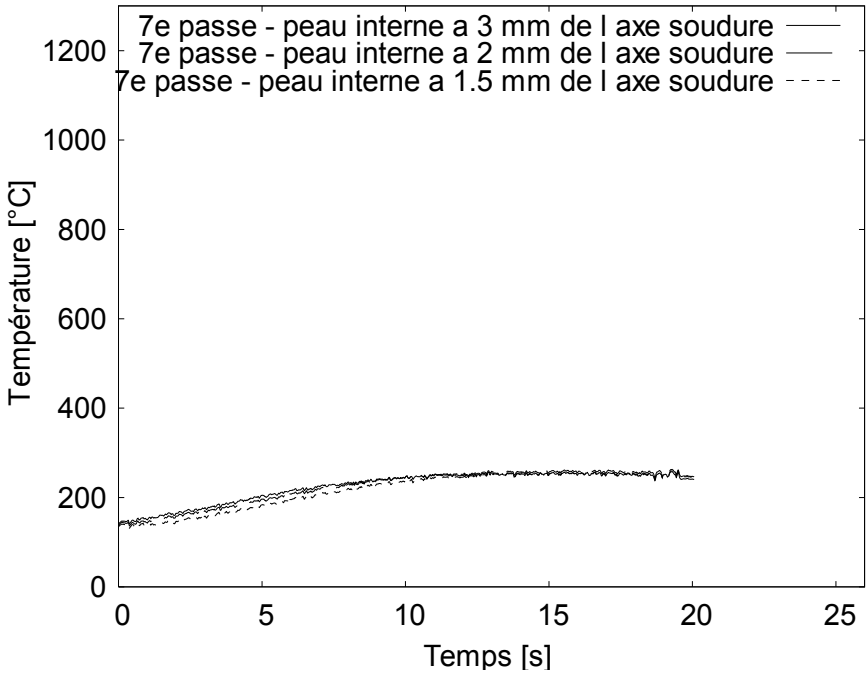


Fig. D-49 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 1, 3 thermocouples, 7e passe

D.1.5. Tube de 20 mm d'épaisseur en position 2, bitorche 50 mm

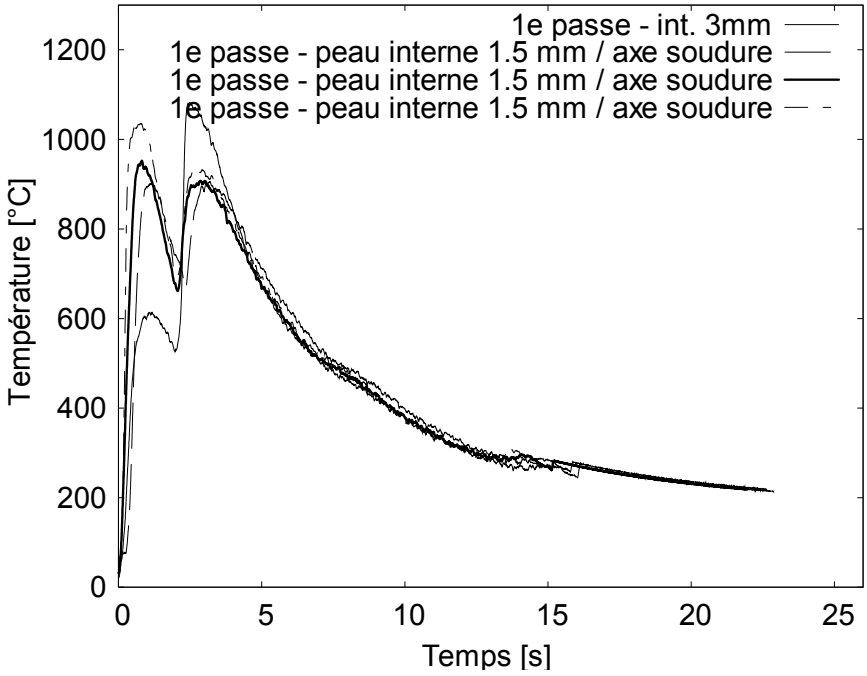


Fig. D-50 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 2, 4 thermocouples, 1e passe

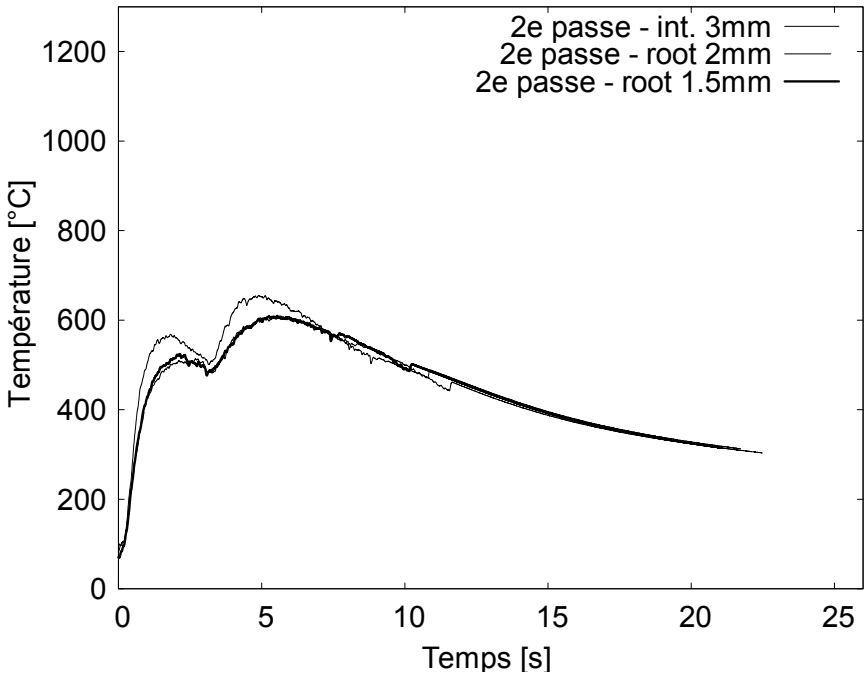


Fig. D-51 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 2, 3 thermocouples, 2e passe

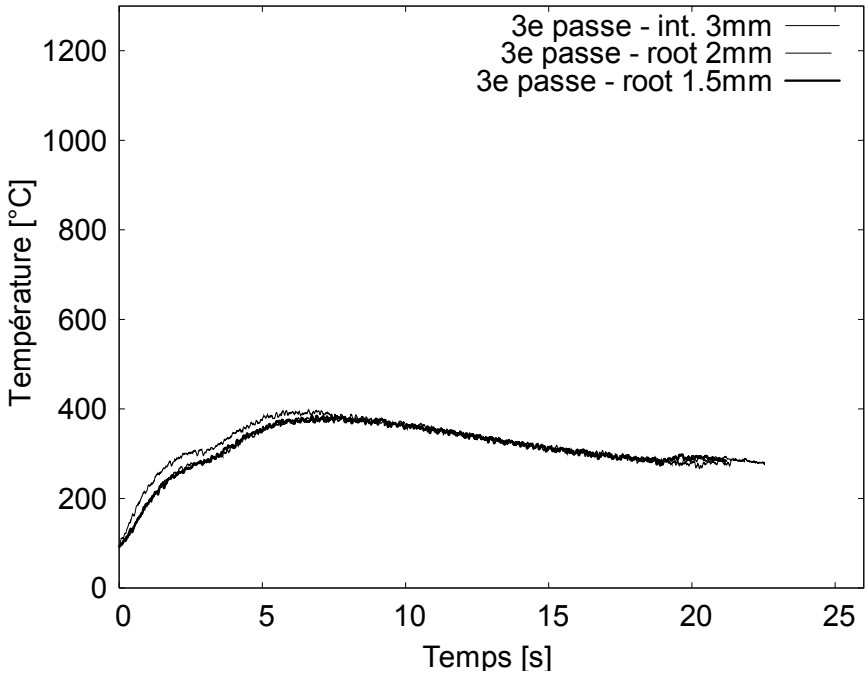


Fig. D-52 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 2, 3 thermocouples, 3e passe

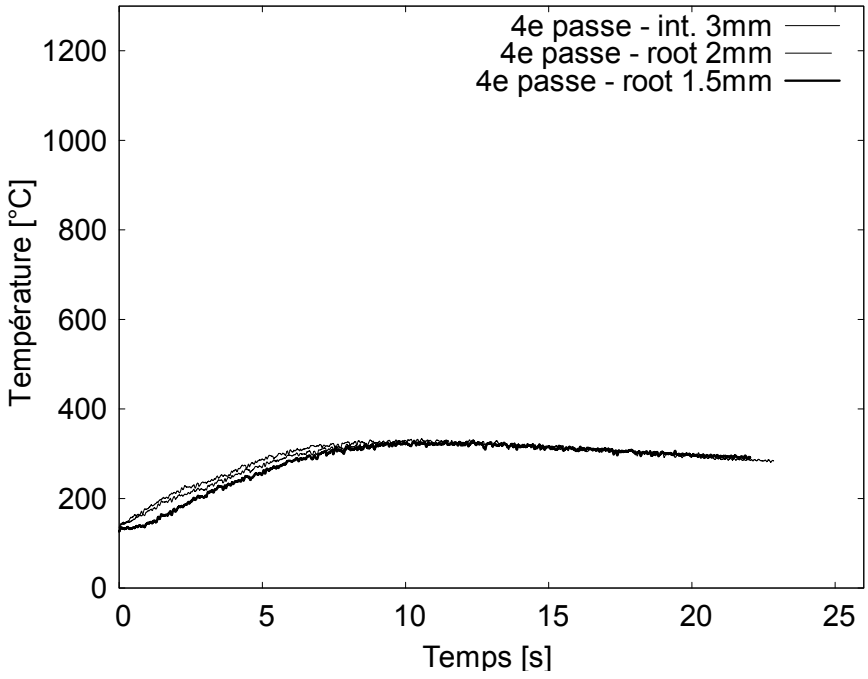


Fig. D-53 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 2, 3 thermocouples, 4e passe

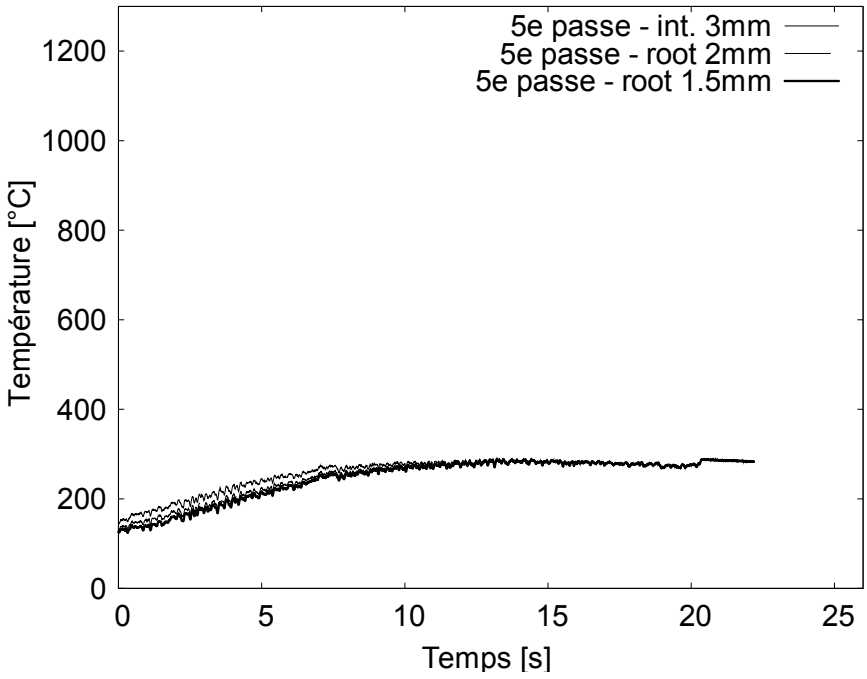


Fig. D-54 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 2, 3 thermocouples, 5e passe

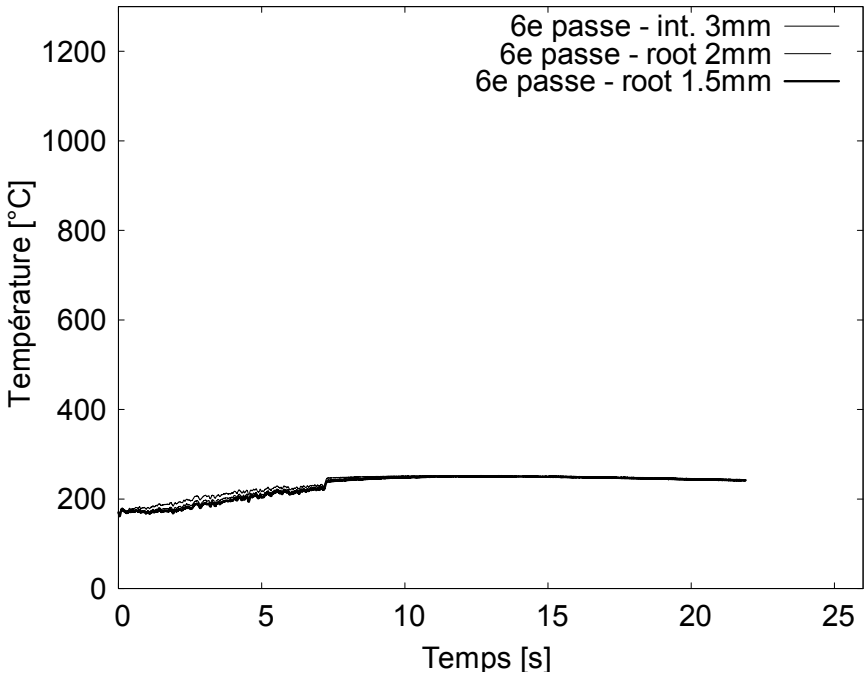


Fig. D-55 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 2, 3 thermocouples, 6e passe

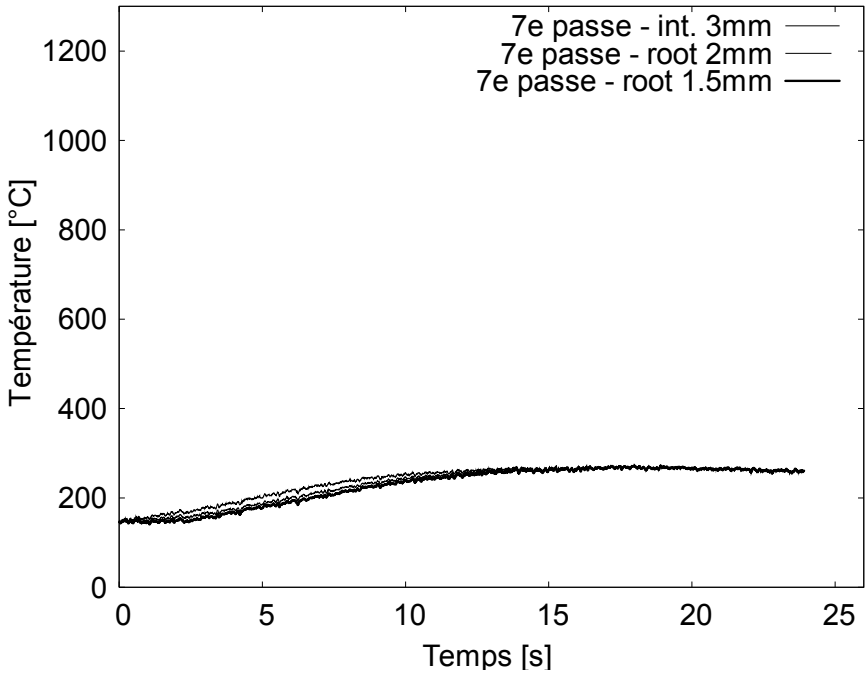


Fig. D-56 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 2, 3 thermocouples, 7e passe

D.1.6. Comparaisons entre les 2 épaisseurs de tube, bitorche 50 mm

Lorsque le thermocouple est placé en peau interne, on observe que le refroidissement est similaire pour les 2 épaisseurs de tube 12 et 20 mm.

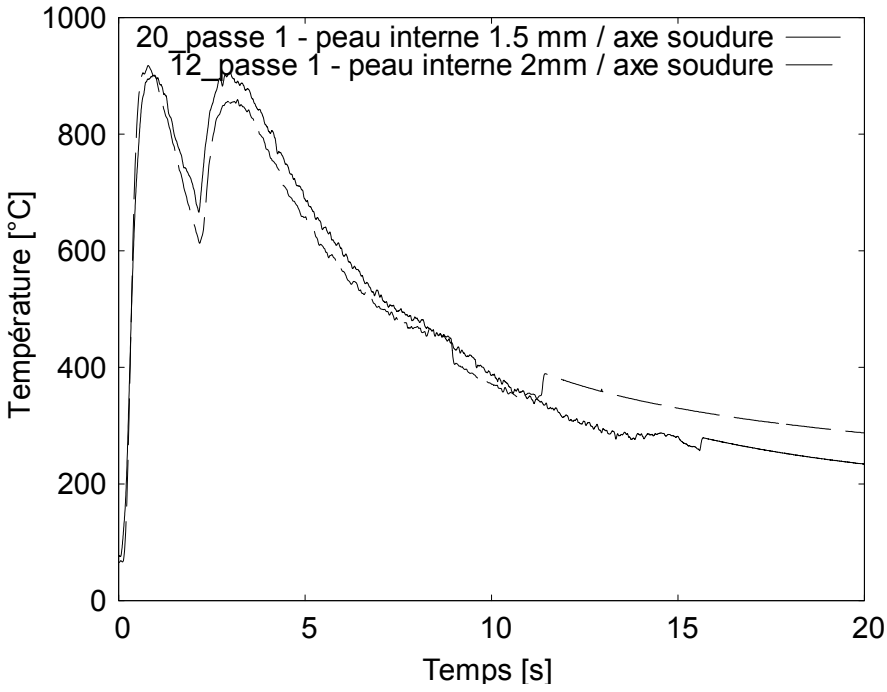


Fig. D-57 : Comparaison entre les cycles de température obtenus sur une épaisseur de tubede 12 mm et de 20 mm, thermocouples placés en peau interne à 1.5 ou 2 mm de l'axe soudure

D.2. Réglage du simulateur thermomécanique

Pour valider le réglage, on utilise le même matériau et le même cycle (Fig. D-58)que ceux de la thèse d'Astrid LAMBERT-PERLADE (ALP), c'est-à-dire le cycle ICCGHAZ sur l'acier E450.

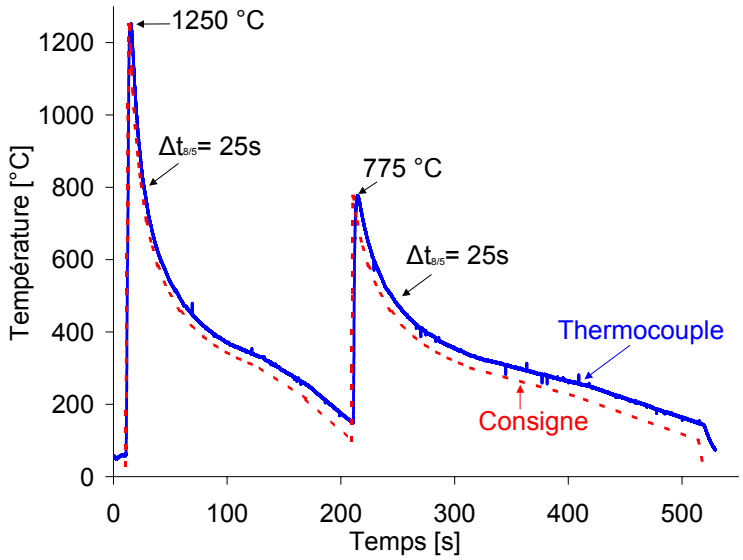


Fig. D-58 : Obtention d'un cycle à 2 pics (ICCGHAZ-100s)

Les observations microscopiques (Fig. D-59 et Fig. D-60) et les duretés obtenues sont comparables à celles de sa thèse. On obtient 203 HV_{10} au centre de l'ICCGHAZ et 168 HV_{10} pour le métal de base. L'attaque Nital 2% suffit pour dire que les microstructures sont semblables.

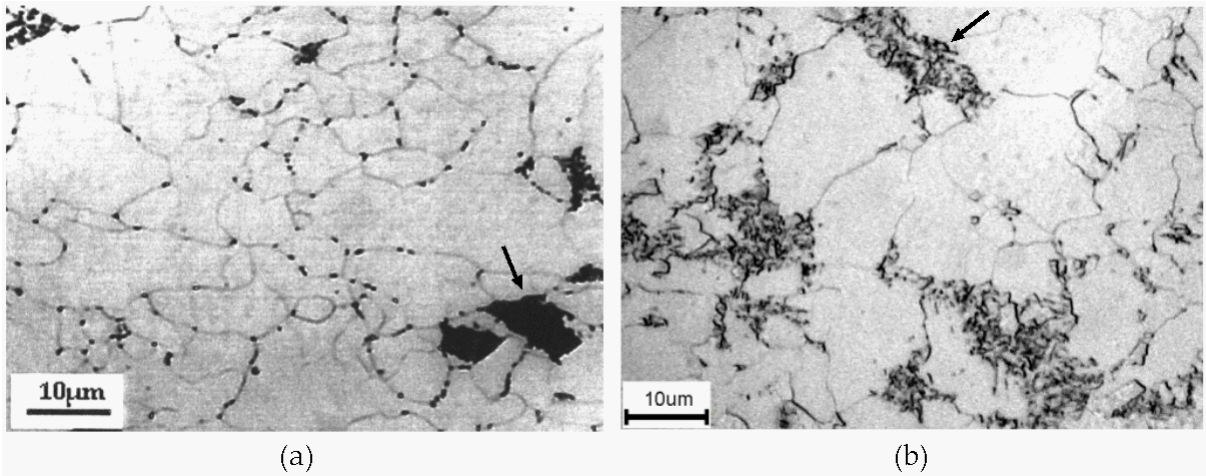


Fig. D-59 : Métal de base E450, (a) : ALP, Picral ; (b) : notre attaque Nital 2%

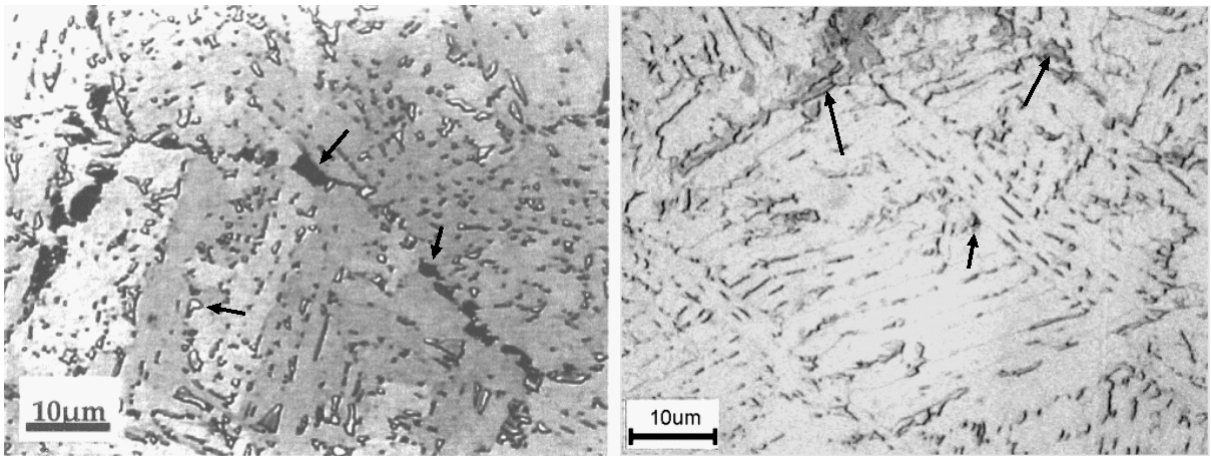


Fig. D-60 : ICCGHAZ –100s, gauche : (ALP) métabisulfite, droite : notre attaque Nital 2%

La Gleeble est capable de répondre à une commande de cycle précise et la microstructure et la macrodureté obtenues sont identiques à celles obtenues en 2001 par Astrid Lambert-Perlade. Nous pouvons donc faire confiance aux cycles thermiques de la machine.

D.3. Distance entre mors

Depuis la mise aux normes de la Gleeble 1500, il est maintenant possible d'augmenter la distance entre mors. Des cycles en forme de palier à 1250 °C avec maintien sont imposés à un carré de 11 (□11) en acier de construction S235JR. La distance entre mors est prise à 30 mm.
La microstructure entre mors est homogène et la dureté est constante (~130 $HV_{0.2}$). On n'observe pas d'hétérogénéité entre le cœur et la peau des éprouvettes Φ5 et □11 (Fig. D-61).

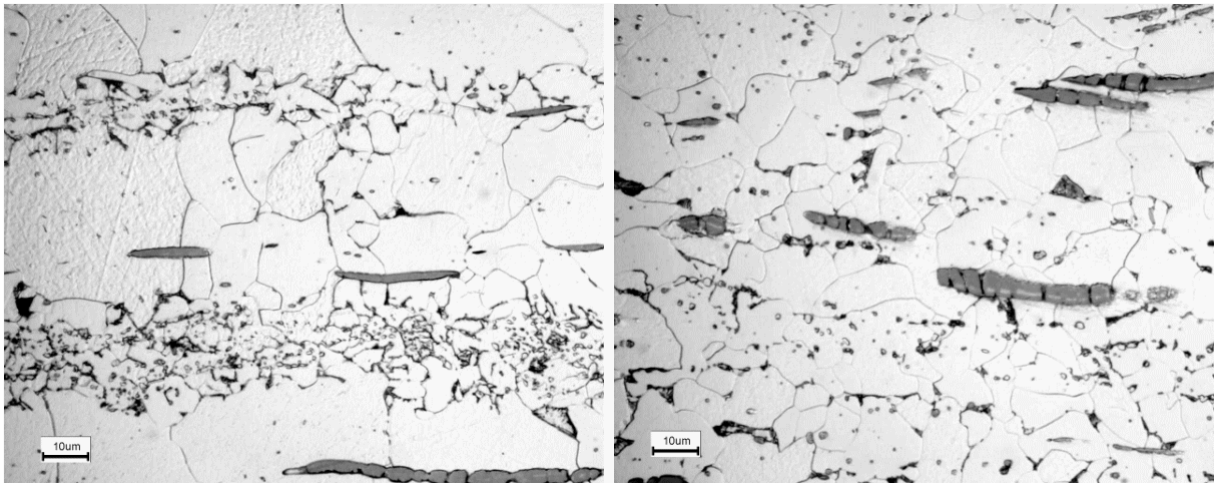


Fig. D-61 : Microstructure de l'acier S235JR ; à gauche : métal initial, et à droite : métal chauffé avec un pic à 1250 °C

Annexe E : Essais mécaniques

E.1. PLANS ET TABLEAUX RECAPITULATIFS POUR LE TUBE 2B50 224

E.1.1. EBAUCHES GLEEBLE 225
E.1.2. EPROUVETTE CHARPY NORMALISEE 228
E.1.3. EPROUVETTE DE TRACTION LISSE 228
E.1.4. EPROUVETTES AXISYMETRIQUES ENTAILLEES REDUITES (A OU NT) 229
E.1.5. EPROUVETTES DE TRACTION POUR LE METAL FONDU DE LA SOUDURE 230

E.2. ESSAIS DE TRACTION 231

E.3. ESSAIS DE TRACTION AVEC ENTAILLE 240

E.4. FLEXION 3 POINTS AVEC DES EPROUVETTES DE TYPE CHARPY 248

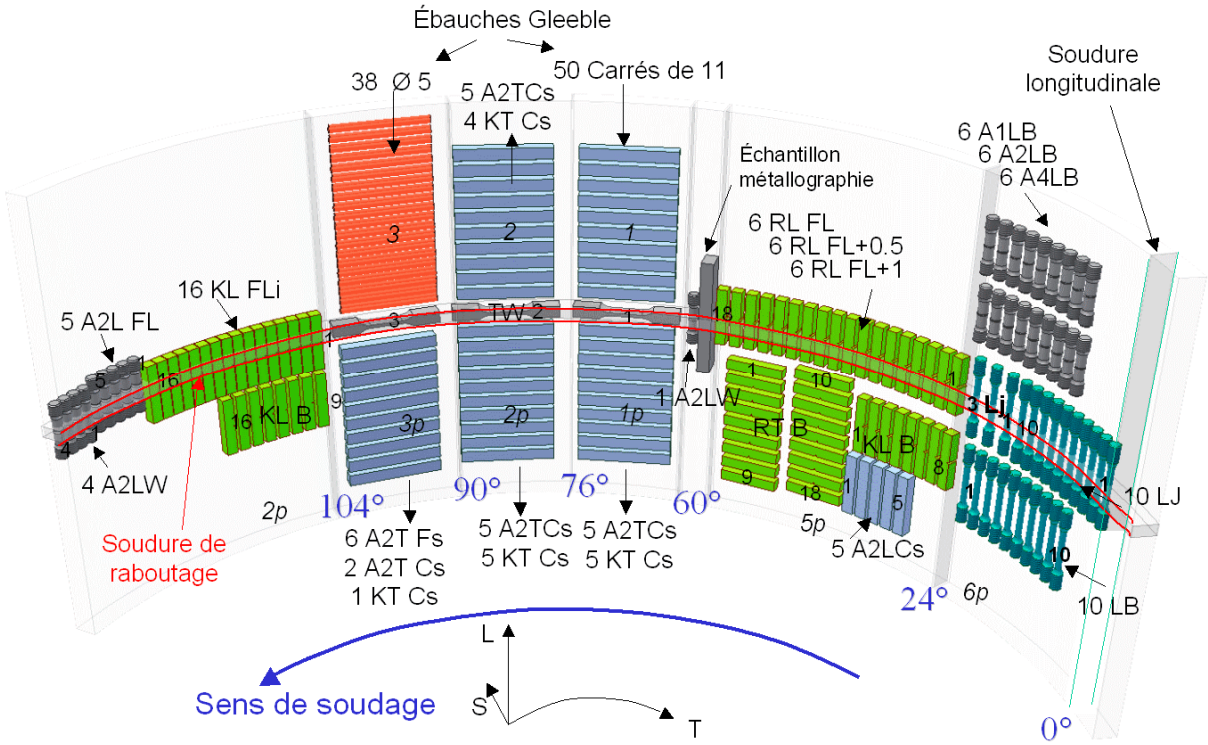
E.4.1. FLEXION 3 POINTS QUASI-STATIQUE DANS LE METAL DE BASE 250
E.4.2. FLEXION 3 POINTS QUASI-STATIQUE ENTAILLEE EN LIGNE DE FUSION, PEAU INTERNE. . 252
E.4.3. FLEXION 3 POINTS QUASI-STATIQUE ENTAILLEE EN ZONE A GROS GRAINS SIMULEE. 254

E.5. ESSAIS CHARPY DYNAMIQUE 257

E.5.1. VALIDATION DES COURBES FORCE-DEPLACEMENT 257
E.5.2. DONNEES POUR LES EPROUVETTES ENTAILLEES DANS LA ZAT 257
E.5.3. DONNEES POUR LES EPROUVETTES ENTAILLEES DANS LE METAL DE BASE 265
E.5.4. COURBES DE RESILIENCE DES 6 ASSEMBLAGES 267

E.1. Plans et tableaux récapitulatifs pour le tube 2B50

Des essais mécaniques sont réalisés dans les 6 tubes. Le métal de base est testé dans le 1Mono et 2Mono. Les essais pour les lois de comportement sont faits avec des éprouvettes issues su tube 2B50, dont un plan précis des prélèvements est donné ci-dessous (Fig. E-62).



R : éprouvette Charpy, essai dynamique
K : éprouvette Charpy en flexion 3 points quasi-statique
A : éprouvette de traction axisymétrique entaillée
FL : entaillée en ligne de fusion
B : métal de base
W : métal fondu
J et j : traversant le joint soudé dans la direction L
L : direction de sollicitation L
T : direction de sollicitation T

Fig. E-62 : Plan de prélèvement d'éprouvettes dans le tube 2B50

Total : 159	L B	T B	T W	L W	L J	L FL	L FL+0.5	L FL+1	T Cs	T Fs
Flexion 3 points K	16					16			15	
Charpy R		18				6	6	6		
Traction lisse	10		3		13					
Traction entaillée A	18			4		5			17	6

Tab. E-10 : Nombre d'éprouvettes testées pour avoir le comportement mécanique et de rupture

Tp °C	-196	-150	-140	-130	-110	-100	-80	-60	-50	-40	-30	-20	-10	0	20	60
LB						*3*	*6*		*2*	*5*		*4*			*1*	
TB	*1*						*5*			*3*		*2*			*4*	
A1LB							*4NR*			*3NR*		*2NR*			*1*	
A2LB							*5*			*3*		*2*	*4NR*		*1*	
A2TB							*6*									
A4LB							*6*			*5*		*3*	*4NR*		*1*	
KL B				*14*	*5*		*6,11*	*4,7,9*		*(2),7,8,10*		*3,12*			*1,13*	
LJ	*5,7*		*3*			*2*			*4*			*j3co,*			*j1,1,6co*	*j2*
A2LFL							*5*			*4*		*2*	*3*		*1*	
TW										*2*		*3*			*1*	
A2LW							*4*			*3*		*2*			*1*	
A2TCs							*25,34 L4*	*2p1,2p4 L5*		*13,23,2p3 39,L2,L3*		*12,22 2p2,2p5*	*14 L1*	*24*	*15,21*	
KTCs					*B*		*C*	*A*		*D, Ni*	*E*	*F,J,K,Li*	*I*	*Mi,H*	*G*	
A2TFs							*35*	*38*		*33*		*36*	*32*		*37*	
KL FLi		*3*					*4*	*7*		*5,6,13,14,16*		*2,9,10 11,12,15*		*8*	*1*	
RL FL							*4,9*			*3,7*		*1,2*				
RL FL+0.5							*6,11*	*8*		*12*		*5,10*				
RL FL+1							*15,16*			*17, 18*		*13,14*				
RT B	Courbe de transition complète entre –157 °C et 88 °C															

NR : éprouvette non rompue, essai interrompu après délaminage et avant rupture totale de la section

Tab. E-11 : Essais mécaniques sur le tube soudé 2B50 (et 2Mono pour TB), températures et numéros d'éprouvettes

E.1.1. Ebauches Gleeble

Ebauches	Matériaux initiaux	Matériaux résultants	Direction barreau
ϕ5	Métal de base B	Mise au point	T
□11	Métal de base B	ZAT simulée Cs	T
□11	Métal de base B	ZAT simulée Fs	T

Tab. E-12 : Différents types d'ébauche utilisés, matériaux et direction de prélèvement

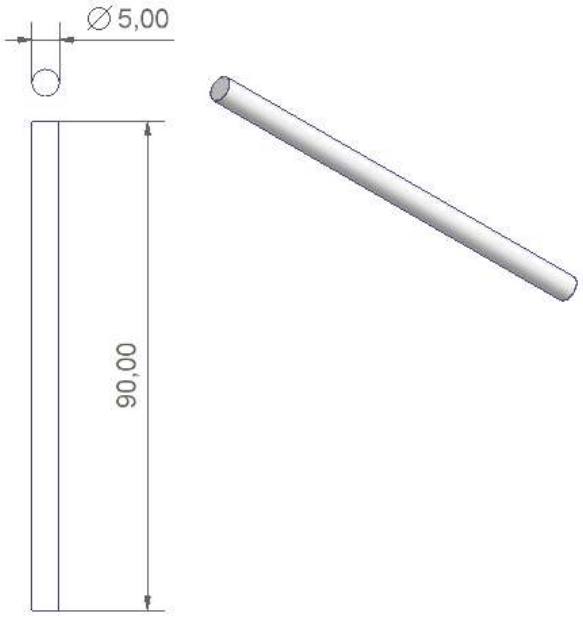


Fig. E-63 : Ebauches cylindriques, de 5 mm de diamètre (ϕ5) prélevées à aléatoirement dans l'épaisseur

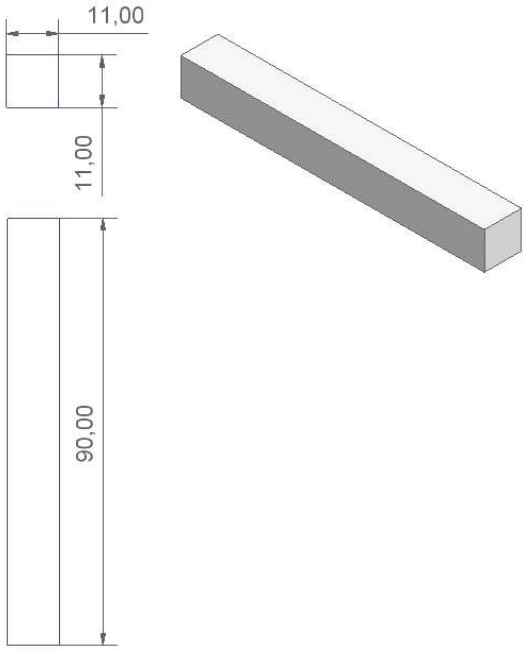


Fig. E-64 : Ebauches parallélépipédiques de 11 mm de côté (□11) prélevées dans l'épaisseur courbée du tube

Les ébauches sont usinées par électroérosion (Fig. E-65) pour optimiser le nombre d'éprouvettes et pour éviter de chauffer la matière avec une méthode de découpe traditionnelle. Actuellement les ébauches sont usinées avec une machine à électroérosion à fil, ce qui est beaucoup plus rapide que ce qui avait été utilisé ici.

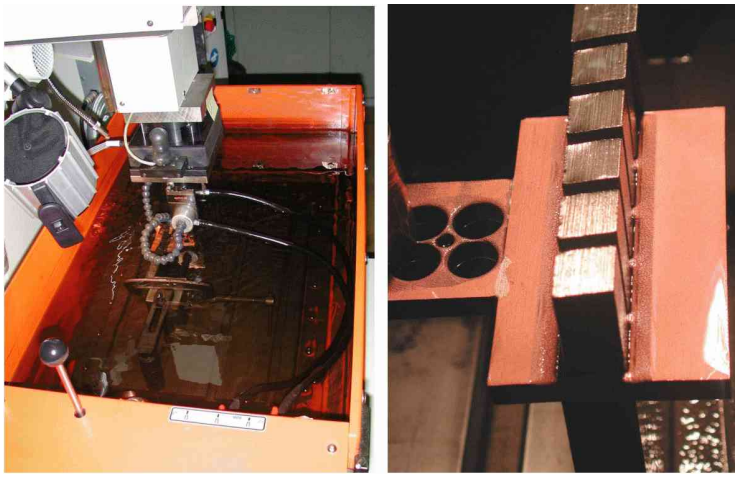


Fig. E-65 : Usinage par électroérosion des ébauches

Position ébauche	N°	Cycle	Usinage	N° éprouvette	Température d'essai
1p	1	C	A2	A2T Cs11	-80
1p	2	C	A2	A2T Cs12	-20
1p	3	C	A2	A2T Cs13	-40
1p	4	C	A2	A2T Cs14	-10
1p	5	C	A2	A2T Cs15	20
1p	6	C	K	KT Cs16	(M) 0 if
1p	7	C	K	KT Cs17	(G) 20
1p	8	C	K	KT Cs18	(K) -20 f
1p	9	C	K	KT Cs19	(F) -20
1p	10	C	K	KT Cs110	(J) -20
2	1	C	A2	A2T Cs21	20
2	2	C	A2	A2T Cs22	-20
2	3	C	A2	A2T Cs23	-40
2	4	C	A2	A2T Cs24	0
2	5	C	A2	A2T Cs25	-80
2	6	C	K	KT Cs26	(I) -10
2	7	C	K	KT Cs27	(B) -110
2	8	C	K	KT Cs28	(N) -40 if
2	9	C	K	KT Cs29	D -40
2	10	C	K	KT Cs210	(O) -
2p	1	C	A2	A2T Cs2p1	-60
2p	2	C	A2	A2T Cs2p2	-20
2p	3	C	A2	A2T Cs2p3	-40
2p	4	C	A2	A2T Cs2p4	-60
2p	5	C	A2	A2T Cs2p5	-20
2p	6	C	K	KT Cs2p6	(A) -60
2p	7	C en 2	K	KT Cs2p7	(H) 0
2p	8	C	K	KT Cs2p8	(L) -20 if
2p	9	C	K	KT Cs2p9	(E) -30
2p	10	C	polissage		
3p	1	C	K	KT Cs31	(C) -80
3p	2	F	A2	A2T Fs32	-10
3p	3	F	A2	A2T Fs33	-40
3p	4	C	A2	A2T Cs34	-80
3p	5	F	A2	A2T Fs35	-80
3p	6	F	A2	A2T Fs36	-20
3p	7	F	A2	A2T Fs37	20
3p	8	F	A2	A2T Fs38	-60
3p	9	C	A2	A2T Cs39	-40
3p	10	réglages			

'i': essai interrompu au maximum de la courbe macroscopique, 'f' : ouverture en fatigue

Tab. E-13 : Ebauches Gleeble, cycle imposé et éprouvette usinée et température de l'essai

E.1.2. Eprouvette Charpy normalisée

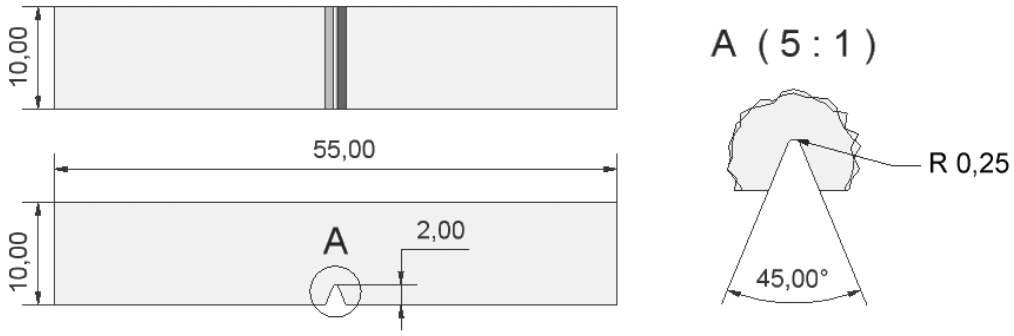


Fig. E-66 : Eprouvette Charpy normalisée

Matériaux	Essai	Direction barreau	Direction propagation entaille
Métal de base B	Charpy dynamique, R	T	L
Métal de base B	Flexion 3 points quasi-statique, K	L	T
Ligne de fusion FL	Charpy R et flexion 3 points, K	L	T
ZAT simulée Cs	Flexion 3 points quasi-statique, K	T	L

Tab. E-14 : Direction de test des éprouvettes Charpy

E.1.3. Eprouvette de traction lisse

Matériaux	Directions du cylindre
Métal de base B	L (dans le 2B50) et T (dans le 2Mono et 1Mono)
Joint soudé J	L

Tab. E-15 : Directions de traction des éprouvettes de traction lisse

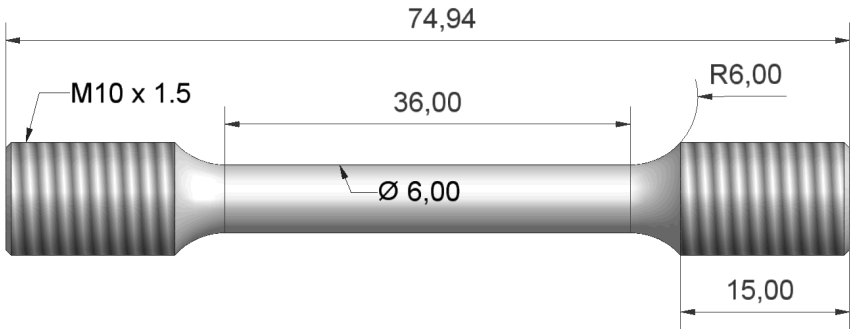


Fig. E-67 : Eprouvette de traction lisse

E.1.4. Eprouvettes axisymétriques entaillées réduites (A ou NT)

L'éprouvette A permet de tester une seule microstructure grâce à son entaille. Elles sont prélevées dans le métal de base, avec 3 dimensions de rayon d'entaille :

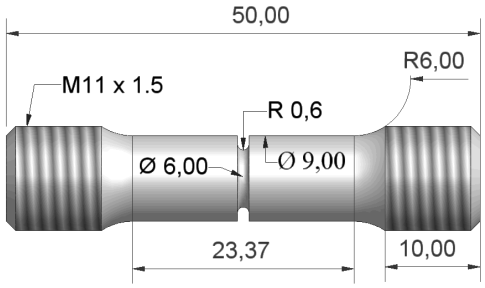
$$A\lambda, avec\ \lambda = \frac{10R}{\phi_0} \qquad \textbf{Eq. E-1}$$

avec rayon entaille : R = 0.6, 1.2 et 2.4 mm
diamètre de fond d'entaille : Φ0=6 mm

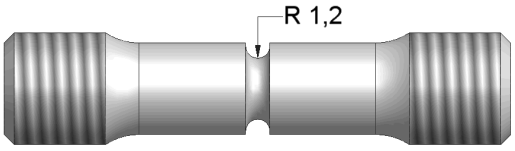
Matériaux	Directions du cylindre
Métal de base B	L
Ligne de fusion FL	L
Métal fondu W	L
ZAT simulée Cs	T
ZAT simulée Cs	L
ZAT simulée Fs	T

Tab. E-16 : Directions de traction des éprouvettes entaillées

A1



A2



A4

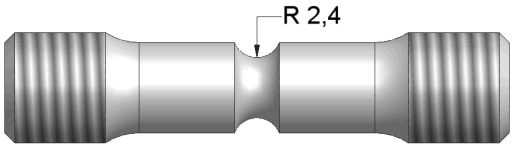


Fig. E-68 : Eprouvettes axisymétriques entaillées A1, A2, A4

E.1.5. Eprouvettes de traction pour le métal fondu de la soudure

Matériau	Direction
Métal fondu W (en grisé)	T

Tab. E-17 : Direction de traction des éprouvettes de traction Allweld

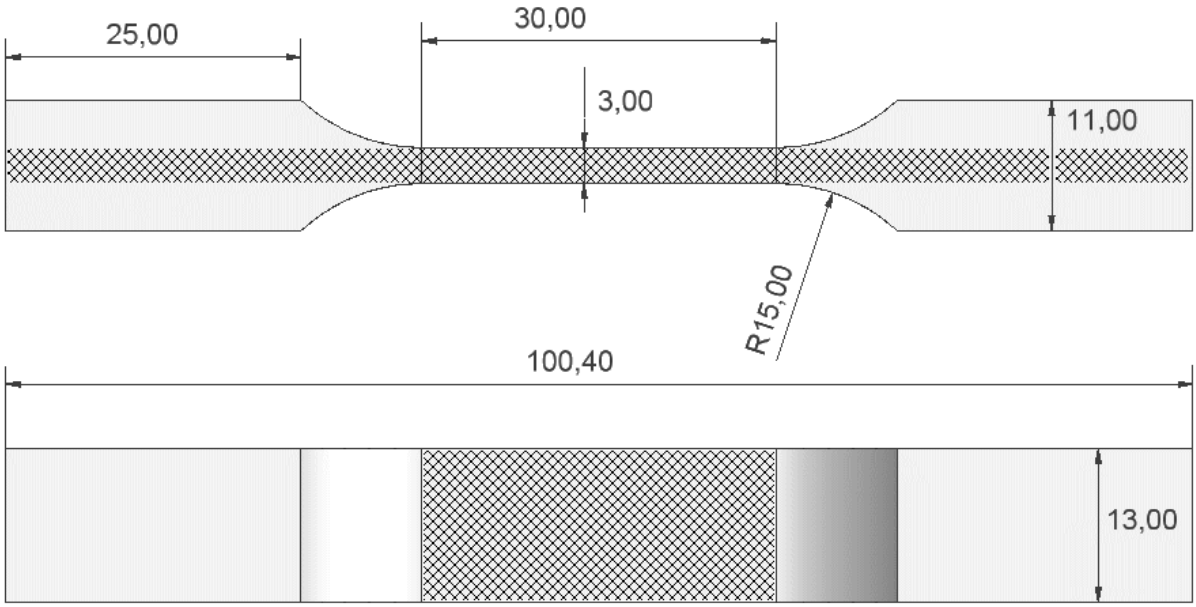


Fig. E-69 : Eprouvette de traction « Allweld » dans le métal fondu pour le tube d'épaisseur 20.6 mm

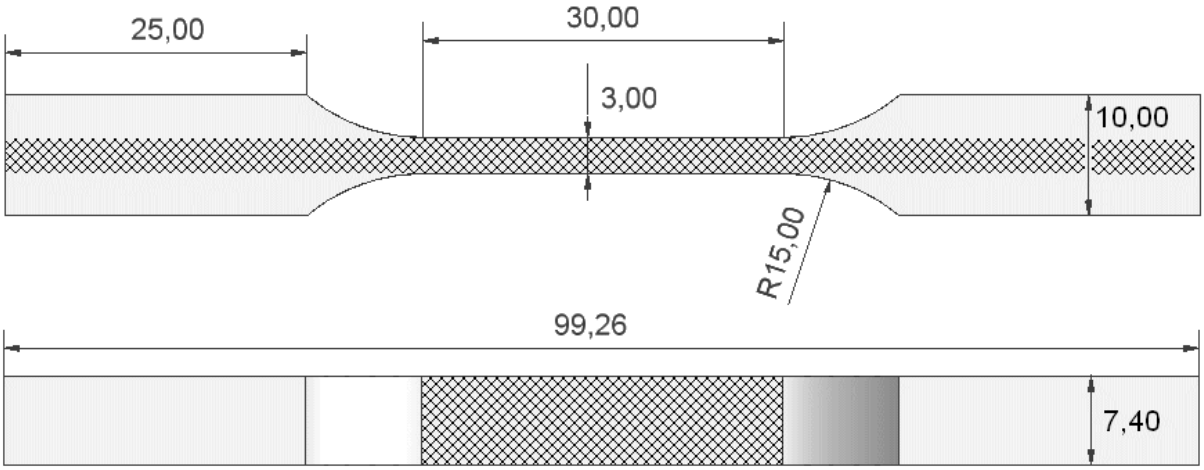


Fig. E-70 : Eprouvette de traction « Allweld » dans le métal fondu pour le tube d'épaisseur 12.7 mm

E.2. Essais de traction

Les essais sont présentés tube par tube en commençant par les 3 plus épais 2Mono, 2B50 et 2B100, en terminant par les 3 plus fins 1Mono, 1B50 et 1B100.
Le métal de base B a uniquement été prélevé dans le 1Mono et le 2 Mono et est considéré identique aux autres B de même épaisseur. Des tableaux permettent de rassembler les essais réalisés et des courbes conventionnelles permettent de mieux visualiser le comportement mécanique des différentes zones des différents tubes.

2Mono

2Mono	T (°C)	E (GPa)	$Rp_{0.2}$ (MPa)	$Rp_{0.5}$ (MPa)	Rm (MPa)	$Rp_{0.5}$/Rm	Ar	Notes
TW1	20	210	1000	1010	1022	0,99	0,067	
TW2	-40	205	1050	1052	1081	0,97	0,133	
Lj1	20	193	735	756	825	0,89	0,204	
Lj2	60	189	728	747	810	0,90	0,135	

Tab. E-18 : Essais de traction sur le métal fondu et le joint du 2Mono

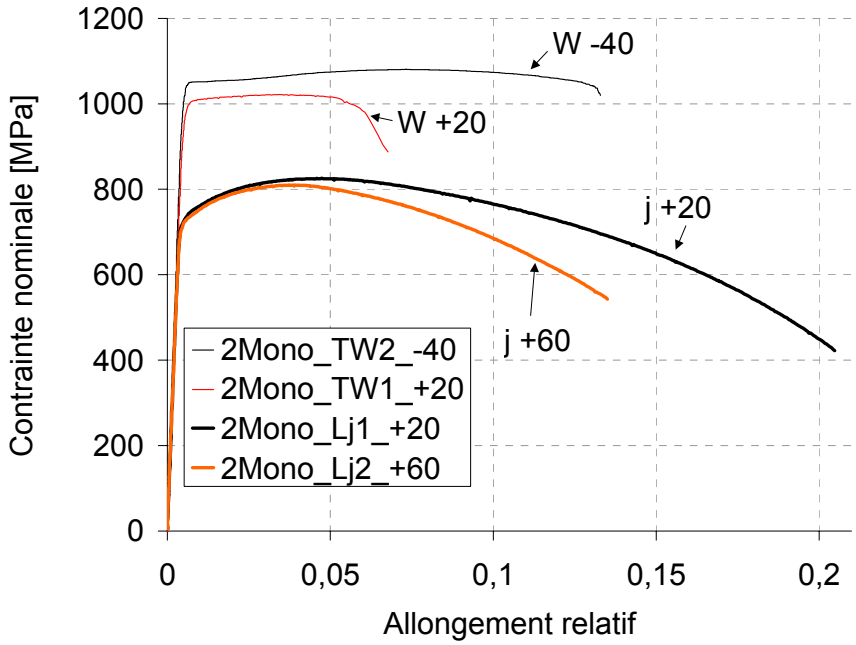


Fig. E-71 : Courbes des essais de traction sur le métal fondu et le joint du 2Mono

2Mono	T (°C)	E (GPa)	$Rp_{0.2}$ (MPa)	$Rp_{0.5}$ (MPa)	Rm (MPa)	$Rp_{0.5}$/Rm	Ar	Notes
TB4	20	205	843	845	856	0,987	0,161	D
TB2	-20	209	874	887	900	0,98	0,180	D
TB3	-40	212	875	887	918	0,97	0,167	D, NR
TB5	-80	216	914	909	954	0,95	0,350	D, NR
TB1	-196	216	1296	1256	1259	0,997	0,243	D + clivage aux 2 pointes de la fissure de délaminage
TB6	X							

Toutes les éprouvettes délaminent (D) ; NR : non rompue, essai interrompu après délaminage, X : non testée

Tab. E-19 : Essais de traction sur le métal de base du 2Mono

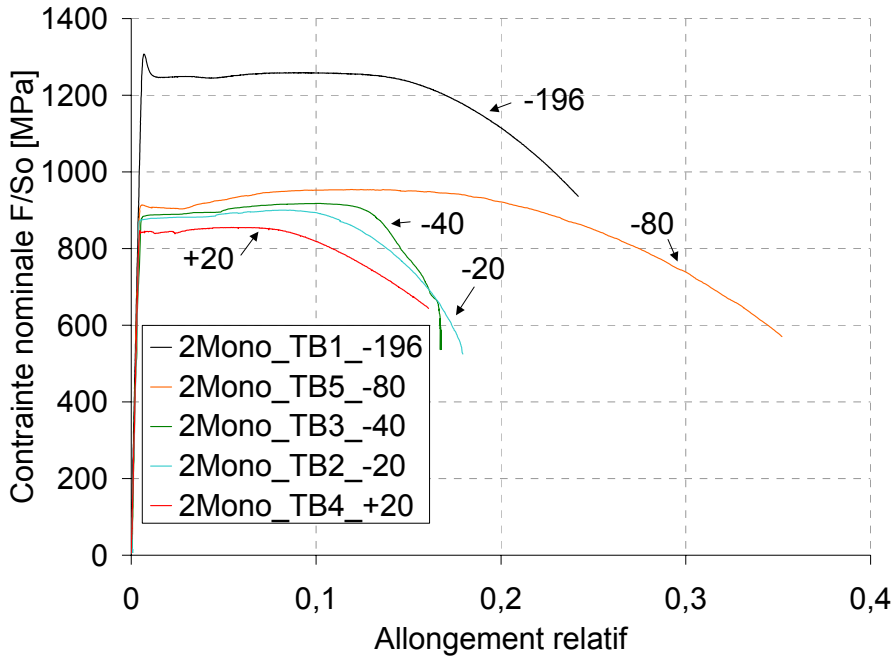


Fig. E-72 : Courbes des essais de traction sur le métal de base du 2(Mono)

Ces données sont les seules que l'on ait pour le métal de base testé dans la direction T, d'où l'écriture du Mono entre parenthèses dans la légende ci-dessus. Nous utilisons ces courbes pour caler le comportement du métal de base de 20 mm d'épaisseur.

2B50

2B50	T (°C)	E (GPa)	$Rp_{0.2}$ (MPa)	$Rp_{0.5}$ (MPa)	Rm (MPa)	$Rp_{0.5}$/Rm	Ar	Notes
TW1	20	214	834	845	903	0,93	0,14	
TW3	-20	212	845	860	937	0,92	0,18	
TW2	-40	213	847	860	956	0,90	0,30	
LB1	20	191	663	720	816	0,88	0,26	
LB4	-20	192	684	741	855	0,87	0,26	NR
LB5	-40	216	711	750	866	0,87	0,27	NR
LB2	-50	215	717	766	881	0,87	0,27	
LB6	-80	210	720	775	916	0,85	0,26	NR
LB3	-100	188	770	800	933	0,86	0,30	

NR : non rompue, interruption juste après délaminage

Tab. E-20 : Essais de traction sur le métal fondu et le métal de base du 2B50

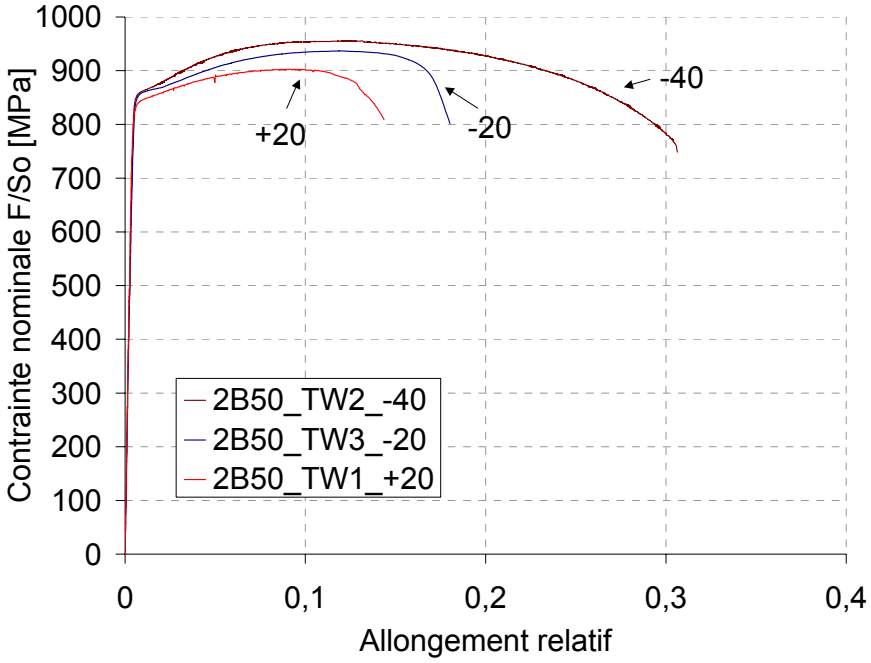


Fig. E-73 : Courbes des essais de traction sur le métal fondu du 2B50

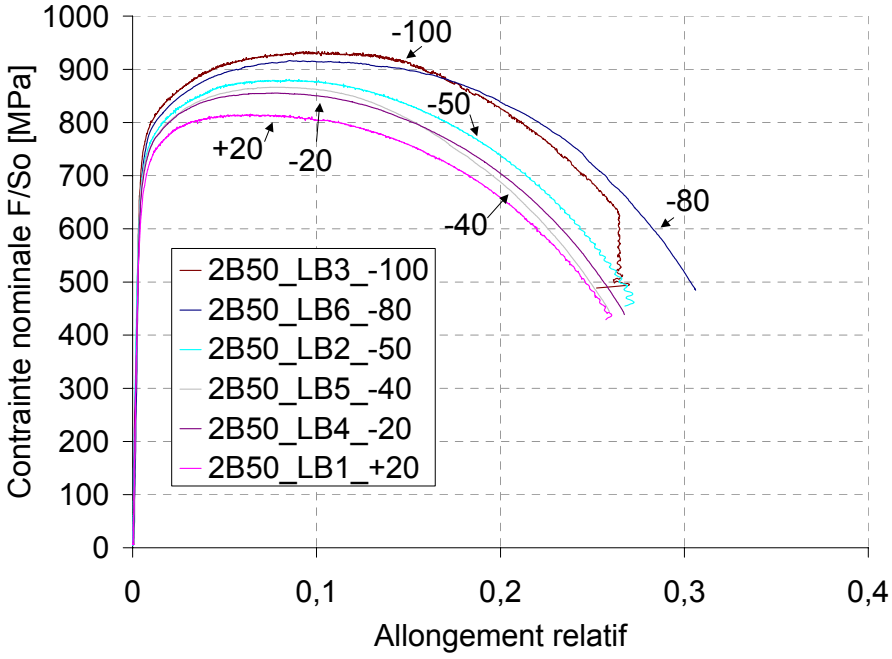


Fig. E-74 : Courbes des essais de traction sur le métal de base du 2B50

2B50	T (°C)	E (GPa)	$Rp_{0.2}$ (MPa)	$Rp_{0.5}$ (MPa)	Rm (MPa)	$Rp_{0.5}$/Rm	Ar	Notes
Lj2	60	195	718	721	779	0,92	~0,17	
Lj1	20	196	722	731	787	0,93	~0,18	
Lj3+cor	-20	212	736	745	821	0,91	~0,19	Correli
LJ1	20	194	751	755	820	0,92	0,178	Délaminage
LJ6+cor	20	223	744	747	813	0,92	~0,18	Correli
LJ4	-50	209	770	784	865	0,91	0,194	Délaminage
LJ2	-100	220	844	845	937	0,90	0,207	Délaminage
LJ3	-140	211	940	941	1012	0,93	0,211	Délaminage
LJ5	-196	207	1138	1137	1189	0,96	0,173	Fragile+del
LJ7	-196	200	1131	1129	1180	0,96	0,168	Fragile+del

Non testées : LJ8, LJ9, LJ10

Tab. E-21 : Essais de traction sur le joint du 2B50

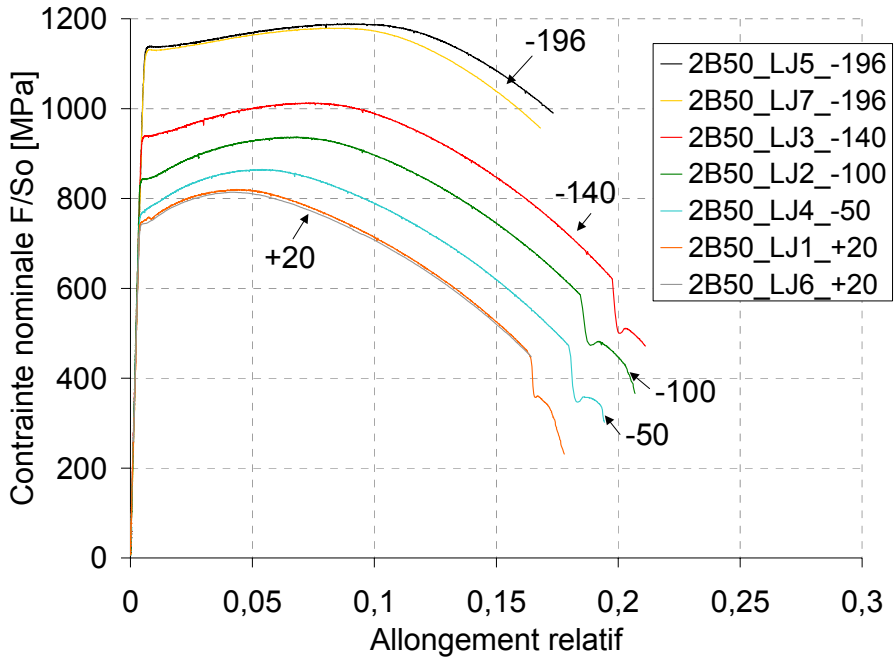


Fig. E-75 : Courbes des essais de traction sur le joint du 2B50

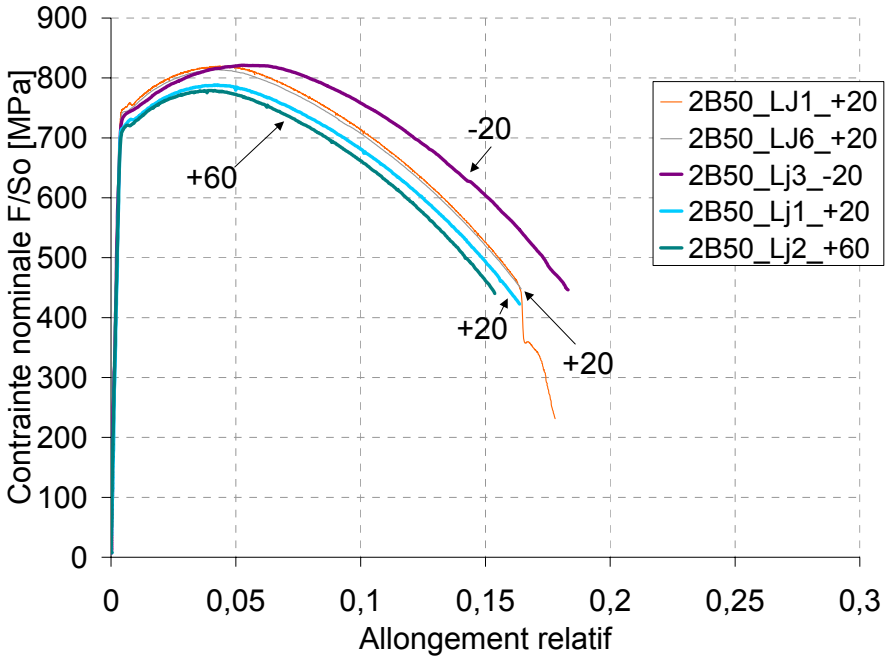


Fig. E-76 : Courbes des essais de traction sur le joint du 2B50

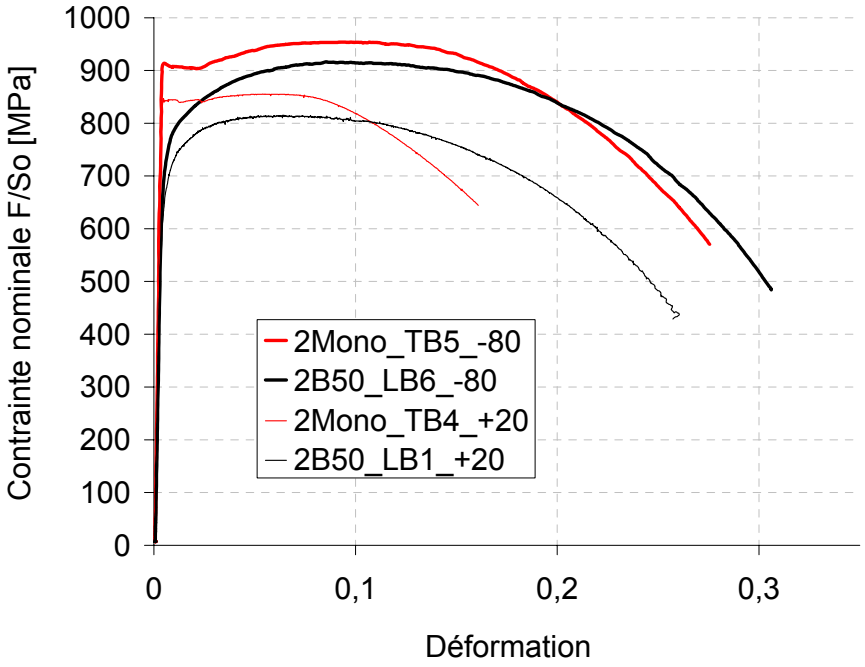


Fig. E-77 : Courbes des essais sur le métal de base B testé dans la direction L (2B50) et T (2Mono)

2B100

2B100	T (°C)	E (GPa)	$Rp_{0.2}$ (MPa)	$Rp_{0.5}$ (MPa)	Rm (MPa)	$Rp_{0.5}$/Rm	Ar	Notes
Lj2	-196	169	1115	1114	1166	0,95	0,087	
Lj1	20	198	739	747	811	0,91	0,169	
TW1	20	200	916	926	952	0,97	0,143	
TW2	-20	210	937	943	996	0,95	0,15	
TW3	-40	211	920	947	987	0,96	0,155	

Tab. E-22 : Essais de traction sur le joint et le métal fondu du 2B100

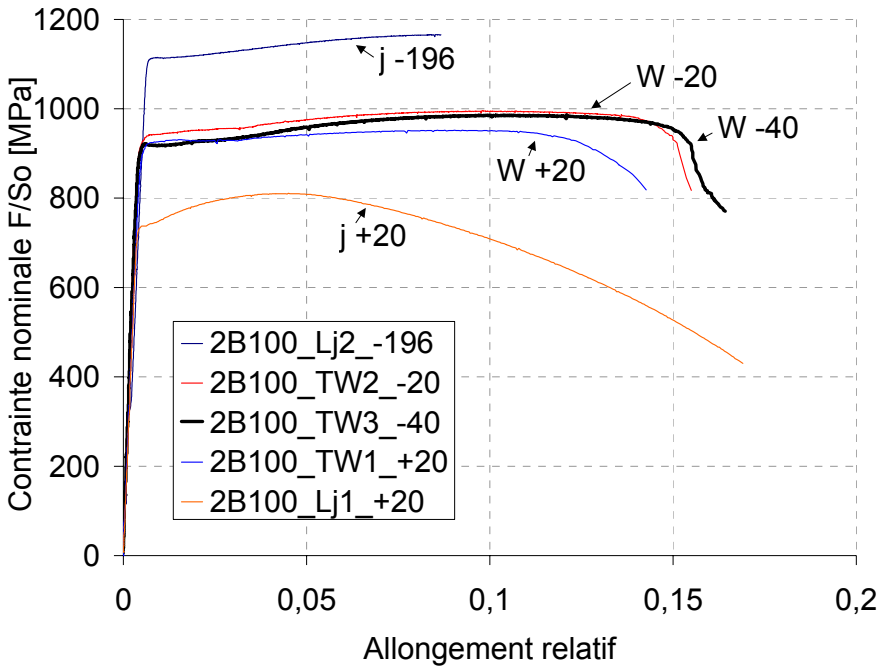


Fig. E-78 : Courbes des essais de traction sur le joint et le métal fondu du 2B100

1Mono

1Mono	T (°C)	E (GPa)	$Rp_{0.2}$ (MPa)	$Rp_{0.5}$ (MPa)	Rm (MPa)	$Rp_{0.5}$/Rm	Ar	Notes
Lj1	20	196	766	774	835	0,92	0,18	
TB4	20	204	845	845	866	0,98	0,194	
TW1	20	Problème alignement						
TW2	20	218	727	732	796	0,92	0,131	
TW3	-40	240	933	935	977	0,96	0,182	

Tab. E-23 : Essais de traction sur le joint, le métal de base et le métal fondu du 1 Mono

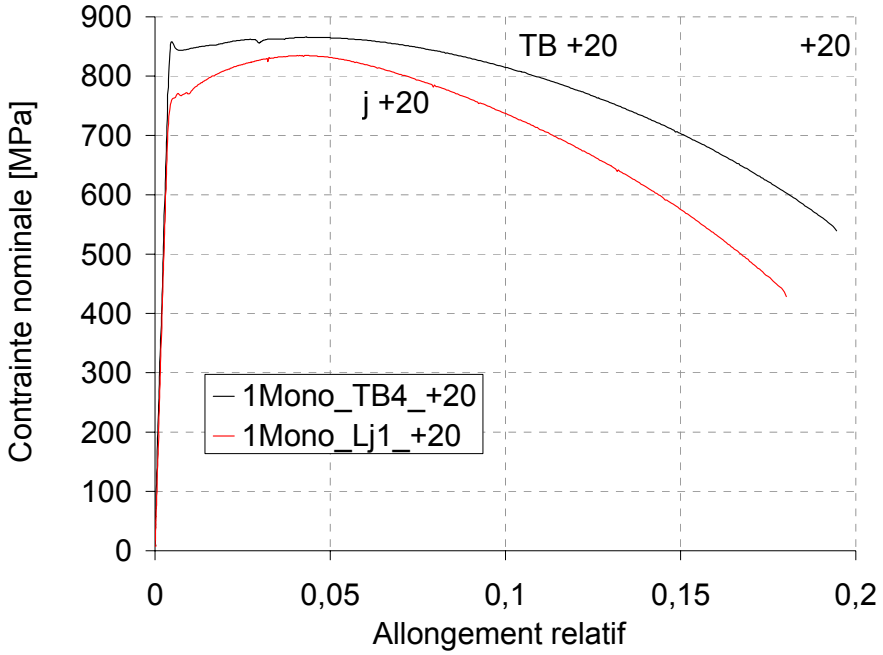


Fig. E-79 : Courbes des essais de traction sur le joint et le métal de base du 1 Mono

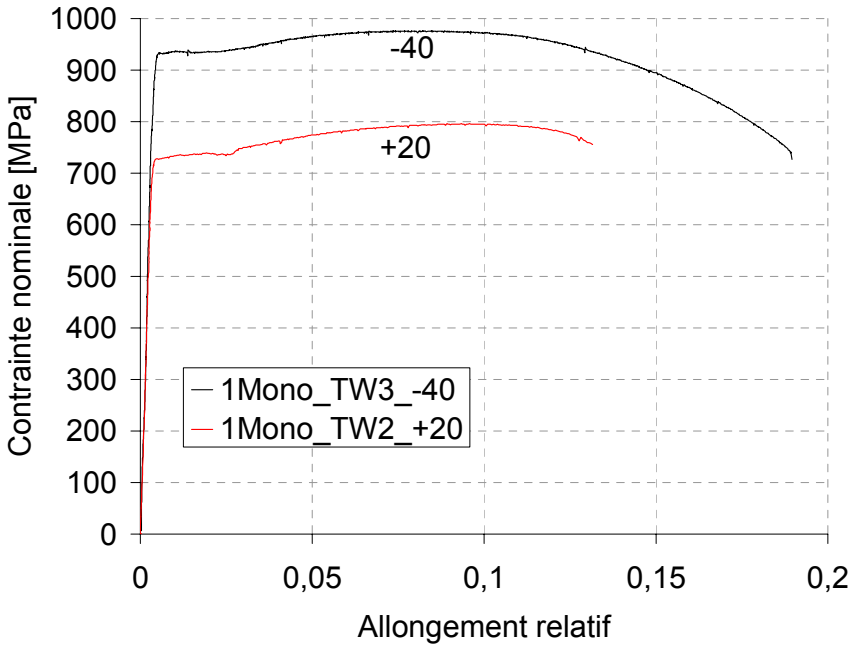


Fig. E-80 : Courbes des essais de traction sur le métal fondu du 1 Mono

1B50

1B50	T (°C)	E (GPa)	$Rp_{0.2}$ (MPa)	$Rp_{0.5}$ (MPa)	Rm (MPa)	$Rp_{0.5}$/Rm	Ar	Notes
Lj1	20	188	711	721	791	0,90	0,22	
TW1	20	210	749	747	814	0,92	0,3	
TW2	-40	240	760	760	874	0,87	0,1	

Tab. E-24 : Essais de traction sur le joint et le métal fondu du 1B50

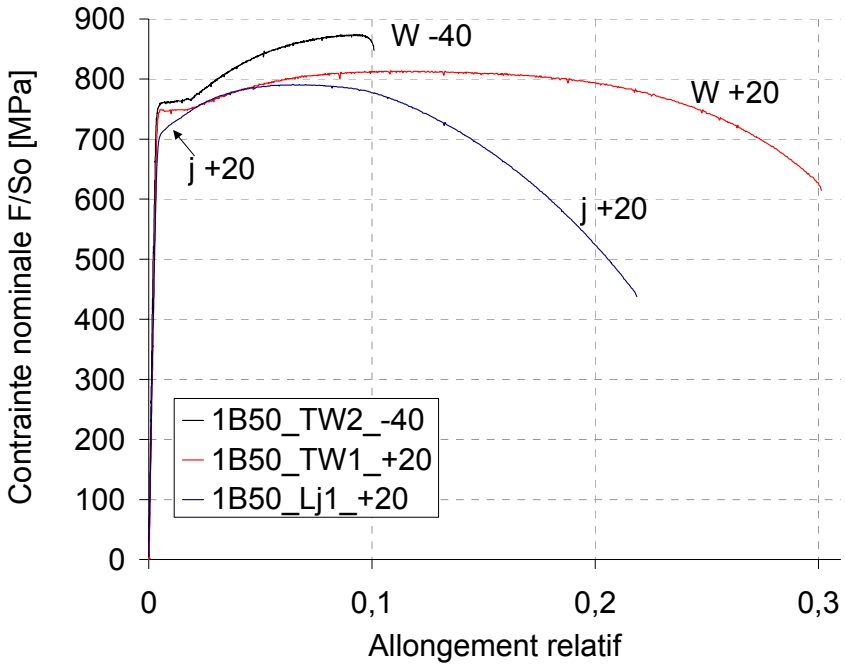


Fig. E-81 : Courbes des essais de traction sur le joint et le métal fondu du 1B50

1B100

1B100	T (°C)	E (GPa)	$Rp_{0.2}$ (MPa)	$Rp_{0.5}$ (MPa)	Rm (MPa)	$Rp_{0.5}$/Rm	Ar	Notes
Lj1	20	193	695	706	776	0,90	0,20	
TW1	20	207	763	791	809	0,94	0,15	
TW2	-40	222	787	833	882	0,94	0,16	

Tab. E-25 : Essais de traction sur le joint et le métal fondu du 1B100

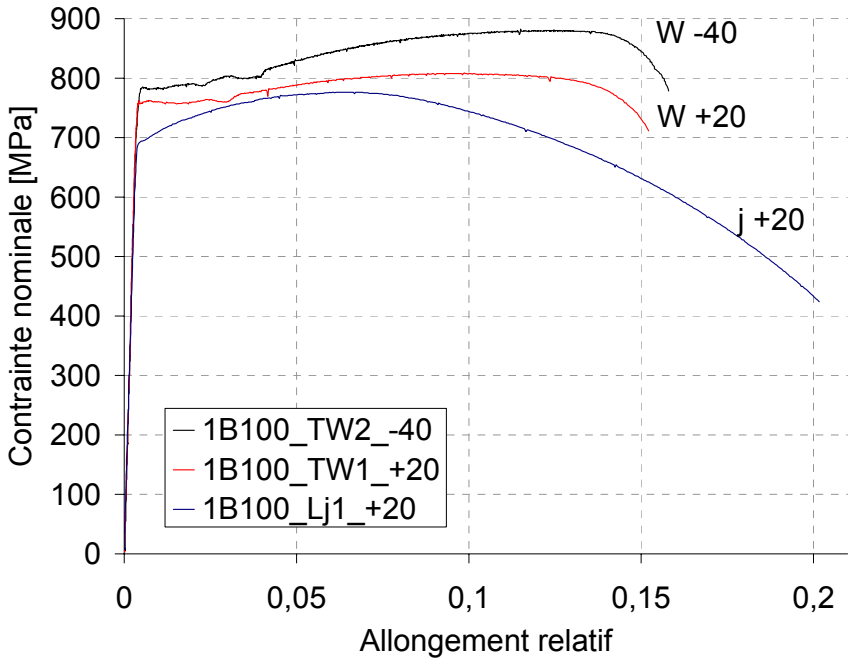


Fig. E-82 : Courbes des essais de traction sur le joint et le métal fondu du 1B100

E.3. Essais de traction avec entaille

2B50	T (°C)	Vitesse (mm/min)	Rm (MPa)	$d\Phi/\Phi_0$ max	Notes
A1LB1	20	0,036	1327	0.307	
A1LB2	-20	0,036	1366	0.339	Délaminage, NR
A1LB3	-40	0,036	1396	0.323	Délaminage, NR
A1LB4	-80	0,036	1488	0.282	Délaminage, NR
A1LB5	X				
A1LB6	X				
A2LB1	20	0,07	1248	0.289	Délaminage, NR
A2LB2	-20	0,07	1273	0.292	
A2LB3	-40	0,07	1333	0.257	Extensomètre mal placé
A2LB4	-10	0,07	1261	0.294	Délaminage, NR
A2LB5T	-80	0,07	1350	0.215	Extensomètre (T) au lieu de (S)
A2LB6	-80	0,07	1362	0.298	
A4LB1	20	0,14	1138	0.286	
A4LB2	X				
A4LB3	-20	0,14	1195	0.336	
A4LB4	-10	0,14	1171	0.339	
A4LB5	-40	0,14	1213	0.328	
A4LB6	-80	0,14	1278	0.322	Délaminage, NR
A2TCs15	20	0,07	1313	0.163	Ductile
A2TCs21	20	0,07	1346	0.200	Ductile
A2TCs24	0	0,07	1373	0.159	Ductile
A2TCs14	-10	0,07	1358	0.187	Transition
A2LCs1	-10	0,07	1363	0.232	Même comportement qu'A2TCs 14
A2TCs12	-20	0,07	1363	0.170	Fragile
A2TCs2p5	-20	0,07	1366	0.182	Fragile
A2TCs22	-20	0,07	1392	0.194	Fragile
A2TCs2p2	-20	0,07	1378	0.202	Fragile
A2TCs23	-40	0,07	1386	0.173	Fragile
A2TCs39	-40	0,07	1421	0.176	Fragile
A2TCs2p3	-40	0,07	1405	0.179	Fragile
A2TCs13	-40	0,07	1421	0.1995	Fragile
A2LCs2	-40	0,07	1398	0.224	Fragile
A2LCs3	-40	0,07	1340	0.226	Problème de filetage charge différente
A2TCs2p1	-60	0,07	FAUX	FAUX	Problème de filetage, arrêt
A2TCs2p4	-60	0,07	1408	0.169	
A2LCs5	-60	0,07	1434	0.219	
A2TCs11	-80	0,07	1399	0.175	Fragile
A2TCs25	-80	0,07	1477	0.176	Fragile
A2TCs34	-80	0,07	1471	0.176	
A2LCs4	-80	0,07	1441	0.185	
A2TFs37	20	0,07	1195	0.186	Ductile
A2TFs32	-10	0,07	1230	0.197	Ductile
A2TFs36	-20	0,07	1226	0.203	
A2TFs33	-40	0,07	1254	0.221	Fragile
A2TFs38	-60	0,07	1295	0.193	Fragile
A2TFs35	-80	0,07	1322	0.207	Fragile, 2niveaux
A2L FL1	20	0,07	1213	0.198	
A2L FL3	-10	0,07	1259	0.160	
A2L FL2	-20	0,07	1225	0.140	
A2L FL4	-40	0,07	1284	0.200	
A2L FL5	-80	0,07	1354	0.171	
A2LW1	20	0,07	1277	0.132	
A2LW2	-20	0,07	1320	0.117	
A2LW3	-40	0,07	1367	0.148	
A2LW4	-80	0,07	1398	0.073	
A2LW5	X				
NR : éprouvette non rompue, X : éprouvette non testée					

Tab. E-26 : Essais de traction sur éprouvettes entaillées en B, W, FL, Cs et Fs

N°	A2					A1	A4
Tp [°C]	Cs	Fs	B	FL	W	B	B
+20	*21,15*	*37*	*1*	*1*	*1*	*1*	*1*
-20	*12,22 2p2,2p5*	*36*	*2*	*2*	*2*	*2NR*	*3*
-40	*13,23,2p3 39,L2,L3*	*33*	*3*	*4*	*3*	*3NR*	*5*
-60	*2p1, 2p4, L5*	*38*					
-80	*25, 34, L4*	*35*	*5(T), 6*	*5*	*4*	*4NR*	*6*
0	*24*						
-10	*14,L1*	*32*	*4NR*	*3*	*X*	*X*	*4NR*
NR : éprouvette non rompue, X : éprouvette non testée							

Tab. E-27 : Bilan des essais de traction avec éprouvettes cylindriques entaillées

Les essais de traction sur éprouvettes entaillées axisymétriques sont effectués sur 3 géométries de sévérité d'entaille (A 1, A 2 et A 4).
Les figures suivantes présentent la contrainte conventionnelle en fonction de la diminution diamétrale, à différentes températures, pour 2 géométries d'éprouvettes (A2 et A4) et avec l'entaille placée dans différentes zones du joint soudé :

- W : métal fondu
- B : métal de base
- Cs : dans la zone à gros grains simulée
- Fs : dans la zone à petits grains simulée
- FL : sur la ligne de fusion d'un joint réel

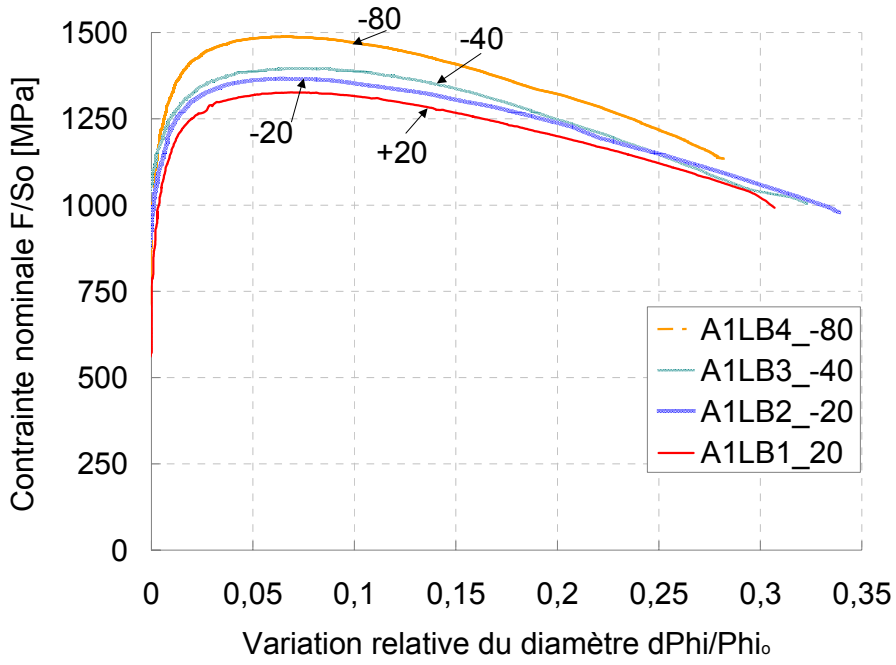


Fig. E-83 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées A1 dans le métal de base à 4 températures

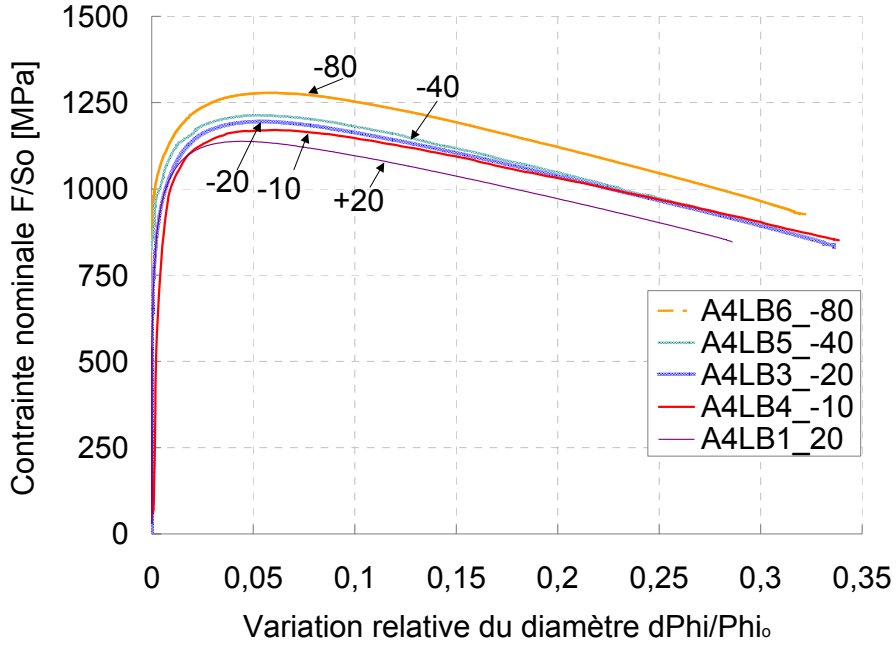


Fig. E-84 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées A4 dans le métal de base à 4 températures

Le précédent graphique est le résultat des essais de traction sur A4 moins sévèrement entaillées que les A1. Le diamètre se réduit de près de 35 % au lieu de 28 %. La charge maximale atteinte est aussi plus faible.

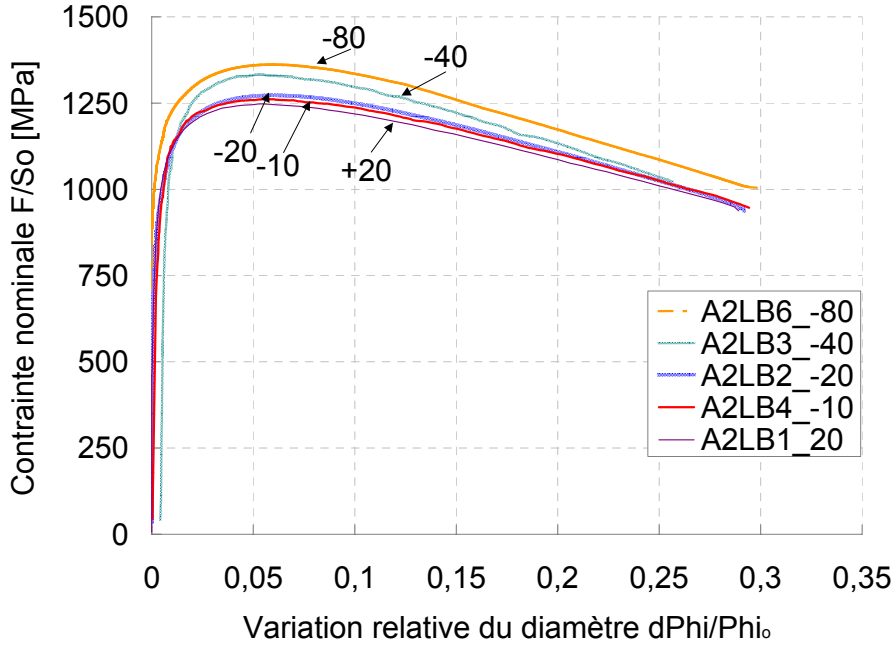


Fig. E-85 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées A2 dans le métal de base à 4 températures

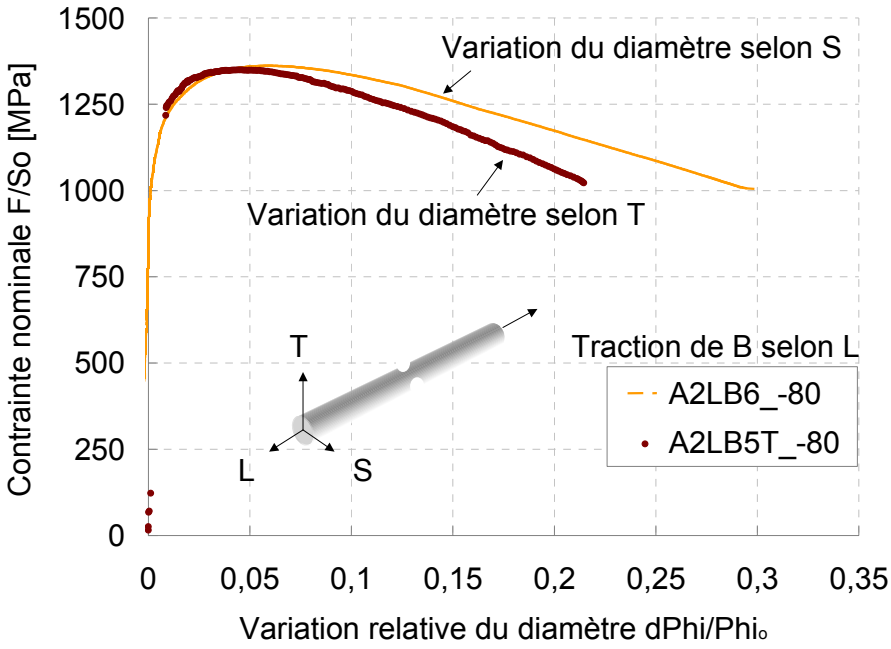


Fig. E-86 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées A2 dans le métal de base à -80 °C

La Fig. E-86 montre que le métal de base est très anisotrope, la réduction selon l'épaisseur (S) est plus élevée que la réduction selon le sens travers court (T).

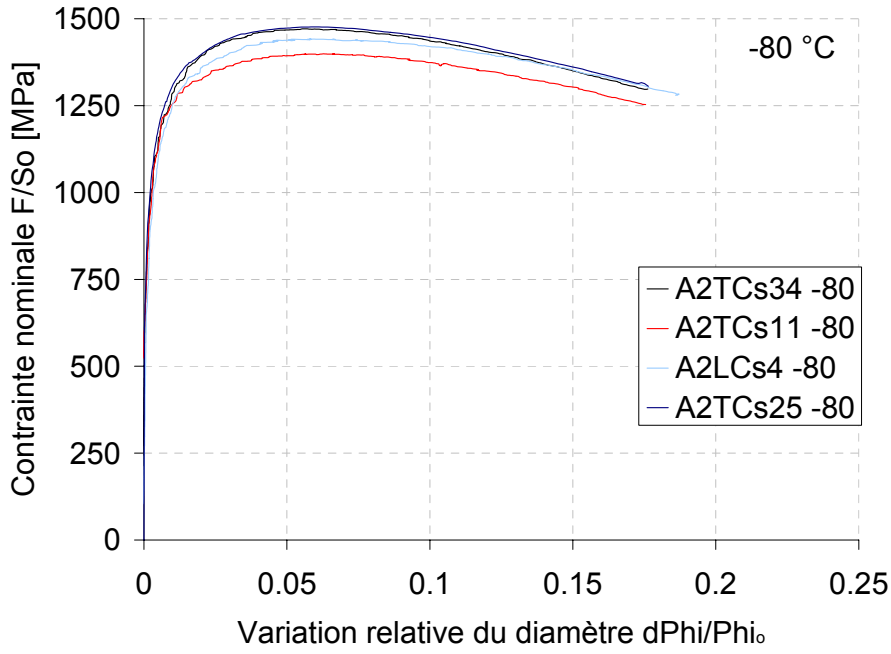


Fig. E-87 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans la ZAT Cs testées à -80 °C

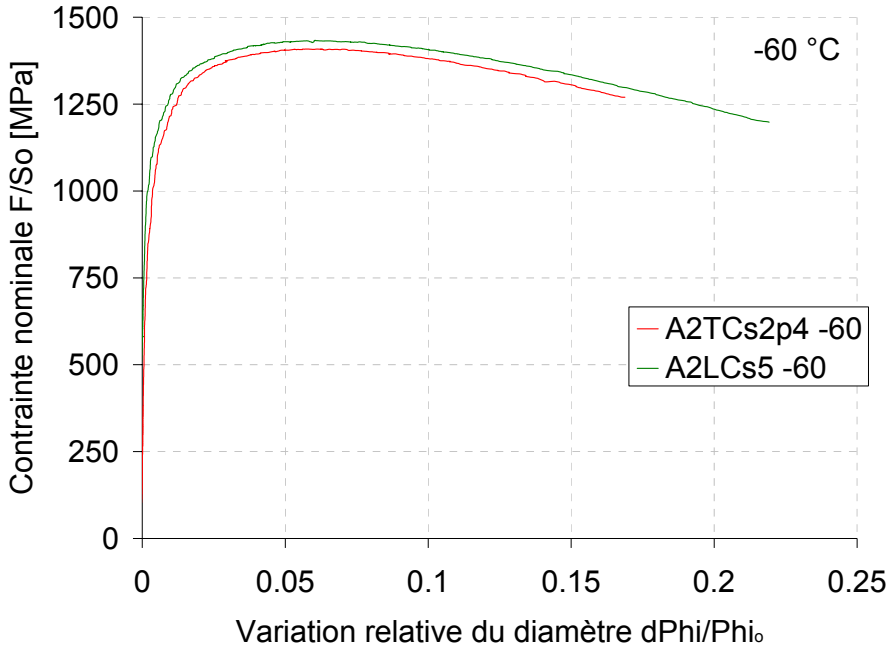


Fig. E-88 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans la ZAT Cs testées à -60 °C

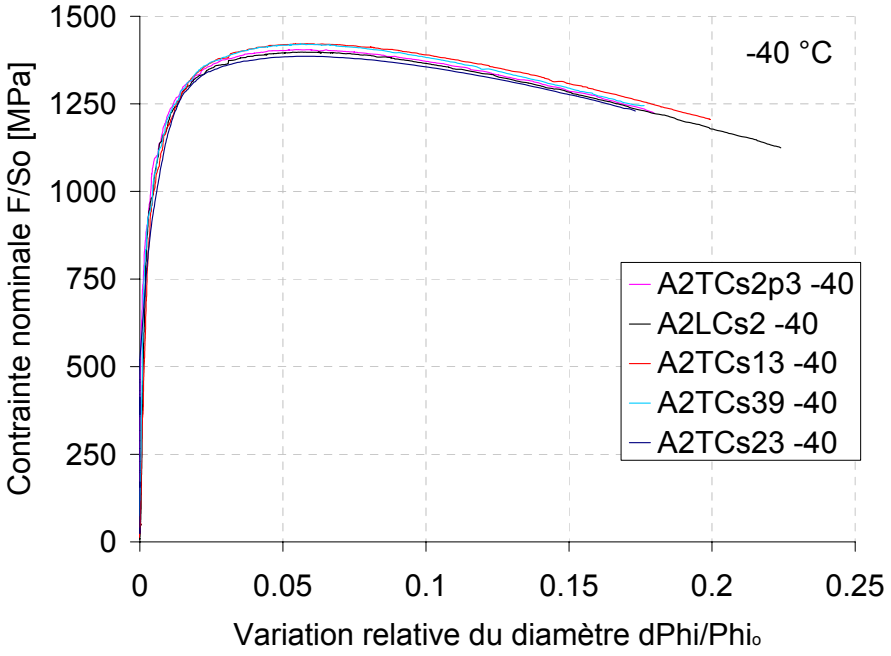


Fig. E-89 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans la ZAT Cs testées à -40 °C

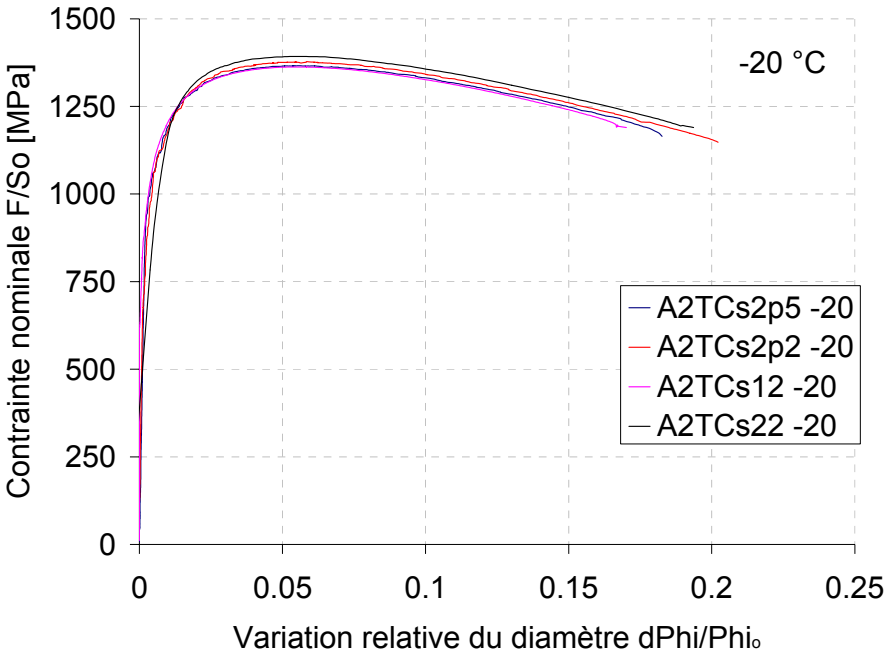


Fig. E-90 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans la ZAT Cs testées à -20 °C

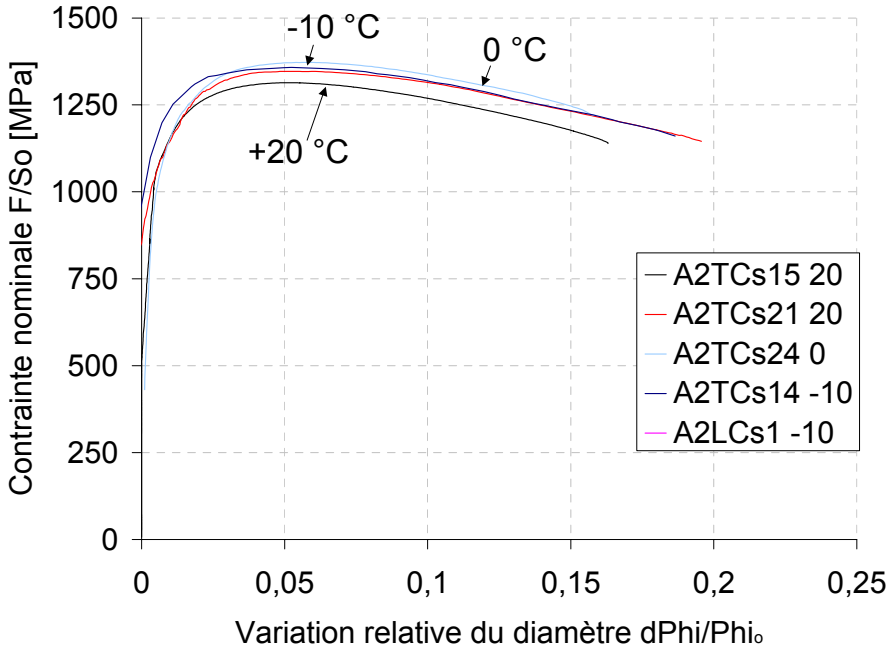


Fig. E-91 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans la ZAT Cs testées à +20, 0 et-10 °C

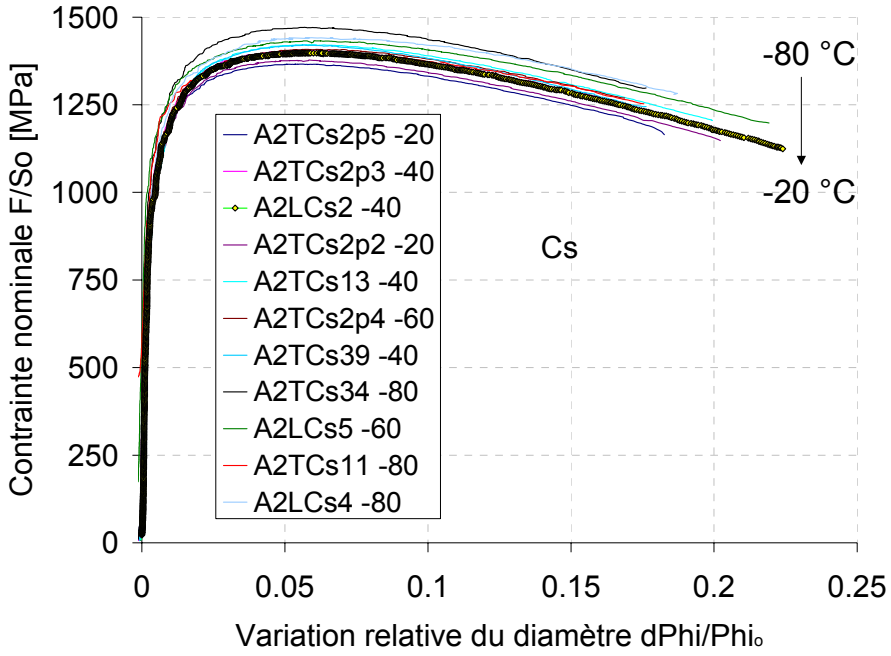


Fig. E-92 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans la ZAT Cs testées à 4 températures

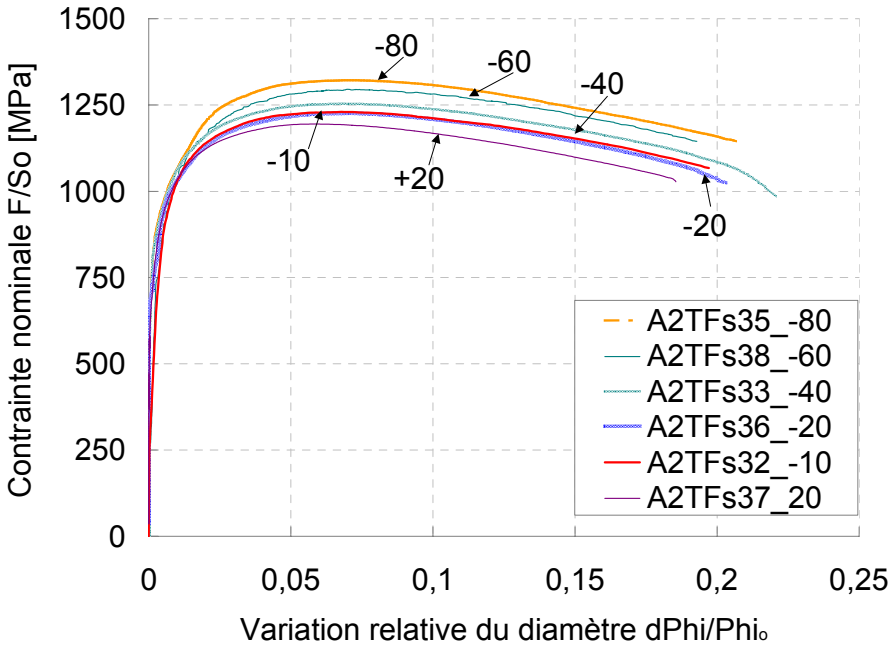


Fig. E-93 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans la ZAT Fs testées à 6 températures

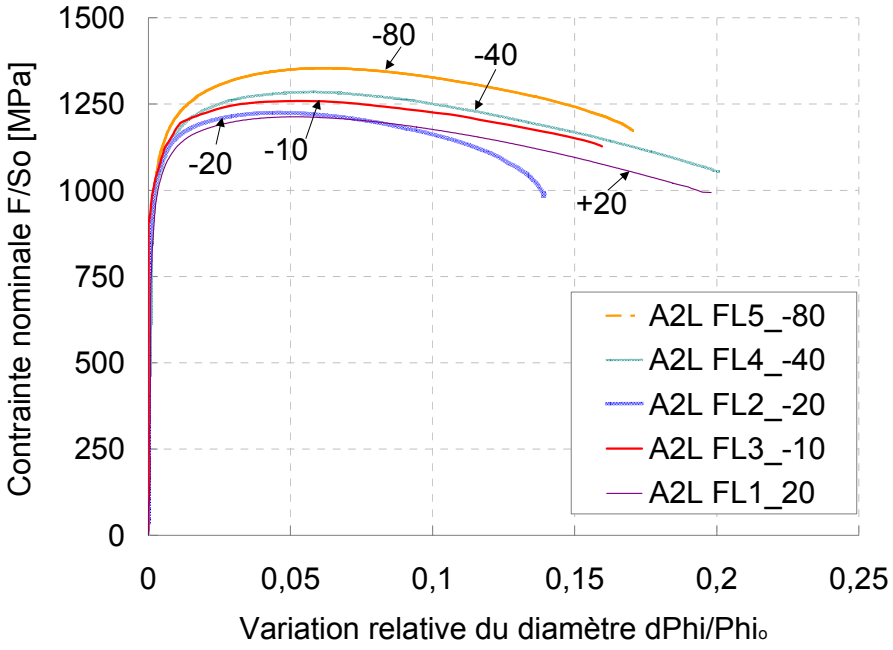


Fig. E-94 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans le joint réel testées à 5 températures

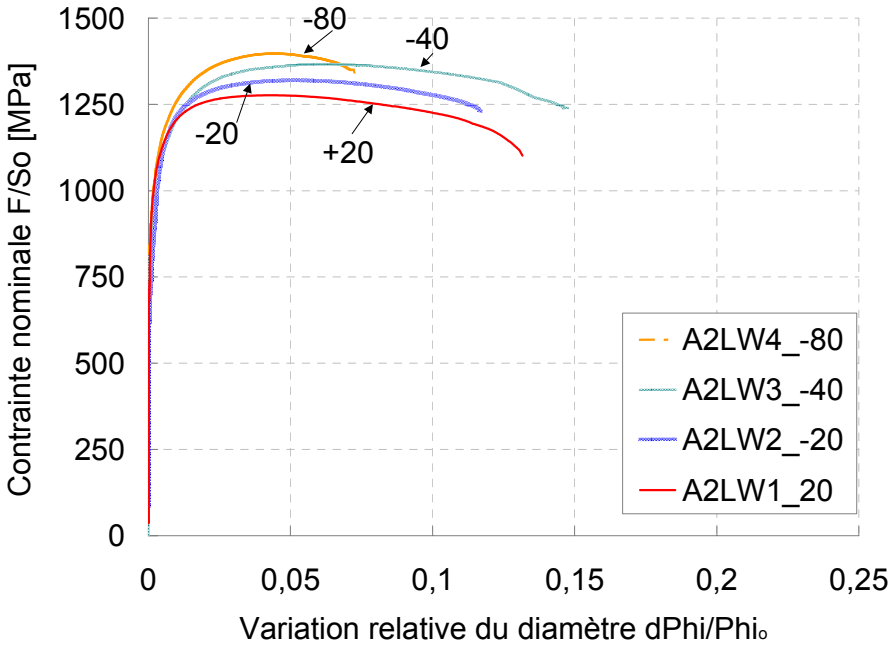


Fig. E-95 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans le métal fondu testées à 5 températures

Lorsque l'on compare les figures précédentes, on note que le métal fondu est beaucoup moins déformable que le métal de base, 15 % au lieu de 30 %.
La rupture s'amorce sur des défauts de soudage telles que des soufflures, lorsque la courbure finale est très forte, par exemple à – 80 °C pour A2LW4 ou à –20 °C pour A2L FL2.

E.4. Flexion 3 points avec des éprouvettes de type Charpy

Les essais de flexion 3 points permettent de relever la déformation de l'éprouvette par le déplacement du vérin et la force utile pour déformer par la cellule de force montée sur l'axe du marteau. La déformation totale mesurée comporte alors la déformation de la machine et il est nécessaire de faire une correction de la raideur. En voici l'expression :

$$flèche = verin - (-2{,}757.10^{-8} \times température(°C) + 1{,}185.10^{-5}) \times Force$$

N°	K, flexion 3 points		
Tp [°C]	KT Cs	KL FL	KL B
20	*G*	*1*	*1,13*
0	*Mi,H*	*8*	
-10	*I*		
-20	*F, J, Ki, Li*	*2, 9, 11, 12,15*	*3,12*
-30	*E*		
-40	*D, Ni*	*5, 6, 13, 14,16*	*2, 7,10*
-60	*A*	*7*	*4,9*
-80	*C*	*4*	*6, 11,15*
-110	*B*		*5*
-130			*14*
-150		*3*	

Tab. E-28 : Essais de flexion 3 points sur éprouvettes Charpy

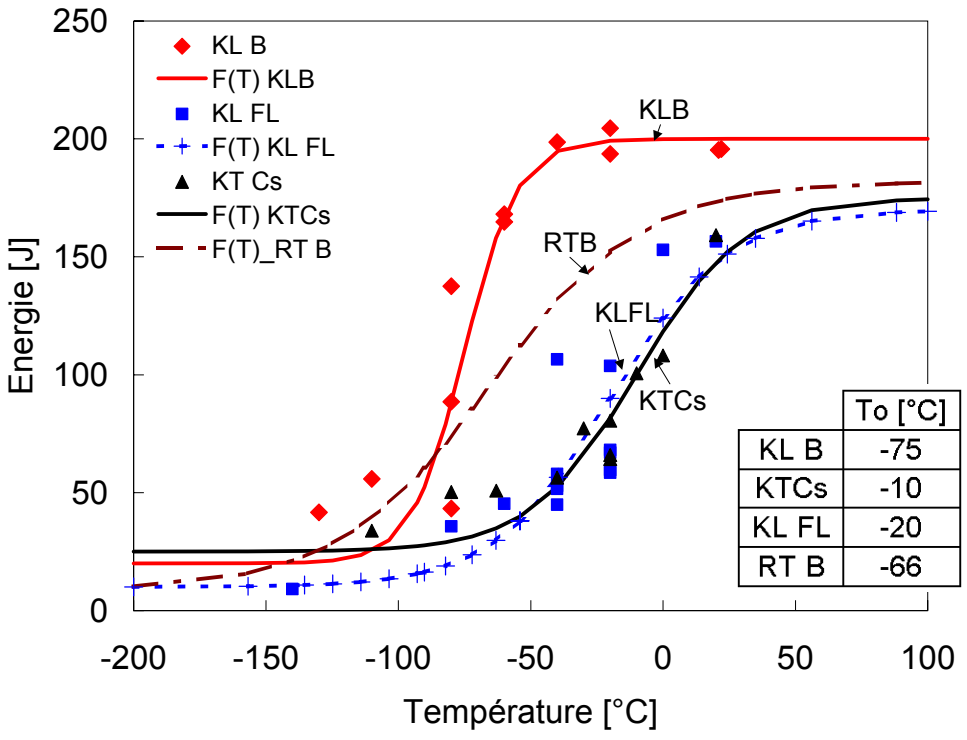
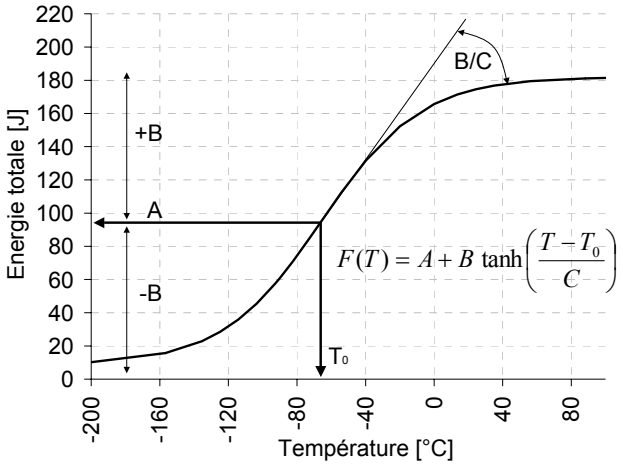


Fig. E-96 : Courbes de résilience des éprouvettes de flexion lente

	A	B	C	T_0
KLB	110	90	20	-75
KL FL	90	80	44	-20
KT Cs	100	75	40	-10

	A	B	C	T_0
RTB	95	87	58	-66



Tab. E-29 : Paramètres calés sur les énergies de rupture des éprouvettes de flexion lente

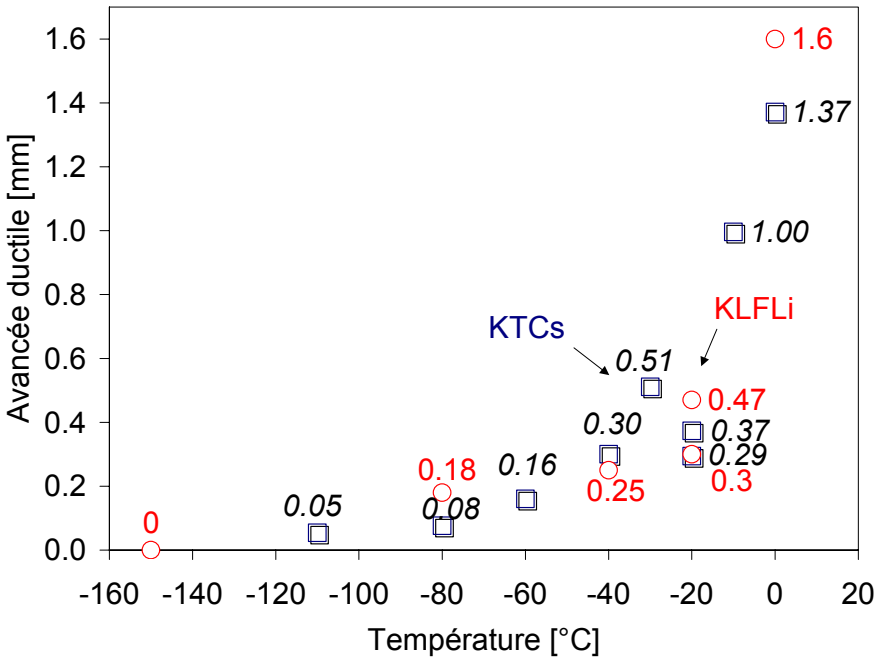
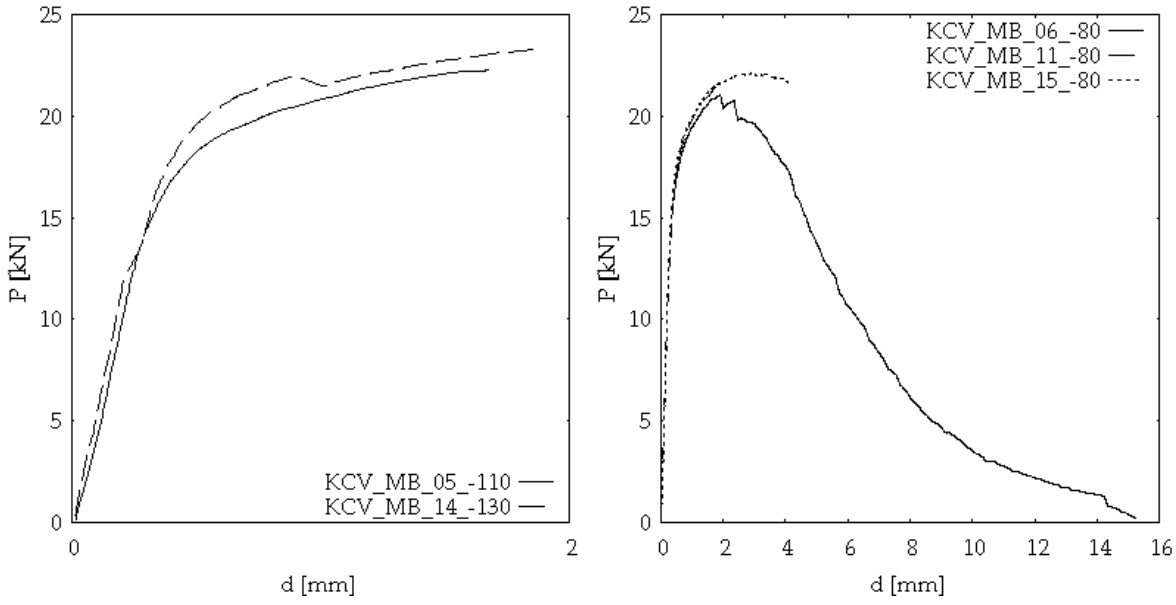


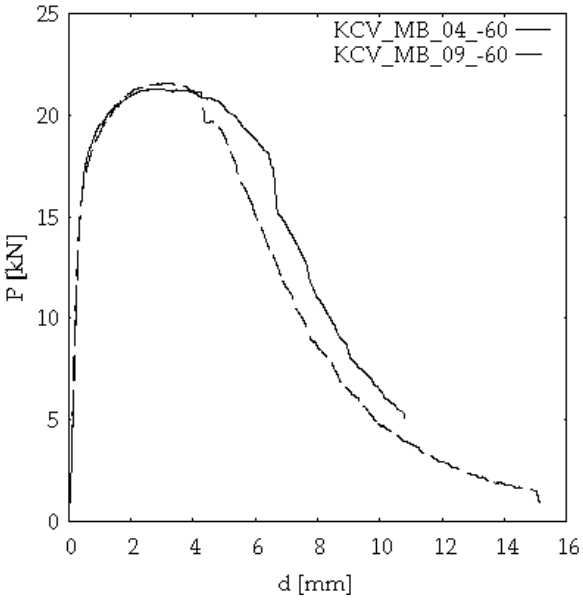
Fig. E-97 : Avancée ductile des éprouvettes de flexion 3 points lente en fonction de la température

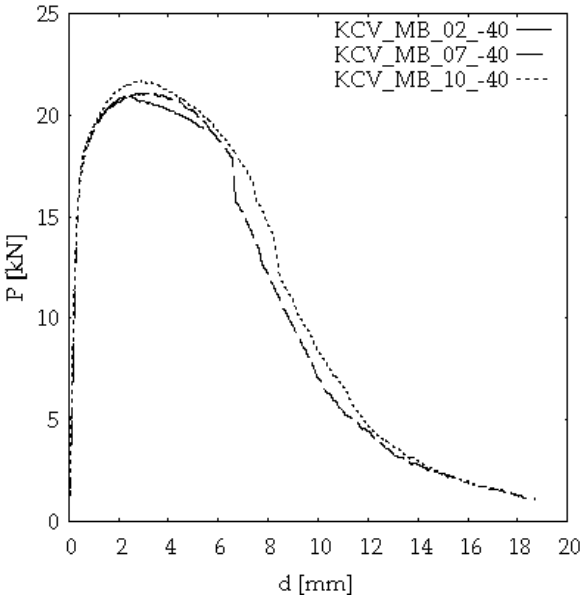
E.4.1. Flexion 3 points quasi-statique dans le métal de base

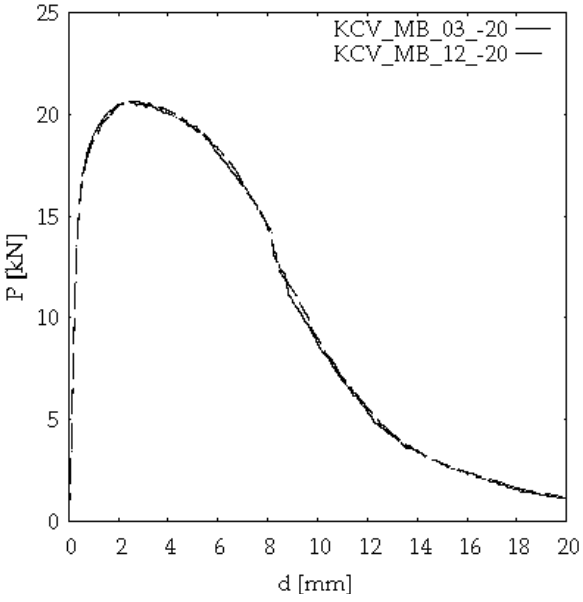
KL B	T (°C)	Vitesse mm/min	Fm (kN)	Rupture [mm]	Energie [J]	Avancée ductile [mm]	Notes
1	21	0,6	20.4	18.9	195		Ductile
13	20	0,6	20.8	16.2	196		Ductile (Film essai)
3	-20	0,6	20.7	20.0	194		Ductile + délaminage
12	-20	0,6	20.7	20.0	205		Ductile + délaminage
2	-40	0,6	21.0	5.4	112		Problème usinage entaille TS au lieu de ST, fissure à 90 ° de l'entaille
7	-40	0,6	21.3	18.7	194		Ductile + délaminage
10	-40	0,6	21.8	17.0	199		Ductile + délaminage
4	-60	0,6	21.6	10.8	168		Ductile + délaminage
9	-60	0,6	21.7	15.1	165		Ductile + délaminage
6	-80	0,6	21.2	15.2	138		Délaminage
11	-80	0,6	21.9	2.2	43		Délaminage
15	-80	0,6	22.3	4.2	89		Délaminage
5	-110	0,6	22.4	1.7	56		Délaminage
14	-130	0,6	23.4	1.8	42		Fragile + délaminage
Non testées : 8 et 16			N°1 à 8 prélevées dans la partie 5p et N° 9 à 16 dans 2p				

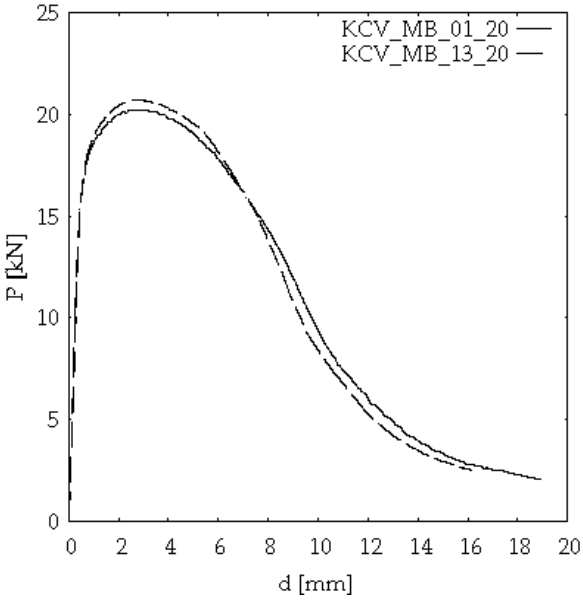
Tab. E-30 : Essais de flexion 3 points sur éprouvettes Charpy entaillées dans le métal de base

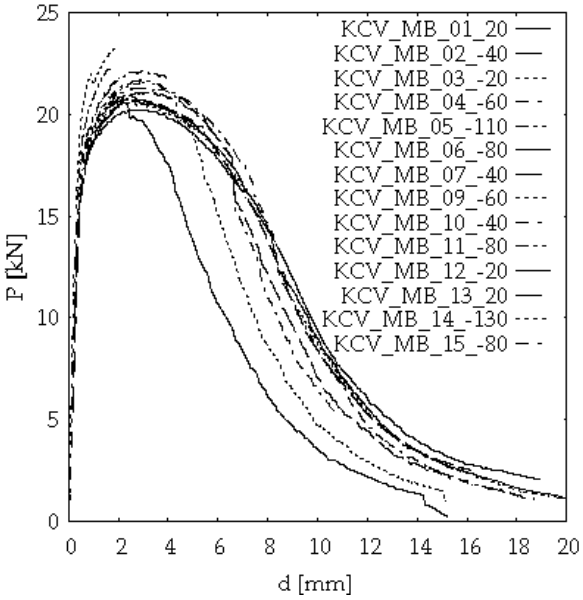



KCV_MB_04_-60
KCV_MB_09_-60
P [kN]
d [mm]


KCV_MB_02_-40
KCV_MB_07_-40
KCV_MB_10_-40
P [kN]
d [mm]


KCV_MB_03_-20
KCV_MB_12_-20
P [kN]
d [mm]

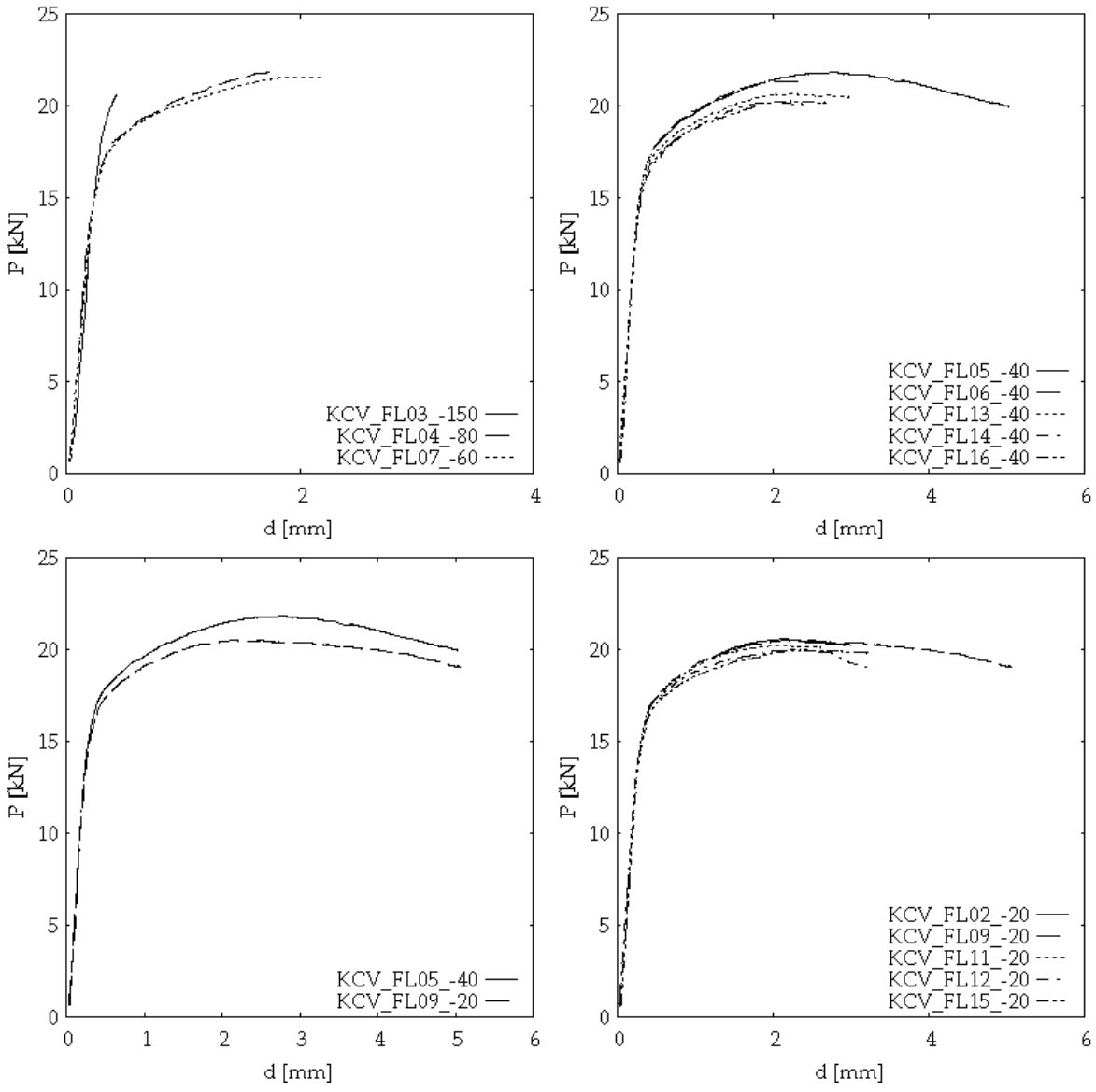

KCV_MB_01_20
KCV_MB_13_20
P [kN]
d [mm]

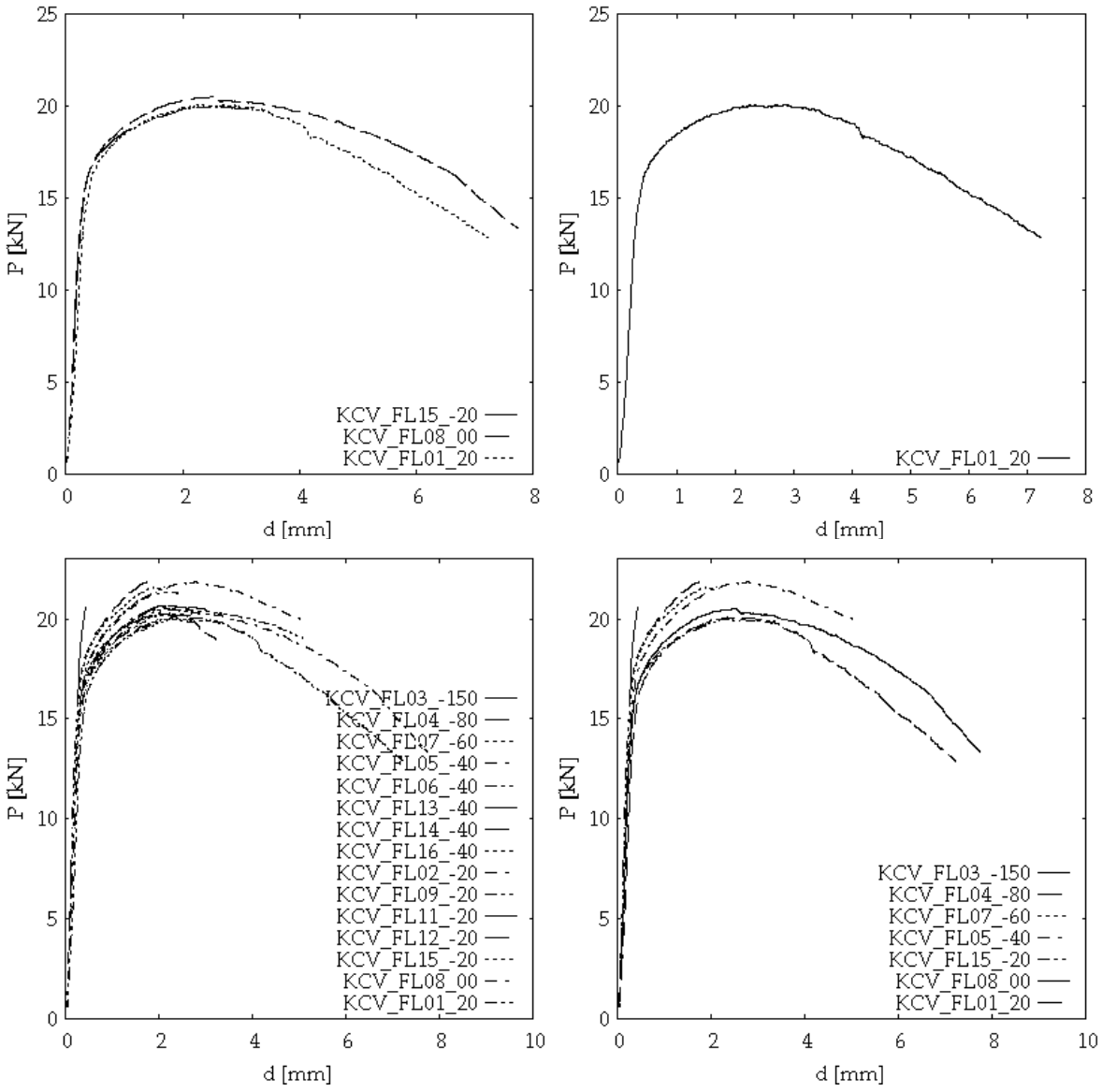

KCV_MB_01_20
KCV_MB_02_-40
KCV_MB_03_-20
KCV_MB_04_-60
KCV_MB_05_-110
KCV_MB_06_-80
KCV_MB_07_-40
KCV_MB_09_-60
KCV_MB_10_-40
KCV_MB_11_-80
KCV_MB_12_-20
KCV_MB_13_20
KCV_MB_14_-130
KCV_MB_15_-80
P [kN]
d [mm]

E.4.2. Flexion 3 points quasi-statique entaillée en ligne de fusion, peau interne.

KL FLi	T (°C)	Vitesse mm/min	Fm (kN)	Rupture [mm]	Energie [J]	Avancée ductile [mm]	
1	20	0,6	20.5	21.8	157		Ductile
8	0	0,6	20.8	7.7	153	1.6	Ductile
2	-20	0,6	20.7	9.5	67	0.47	Fragile
9	-20	0,6	20.8	5.1	104		Fragile
11	-20	0,6	20.5	2.6	62		
12	-20	0,6	20.1	3.2	70	0.3	Fragile
15	-20	0,6	20.4	3.2	60		
5	-40	0,6	22.1	5.0	107		
6	-40	0,6	21.8	2.4	52	0.25	Fragile
13	-40	0,6	21.1	3.0	58		
14	-40	0,6	20.6	2.4	45		
16	-40	0,6	20.5	2.7	53		
7	-60	0,6	21.7	2.2	45		Fragile
4	-80	0,6	22.0	1.7	36	0.18	Fragile
3	-150	0,6	20.6	0.4	9	~0	Fragile
10	-20	1,2				0.48	problème écart appuis

Tab. E-31 : Essais de flexion 3 points sur éprouvettes Charpy entaillées sur la ligne de fusion




P [kN]
d [mm]
KCV_FL15_-20
KCV_FL08_00
KCV_FL01_20
KCV_FL01_20
KCV_FL03_-150
KCV_FL04_-80
KCV_FL07_-60
KCV_FL05_-40
KCV_FL06_-40
KCV_FL13_-40
KCV_FL14_-40
KCV_FL16_-40
KCV_FL02_-20
KCV_FL09_-20
KCV_FL11_-20
KCV_FL12_-20
KCV_FL15_-20
KCV_FL08_00
KCV_FL01_20
KCV_FL03_-150
KCV_FL04_-80
KCV_FL07_-60
KCV_FL05_-40
KCV_FL15_-20
KCV_FL08_00
KCV_FL01_20

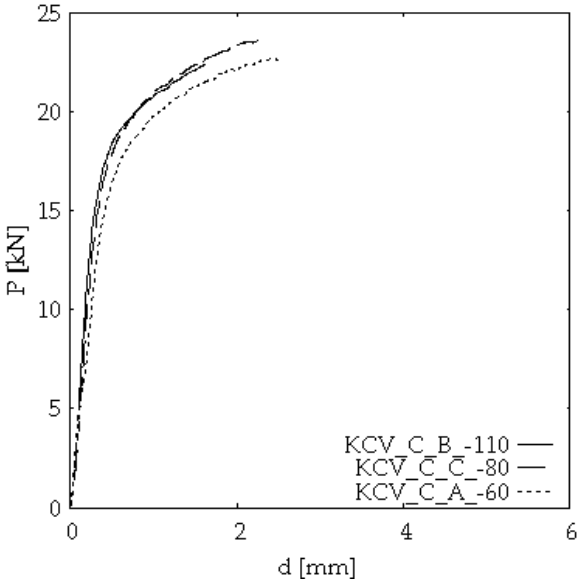
E.4.3. Flexion 3 points quasi-statique entaillée en zone à gros grains simulée.

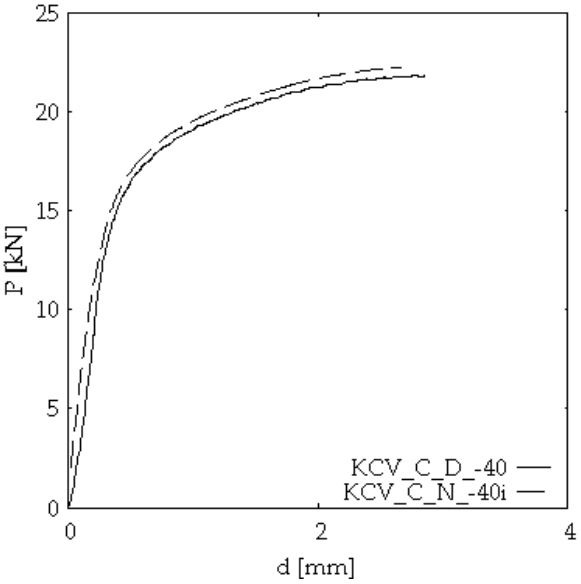
KT Cs (N° ébauche)	T (°C)	Vitesse mm/min	Fm (kN)	Rupture [mm]	Energie [J]	Avancée ductile [mm]	Notes
G (17)	20	0,6	21.2	NR >18	159		Ductile
M (16)	0i+f	0,6	21.8	i	72		Ductile
H (2p7(2))	0	0,6	21.7	4.9	108	1.37	Fragile
I (26)	-10	0,6	22.1	4.7	101	1.00	Fragile
F (19)	-20	0,6	22.0	3.4	66		Fragile
J (110)	-20	0,6	20.8	3.2	64		Fragile
K (18)	-20+f--	0,6	21.4	4.1	81	0.37	Fragile + Fatigue ratée
L (2p8)	-20i+f	0,6	22.1	i	47		Fragile
E (2p9)	-30	0,6	22.1	3.9	77	0.51	Fragile
D (29)	-40	0,6	21.9	2.9	56	0.30	Fragile
N (28)	-40i+f	0,6	22.2	I	51		Fragile
A (2p6)	-60	0,6	22.8	2.5	51	0.16	Fragile
C (31)	-80	0,6	23.7	2.4	50	0.08	Fragile
B (27)	-110	0,6	22.4	1.6	34	0.05	Fragile
O (210)	X						Fragile

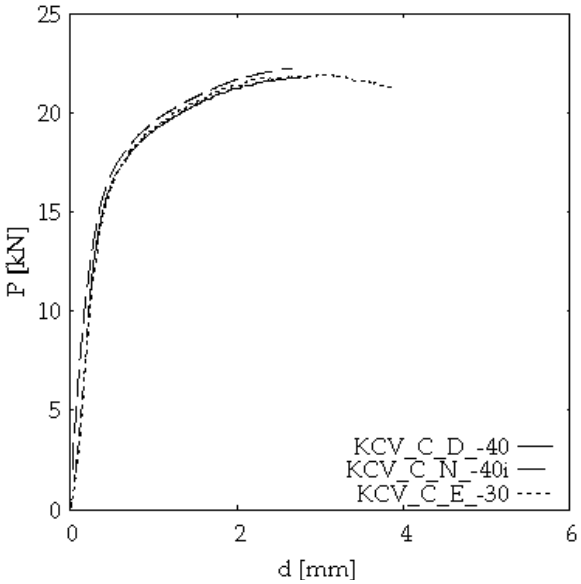
Tab. E-32 : Essais de flexion 3 points sur éprouvettes Charpy entaillées dans la Cs

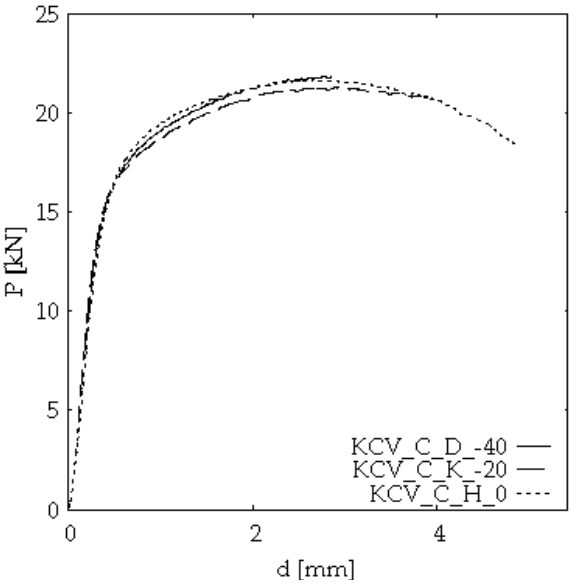
Eprouvette KTCs	B	C	A	D	E	F	J	I	H
Température [°C]	**-110**	**-80**	**-60**	**-40**	**-30**	**-20**	**-20**	**-10**	**0**
Mesures	0.05	0.12	0.079	0.306	0.172	0.265	0.133	0.547	1.4
Logiciel : Image J	0.06	0.11	0.083	0.236	0.125	0.177	0.111	0.57	1.472
	0.03	0.04	0.091	0.222	0.269	0.238	0.164	0.706	1.543
	0.08	0.06	0.106	0.328	0.458	0.291	0.622	0.933	1.759
	0.06	0.07	0.166	0.464	0.881	0.343	0.531	1.1	1.804
	0.05	0.06	0.174	0.531	0.750	0.37	0.409	1.087	1.647
	0.03	0.07	0.196	0.439	0.783	0.434	0.353	1.289	1.502
	0.03	0.09	0.117	0.35	0.672	0.506	0.283	1.231	1.811
	0.07		0.08	0.161	0.786	0.468	0.225	1.125	1.755
	0.03		0.068	0.253	0.700	0.551	0.447	1.089	1.533
	0.02		0.109	0.447	0.772	0.415	0.42	1.147	1.415
	0.04		0.102	0.431	0.522	0.279	0.431	1.372	1.318
	0.06		0.302	0.314	0.467	0.366	0.336	1.303	1.204
	0.07		0.325	0.328	0.400	0.37	0.372	1.153	0.533
	0.06		0.325	0.189	0.253	0.4	0.281	1.028	1.268
	0.10		0.234	0.156	0.169	0.336	0.225	0.931	1.385
	0.05		0.257	0.233	0.172	0.254	0.289	0.733	1.494
	0.05		0.091	0.233	0.125	0.309	0.145	0.586	1.491
	0.08		0.144	0.181		0.328	0.098		1.204
	0.06		0.159	0.2		0.491	0.131		0.903
	0.06					0.46	0.206		0.352
	0.07					0.449	0.292		
						0.48	0.267		
Estimation de l'avancée ductile	**0.05**	**0.08**	**0.16**	**0.30**	**0.51**	**0.37**	**0.29**	**1.00**	**1.37**

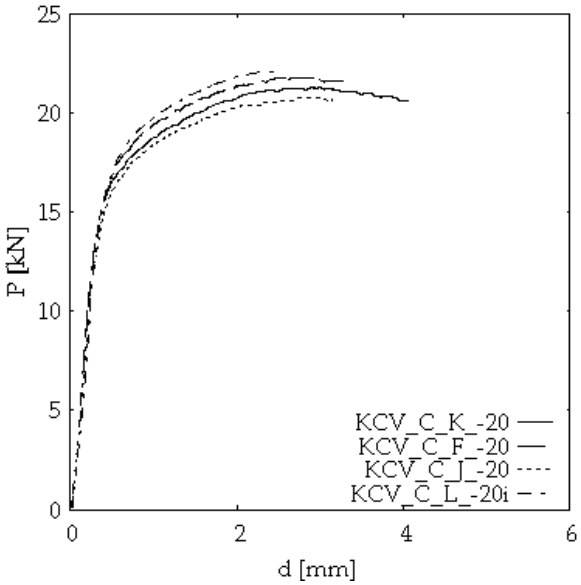
Tab. E-33 : Mesures de l'avancée ductile en plusieurs points de

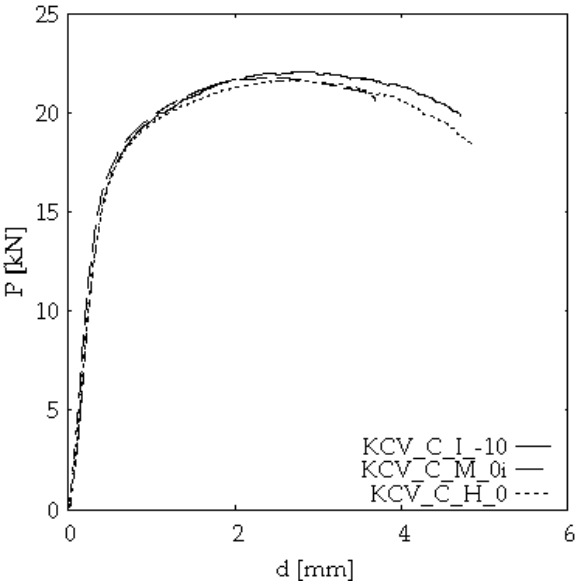

P [kN]
d [mm]
KCV_C_B_-110
KCV_C_C_-80
KCV_C_A_-60

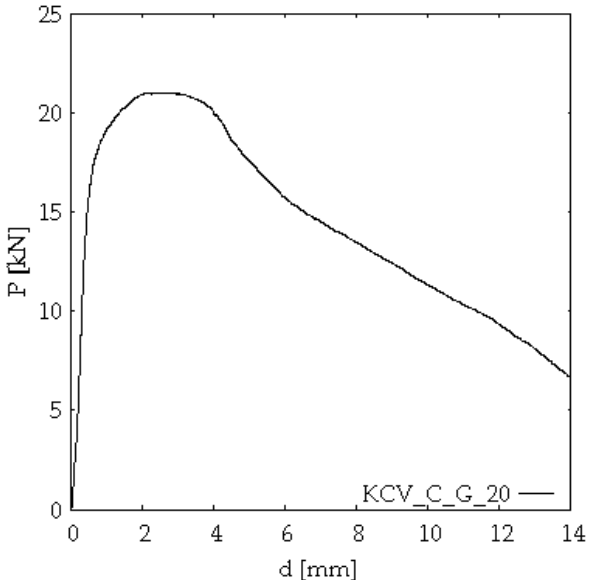

P [kN]
d [mm]
KCV_C_D_-40
KCV_C_N_-40i

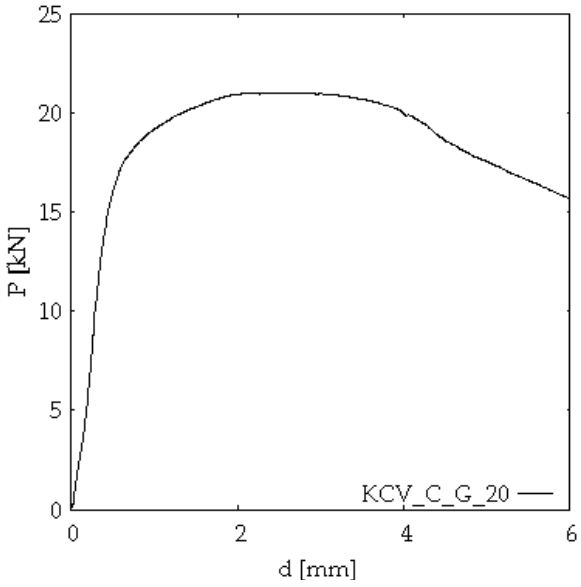

P [kN]
d [mm]
KCV_C_D_-40
KCV_C_N_-40i
KCV_C_E_-30

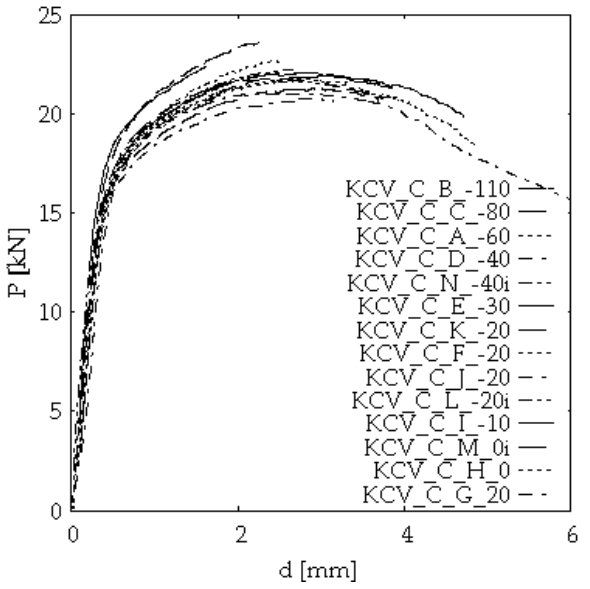

P [kN]
d [mm]
KCV_C_D_-40
KCV_C_K_-20
KCV_C_H_0

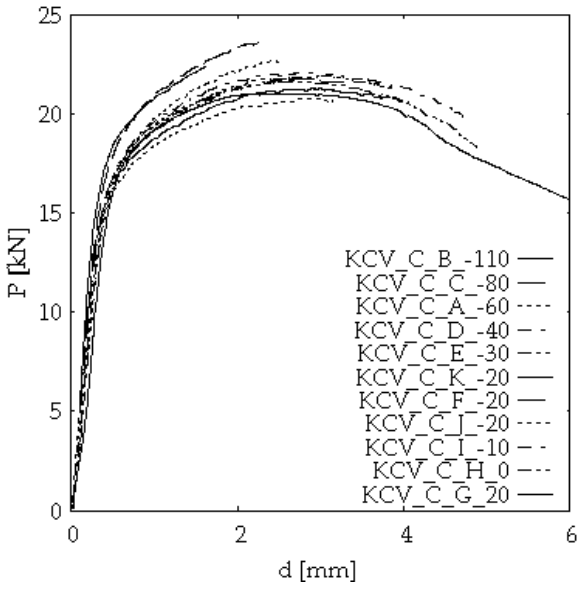

P [kN]
d [mm]
KCV_C_K_-20
KCV_C_F_-20
KCV_C_J_-20
KCV_C_L_-20i


P [kN]
d [mm]
KCV_C_I_-10
KCV_C_M_0i
KCV_C_H_0


P [kN]
d [mm]
KCV_C_G_20


P [kN]
d [mm]
KCV_C_G_20


P [kN]
d [mm]
KCV_C_B_-110
KCV_C_C_-80
KCV_C_A_-60
KCV_C_D_-40
KCV_C_N_-40i
KCV_C_E_-30
KCV_C_K_-20
KCV_C_F_-20
KCV_C_J_-20
KCV_C_L_-20i
KCV_C_I_-10
KCV_C_M_0i
KCV_C_H_0
KCV_C_G_20


P [kN]
d [mm]
KCV_C_B_-110
KCV_C_C_-80
KCV_C_A_-60
KCV_C_D_-40
KCV_C_E_-30
KCV_C_K_-20
KCV_C_F_-20
KCV_C_J_-20
KCV_C_I_-10
KCV_C_H_0
KCV_C_G_20

E.5. Essais Charpy dynamique

E.5.1. Validation des courbes force-déplacement

La qualité des essais réalisés avec le couteau ISO de GDF par la méthode thermique IRSID est vérifiée à l'aide d'une éprouvette issue d'un échantillon d'acier bien connu au laboratoire (16MND5), pour lequel on possède une courbe Charpy de référence à T = - 20 °C. On en profite pour vérifier le centrage de la frappe. La Fig. E-98 confirme que les résultats obtenus chez GDF sont tout à fait satisfaisants.

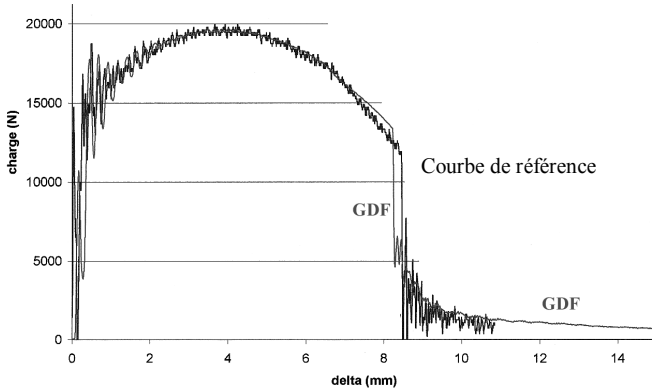


Fig. E-98 : Comparaison entre les courbes force/déplacement de référence et de GDF à - 20 °C.

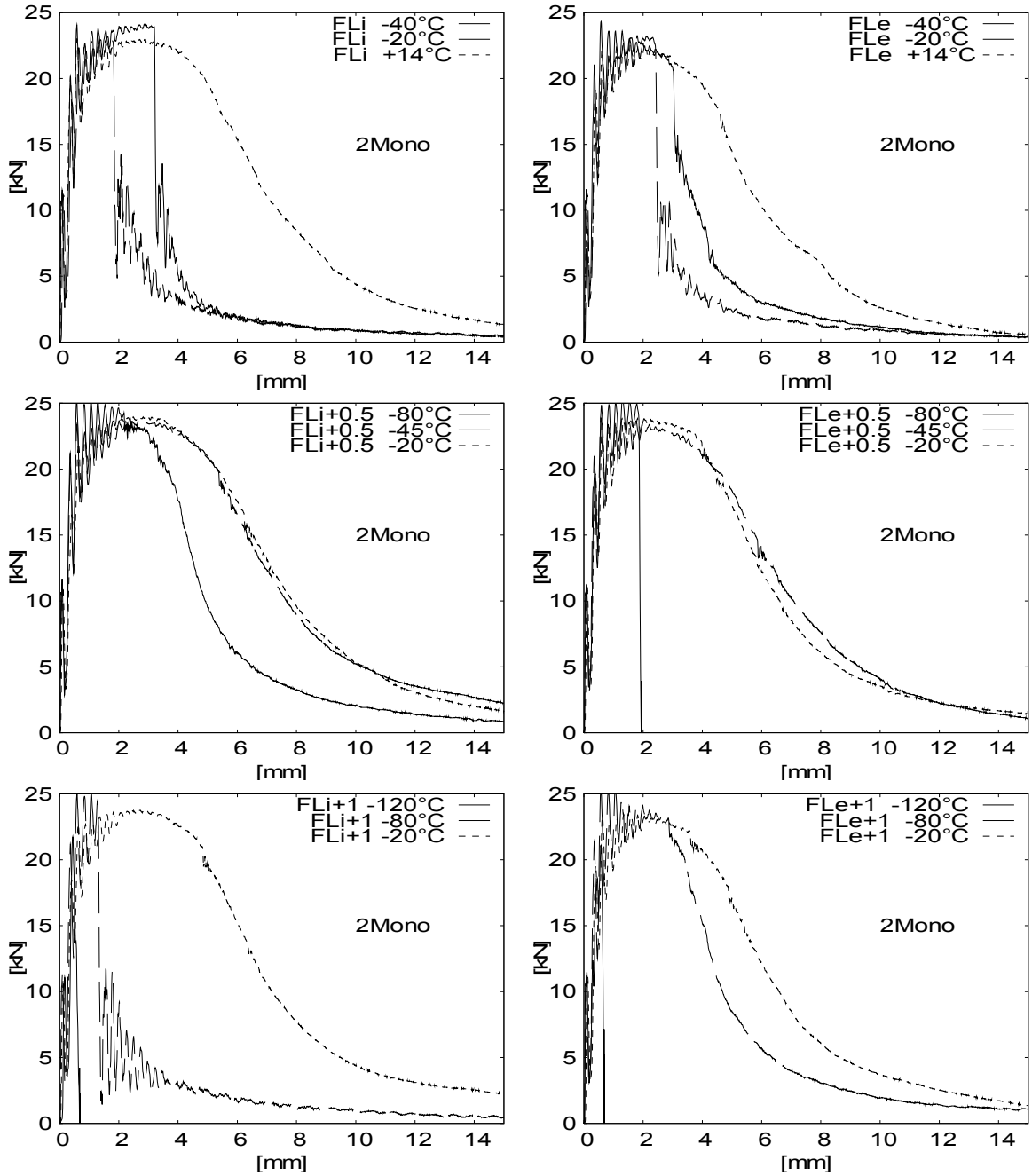
E.5.2. Données pour les éprouvettes entaillées dans la ZAT

Tube de 20.6 mm d'épaisseur

2Mono

N°	FL +	I/E	tp°C	Fm (kN)	E cadran (J)	Section (cm²)	KCV (J/cm²)
7	0	E	-40	24,3	96	0,8010	119
5	0	E	-20	23,2	72	0,7990	90
6	0	E	14	22,7	141	0,8000	177
3	0	I	-40	24,1	92	0,7982	115
1	0	I	-20	23,2	63	0,7982	79
2	0	I	14	23,0	176	0,8000	219
12	0,5	E	-80	25,4	41	0,8000	51
9	0,5	E	-45	23,9	169	0,8000	211
8	0,5	E	-20	23,8	164	0,8000	205
11	0,5	I	-80	25,4	131	0,7992	164
10	0,5	I	-45	23,7	192	0,7972	241
4	0,5	I	-20	24,0	190	0,8002	237
17	1	E	-120	21,1	14	0,7992	17
18	1	E	-80	25,5	127	0,7990	159
13	1	E	-20	23,4	162	0,7990	203
15	1	I	-120	21,8	14	0,7982	17
16	1	I	-80	25,1	54	0,7990	68
14	1	I	-20	23,8	184	0,7982	230

Tab. E-34 : Essais Charpy 2 Mono



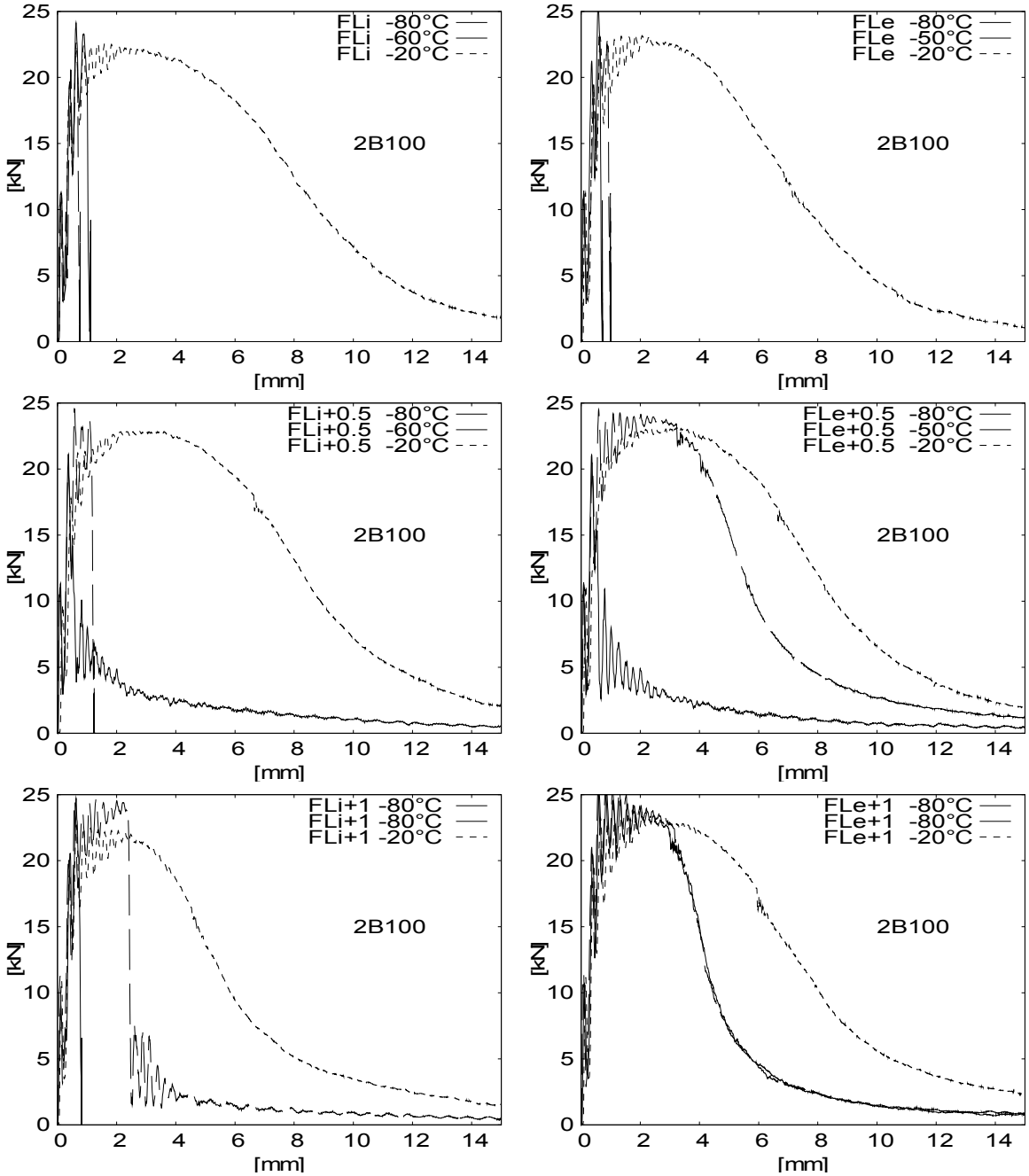
2B100

N°	FL +	I/E	tp°C	Fm (kN)	E cadran (J)	Section (cm²)	KCV (J/cm²)
12	0	E	-80	25,6	19	0,8008	24
11	0	E	-50	23,0	27	0,7998	34
10	0	E	-20	23,3	175	0,7988	219
3	0	I	-80	24,1	28	0,8008	35
2	0	I	-60	22,2	34	0,8000	43
1	0	I	-20	22,6	198	0,8008	247
15	0,5	E	-80	21,1	34	0,8000	43
14	0,5	E	-50	24,5	153	0,7990	192
13	0,5	E	-20	23,1	203	0,8000	254
6	0,5	I	-80	21,1	37	0,7998	47
5	0,5	I	-60	24,6	26	0,7998	33
4	0,5	I	-20	22,9	204	0,7984	255

2B100

N°	FL +	I/E	tp°C	Fm (kN)	E cadran (J)	Section (cm²)	KCV (J/cm²)
17	1	E	-80	25,4	118	0,8000	148
18	1	E	-80	25,6	121	0,7998	152
16	1	E	-20	23,4	198	0,8000	247
8	1	I	-80	24,7	24	0,7988	30
9	1	I	-80	24,7	71	0,8008	89
7	1	I	-20	22,7	149	0,8020	186

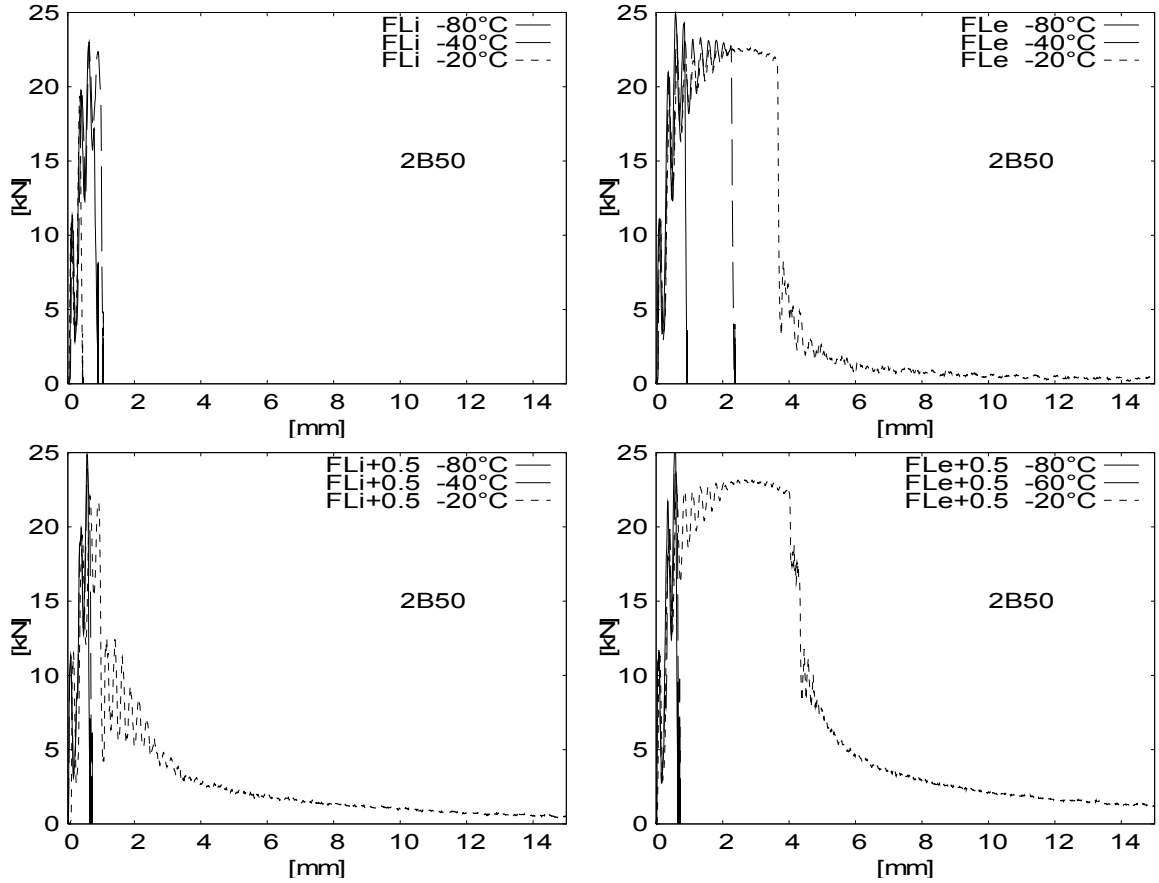
Tab. E-35 : Essais Charpy 2B100

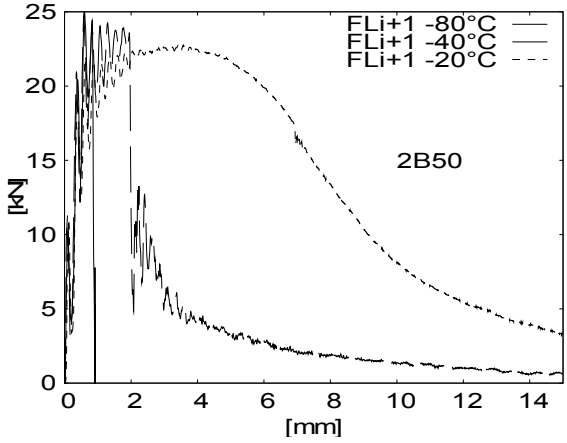


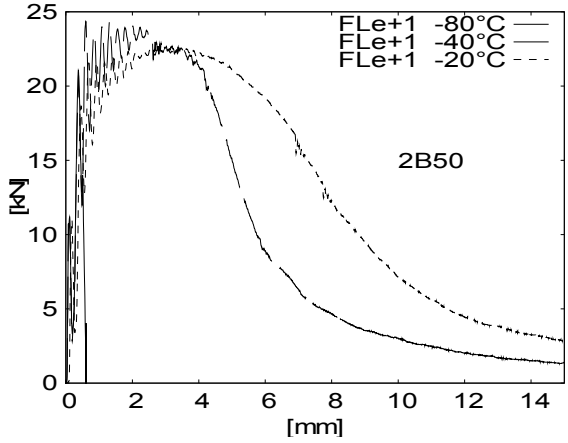
2B50

N°	FL +	I/E	tp°C	Fm (kN)	E cadran (J)	Section (cm²)	KCV (J/cm²)
4	0	E	-80	25,0	17	0,7992	21
3	0	E	-40	23,6	49	0,7990	61
1	0	E	-20	22,6	86	0,8000	108
9	0	I	-80	19,4	5	0,8010	7
7	0	I	-40	23,0	21	0,7980	26
2	0	I	-20	22,7	25	0,8000	31
6	0,5	E	-80	26,0	18	0,7990	22
8	0,5	E	-60	24,2	20	0,7990	25
5	0,5	E	-20	23,2	129	0,8000	161
11	0,5	I	-80	24,9	12	0,8000	15
12	0,5	I	-40	23,9	18	0,8000	23
10	0,5	I	-20	22,1	47	0,8010	59
16	1	E	-80	21,0	9	0,8000	12
18	1	E	-40	24,4	151	0,7990	189
13	1	E	-20	22,6	209	0,8000	261
15	1	I	-80	25,1	26	0,8000	32
17	1	I	-40	24,7	74	0,8000	93
14	1	I	-20	22,8	220	0,8000	275

Tab. E-36 : Essais Charpy 2B50




FLi+1 -80°C
FLi+1 -40°C
FLi+1 -20°C
2B50
[kN]
[mm]
0
5
10
15
20
25
0
2
4
6
8
10
12
14

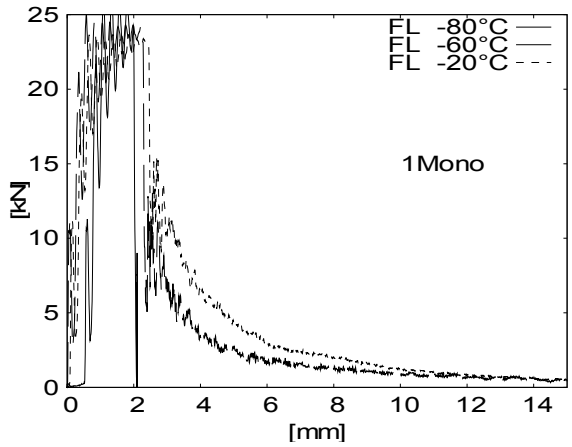

FLe+1 -80°C
FLe+1 -40°C
FLe+1 -20°C
2B50
[kN]
[mm]
0
5
10
15
20
25
0
2
4
6
8
10
12
14

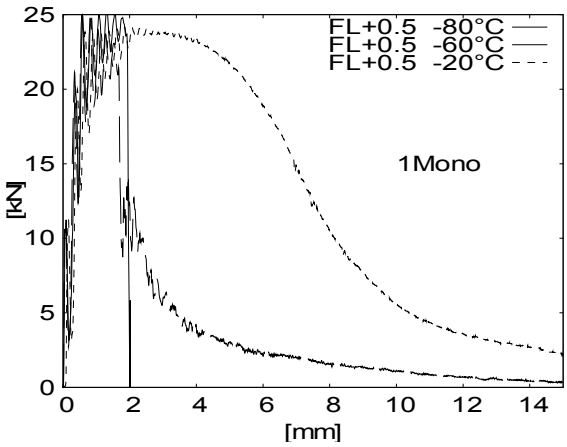
Tube de 12.7 mm d'épaisseur

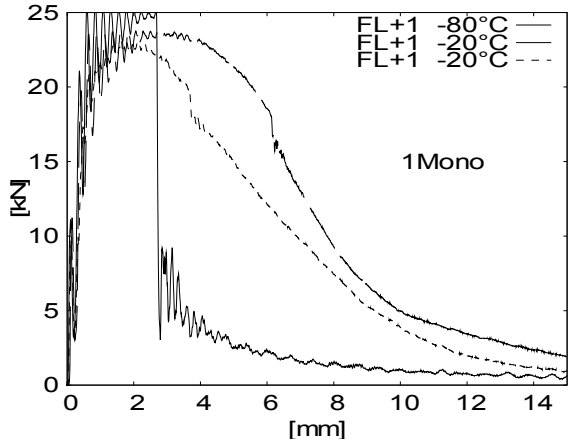
1Mono

N°	FL +	I/E	tp°C	Fm (kN)	E cadran (J)	Section (cm²)	KCV (J/cm²)
2	0	c	-80	26,4	39	0,8000	49
3	0	c	-60	25,1	75	0,7998	93
1	0	c	-20	23,7	87	0,8008	109
6	0,5	c	-80	25,3	45	0,8008	56
5	0,5	c	-60	25,1	67	0,8008	83
4	0,5	c	-20	24,2	200	0,8008	249
8	1	c	-80	25,6	84	0,7998	105
7	1	c	-20	23,9	193	0,8008	241
9	W	c	-20	23,1	154	0,8008	193

Tab. E-37 : Essais Charpy 1Mono



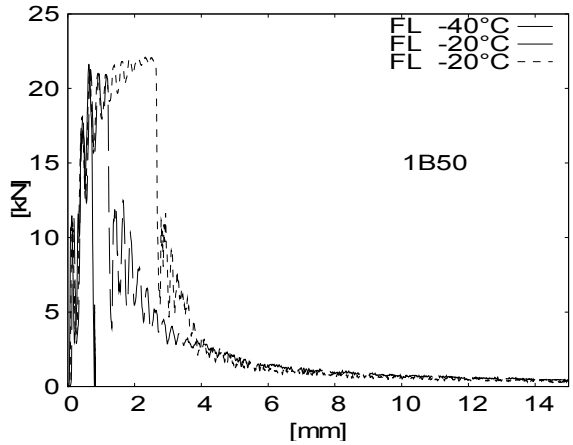


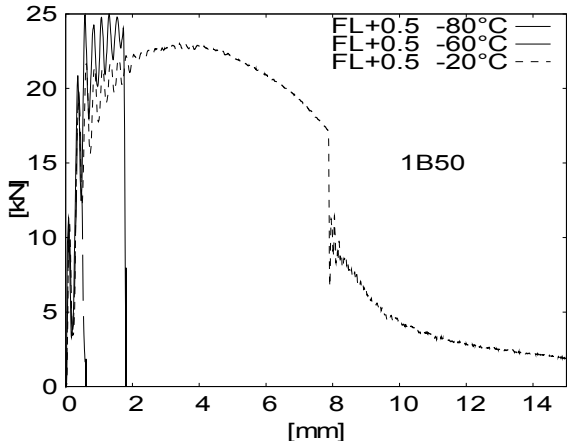


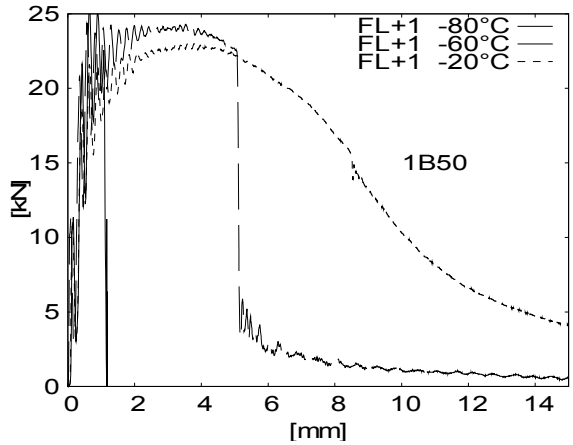
1B50

N°	FL +	I/E	tp°C	Fm (kN)	E cadran (J)	Section (cm²)	KCV (J/cm²)
2	0	c	-40	21,6	18	0,7982	22
1	0	c	-20	21,3	45	0,7992	57
3	0	c	-20	22,1	68	0,7992	85
5	0,5	c	-80	25,0	40	0,7992	51
6	0,5	c	-60	19,8	10	0,7982	13
4	0,5	c	-20	23,0	198	0,7992	248
8	1	c	-80	25,5	31	0,7982	39
9	1	c	-60	24,4	131	0,7982	164
7	1	c	-20	23,0	239	0,7982	300

Tab. E-38 : Essais Charpy 1B50



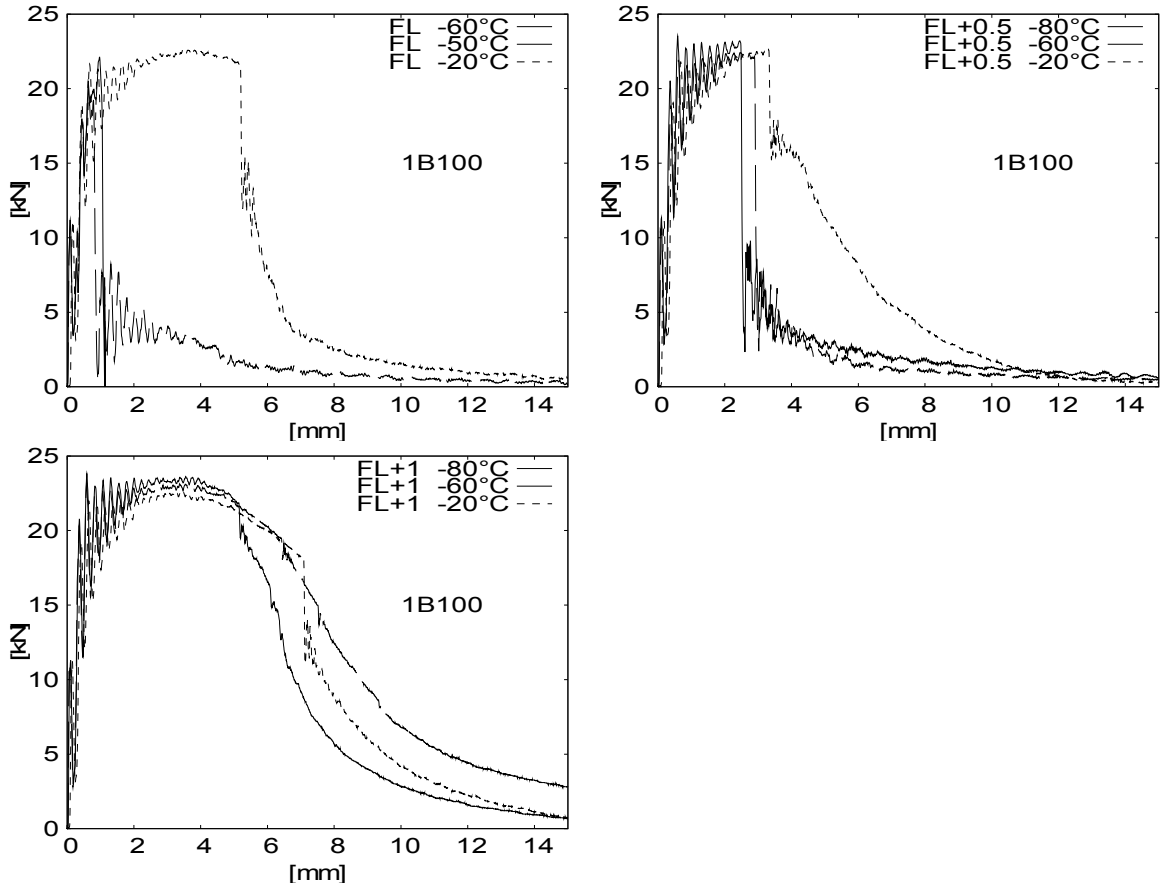




1B100

N°	FL +	I/E	tp°C	Fm (kN)	E cadran (J)	Section (cm²)	KCV (J/cm²)
3	0	c	-60	22,1	28	0,8018	35
2	0	c	-50	20,5	34	0,8008	43
1	0	c	-20	22,6	132	0,7998	165
5	0,5	c	-80	23,5	79	0,8008	98
6	0,5	c	-60	22,4	77	0,8008	96
4	0,5	c	-20	22,6	119	0,8008	148
8	1	c	-80	23,8	167	0,8008	208
9	1	c	-60	23,2	219	0,8008	273
7	1	c	-20	22,7	179	0,8018	223

Tab. E-39 : Essais Charpy 1B100



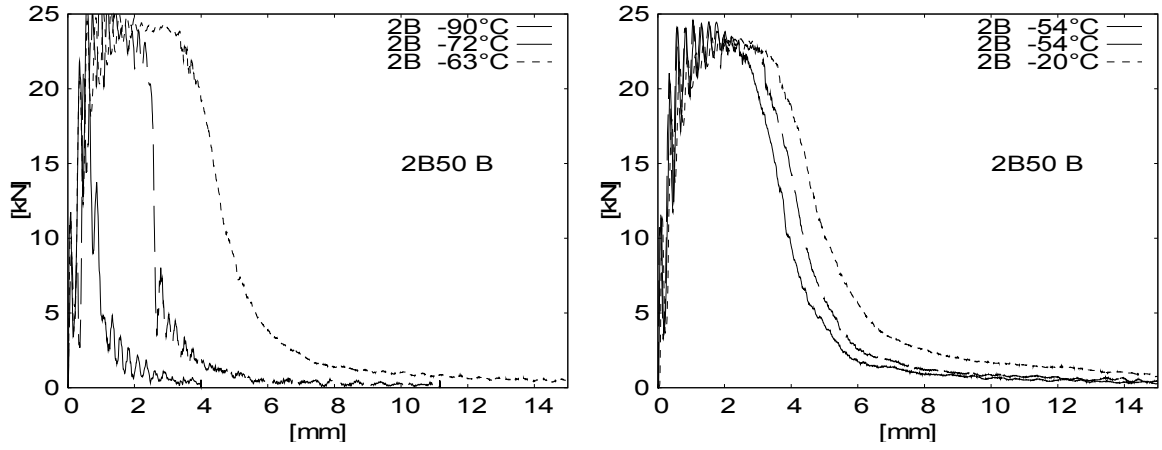
E.5.3. Données pour les éprouvettes entaillées dans le métal de base

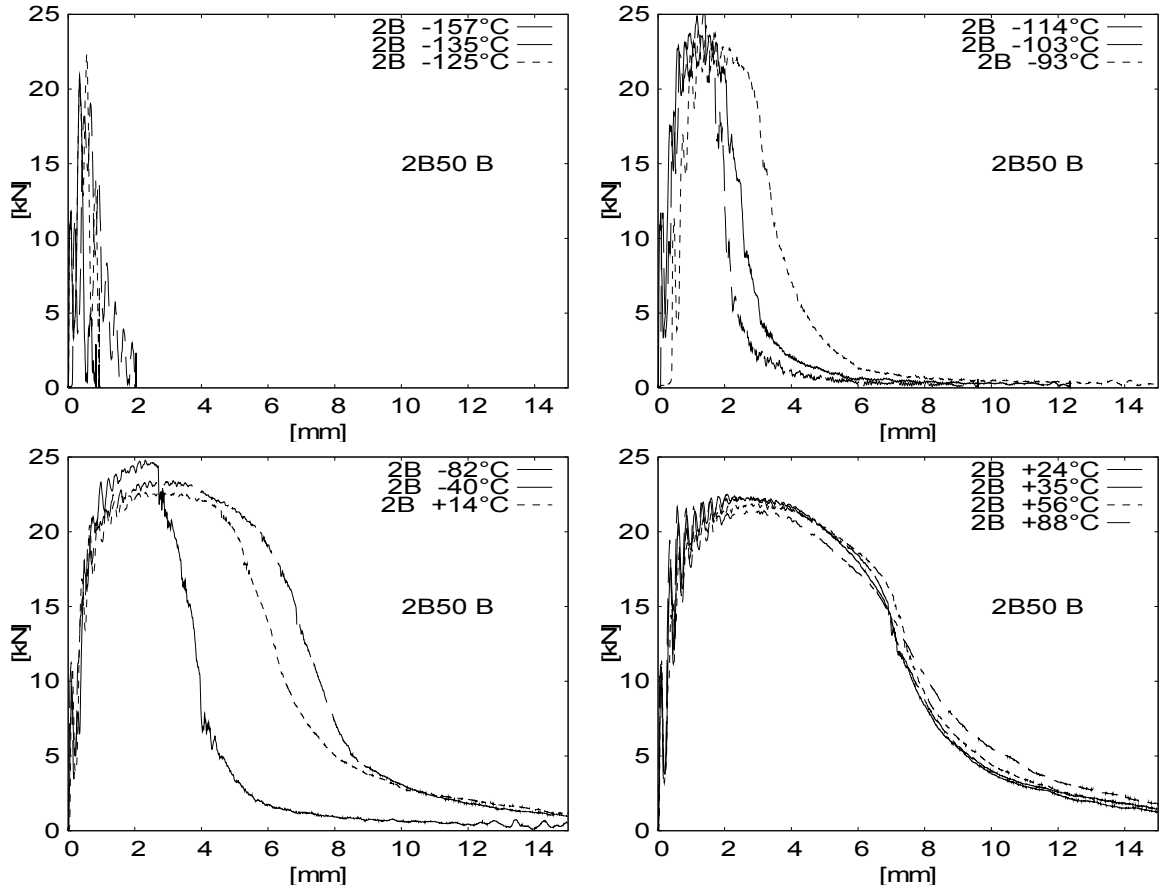
Tube de 20.6 mm d'épaisseur

2B50 B

N°	FL +	I/E	tp°C	Fm (kN)	E cadran (J)	Section (cm²)	KCV (J/cm²)
2	B	c	-90	26,6	20	0,8008	25
3	B	c	-72	28,0	62	0,8008	77
4	B	c	-63	25,2	118	0,8008	148
6	B	c	-54	24,4	94	0,8008	117
5	B	c	-54	24,7	106	0,7998	133
1	B	c	-20	23,4	126	0,7998	157
13	B	c	-157		9		12
14	B	c	-135		17		22
16	B	c	-125		16		20
15	B	c	-114		61		76
17	B	c	-103,5		47		59
12	B	c	-93		76		95
18	B	c	-82		93		117
19	B	c	-40		178		223
11	B	c	14		158		198
7	B	c	24		175		219
10	B	c	35		183		229
8	B	c	56		180		226
9	B	c	88		185		232

Tab. E-40 : Essais Charpy 2B50 B



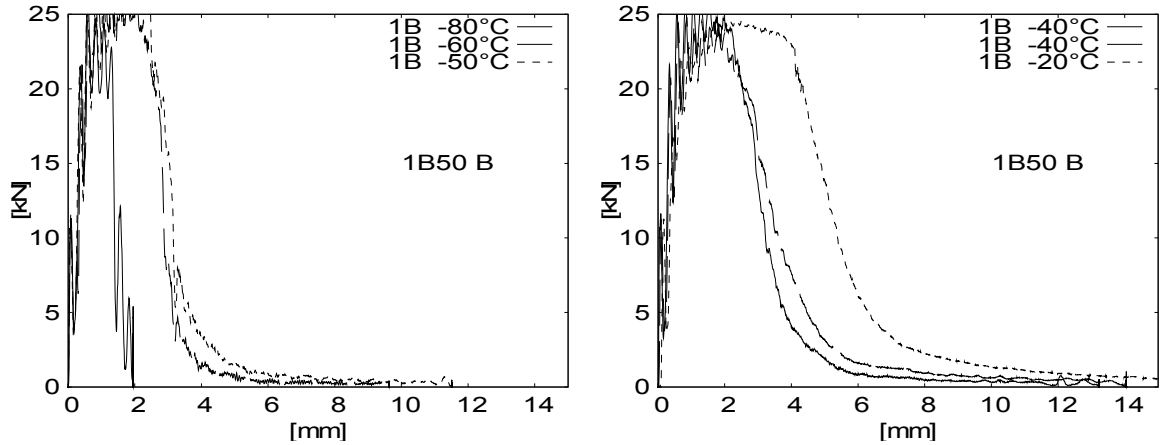


Tube de 12.7 mm d'épaisseur

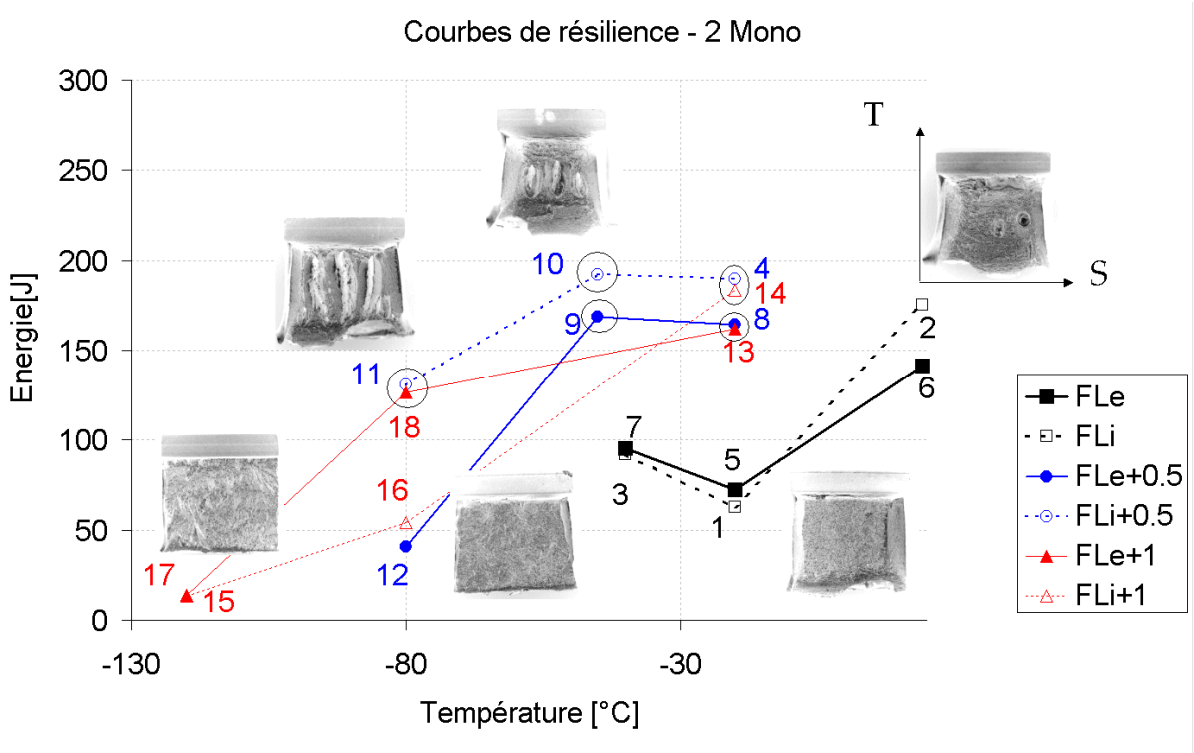
1B50 B

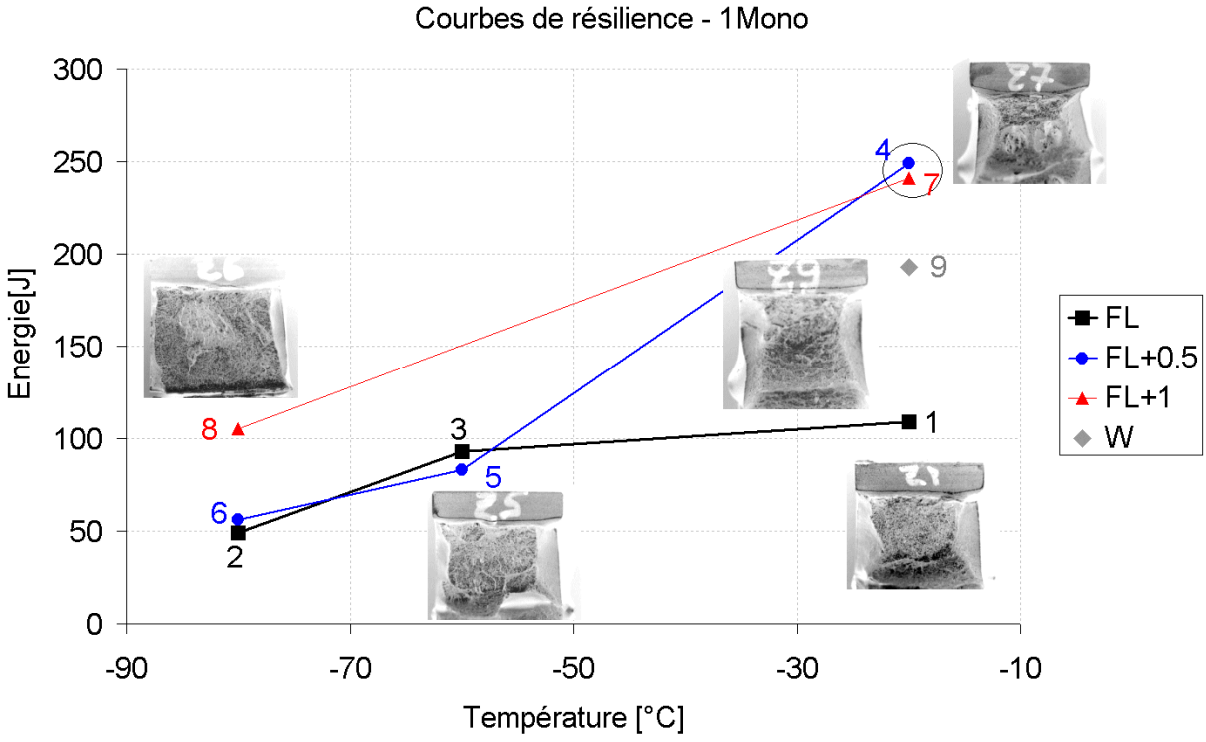
N°	FL +	I/E	tp°C	Fm (kN)	E cadran (J)	Section (cm²)	KCV (J/cm²)
2	B	c	-80	26,6	33	0,7972	41
3	B	c	-60	26,8	69	0,7972	86
4	B	c	-50	26,1	79	0,7962	99
6	B	c	-40	26,1	79	0,7972	99
5	B	c	-40	24,8	86	0,7962	108
1	B	c	-20	24,6	131	0,7982	164

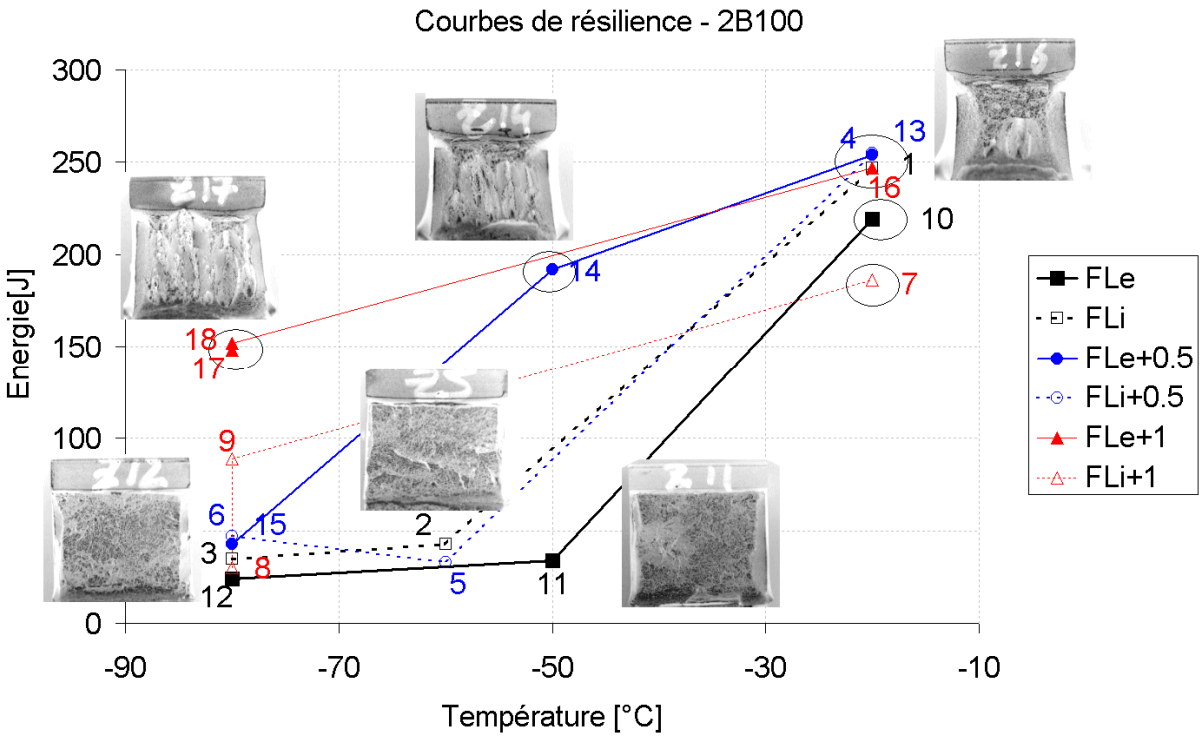
Tab. E-41 : Essais Charpy 1B50 B

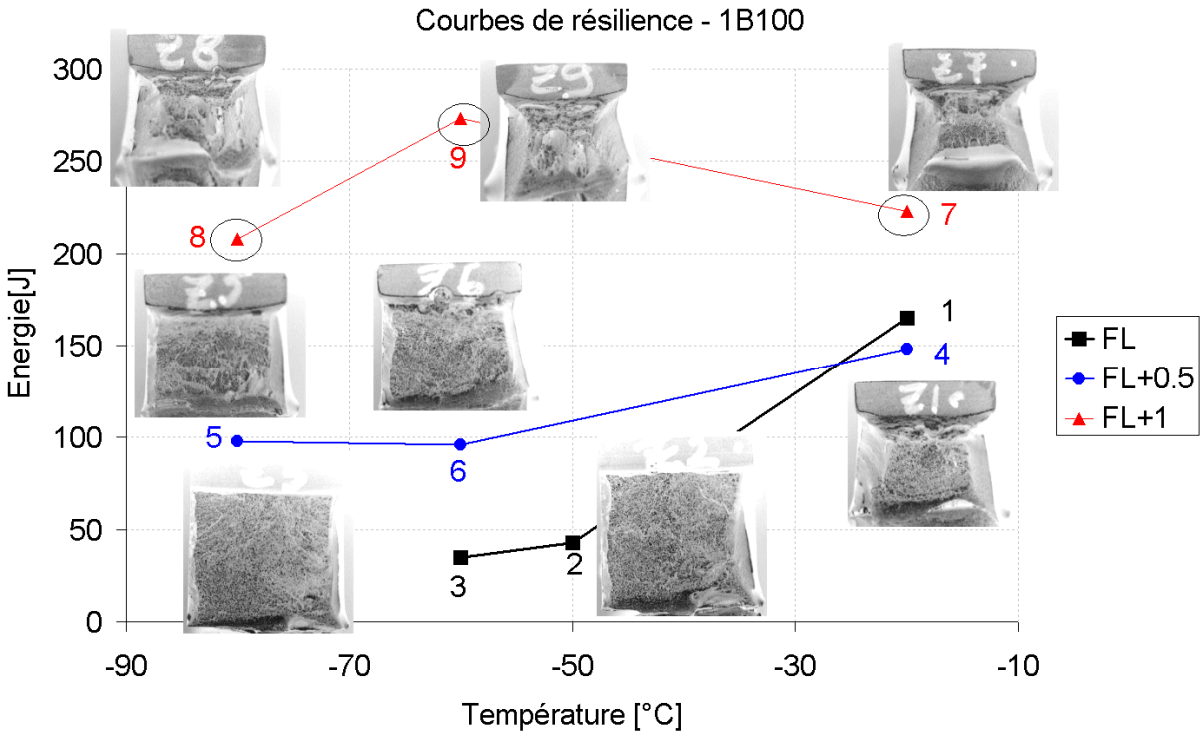


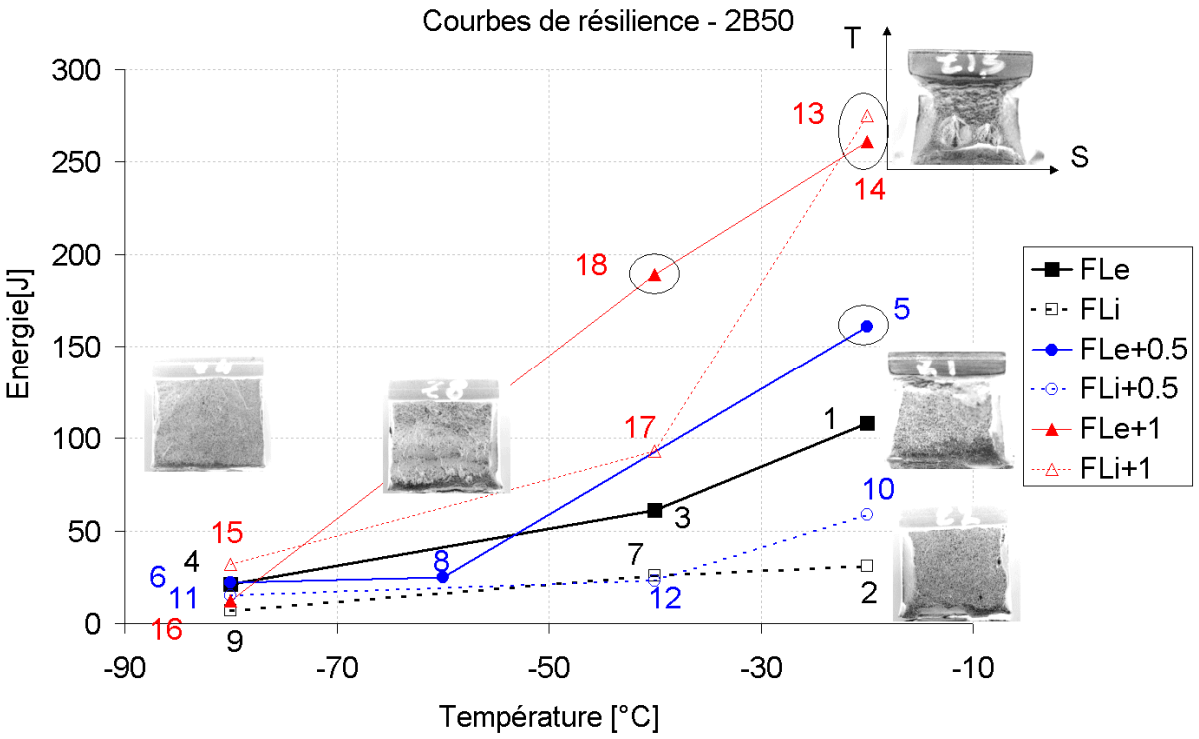
E.5.4. Courbes de résilience des 6 assemblages

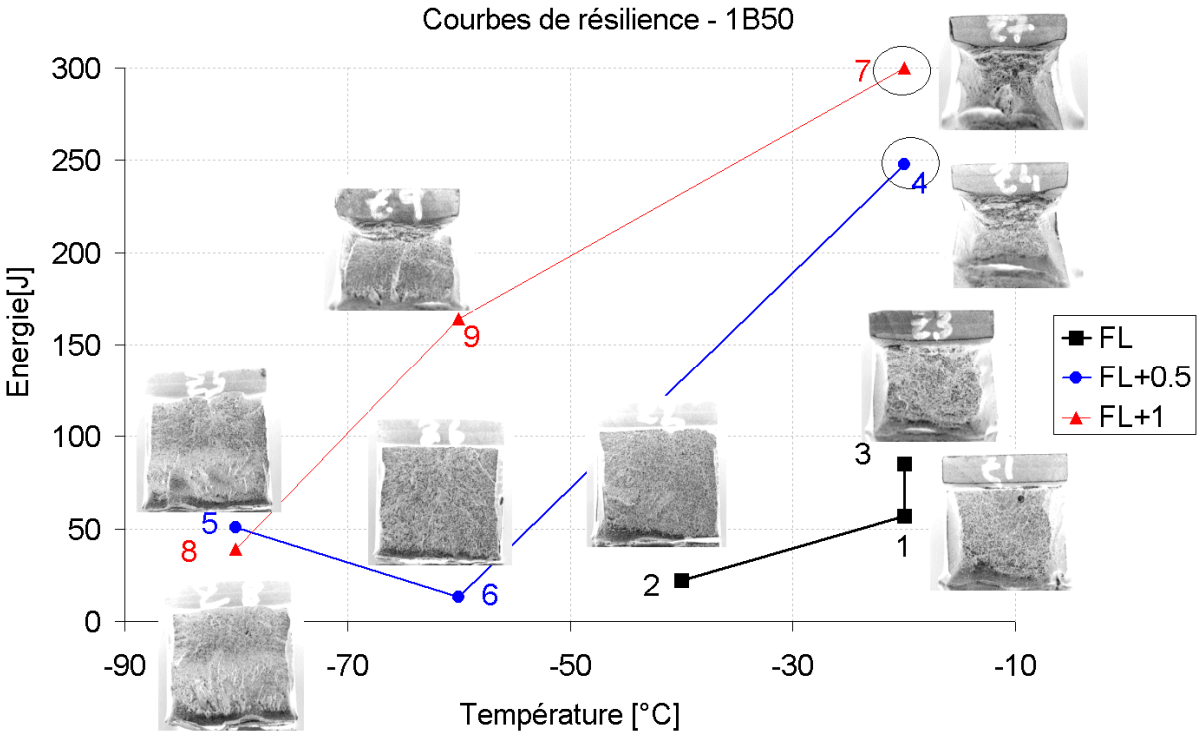





Courbes de résilience - 2B100
Energie[J]
Température [°C]
300
250
200
150
100
0
-90
-70
-50
-30
-10
FLe
FLi
FLe+0.5
FLi+0.5
FLe+1
FLi+1


Courbes de résilience - 1B100
Energie[J]
Température [°C]
300
250
200
150
100
50
0
-90
-70
-50
-30
-10
FL
FL+0.5
FL+1


Courbes de résilience - 2B50
Energie[J]
Température [°C]
300
250
200
150
100
50
0
-90
-70
-50
-30
-10
T
S
FLe
FLi
FLe+0.5
FLi+0.5
FLe+1
FLi+1


Courbes de résilience - 1B50
Energie[J]
Température [°C]
300
250
200
150
100
50
0
-90
-70
-50
-30
-10
FL
FL+0.5
FL+1

Annexe F : Approche simplifiée de l'acceptabilité des défauts : FAD

F.1. LA PRESENTATION DE LA METHODE FAD 272

F.1.1. LES 3 NIVEAUX D'INVESTIGATION 272
F.1.2. LE CHOIX DU NIVEAU 2A 274

F.2. APPLICATION DE LA BS7910 AUX ESSAIS DE FLEXION LENTE 274

F.2.1. LA GEOMETRIE DU DEFAUT 274
F.2.2. DEFINITION DES CONTRAINTES 275
F.2.3. DETERMINATION DE LR 277
F.2.4. DETERMINATION DU KR 277
F.2.5. FACTEURS DE SECURITE 278

F.3. PREVISION DE LA RUPTURE AVEC LE DIAGRAMME FAD 279

F.3.1. LES MATERIAUX ET LEURS PROPRIETES MECANIQUES 279
F.3.2. PLACEMENT DES POINTS SUR LE DIAGRAMME FAD NIVEAU 2A 281

Les canalisations de gaz ne sont pas sûres à cent pour cent. Avec les surcharges, les imprécisions de soudage, la corrosion, et les erreurs humaines, une conduite transportant du gaz naturel ou du pétrole peut devenir dangereuse.

Toutes les anciennes conduites sont contrôlées pour prévenir ce genre d'incident. L'approche simplifiée permet de donner une réponse rapide et sûre à la question : « Un défaut de telle dimension a été détecté dans cette conduite : que faut-il faire ? ».
Si on décide que le défaut est inacceptable, il est nécessaire pour des raisons de sécurité de réparer ou même de changer le tronçon endommagé.
La décision est prise à l'aide d'un document de référence : BS7910 [BSI00]. Il a été mis au point suite à la révision de la norme PD6493 de 1991 par le projet européen SINTAP.

La recommandation BS7910 s'applique :

- aux assemblages soudés constitués d'aciers ferritiques, austénitiques et d'alliages d'aluminium ;
- aux défauts planaires (fissures, manques de fusion, manque de pénétration), non planaires (porosités, inclusions solides) et aux défauts géométriques (mauvais alignement, effet de toit, ovalisation) ;
- aux modes de défaillances par rupture, fatigue, fuite, corrosion et fluage.

Nous appliquons la recommandation à l'acier X100 et à sa soudure de raboutage contenant un défaut semblable à une entaille d'éprouvette Charpy. Le barreau est orienté selon L avec une propagation de la fissure selon T (LT).

Cette annexe a pour but d'évaluer la précision de la BS7910 par rapport au modèle de l'approche locale, dans le cas d'un acier bainitique et de montrer de combien la BS est conservative, c'est-à-dire qu'un défaut qui n'endommage pas la structure en réalité, sera considéré comme inacceptable.

F.1. La présentation de la méthode FAD

F.1.1. Les 3 niveaux d'investigation

Selon la recommandation, le traitement de l'acceptabilité d'un défaut vis-à-vis de la rupture repose sur le diagramme FAD (Failure Assessment Diagram). Ce diagramme de prévision de la défaillance est établi en traçant la courbe du facteur d'intensité de contraintes normalisé par sa valeur limite (Kr) en fonction du rapport de plasticité qui est la contrainte effective du chargement sur la charge à rupture (Sr ou Lr). L'axe des ordonnées représente la ruine par fissuration fragile. L'axe des abscisses représente la ruine plastique par chargement limite. La recommandation propose 3 niveaux d'investigations qui conduisent aux diagrammes FAD suivants (Fig. F-99).

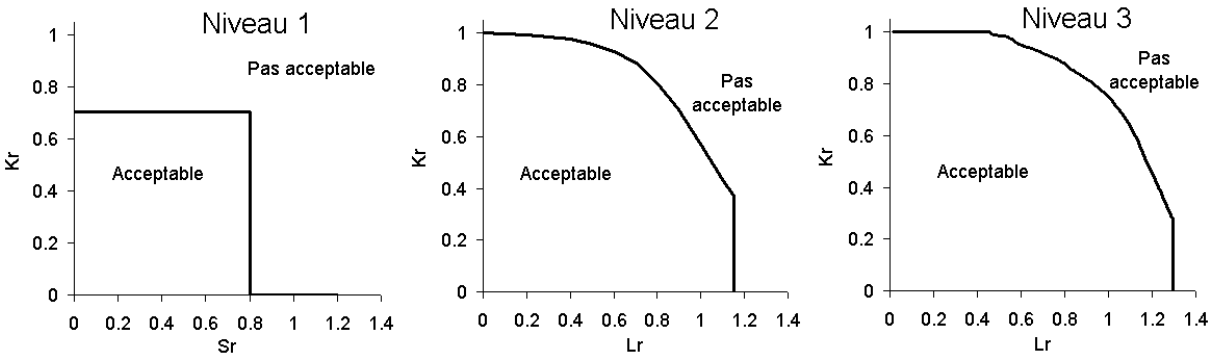


Fig. F-99 : Les trois niveaux d'investigations de la recommandation BS7910

L'utilisation des niveaux se fait en fonction des données disponibles dans l'ordre croissant en commençant par le niveau 1. Le niveau 1 est le plus pénalisant avec de forts facteurs de sécurité, nécessite le moins de connaissances sur le matériau et l'environnement et permet de traiter les défauts les moins néfastes rapidement (Tab. F-42).

	Cas	*Données*	*Facteurs de sécurité*	*Résultat*
Niveau 1	Rupture fragile (mécanique élastique linéaire de la rupture)	Propriétés matériau Contraintes Taille du défaut	Inclus implicitement	Rapide, mais imprécis
	$K_r = \frac{\sqrt{2}}{2}$ *pour* $S_r \le 0.8$ *et* $K_r = 0$ *pour* $S_r > 0.8$			
Niveau 2	Rupture mixte (fragile + possibilité d'amorce de déchirure ductile)	Niveau 1 + prise en compte des gradients de contraintes à l'endroit du défaut	Basés sur contraintes, taille défaut et propriétés matériaux, appliqués explicitement	Précis si données précises et en fonction du risque encouru
	2A : $K_r = \left(1 - 0.14 L_r^{\,2}\right)\left\{0.3 + 0.7\exp\left(-0.65 L_r^{\,6}\right)\right\}$ *pour* $L_r \le L_{r\max}$; $K_r = 0$ *pour* $L_r > L_{r\max}$			
Niveau 3	Ruine précédée d'une forte déformation plastique	Niveau 2 + Loi de comportement en traction du joint soudé	Comme niveau 2	Résultat précis
	$K_r = \left(\frac{E\varepsilon_{ref}}{L_r R_{p0.2}} + \frac{L_r^{\,3} R_{p0.2}}{2E\varepsilon_{ref}}\right)^{-0.5}$ *pour* $L_r \le L_{r\max}$; $K_r = 0$ *pour* $L_r > L_{r\max}$			

Tab. F-42 : Les trois niveaux d'investigations, utilisation, données, facteurs de sécurité et résultat

Du niveau 1 au niveau 3, le traitement est de plus en plus long, car il demande de plus en plus de données, mais les résultats sont de moins en moins pénalisants.
Le choix du niveau d'investigation se fait en fonction des données disponibles. Pour l'X100, les données sont récentes et notre étude nous permettrait d'utiliser le niveau 3. Pour de vieilles canalisations sur lesquelles on n'a aucun renseignement ou pour lesquelles on a besoin d'une réponse très rapide, le niveau 1 s'impose.

F.1.2. Le choix du niveau 2A

On a hésité entre le niveau 2A et le niveau 3. L'utilisation de la courbe entière contrainte-déformation ne donne pas une enveloppe de rupture très différente du niveau 2A, qui ne requiert aucune courbe. De plus, nous ne disposons pas de toutes les courbes contrainte-déformation traversant le joint à toutes les températures. Le choix se fait donc sur le niveau 2A, qui est de plus le niveau utilisé pour la plupart des investigations.
Les étapes pour définir l'acceptabilité d'un défaut sont :

- Caractériser le défaut (7.1.2)
- Définir les contraintes (6.4, 7.3.3)
- Estimer Kmat par correspondance avec l'énergie de rupture en flexion (annexe J)
- Déterminer des propriétés mécaniques en traction (7.1.3)
- Sélection du FAD (7.3.1)
- Calcul de Lr (7.3.8)
- Calcul de Kr (7.3.5)
- Tracé du point sur le diagramme (7.3.1)
- Estimation des facteurs de sécurité (annexe K, 7.3.1)
- Validation du défaut ou pas
    - Si oui, le défaut a peu de chance de provoquer la ruine de la structure
    - Sinon on remet en cause les étapes précédentes et si rien n'y fait, le défaut est considéré comme inacceptable

F.2. Application de la BS7910 aux essais de flexion lente

On choisit de prévoir la rupture des éprouvettes de flexion lente entaillées en ligne de fusion.

F.2.1. La géométrie du défaut

On choisit un défaut qui représente l'entaille de l'éprouvette Charpy (fig. M6 p167, annexe M, Fig. F-100). La profondeur d'entaille vaut « a ». Lorsqu'on mesure l'avancée ductile, il faut ajouter la valeur moyenne mesurée au 2 mm de l'entaille, pour avoir la taille de la fissure totale.

a = 2 mm + avancée ductile
B = 10 mm
W = 10 mm
a/B = 0.2

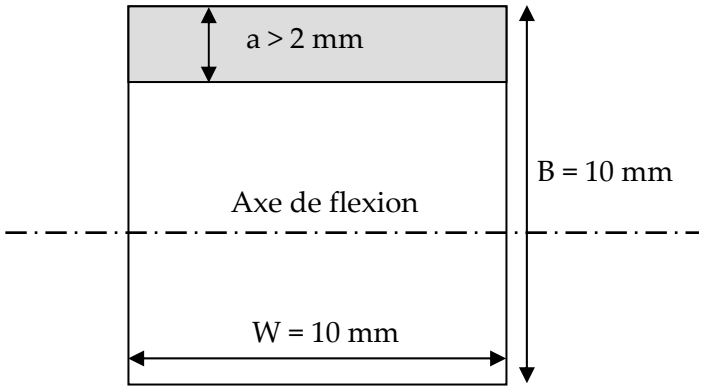


Fig. F-100 : Géométrie du défaut représentant l'entaille de l'éprouvette de flexion lente

F.2.2. Définition des contraintes

La contrainte primaire est la contrainte de flexion. Les contraintes secondaires sont les contraintes résiduelles.
Le facteur d'intensité des contraintes (Eq. F-2) est donné dans l'annexe M de la BS7910:

$$K_I = (Y\sigma)\sqrt{\pi a} \qquad \textbf{Eq. F-2}$$

K_I Facteur d'intensité des contraintes

Comme les éprouvettes cassent en fragile avec de l'avancée ductile, on utilise le niveau 2 A, on évalue les contraintes d'après l'Eq. F-3 :

$$(Y\sigma) = (Y\sigma)_p + (Y\sigma)_s \qquad \textbf{Eq. F-3}$$

$(Y\sigma)_p$ contraintes primaires
$(Y\sigma)_s$ contraintes secondaires

$$\begin{aligned} (Y\sigma)_p &= Mf_w\left[k_{tm}M_{km}M_mP_m + k_{tb}M_{kb}M_b\{P_b + (k_m - 1)P_m\}\right] \\ (Y\sigma)_s &= M_mQ_m + M_bQ_b \end{aligned} \qquad \textbf{Eq. F-4}$$

La sollicitation de l'éprouvette est une flexion simple, les termes de membrane s'annulent et les expressions se simplifient comme suit :

$$\begin{aligned} (Y\sigma)_p &= Mf_wk_{tb}M_{kb}M_bP_b \\ (Y\sigma)_s &= M_mQ_m \end{aligned} \qquad \textbf{Eq. F-5}$$

M et f_w Coefficients qui dépendent du défaut, dans notre cas :
$\boxed{M = 1}$ (p158, surface flaws in plate)
$\boxed{f_w = 1}$ (p167, long surface flaws in plate)

b Coefficients en rapport avec le chargement en flexion (bending)

m Coefficients en rapport avec le chargement sur la membrane

M_m $1.12 - 0.23(a/B) + 10.6(a/B)^2 - 21.7(a/B)^3 + 30.4(a/B)^4$ (M.11)

M_b $1.12 - 1.39(a/B) + 7.32(a/B)^2 - 13.1(a/B)^3 + 14(a/B)^4$ (M.12)

$(a/B = 0.2) \le 0.6$

M_{kb} Facteur d'amplification du facteur d'intensité des contraintes pour le chargement en flexion :

$M_{kb} = v\left(\frac{z}{B}\right)^w$ (Table M.9 p198)

L=6 mm (largeur de la soudure), B=10 mm, z=a= 2 mm minimum, L/B=0.6
$(z/B \ge 0.2) > \left(0.03(L/B)^{0.55}\right)$, donc v=0.68 et $w = -0.19(L/B)^{0.21} = -0.17$

k_{tb} Facteur de concentration des contraintes

P_b Contraintes de flexion dues au chargement primaire [MPa]

Q_m Contraintes résiduelles [MPa]

A propos des contraintes résiduelles, trois choix se présentent d'après la norme (paragraphe 7.3.4.2. p34) :

1. $Q_m = R_{p0.2(20\,°C)}$ (~700 MPa)
2. $Q_m = \left(1.4 - \frac{\sigma_{ref}}{\sigma_f}\right) R_{p0.2(20\,°C)}$ (~ 488 MPa)
3. $Q_m = 200\ MPa$

Sachant que la plupart des utilisateurs de la norme privilégie la troisième solution et que lorsqu'on a de l'avancée ductile les contraintes résiduelles sont redistribuées et négligeables, on choisit aussi la troisième solution, qui consiste à prendre une valeur arbitraire de 200 MPa.

Nous sommes dans le cas d'un barreau entaillé en surface sur un seul côté, sollicité en flexion (Fig. F-101). L'expression de la contrainte de flexion est exprimée dans l'Eq. F-6 .

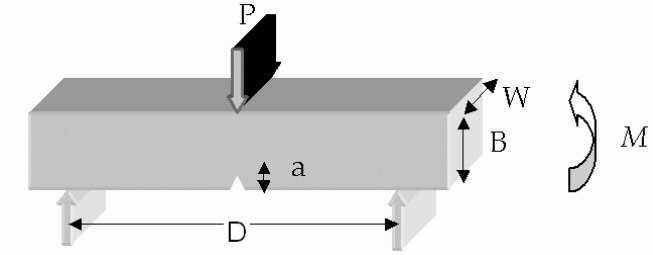
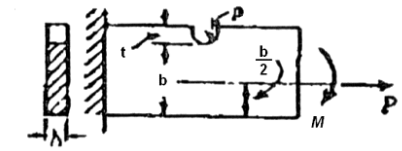


Fig. F-101 : Eprouvette de flexion 3 points

$$M = \frac{PD}{4} \quad I = \frac{W(B-a)^3}{12} \quad y = \frac{B-a}{2}, \text{ soit } P_b = \frac{M\,y}{I} = \frac{3}{2}\frac{PD}{W(B-a)^2} \qquad \textbf{Eq. F-6}$$

Détermination du facteur de concentration des contraintes : k_{tb}

Type of Notch	Type of Load	Formula for Nominal Stress	Scale for $\sqrt{t/\rho}$	Curve for Finding k
 Fig. B	Tension	$\frac{P}{bh}$	f	3
	Bending	$\frac{6M}{b^2h}$	f	4

Tab. F-43 : Abaques donnant la contrainte nominale en fonction de la géométrie d'un barreau

Voici les valeurs pour l'éprouvette Charpy : ρ=0.25 mm, b = 8 mm, t ~ 2 mm, h = 10 mm.
Nous plaçons le point A, $\sqrt{b/\rho} = 5.66$, sur l'abscisse de droite. L'intersection B se fait avec la courbe 4 (Tab. F-43). C est la projection de B sur l'axe des ordonnées. On joint C avec D, $\sqrt{t/\rho} = 2.83$, lu sur l'échelle f à gauche (Fig. F-102). L'intersection de CD avec la droite à 45 ° donne $\boxed{k_{tb} = 4.1}$. On choisit de garder cette valeur constante quelle que soit la taille de l'avancée ductile. En effet une avancée ductile de 1 mm donne t=3 mm, $\sqrt{t/\rho} = 3.5$, ce qui augmente le k_{tb} de seulement 0.1.

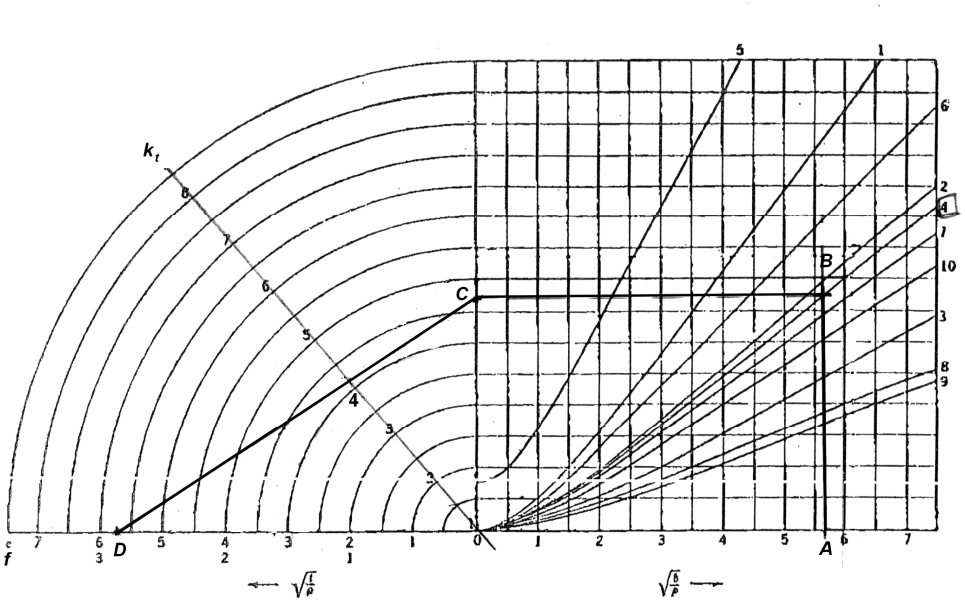


FIG. 107 Neuber's diagram (nomograph) for finding theoretical stress concentration factor at root of notch

Fig. F-102 : Abaque donnant le k_{tb} à partir des dimensions du barreau sollicité

F.2.3. Détermination de Lr

La méthode de calcul de Lr se trouve dans l'annexe P, p212, équation (P.2) de la BS7910. Dans notre cas, σ_{ref} s'exprime selon l'Eq. F-7 et L_r, $L_{r\max}$ selon l'Eq. F-8 :

$$\sigma_{ref} = \frac{P_b + (k_m - 1)P_m + \left[\{P_b + (k_m - 1)P_m\}^2 + 9P_m{}^2(1-\alpha'')^2\right]^{0.5}}{3(1-\alpha'')^2}, \text{ avec } \alpha'' = a/B \qquad \textbf{Eq. F-7}$$

En flexion pure, $P_m = 0$, on obtient donc $\sigma_{ref} = \dfrac{2P_b}{3(1-\alpha'')^2} = \dfrac{2P_b}{3(1-a/B)^2}$

$$L_r = \frac{\sigma_{ref}}{R_{p0.2}} \qquad \text{et} \qquad L_{r\max} = \frac{\sigma_f}{R_{p0.2}}, \text{ avec } \sigma_f = \left(\frac{R_m + R_{p0.2}}{2}\right) \qquad \textbf{Eq. F-8}$$

On peut prendre $L_{r\max}$ =1.15 pour les aciers faiblement alliés et les soudures

F.2.4. Détermination du Kr

Dans le cas de la rupture fragile, le Kr s'exprime selon l'Eq. F-9 :

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}} + \rho \qquad \textbf{Eq. F-9}$$

K_I et K_{mat} sont calculés ci-après, ρ donne une idée de l'interaction de la plasticité entre chargement principal et secondaire (p225, BS7910)

K_{mat} est une grandeur liée à la ténacité du matériau dans la zone du défaut. Lorsqu'on ne l'a pas directement, on peut la calculer en utilisant une relation de corrélation entre l'énergie nécessaire pour casser une éprouvette Charpy notée Cv (J) et la ténacité (MPa√m), soit :

$$K_{mat} = \frac{820\sqrt{C_v} - 1420}{B^{1/4}} + 630 \quad \text{(Annexe J, p140, BS7910)} \qquad \textbf{Eq. F-10}$$

K_{mat} est la ténacité du matériau estimée en bas de transition (borne inférieure) en N/mm$^{3/2}$

C_v est l'énergie de rupture d'un essai Charpy à la température d'essai en Joule

B est l'épaisseur du matériau en mm

$$K_I = K_I^p + K_I^s = (Y\sigma)_p \sqrt{\pi a} + (Y\sigma)_s \sqrt{\pi a} \qquad \textbf{Eq. F-11}$$

K_I est le facteur d'intensité des contraintes, $(Y\sigma)_p$ et $(Y\sigma)_s$ selon l'Eq. F-5

$$\rho_1 = 0.1\chi^{0.174} - 0.007\chi^2 + 3.10^{-5}\chi^5 \quad \text{(Fig. F-103, Annexe R, p226, BS7910)} \qquad \textbf{Eq. F-12}$$

Avec, $\chi = \dfrac{(Y\sigma)_s}{(Y\sigma)_p} L_r = \dfrac{(Y\sigma)_s}{(Y\sigma)_p} \dfrac{\sigma_{ref}}{R_{p0.2}}$

Pour $\rho = \rho_1 \quad L_r \le 0.8$;

$\rho = 4\rho_1(1.05 - L_r) \quad 0.8 < L_r < 1.05$;

$\rho = 0 \quad L_r \ge 1.05$.

ρ est le facteur de correction de plasticité

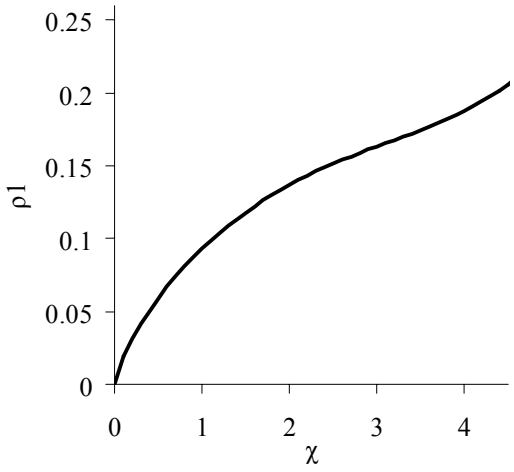


Fig. F-103 : Estimation de ρ_1 à partir des rapports de contraintes secondaires et principales pour calculer ρ

F.2.5. Facteurs de sécurité

Dans le but de voir l'influence des facteurs de sécurité, nous choisissons de prendre les facteurs de sécurité les plus sévères correspondant à une situation où la défaillance de la structure a de lourdes conséquences (Tab. F-44). La probabilité de défaillance est calculée en prenant en compte la dispersion sur toutes les propriétés matériaux, ainsi que sur la mesure des dimensions du défaut.

	σ	a	K_{mat}	$R_{p0.2}$
Facteur de sécurité p(F)=10^{-5} = probabilité de défaillance	1.3	1.7	1.7	1.2

Tab. F-44 : Facteurs de sécurité les plus sévères, (annexe K)

F.3. Prévision de la rupture avec le diagramme FAD

L'Eq. F-13 donne le contour du domaine d'acceptabilité du défaut, présentée dans le Tab. F-42 au début de l'annexe.

$$2A: \; K_r = \left(1 - 0.14 L_r^{\,2}\right)\left\{0.3 + 0.7\exp\left(-0.65 L_r^{\,6}\right)\right\} \; pour \; L_r \le L_{r\max} \; ; \quad K_r = 0 \; pour \; L_r > L_{r\max}$$

Eq. F-13

F.3.1. Les matériaux et leurs propriétés mécaniques

On choisit d'appliquer le FAD sur le métal de base et sur la ZAT Cs. On utilise pour cela les données des essais de traction travers joint et dans le métal de base (LJ, LB) et des essais de flexion 3 points dans le métal de base (KLB), dans la ZAT réelle (KL FLi) et dans la ZAT simulée (KTCs). La Fig. F-104 permet de situer les prélèvements des éprouvettes.

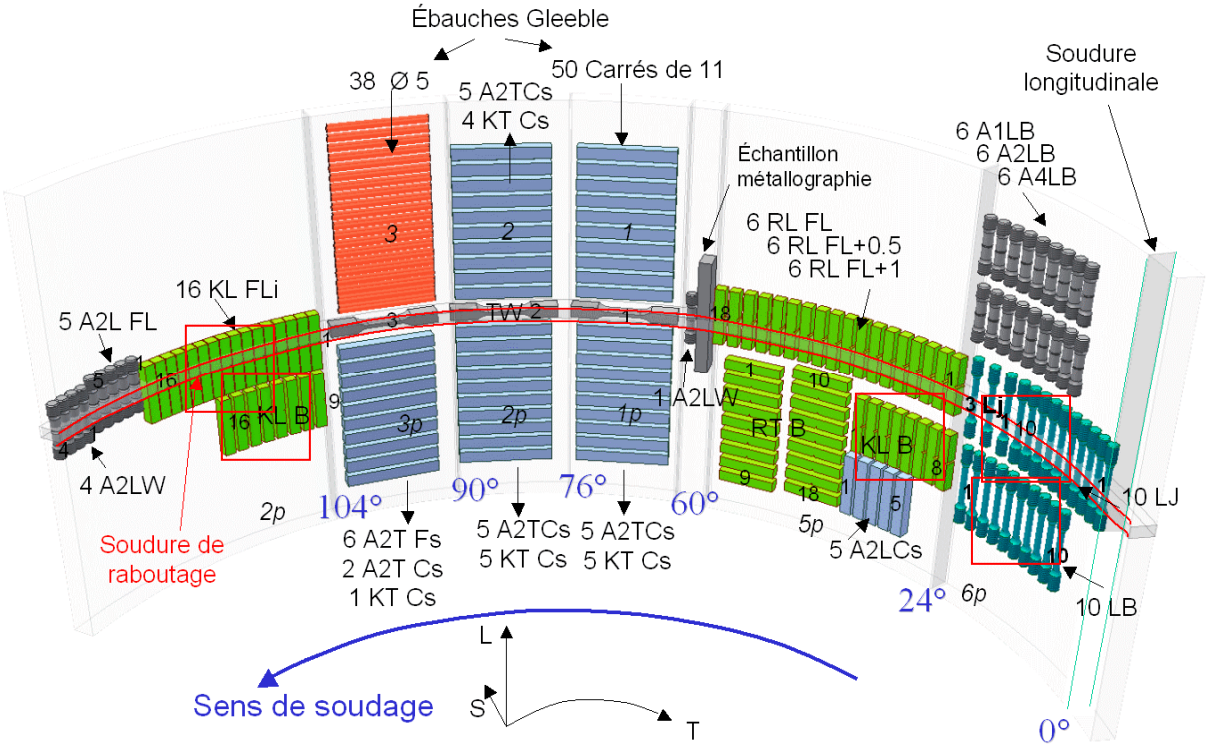


Fig. F-104 : Essais utiles pour le FAD encadrés

Le dépouillement des essais permet d'extraire les valeurs nécessaires pour les calculs FAD (Fig. F-105, Fig. F-106 et Tab. F-45).

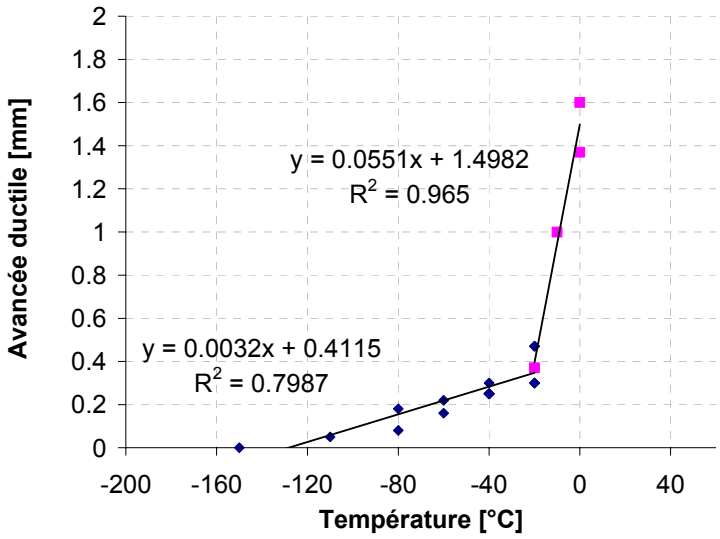


Fig. F-105 : Avancée ductile des éprouvettes de flexion 3 points entaillée en FL et Cs en fonction de la température

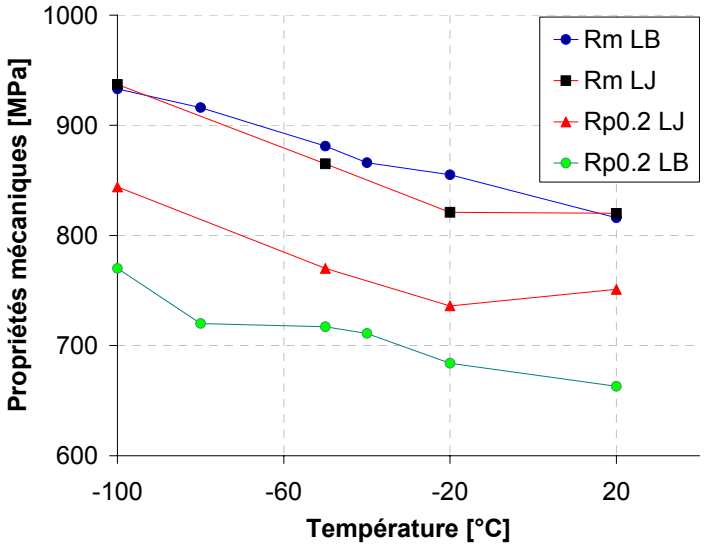


Fig. F-106 : Propriétés mécaniques du joint et du métal de base en fonction de la température

		A	B
LB	$Rp_{0.2}$	-0.8071	674.51
	Rm	-0.9874	833.40
LJ	$Rp_{0.2}$	-0.8225	744.41
	Rm	-1.0238	822.36
R =A x T+ B Avec T la température en °C			

Tab. F-45 : Régression linéaire des propriétés mécaniques

F.3.2. Placement des points sur le diagramme FAD niveau 2A

Voici les résultats de calculs sur les éprouvettes testées (Fig. F-107). La méthode FAD prévoit une rupture de l'éprouvette de flexion 3 points entaillée en ligne de fusion testée à –20 °C pour une force de 2.5 kN. Ce qui est totalement sous-estimé, car l'éprouvette casse lorsque la force atteint plus de 20 kN. On voit aussi que les facteurs de sécurité rendent le défaut encore moins acceptable.

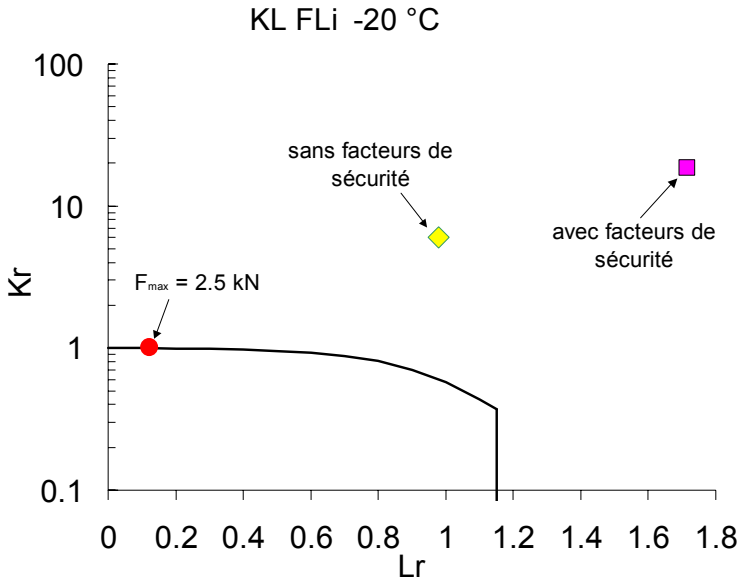


Fig. F-107 : Le défaut en ligne de fusion n'est pas acceptable d'après le diagramme FAD à -20 °C

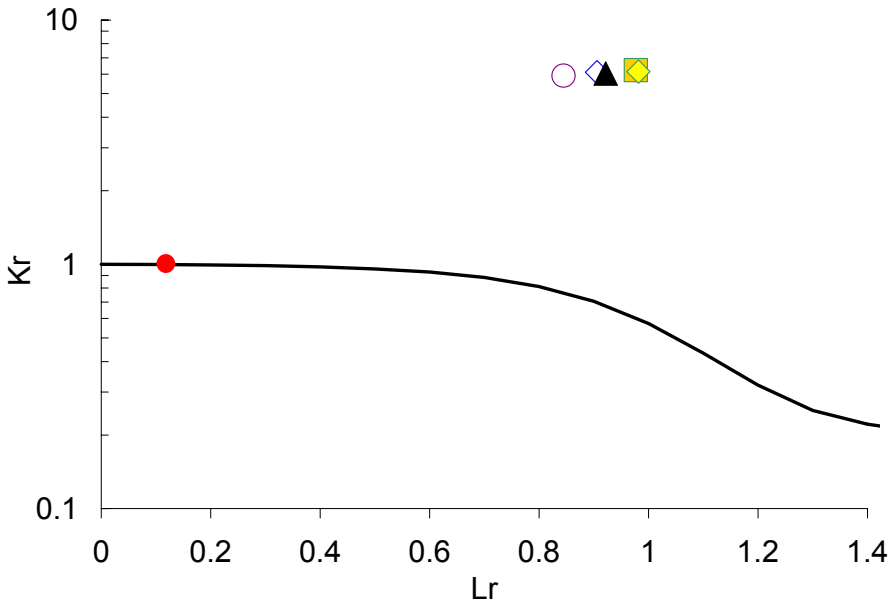


Fig. F-108 : Placements des points concernant les défauts en ligne de fusion à différentes températures (cercle à –100 °C et carré à –40 °C). Prévision de la rupture (cercle plein) à –20 °C pour une force maximale de 2.5 kN au lieu des 20.1 kN réels.

Une correction du Kr par un facteur 11 permet d'être prédictif (Fig. F-109, Fig. F-110).

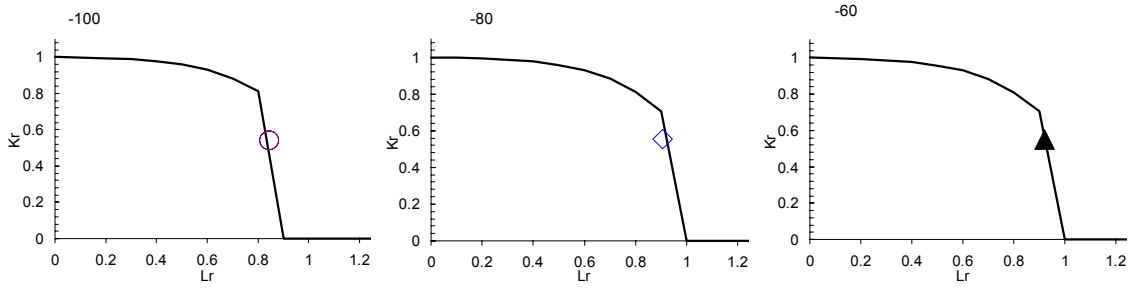


Fig. F-109 : Résultats à –100, -80 et –60 °C

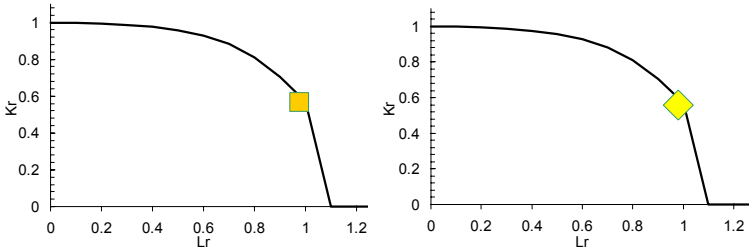


Fig. F-110 : Résultats à - 40 (carré) et -20 °C (losange)

Type de défaut : éprouvette Charpy entaillée en ligne de fusion (FL)
fig M6 p167

								+ facteurs	Force max
	Température [°C]	-20	-40	-60	-80	-100		-20	-20
	fw	1	1	1	1	1			1
	M	1	1	1	1	1			1
	entaille	2	2	2	2	2	mm		2
	a(entaille+AD)	2.35	2.28	2.22	2.16	2.09	mm	**3.99**	2.35
	B	10	10	10	10	10	mm		10
	a/B	0.23	0.23	0.22	0.22	0.21		**0.40**	0.23
M11	Mm	1.46	1.44	1.43	1.41	1.40		**2.11**	1.46
M12	Mb	1.07	1.07	1.06	1.06	1.06		**1.25**	1.07
	W	10	10	10	10	10	mm		10
	L	6	6	6	6	6	mm		6
	L/B	0.6	0.6	0.6	0.6	0.6			0.6
	0.03L/B^0.55	0.02	0.02	0.02	0.02	0.02			0.02
	v	0.68	0.68	0.68	0.68	0.68			0.68
	w	-0.17	-0.17	-0.17	-0.17	-0.17			-0.17
	z	2.35	2.28	2.22	2.16	2.09	mm		2.35
p196	Mkb	0.89	0.89	0.89	0.89	0.89			0.89
	ktb	4.1	4.1	4.1	4.1	4.1	environ		4.1
	rac(b/ro)	5.66	5.66	5.66	5.66	5.66			5.66
	rac(t/ro)	3.06	3.02	2.98	2.94	2.89			3.06
p141	Cv = f(T)	70.00	60.00	50.00	45.00	40.00			
	Kmat = f(T)	3689.48	3403.29	3092.09	2924.76	2747.85	MPa.rac(mm)		3689.48
		116.67	107.62	97.78	92.49	86.89	MPa.rac(m)	**68.63**	116.67
p212	Pb=My/I								
	Fmoyen	20000	21000	21000	22000	22000	N		**2400**
	D	40	40	40	40	40	mm		40
	M	200000	210000	210000	220000	220000			24000
	I	373.45	382.90	392.50	402.27	412.19	mm^4		373.45
	Pb	2049.15	2116.07	2081.40	2145.08	2110.50	MPa	**2663.90**	245.90
p212	sig_ref	777.60	789.73	764.06	774.64	749.87	MPa	**1639.32**	93.31
	Rp0.2	749.27	763.65	783.22	808.96	841.81	MPa	899.13	749.27
	Rm	835.17	853.13	874.94	901.54	933.90	MPa	835.17	835.17
	sigflow	792.22	808.39	829.08	855.25	887.86	MPa	867.15	792.22
sir_res	Qm	200	200	200	200	200	MPa		200
anR	Yp	8046	8280	8117	8339	8181		**12253**	966
	Ys	292	289	286	282	279		**422**	292
	xsi	0.036	0.034	0.032	0.031	0.029		**0.065**	0.297
	ro	0.015	0.016	0.028	0.031	0.044		**0.015**	0.081
	KI	716.1	725.8	701.7	709.5	685.8		1419.2	108.0
	Kr	6.15	6.76	7.20	7.70	**7.94**		20.7	1.0
	Lr=sigref/sigflow	0.982	0.977	0.922	0.906	0.845		**1.890**	0.118
	Lr max=sigref/Rp	1.038	1.034	0.976	0.958	0.891	**Correction**	**1.823**	0.125
	Kr corrigé	0.559	0.615	0.655	0.700	**0.721**	**11**		

Facteurs de sécurité	
sig	1.3
a	1.7
Kmat	1.7
Rp0.2	1.2

Tab. F-46 : Table de calcul Excel permettant d'évaluer l'acceptabilité des défauts à différentes températures

Le FAD sans facteurs de sécurité surestime de 11 fois la réalité. On peut donc dire que la méthode FAD, approche ingénieur de la rupture est trop conservative.

Index des figures et des tableaux

Figure I-1 : Gain de masse lié à l'utilisation des hauts grades pour un diamètre donné, [HILL04-59] 24
Figure I-2 : Développement des pipelines en acier à haute résistance dans le temps, grade et mise en forme, [GRAY01] 24
Figure I-3 : Développement des pipelines (composition, procédé TMCP, microstructure, API grade), [HEIS01] ... 25
Figure I-4 : Etapes de fabrication des aciers propres, en parallèle avec les objectifs métallurgiques, [REEP03] [TAKE02-PDC] 26
Figure I-5 : Relation entre la teneur en carbone et le grade de l'acier, [GRAY01] 27
Figure I-6 : Diagramme de Graville donnant la soudabilité de l'acier en fonction de la quantité de carbone et du carbone équivalent CE_{IIW}, [LIU-02-PDC] 28
Figure I-7 : Traitement thermomécanique lors de la mise en forme de la tôle, [HILL01-43] 29
Figure I-8 : Diagramme TRC « schématique » sur une plaque X100 de 20mm [OKAT02-PDC] 29
Figure I-9 : Evolution des propriétés mécaniques des plaques selon les grades, [n9015] 29
Figure I-10 : Mécanismes de formation de la perlite (a) et de la bainite (b) [TAIL00] 30
Figure I-11 : Transformation de Bain [BAIN24] 30
Figure I-12 : Bainite supérieure et inférieure [BARR02] 31
Figure I-13 : Mise en forme des tubes par le procédé « UOE », [GDF85] 32
Figure I-14 : Courbes de traction schématique en fonction du grade et de la mise en forme, [TAKE02-PDC] 33
Figure I-15 : Développement de l'X100 par EUROPIPE, [GRÄF03] 35
Figure I-16 : Coût en €/kg des éléments d'alliages 37
Figure I-17 : Coût en pourcentage des éléments d'alliages composant l'X100 37
Figure I-18 : Arrangement des électrodes et direction de soudage de la soudure longitudinale [AHME96] 39
Figure I-19 : Du sommet du tuyau, les deux têtes tandem doubles soudent le pipeline de diamètre 1321 mm jusqu'au « point de rendez-vous » inférieur [M&T03] 40
Figure I-20 : Procédé Saturne ® équipé de 8 torches 41
Figure I-21 : Chanfreins utilisés pour le soudage automatique monotorche et bitorche [HAMM02-PDC] 41
Figure I-22 : Dénomination des passes avec le métal d'apport, [CAPS] 41
Figure I-23 : Coupes macroscopiques des soudures de SERIMAX et du WERC [HAMM02-PDC] 43
Figure I-24 : Résilience des soudures de raboutage entaillées dans le métal fondu (W) ou en ligne de fusion (FL) d'une soudure Bitorche [HAMM02-PDC] 44
Figure I-25 : Résilience des soudures de raboutage entaillées dans le métal fondu (W) ou en ligne de fusion (FL) d'une soudure Monotorche [HAMM02-PDC] 44
Figure I-26 : Essais de traction du métal fondu des soudures de raboutage (All Weld) [HAMM02-PDC] 45
Figure I-27 : Essais de dureté HV10 dans le métal fondu, la ZAT et le métal de base [HAMM02-PDC] 45
Figure I-28 : Présentation schématique des différentes parties constitutives d'un joint soudé, [BLON01] d'après [EAST83] 46
Figure I-29 : Différents types de microstructures en ZAT en fonction des cycles thermiques, d'après [TOYO89] .. 47
Figure I-30 : Localisation des composés M-A aux anciens joints de grains austénitiques et dans les interlattes. Acier HSLA, C = 0,07 %, Mn = 1,5 %, Ni = 0,5 %. Cycle thermique : 1250 + 745°C, Dt 700 -300 = 100 s, [KAPL01] 49
Figure I-31 : Localisation des amorçages de rupture fragile aux creux des bourrelets des passes [SHIG90] 49
Figure I-32 : L'un des TiN responsables de l'amorçage de la rupture fragile d'une éprouvette de flexion 3 points entaillée en ligne de fusion testée à -80 °C 50
Figure II-1: Soudures du gazoduc et notations 54
Figure II-2 : Procédé de soudage automatique MAG bitorche (Saturnax®), photo : D. Rollot, SERIMAX 55
Figure II-3 : Allure des 6 soudures de raboutage coupe LS et notations en gras 55
Figure II-4 : Coupe macroscopique de la soudure de raboutage (2B50) 56
Figure II-5 : Attaque Nital du plan LS du métal de base B, (2B50) et anisotropie du métal de base, (TMCP) 57
Figure II-6 : Attaque au réactif de Villela, alternance de bandes de 10 µm de large (1B50 - FEG) 57
Figure II-7 : Dureté dans l'épaisseur du métal de base B (2B50) – 1 mesure par point 58
Figure II-8 : Métal de base B à 3 mm et 12 mm de la peau interne du tube (2B100). 58
Figure II-9 : Profil de concentration à mi-épaisseur (S) du métal de base dans le plan LS 59
Figure II-10 : Détails des mesures à mi-épaisseur pour l'ensemble des tubes, moyenne et écart-type moyen 59
Figure II-11 : Diagramme de diffraction X dans le plan LS du 2B50 60
Figure II-12 Métal de base 1B50, avant revenu et après revenu 61
Figure II-13 : Cartographie EBSD du 1B50 : indice de qualité (29 à 100), image en figure de pôle inverse 62

Figure II-14 : Figures de pôles (001), (010), (100), cubique centré ; ensemble et sélection d'un grain 62
Figure II-15 : Vue macroscopique d'une coupe de la soudure longitudinale 2B50, polie et attaquée Nital 63
Figure II-16 : Dureté partant du centre de la soudure longitudinale W(L) en direction de la ZAT, en interne et en externe 63
Figure II-17 : Microstructures en interne et externe à FL+, FL++, FL+++ et B de la soudure longitudinale W(L) 64
Figure II-18 : Comparaison entre les microstructures de la soudure longitudinale W(L) interne et externe 65
Figure II-19 : Profil de dureté de la passe externe vers la passe interne de la soudure longitudinale W(L) 65
Figure II-20 : Empreintes de dureté dans la soudure en T (plan LS), macrographie + tendance 3D 66
Figure II-21 : Différentes étapes de reconnaissance des différentes passes - 2B50 68
Figure II-22 : Schéma représentant les passes d'une bitorche, FL, ZAT, M-A et passes suiveuses recuites 69
Figure II-23 : Dureté $HV_{0.5}$ et taille de grains d'austénite primaire dans la ZAT voisine de FL 69
Figure II-24 : Dimensions des zones du joint, 2B50, profil à 2mm de la peau interne dans la direction L de la soudure de raboutage ; l'abscisse 0 mm correspond à la ligne de fusion 70
Figure II-25 : Microstructures des différentes zones de la soudure de raboutage du 2B50, avec la position en mm selon L par rapport à la ligne de fusion 70
Figure II-26 : Profils de dureté $HV_{0.3}$ entre 2 et 6 mm de la peau interne (2B50), détails en annexe 71
Figure II-27 : Zones C et F (1B50 et 2B50), Réactif de Villela, MEB. 71
Figure II-28 : M-A entre des grains de ferrite et une aiguille de bainite dans le métal de base (2B50) 72
Figure II-29 : M-A entre les grains de ferrite et les aiguilles de bainite dans le métal de base (1B50) 72
Figure II-30 : Austénite résiduelle sur les joints et sous-joints (1B50 - zone à gros grains) 72
Figure II-31 : M-A au centre dans la zone à gros grains 72
Figure II-32 : Exemples d'inclusions présentes dans le métal de base, image en haut à gauche est obtenue avec les électrons secondaires, les autres sont obtenues suite au comptage de chaque élément (noir : forte teneur, blanc : absence) 73
Figure II-33 : Inclusions dans le métal de base du 1B50 73
Figure II-34 : Inclusion de titane (analyse EDX) dans la zone à gros grains du 2B50 73
Figure II-35 : Métal fondu du tube 2B50, plan LS, Nital, (A : ferrite aciculaire ; B : ferrite allotriomorphe) 74
Figure II-36 : Métal fondu du tube 1B50, plan LS, Réactif de Villela, MEB 74
Figure II-37 : Composition chimique massique du métal fondu dans l'épaisseur du 2B50 75
Figure II-38 : Composition massique à travers la soudure de raboutage 2B50, on traverse la passe recuite S_n entre 7 et 9 mm 75
Figure II-39 : Composition du métal fondu dans toute l'épaisseur 76
Figure II-40 : Variation de la dureté $HV_{0.2}$ dans l'épaisseur du W du 2 Mono, les points noirs sont les empreintes de mesures de dureté 76
Figure II-41 : Profils de dureté à travers l'épaisseur en W, B, FL, FL+0.5 et FL+1 78
Figure II-42 : Courbes du W et B des 6 joints (direction T) 80
Figure II-43 : Matching des 6 assemblages en $RP_{0.5}$, Rm et en dureté (HV) 80
Figure III-1 : Eprouvette entaillée TL, dimensions en mm 84
Figure III-2 : Faciès de rupture fragile du métal de base du 2B50, plan LT 84
Figure III-3 : Clivage transgranulaire dans la ferrite et languettes de clivage (flèches noires) 85
Figure III-4 : Clivage transgranulaire dans la bainite et zoom 85
Figure III-5 : Déformation du joint soudé en fonction de l'allongement relatif moyen (2B50, 20 °C) 86
Figure III-6 : Profil de l'éprouvette de traction traversant le joint testée à 20 °C, striction dans B, extensomètre placé entre –14 et 16 mm à cet instant 86
Figure III-7 : Délaminage et cupules à 20 °C 87
Figure III-8 : Faciès de rupture ductile à 20 °C 87
Figure III-9 : Striction et rupture à ~FL+2 mm à 20 °C 87
Figure III-10 : Faciès de rupture fragile à –196 °C 88
Figure III-11 : Striction à ~FL+2 mm, mais rupture dans la ZAT C à - 196 °C 88
Figure III-12 : Faciès de rupture fragile à –196 °C, ZAT F près du délaminage avec particules de TiN (flèches) 88
Figure III-13 : Courbes de traction des éprouvettes cylindriques traversant le joint 2B50 à différentes températures (°C) 89
Figure III-14 : Chemin de la fissure dans la ZAT C de l'éprouvette de traction après essai à -196 °C 89
Figure III-15 : Microstructures peu déformées des ZAT C de l'éprouvette de traction après essai à -196 °C 89
Figure III-16 : Dimensions de l'éprouvette Charpy 90
Figure III-17 : Prélèvement des éprouvettes de résilience (LT) dans le tube et positionnement de l'entaille par rapport à la ligne de fusion 91
Figure III-18 : Mouton pendule Charpy Schenck 300 Joules, GDF 92

Figure III-19 : Courbes d'étalonnage pour fixer la température d'essai 93
Figure III-20 : Courbe de transition du métal de base (RT B) d'après les valeurs mesurées sur le tube 2B50, comparées aux mesures sur le tube 1B50 et aux valeurs d'Europipe pour un tube typique en X100 94
Figure III-21 : Faciès de rupture des éprouvettes Charpy dans le métal de base (TL) à différentes températures où les fissures de délaminage sont fléchées en noir 94
Figure III-22 : Force en fonction du déplacement du marteau, essais Charpy dans le métal de base (TL) 95
Figure III-23 : En haut, délaminage au moins partiellement fragile dans les 2 cas. En bas, rupture ductile à 35 °C et fragile à –100 °C 95
Figure III-24 : Courbe de résilience pour l'assemblage 2Mono (e : à 2 mm de la peau externe, i : à 2 mm de la peau interne). 96
Figure III-25 : Courbe de résilience pour l'assemblage 2B50, (e : à 2 mm de la peau externe, i : à 2 mm de la peau interne). 96
Figure III-26 : Fractographies dans le plan TS des éprouvettes Charpy 2B50 entaillées en FL+x 98
Figure III-27 : Propagation de la fissure et énergie de rupture en fonction du placement de l'entaille à –80 °C 99
Figure III-28 : Propagation de la fissure et énergie de rupture en fonction du placement de l'entaille à –40 °C 99
Figure III-29 : Défaut de soudage, soufflure à la ligne de fusion (RL FL_16) 100
Figure III-30 : Analyse EDX : particule MgO entourée d'un TiN dans la matrice Fe-Mn de l'acier 100
Figure III-31 : Zone ductile à l'origine du clivage 2B50, charpy dynamique, FLe_-20 °C 100
Figure III-32 : Comparaison des essais de traction en travers du joint, du métal de base et du métal fondu pour les procédés bitorches 50 mm et 100 mm (épaisseur 20.6 mm) à 20 °C et –196 °C 101
Figure III-33 : Micrographie des soudures bitorches espacées de 50 mm et de 100 mm, Nital 103
Figure IV-1 : Exemple de soudage des thermocouples au fond du meulage dans le tube de 20.6 mm. Positionnés à droite à 3 mm de la peau interne et à gauche en racine à 1.5 mm de l'axe soudure 106
Figure IV-2 : Manchettes, niveaux de remplissage et thermocouples (+) pour les 2 épaisseurs de tubes 107
Figure IV-3 : Mesures de température en conditions réelles de soudage (bitorche, bride interne en cuivre) 108
Figure IV-4. Enregistrement près de la peau interne lors des 4 passages du chariot bitorche 108
Figure IV-5 : Définition du système de coordonnées, où une source de chaleur se déplace à une vitesse constante. 109
Figure IV-6 : L'équation (IV-5) de Rykaline ajustée sur la température mesurée à 1.5 mm de FL 110
Figure IV-7. Température maximale de pic en fonction de la distance à la ligne de fusion pour un tube en acier à haute limite d'élasticité, issu des acquisitions sur cycles réels 111
Figure IV-8 : Simulateur thermomécanique Gleeble et son rack de contrôle et d'acquisition 112
Figure IV-9 : Asservissement en température et en charge (Alain NASLOT) 112
Figure IV-10 : Plans des ébauches Gleeble (Φ5, □11) et schémas des éprouvettes qui seront usinées (K, A). 113
Figure IV-11 : Simulation thermique sur ébauche carrée, cycle de température à 1250 °C 113
Figure IV-12 : Refroidissement maximal d'une Φ5 et d'un □11 chauffés à 1250 °C 114
Figure IV-13 : Placement de l'ébauche dans les mors et mesures 115
Figure IV-14 : Temps de refroidissement en fonction de la distance entre mors 115
Figure IV-15 : Homogénéité de chauffage entre mors et influence de la longueur dans les mors L 116
Figure IV-16 : Procédés de soudage GMAW instrumentés renseignant les cycles à simuler, [YAPP04] 118
Figure IV-17 : Courbe Dureté/ Vitesse de refroidissement pour un acier X100 et un acier X65 118
Figure IV-18 : Evolution du diamètre des grains d'austénite primaire en fonction de la température maximale atteinte, correction du facteur de mobilité des joints de grains avec le point connu 60 μm à 1250 °C 119
Figure IV-19 : Premiers cycles expérimentaux 120
Figure IV-20 : Microstructures obtenues avec les cycles décrits et une distance entre mors i de 15 mm 121
Figure IV-21 : Cycles thermiques (Cs, Fs) utilisés pour recréer les microstructures C et F 122
Figure IV-22 : Comparaisons entre microstructures réelles (C, F) et simulées (Cs, Fs) 122
Figure IV-23 : Courbes de dilatation obtenues avec l'acier X100 pour trois refroidissements : 1, 10 et 40 °C/s 123
Figure IV-24 : Courbe de dilatation typique obtenue et méthode de calcul du pourcentage d'austénite transformé par la méthode du levier [IRSI74] 124
Figure IV-25 : Microstructures obtenues lors de l'établissement du diagramme TRC 124
Figure IV-26 : Cycles thermiques imposés pour obtenir les courbes de transformation de l'austénite 125
Figure IV-27 : Courbe de transformation de l'austénite au cours du refroidissement 125
Figure IV-28 : Diagramme TRC de l'acier X100 étudié (2B50) 126
Figure V-1 : Méthodologie de l'approche locale 130
Figure V-2 : Essais utiles pour l'approche locale de la rupture encadrés 132
Figure V-3 : Anisotropie du métal de base B, mesures du diamètre selon S et selon T sur 2 essais, à -80 °C 135
Figure V-4 : Comparaison des courbes des essais de traction sur éprouvettes entaillées (A2) à 20 °C 135

Figure V-5 : Courbes de transition en flexion 3 points quasi-statique des éprouvettes Charpy entaillées dans B (métal de base), FL (ligne de fusion) et Cs (zone à gros grains simulée). Comparaison avec la courbe des essais dynamiques sur le métal de base (RTB). T_0, température de transition, point d'inflexion de la courbe de transition 136
Figure V-6 : Amorçage fragile à -80 °C dans l'éprouvette A2TCs 34, zoom sur la facette centrale de 75 µm, les flèches noires remontent les rivières de clivage et les flèches blanches pointent les particules....137
Figure V-7 : Rupture fragile d'une particule de TiN au centre de la petite facette de clivage de la Figure V-6 dans l'éprouvette A2TCs 34 testée à -80 °C, fractographie MEB 138
Figure V-8 : Faciès avec amorçage ductile et propagation fragile, A2TCs14 testée à -10 °C, fractographie MEB, électrons rétrodiffusés....139
Figure V-9 : Zoom sur l'amorçage ductile (entouré par des traits blancs), A2TCs14_-10 °C, fractographie MEB, électrons secondaires 139
Figure V-10 : TiN cassé près du faciès de fissure et cavité en cours de croissance dans la microstructure de la ZAT Cs (plan LS), éprouvette A2TC12 testée à -20 °C, image au microscope optique après attaque Nital, la cavité est soulignée en blanc et le chargement mécanique est indiqué par des flèches 140
Figure V-11 : Particules de TiN multi-fissurés et de CaS (flèches blanches) au centre de grosses cupules, éprouvette de traction entaillée dans la ZAT Cs testée à 20 °C, A2TCs21_20 °C, électrons secondaires....140
Figure V-12 : Faciès de rupture avec une légère avancée ductile de l'éprouvette de flexion 3 points entaillée dans la zone Cs, KTCs_C, testée à -80 °C....141
Figure V-13 : Facettes de clivage témoignant de la rupture fragile de l'éprouvette de flexion 3 points KTCs_C, testée à -80 °C....141
Figure V-14 : Avancée ductile, facettes de clivage arrêtées dans le front de fatigue et ouverture rapide, éprouvette de flexion 3 points KTCs_L, testée à-20 °C, interrompue et ouverte en fatigue....142
Figure V-15 : Zoom sur la facette du KTCs_L de la figure précédente, l'un des amorçages fragiles entouré de cupules et du front de fatigue....142
Figure V-16 : TiN responsable de la facette de clivage arrêtée, KTCs_L à-20 °C....143
Figure V-17 : Avancée ductile à l'origine de la rupture fragile dans les éprouvettes de flexion 3 points entaillées dans la ZAT Cs, exemple à -10 °C avec environ 1 mm d'avancée ductile 143
Figure V-18 : Avancée ductile avant rupture fragile des éprouvettes de flexion entaillées dans la ZAT à gros grains KTCs (carrés) et les éprouvettes de flexion entaillées dans la ligne de fusion KL_FLi (cercles). 144
Figure V-19 : Faciès d'une éprouvette de traction entaillée dans le joint réel en ligne de fusion, testée à -20 °C, passage ductile dans le métal fondu par amorce sur une cavité, puis rupture fragile dans la ZAT C 144
Figure V-20 : Coupe d'une éprouvette de traction entaillée dans le joint réelle en ligne de fusion, testée et rompue à -40 °C....145
Figure V-21 : Zoom sur le faciès d'une éprouvette de traction entaillée dans le joint réel en ligne de fusion, testée à -20 °C, l'amorce ductile et les inclusions (flèches blanches) facilitent la propagation fragile....145
Figure V-22 : Faciès de rupture d'une éprouvette entaillée dans le joint réel en ligne de fusion, testée à -80 °C, avec de multiples amorçages (flèches noires)....146
Figure V-23 : Faciès de rupture d'une éprouvette entaillée dans le joint réel en ligne de fusion, ci-dessus les n°4 testée à -80 °C et n°2 testée à -20 °C, limite de l'avancée ductile en pointillés....146
Figure V-24 : Courbes de traction du métal de base B dans la direction L et T, à 20 et -80 °C : anisotropie en contrainte....147
Figure V-25 : Vue macroscopique de l'anisotropie de déformation à 20 °C, graduation en mm 148
- et enfin W en utilisant à la fois les essais sur joint complet avec les 4 matériaux et les essais all-weld (Figure V-26). 150
Figure V-26 : Ordre d'optimisation des paramètres et prise en compte des zones voisines 150
Figure V-27 : Dimensions des zones du joint, 2B50, profil à 2mm de la peau interne (chapitre II)....152
Figure V-28 : Vérification de la taille des zones chauffées sur machine Gleeble : Fs sur 16 mm et Cs sur 6 mm (les mesures ont été réalisées sur le fût des éprouvettes usinées)....153
Figure V-29 : Modeleur OpenCascade - création de l'éprouvette et placement de l'éprouvette entaillée dans une « boîte » dont les secteurs définiront les sous-domaines à mailler 153
Figure V-30 : Maillage 3D en volume d'une éprouvette Charpy entaillée dans la ZAT....154
Figure V-31 : Maillages utilisés pour l'identification des paramètres du métal de base B (rayon min = 3 mm).....154
Figure V-32 : Résultats de l'identification pour le métal de base B sur les courbes des essais de traction sur éprouvettes lisses et entaillées 155
Figure V-33 : Résultats de l'identification pour le métal fondu W sur les courbes des essais sur éprouvettes de traction lisses (en bas) et entaillées (en haut) entre -80 et +20 °C 155

Figure V-34 : Résultats de l'identification pour la ZAT Cs sur les courbes des essais sur éprouvettes entaillées entre -80 et +20 °C 156
Figure V-35 : Résultats de l'identification pour la ZAT Fs sur les courbes des essais sur éprouvettes entaillées A2 entre -80 et +20 °C 156
Figure V-36 : A gauche : maillages 3D utilisés, à droite : comparaison entre les simulations multi-matériaux (lignes continues), les simulations sur éprouvettes de ZAT simulée (lignes avec tirets) et les courbes expérimentales des éprouvettes prélevées dans le joint réel (cercles) 158
Figure V-37 : Schéma représentant la probabilité de rupture en fonction de la sollicitation, dans le cas d'une contrainte homogène dans l'espace 160
Figure V-38 : Maillages utilisés pour la détermination de la contrainte critique (t=30 μm) dans les éprouvettes de traction entaillées dans les ZAT simulées à gros grains Cs et à grains fins Fs 162
Figure V-39 : Graphique rassemblant les courbes contraintes-réduction diamétrale à -40 °C des éprouvettes de traction axisymétriques entaillées en Cs ; les déformations à rupture maximales et minimales sont utilisées ensuite pour ajuster le critère de rupture 162
Figure V-40 : Relation entre la déformation à rupture et la contrainte principale maximale locale dans la ZAT Cs obtenue par post-traitement du calcul de l'éprouvette A2TCs à -40 °C 163
Figure V-41 : Détermination de la contrainte critique avec la contrainte relevée lorsque les amorçages sont fragiles (2550 MPa) 164
Figure V-42 : Validation de la contrainte de rupture dans le joint à -40 °C, maillage axisymétrique simplifié (éléments cax6) représentant une éprouvette entaillée dans la ligne de fusion de la soudure 165
Figure V-43 : Maillages KTCs utilisés pour la validation de la contrainte critique : 1, éléments hexaédriques c3d8 linéaires, déraffineur de N. Germain ; 2, éléments bulles c3d4b linéaires, OpenCascade 165
Figure V-44 : Courbes expérimentales et simulées pour KTCs à -20, -40 et -80 °C avec avancée ductile (AD) et sans avancée ductile (AD=0mm) avec des éléments linéaires hexaèdres (c3d8) ou bulles (c3d4b) 166
Figure V-45 : Estimation de l'avancée ductile de KCs_E_-30 °C à 0.51 mm, électrons secondaires ; lignes blanches : mesures de l'avancée ductile sur le faciès 167
Figure V-46 : Vue du maillage de l'entaille de l'éprouvette Charpy prélevée dans le joint réel 168
Figure V-47 : Vue d'ensemble du maillage de l'éprouvette Charpy prélevée dans le joint réel entaillée en ligne de fusion 169
Figure V-48 : Simulations des éprouvettes de flexion 3 points entaillées en ligne de fusion entre -80 et +20 °C 169
Figure V-49 : Comparaison entre la simulation (ligne) et les expériences (points), KL_FLi entre +20 et -80 °C 170
Fig. A-1 : Plan de découpe de toutes les éprouvettes sur le tube 2B50 (Inventor®) 182
Fig. B-2 : Microanalyse X 184
Fig. B-3 : Exemple de balayage dans B, W et travers joint avec le 1B50 et le 2B50 185
Fig. B-4 : Appareillage de mesure par dosage magnétique 187
Fig. B-5 : Positionnement de l'échantillon 189
Fig. B-6 : L'interception des électrons diffractés avec l'écran phosphorescent donne un diagramme de pseudo-Kikuchi 189
Fig. B-7 : Indexation du diagramme de pseudo-Kikuchi 190
Fig. B-8 : Avancée ductile, facettes de clivage arrêtées dans le front de fatigue et ouverture rapide, éprouvette de flexion 3 points KTCs_L, testée à-20 °C, interrompue et ouverte en fatigue 191
Fig. B-9 : Repérage des points d'analyse, image non incliné 191
Fig. B-10 : Cliché brut et indexé obtenu pour le pointé 19 de la facette de clivage arrêtée dans le faciès de rupture de l'éprouvette de flexion 3 points KTCs_L, testée à-20 °C 192
Fig. B-11 : Cliché brut et indexé obtenu sur une particule de TiN dans la facette de clivage arrêtée dans le faciès de rupture de l'éprouvette de flexion 3 points KTCs_L, testée à-20 °C 192
Fig. B-12 : Figure de pôles {100} de la bainite (points gris repérés par leur numéro sur les photos) et de l'inclusion (carrés noirs : carbonitrure de titane de structure NaCl, indexé en CFC) 193
Fig. B-13 : Désorientations « proches », images en configuration inclinée de 70° 193
Fig. B-14 : Désorientations « lointaines », images en configuration inclinée de 70° 193
Fig. B-15 : Distorsion de la cartographie (position inclinée de 70°) 195
Fig. B-16 : Indice de qualité d'image et indice de confiance (0.9 maximum) 195
Fig. B-17 : Données brutes et données brutes avec désorientation aux joints de grains de plus de 15° 196
Fig. B-18 : Données nettoyées avec les désorientations aux joints de grains de plus de 15° 196
Fig. B-19 : Image des orientations avec la normale à l'échantillon et image des orientations avec la direction verticale de l'image 197
Fig. B-20 : Image des orientations des grains par rapport à la normale de l'échantillon et joints de désorientations 197

Fig. B-21 : Profil vertical, désorientations entre les points consécutifs et par rapport à l'origine....198
Fig. B-22 : Profil oblique, désorientations entre les points consécutifs et par rapport à l'origine....198
Fig. C-23 : Microduromètre Buehler micromet 5114 semi-automatique....199
Fig. C-24 : Coupe de la soudure longitudinale....200
Fig. C-25 : Mesures de dureté dans la ZAT de la passe externe de la soudure longitudinale....200
Fig. C-26 : Mesures de dureté dans la ZAT de la passe externe avec l'histoire de la passe interne....201
Fig. C-27 : Profils de dureté dans le plan LS de la jonction en T....201
Fig. C-28 : Profils de dureté (2B50)....202
Fig. C-29 : Valeurs des profils de dureté entre 2 et 6 mm de la peau interne (2B50)....203
Fig. C-30 : Profils de dureté dans les 6 tubes....204
Fig. D-31 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 1, 3 thermocouples, 1e passe....206
Fig. D-32 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 1, 3 thermocouples, 2e passe....206
Fig. D-33 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 1, 3 thermocouples, 3e passe....207
Fig. D-34 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 1, 3 thermocouples, 4e passe....207
Fig. D-35 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 2, 4 thermocouples, 1e passe....208
Fig. D-36 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 2, 4 thermocouples, 2e passe....208
Fig. D-37 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 2, 4 thermocouples, 3e passe....209
Fig. D-38 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 2, 4 thermocouples, 4e passe....209
Fig. D-39: Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 3, 3 thermocouples, 1e passe....210
Fig. D-40 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 3, 3 thermocouples, 2e passe....210
Fig. D-41 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 3, 3 thermocouples, 3e passe....211
Fig. D-42 : Cycles de température, épaisseur 12 mm, position 3, 3 thermocouples, 4e passe....211
Fig. D-43 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 1, 4 thermocouples, 1e passe....212
Fig. D-44 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 1, 3 thermocouples, 2e passe....212
Fig. D-45 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 1, 3 thermocouples, 3e passe....213
Fig. D-46 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 1, 3 thermocouples, 4e passe....213
Fig. D-47 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 1, 3 thermocouples, 5e passe....214
Fig. D-48 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 1, 3 thermocouples, 6e passe....214
Fig. D-49 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 1, 3 thermocouples, 7e passe....215
Fig. D-50 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 2, 4 thermocouples, 1e passe....216
Fig. D-51 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 2, 3 thermocouples, 2e passe....216
Fig. D-52 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 2, 3 thermocouples, 3e passe....217
Fig. D-53 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 2, 3 thermocouples, 4e passe....217
Fig. D-54 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 2, 3 thermocouples, 5e passe....218
Fig. D-55 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 2, 3 thermocouples, 6e passe....218
Fig. D-56 : Cycles de température, épaisseur 20 mm, position 2, 3 thermocouples, 7e passe....219
Fig. D-57 : Comparaison entre les cycles de température obtenus sur une épaisseur de tubede 12 mm et de 20 mm, thermocouples placés en peau interne à 1.5 ou 2 mm de l'axe soudure....219
Fig. D-58 : Obtention d'un cycle à 2 pics (ICCGHAZ-100s)....220
Fig. D-59 : Métal de base E450, (a) : ALP, Picral ; (b) : notre attaque Nital 2%....220
Fig. D-60 : ICCGHAZ –100s, gauche : (ALP) métabisulfite, droite : notre attaque Nital 2%....221
Fig. D-61 : Microstructure de l'acier S235JR ; à gauche : métal initial, et à droite : métal chauffé avec un pic à 1250 °C....221
Fig. E-62 : Plan de prélèvement d'éprouvettes dans le tube 2B50....224
Fig. E-63 : Ebauches cylindriques, de 5 mm de diamètre (ϕ5) prélevées à aléatoirement dans l'épaisseur....225
Fig. E-64 : Ebauches parallélépipédiques de 11 mm de côté (□11) prélevées dans l'épaisseur courbée du tube....226
Fig. E-65 : Usinage par électroérosion des ébauches....226
Fig. E-66 : Eprouvette Charpy normalisée....228
Fig. E-67 : Eprouvette de traction lisse....228
Fig. E-68 : Eprouvettes axisymétriques entaillées A1, A2, A4....229
Fig. E-69 : Eprouvette de traction « Allweld » dans le métal fondu pour le tube d'épaisseur 20.6 mm....230
Fig. E-70 : Eprouvette de traction « Allweld » dans le métal fondu pour le tube d'épaisseur 12.7 mm....230
Fig. E-71 : Courbes des essais de traction sur le métal fondu et le joint du 2Mono....231
Fig. E-72 : Courbes des essais de traction sur le métal de base du 2(Mono)....232
Fig. E-73 : Courbes des essais de traction sur le métal fondu du 2B50....233
Fig. E-74 : Courbes des essais de traction sur le métal de base du 2B50....233
Fig. E-75 : Courbes des essais de traction sur le joint du 2B50....234
Fig. E-76 : Courbes des essais de traction sur le joint du 2B50....235

Fig. E-77 : Courbes des essais sur le métal de base B testé dans la direction L (2B50) et T (2Mono) 235
Fig. E-78 : Courbes des essais de traction sur le joint et le métal fondu du 2B100 236
Fig. E-79 : Courbes des essais de traction sur le joint et le métal de base du 1 Mono 237
Fig. E-80 : Courbes des essais de traction sur le métal fondu du 1 Mono 237
Fig. E-81 : Courbes des essais de traction sur le joint et le métal fondu du 1B50 238
Fig. E-82 : Courbes des essais de traction sur le joint et le métal fondu du 1B100 239
Fig. E-83 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées A1 dans le métal de base à 4 températures 241
Fig. E-84 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées A4 dans le métal de base à 4 températures 242
Fig. E-85 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées A2 dans le métal de base à 4 températures 242
Fig. E-86 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées A2 dans le métal de base à -80 °C 243
Fig. E-87 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans la ZAT Cs testées à -80 °C 243
Fig. E-88 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans la ZAT Cs testées à -60 °C 244
Fig. E-89 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans la ZAT Cs testées à -40 °C 244
Fig. E-90 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans la ZAT Cs testées à -20 °C 245
Fig. E-91 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans la ZAT Cs testées à +20, 0 et-10 °C 245
Fig. E-92 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans la ZAT Cs testées à 4 températures 246
Fig. E-93 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans la ZAT Fs testées à 6 températures 246
Fig. E-94 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans le joint réel testées à 5 températures 247
Fig. E-95 : Courbes de traction sur éprouvettes entaillées dans le métal fondu testées à 5 températures 247
Fig. E-96 : Courbes de résilience des éprouvettes de flexion lente 248
Fig. E-97 : Avancée ductile des éprouvettes de flexion 3 points lente en fonction de la température 249
Fig. E-98 : Comparaison entre les courbes force/déplacement de référence et de GDF à - 20 °C. 257
Fig. F-99 : Les trois niveaux d'investigations de la recommandation BS7910 273
Fig. F-100 : Géométrie du défaut représentant l'entaille de l'éprouvette de flexion lente 274
Fig. F-101 : Eprouvette de flexion 3 points 276
Fig. F-102 : Abaque donnant le k_{tb} à partir des dimensions du barreau sollicité 277
Fig. F-103 : Estimation de ρ_1 à partir des rapports de contraintes secondaires et principales pour calculer ρ .. 278
Fig. F-104 : Essais utiles pour le FAD encadrés 279
Fig. F-105 : Avancée ductile des éprouvettes de flexion 3 points entaillée en FL et Cs en fonction de la température 280
Fig. F-106 : Propriétés mécaniques du joint et du métal de base en fonction de la température 280
Fig. F-107 : Le défaut en ligne de fusion n'est pas acceptable d'après le diagramme FAD à -20 °C 281
Fig. F-108 : Placements des points concernant les défauts en ligne de fusion à différentes températures (cercle à –100 °C et carré à –40 °C). Prévision de la rupture (cercle plein) à –20 °C pour une force maximale de 2.5 kN au lieu des 20.1 kN réels. 281
Fig. F-109 : Résultats à –100, -80 et –60 °C 282
Fig. F-110 : Résultats à - 40 (carré) et -20 °C (losange) 282

Tableau I-1: Données sur la consommation et la production mondiale de gaz naturel 22
Tableau I-2 : Les facteurs qui ont influencé le développement des pipelines en acier, [GRAY01] 23
Tableau I-3 : Evolution des conditions de transport des pipelines, [HULK97] 23
Tableau I-4 : Les pipelines en acier de grade API, [ZHAO_02, d'après LEE 95] 24
Tableau I-5 : Rôle des éléments chimiques ajoutés pour les aciers à hauts grades 27
Tableau I-6 : Les différentes expressions du carbone équivalent, [LIU-02-PDC] 28
Tableau I-7 : Relations d'orientation entre les réseaux CFC et CC lors d'une transformation à l'état solide 31
Tableau I-8 : Compositions correspondantes au grade X100 depuis 1988, [GRAY01] 34
Tableau I-9 : Développement de l'acier X100, [HILL02-48] 35
Tableau I-10 : Propriétés mécaniques de l'X100 résultantes, [HILL02-48] 35
Tableau I-11 : Composition typique chimique des grades X80, X100 et X120 (EUROPIPE) 36
Tableau I-12 : Carbone équivalent et propriétés mécaniques des aciers X80 et X100, d'après [TAKE02-PDC] 36
Tableau I-13 : Propriétés mécaniques d'un pipeline X100, [DESH04] 36
Tableau I-14 : Evolution du soudage automatique des pipelines, [FURU02-PDC] 39
Tableau I-15 : Composition du métal fondu, une passe par côté [THEW00] 40
Tableau I-16 : Propriétés du métal fondu, une passe par côté [THEW00] 40
Tableau I-17 : Conditions de soudage utilisées sur tubes X100 [HAMM02-PDC] 42
Tableau I-18 : Résumé des facteurs fragilisant et méthode d'amélioration de la résilience de la ZAT [SHIG90] 51

Tableau II-1 : Six tubes soudés Elgamatic 135 (dimension, côté de prélèvement, placement torches) 54
Tableau II-2 : Composition massique de l'X100 étudié et carbones équivalents 58
Tableau II-3 : Compositions massiques moyennes données et mesurées pour le métal de base (- : non mesuré). ...60
Tableau II-4 : Microstructures de la jonction des 2 soudures : longitudinale L et raboutage T 67
Tableau II-5 : Compositions massiques moyennes donnée pour le métal d'apport et mesurées pour le métal de base et le métal fondu (- : non mesuré). 76
Tableau II-6 : Matching en dureté des 6 joints 79
Tableau II-7 : Propriétés mécaniques obtenues par essais de traction à 20 °C 79
Tableau III-1 : Résultats des essais de traction du métal fondu (TW1) comparés aux données dans [GIAN05] 102
Tableau III-2 : Comparaison entre les essais mécaniques du SNAM et du CDM sur le métal fondu et le travers joint 102
Tableau IV-1 : Fourchette énergétique de chaque torche à chaque passe pour les deux épaisseurs de tubes 107
Tableau IV-2: Paramètres ajustés pour l'équation de Rykaline (IV-5) 110
Tableau IV-3 : Paramètres du régulateur PID en premier réglage et utilisés pour les 2 cycles (1250 et 775 °C) 114
Tableau IV-4 : Vitesses de refroidissement maximales 114
Tableau IV-5 : Données sur les cycles de simulation thermique 117
Tableau IV-6 : Précisions sur les cycles de mise au point, i=15 mm, acier X100 120
Tableau IV-7 : Températures de transformation de l'austénite en bainite 126
Tableau V-1 : Numéros des éprouvettes cylindriques entaillées pour les essais de traction, températures et notations utilisées, NR : éprouvette non rompue, X : éprouvette non testée 134
Tableau V-2 : Essais de flexion 3 points sur éprouvettes Charpy, températures d'essais, notations et références .136
Tableau V-3 : Etapes d'identification des paramètres d'écrouissage et d'anisotropie 151
Tableau V-4 : Dimensions en millimètres de la soudure réelle (2B50) sur une hauteur de 20 mm 152
Tableau V-5 : Valeurs des paramètres pour les lois de comportement anisotrope du métal de base B et W ; R_0 et Q_i en MPa, les autres paramètres sont adimensionnels 157
Tableau V-6 : Résultats de l'optimisation des paramètres d'écrouissage ; R_0 et Q_i en MPa, k_i adimensionnels 157
Tableau V-7 : Contraintes critiques relevées dans la zone à gros grains simulée Cs sur éprouvettes axisymétriques entaillées 163
Tableau V-8 : Récapitulatifs des contraintes critiques et contraintes à rupture à -80 °C 168
Tableau V-9 : Valeurs des contraintes critiques σ_c, σ_w et σ_u pour 4 températures. 171

Tab. A-1 : Six tubes soudés Elgamatic 135 (dimension, côté de prélèvement, placement torches) 179
Tab. B-2 : Suspension et attaques chimiques utilisées pour les observations 184
Tab. B-3 : Différents tracés de mesures de composition chimique avec la microsonde 185
Tab. B-4 : Mesures de compositions chimiques dans le B et le W 186
Tab. B-5 : Ecart-type des mesures de compositions chimiques dans le B et le W 186
Tab. B-6 : Mesure du taux d'austénite résiduelle dans le métal de base de l'acier 1B50 188
Tab. B-7 : Calcul de l'incertitude de mesures du taux d'austénite résiduelle 188
Tab. C-8 : Mesures de dureté dans les différentes zones 200
Tab. C-9 : Mesures de dureté dans les tubes bitorche 50 mm 203
Tab. E-10 : Nombre d'éprouvettes testées pour avoir le comportement mécanique et de rupture 224
Tab. E-11 : Essais mécaniques sur le tube soudé 2B50 (et 2Mono pour TB), températures et numéros d'éprouvettes 225
Tab. E-12 : Différents types d'ébauche utilisés, matériaux et direction de prélèvement 225
Tab. E-13 : Ebauches Gleeble, cycle imposé et éprouvette usinée et température de l'essai 227
Tab. E-14 : Direction de test des éprouvettes Charpy 228
Tab. E-15 : Directions de traction des éprouvettes de traction lisse 228
Tab. E-16 : Directions de traction des éprouvettes entaillées 229
Tab. E-17 : Direction de traction des éprouvettes de traction Allweld 230
Tab. E-18 : Essais de traction sur le métal fondu et le joint du 2Mono 231
Tab. E-19 : Essais de traction sur le métal de base du 2Mono 231
Tab. E-20 : Essais de traction sur le métal fondu et le métal de base du 2B50 232
Tab. E-21 : Essais de traction sur le joint du 2B50 234
Tab. E-22 : Essais de traction sur le joint et le métal fondu du 2B100 236
Tab. E-23 : Essais de traction sur le joint, le métal de base et le métal fondu du 1 Mono 237
Tab. E-24 : Essais de traction sur le joint et le métal fondu du 1B50 238
Tab. E-25 : Essais de traction sur le joint et le métal fondu du 1B100 239
Tab. E-26 : Essais de traction sur éprouvettes entaillées en B, W, FL, Cs et Fs 240

Tab. E-27 : Bilan des essais de traction avec éprouvettes cylindriques entaillées 241
Tab. E-28 : Essais de flexion 3 points sur éprouvettes Charpy 248
Tab. E-29 : Paramètres calés sur les énergies de rupture des éprouvettes de flexion lente 249
Tab. E-30 : Essais de flexion 3 points sur éprouvettes Charpy entaillées dans le métal de base 250
Tab. E-31 : Essais de flexion 3 points sur éprouvettes Charpy entaillées sur la ligne de fusion 252
Tab. E-32 : Essais de flexion 3 points sur éprouvettes Charpy entaillées dans la Cs 254
Tab. E-33 : Mesures de l'avancée ductile en plusieurs points de 254
Tab. E-34 : Essais Charpy 2 Mono 257
Tab. E-35 : Essais Charpy 2B100 259
Tab. E-36 : Essais Charpy 2B50 260
Tab. E-37 : Essais Charpy 1Mono 262
Tab. E-38 : Essais Charpy 1B50 263
Tab. E-39 : Essais Charpy 1B100 264
Tab. E-40 : Essais Charpy 2B50 B 265
Tab. E-41 : Essais Charpy 1B50 B 266
Tab. F-42 : Les trois niveaux d'investigations, utilisation, données, facteurs de sécurité et résultat 273
Tab. F-43 : Abaques donnant la contrainte nominale en fonction de la géométrie d'un barreau 276
Tab. F-44 : Facteurs de sécurité les plus sévères, (annexe K) 279
Tab. F-45 : Régression linéaire des propriétés mécaniques 280
Tab. F-46 : Table de calcul Excel permettant d'évaluer l'acceptabilité des défauts à différentes températures 283

Références

[AARO90] H.I. AARONSON, W.T. REYNOLDS, G.J. SHIFLET, G. SPANOS, "Bainite viewed three different ways", Metallurgical Transactions, Vol. 21A, No.6, pp 1343-1380, 1990

[AHME96] N.U. AHMED, B.L. JARVIS, Thermal Cycles in Multiple Electrode Submerged Arc Welding, Welding Research SUPPLEMENT, 15-23, 1996

[ARIS04] R. ARISTOTELE and L.F. DI VITO (CSM S.p.A., Rome), L. BARSANTI (SNAM Rete Gas, Milan), Welding X100 steels for gas pipelines, Welding International 2004 18 (11) 877–882, Selected from Rivista Italiana della Saldatura 2004, 56 (1) 33–39; Reference R1/04/1/33; Translation 3351, 2004

[ASM Vol.6] ASM HANDBOOK, Welding, Brazing and Soldering, Vol 6., ASM, 1299 pages, 1993

[BAI00] BAI, KNAUF, HILLENBRAND, Materials and Design of high strength pipelines, 9 pages, ISOPE 2000, publications EUROPIPE n°30, 2000

[BAIN24] E.C. BAIN, N.Y. DUNKIRK, "The nature of martensite", Transaction AIME, vol. 70, pp25-46, 1924

[BANE03] BANERJEE, CHATTERJEE, Effect of Microstructure on Hydrogen Embrittlement of Weld-Simulated HSLA-80 and HSLA-100 steels, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 34A, 1297-1309, 2003

[BANG02] K.S. BANG & W.Y. KIM, Estimation and Prediction of HAZ Softening in Thermomechanically Controlled-Rolled and Accelerated-Cooled Steel, Welding Journal Supplement, 174-179, 2002

[BARR02] J. BARRALIS, G. MAEDER, Précis de Métallurgie, Elaboration, Structures-propriétés, normalisation ; édition Nathan, p74, 2002

[BARS01] L.BARSANTI, G. POZZOLI, H.G. HILLENBRAND, Production and field weldability evaluation of X100 line pipe, Publication Europipe n° 38, 19 pages, 2001

[BAYR04] E. BAYRAKTAR, D. KAPLAN, Mechanical and metallurgical investigation of martensite-austenite constituents in simulated welding conditions, Journal of Materials Processing Technology 153-154, 87-92, 2004

[BELL99] M. BELLET, Finite element analysis of compressible viscoplasticity using a three-field formulation. Application to metal powder hot compaction, Comp. Meth. Appl. Mech. Engng, volume 175, number 1--2, pages 19-40, 1999

[BELL99] M. BELLET, "Finite element analysis of compressible viscoplasticity using a three-field formulation. Application to metal powder hot compaction", Comp. Meth. Appl. Mech. Engng, volume 175, nr 1-2, pages 19-40, 1999

[BERE83] F.M. BEREMIN, A local criterion for cleavage fracture of nuclear pressure vessel steel, Metallurgical Transactions, Volume 14A, pp 2277-2287, 1983

[BHAD01] H.K.D.H. BHADESHIA, Bainite in Steels, 2001, Second Edition, London, The institute of Materials.

[BHOL96] S.D. BHOLE and A.G. FOX, Influence of GTA Welding thermal cycles on HSLA-100 Steel Plate, Canadian Metallurgy Quarterly, Vol.35, No. 2, 151-158, 1996

[BLON01] R. BLONDEAU, « Métallurgie et mécanique du soudage », Mécanique et Ingénierie des matériaux, Lavoisier, 2001

[BONN04] E. BONNEVIE, G. FERRIERE, A. IKHLEF, D. KAPLAN, J.M. ORAIN, Morphological aspects of MA constituents in intercritical and coarse grain heat affected zones of structural steels, Materials Science and Engineering A385, p.352-358, 2004

[BSI00] BS7910:1999. Guide on methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures. British Standards Institution, London, 2000

[BRON04] F. Bron, J. Besson, A yield function for anisotropic materials Application to aluminum alloys, International Journal of Plasticity 20 937–963, 2004

[CAPS] « Cranfield Automated Pipewelding System », Internet, How to melt welder's heart when the mercury plummets way below zero … Automated pipeline welding

[CHAE01] D. CHAE, C.J. YOUNG, D.M. GOTO, D.A. KOSS, Failure Behavior of HAZ within HSLA100 and HY100 steel weldments, Metallurgical and Materials Transactions A, vol32A, 2229-2237, 2001

[CONS84] A. CONSTANT, CONSTANT A. ; HENRY G., Les principes de base du traitement thermique des aciers Les principes de base du traitement thermique des aciers, Revue Traitement thermique, no182, 55-58, 1984

[CURR79] D.A. CURRY, J.F. KNOTT, « Effect of microstructure on cleavage fracture toughness of quenched and tempered steel », Metal Science, Volume13, 341-345, 1979

[DAVI96] C.L. DAVIS and J.E. KING, Cleavage initiation in the reheated coarse grained HAZ. Part II, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 27, 3019-3029, October 1996

[DEAR40] DEARDEN J., O'NEILL H., A Guide to the Selection and Welding of Low Alloy Structural Steels. Institute of Welding Transactions, pp 203 – 214, 1940

[DESH04] DESHIMARU Shinichi, TAKAHASHI Kazuhide, ENDO Shigeru, HASUNUMA Junichi, SAKATA Kei, NAGAHAMA Yutaka, Steels for Production, Transportation, and Storage of Energy, JFE Technical report, n°2, 55-67, 2004

[DHUA03] S.K. DHUA, D. MUKERJEE, AND D.S. SARMA, Influence of Thermomechanical Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of HSLA-100 Steel Plates, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 34A, 241-253, 2003

[DIXO95] B. DIXON, K. HÅKANSSON, Effects of Welding Parameters on Weld Zone Toughness and Hardness in 690 MPa Steel, Welding Journal Supplement, 122-132, 1995

[EAST83] K. EASTERLING, Introduction to the Physical Metallurgy of Welding, Editions Butterworths, 1983

[ECHE03] A. ECHEVERRIA, J.M. RODRIGUEZ-IBABE, The role of grain size in brittle particle induced fracture of steels, Materials Science and Engineering A346, 149-158, 2003

[ECHE04] A. ECHEVERRIA, J.M. RODRIGUEZ-IBABE, Cleavage micromechanisms on microalloyed steels. Evolution with temperature of some critical parameters, Scripta Materialia 50, 307–312, 2004

[ENDO97] S. ENDO, S. FUJITA, M. NAGAE, O. HIRANO, New line pipe resists preferential corrosion weld, Oil & Gas Journal, Mar. 17, 92-102, 1997

[FAIR00] D.P. FAIRCHILD, D.G. HOWDEN, W.A.T. CLARK, The Mechanism of Brittle Fracture in a Microalloyed Steel: Part I and Part II, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 31, 641-667, 2000

[FAIR02-PDC] D. P. FAIRCHILD, M. L. MACIA, S. D. PAPKA, C. W. PETERSEN, J. H. STEVENS, S. T. BARBAS, N. V. BANGARU, J. Y. KOO, M. J. LUTON, High Strength Steels - Beyond X80, Proceedings of the international Pipe Dreamer's Conference, Yokohama, Japan, ed. M.Toyoda et R. Denys, 307-322, 2002

[FOND00] R.W. FONDA and G. SPANOS, Microstructural Evolution in Ultra-Low-Carbon Steel Weldments—Part I: Controlled Thermal Cycling and Continuous Cooling Transformation Diagram of the Weld Metal, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 31, 2145, 2000

[FURU02-PDC] Y. FURUKAWA, K. KANEYAMA, M. IKEBE, S. TAKASHINA, GMAW Processes for Girth Welded Joint of Gas Pipeline in Japan, Proceedings of the international Pipe Dreamer's Conference, Yokohama, Japan, ed. M.Toyoda et R. Denys, 725-738, 2002

[GDF85] Manuel pour le transport et la distribution du gaz, Titre VI : « Matériaux utilisés pour les canalisations de transport et de distribution », Association technique de l'industrie du gaz de France, 1985

[GEOR97] P.L. GEORGE, Improvement on Delaunay based 3D automatic mesh generator, Finite Elements in Analysis and Design, 25(3-4), (1997), 297-317

[GIAN05] J.A. GIANETTO, J.T. BOWKER, D.V. DORLING, Assessment of properties and microstructure of X100 pipeline girth welds (IIW Doc. X-1571-2005), 2005

[GRÄF03] GRÄF, HILLENBRAND, HECKMANN, NIEDERHOFF, High-strength large-diameter pipe for long-distance high pressure gas pipelines, ISOPE 2003, May 26-30, Honolulu, Hawaii, USA, International Journal of Offshore and Polar Engineering, Vol. 14, No. 1, March 2004 (ISSN 1053-5381), p. 69-74, publications EUROPIPE, n°53, 2003

[GRAY01] J.M. GRAY, Niobium bearing steels in pipeline projects, Niobium Science and Technology, Dec 2-5, 2001

[HAMA95] Masahiko HAMADA, Yasuto FUKADA and Yu-ichi KOMIZO, Microstructure and Precipitation Behavior in Heat Affected Zone of C-Mn Microalloyed Steel Containing Nb, V and Ti, ISIJ International, Vol. 35, No. 10, 1196-1202, 1995

[HAMA02-PDC] M. HAMADA, S. OKAGUCHI, H. SHITAMOTO, Y. KOMIZO, Tensile Properties and Deformation Behavior at Welded Portion of X100 Line Pipe Steel, Proceedings of the international Pipe Dreamer's Conference, Yokohama, Japan, ed. M.Toyoda et R. Denys, 289-306, 2002

[HAMM02-PDC] J. HAMMOND, S. A. BLACKMAN, M. G. HUDSON, Challenges of Girth Welding X100 Linepipe for Gas Pipelines, Proceedings of the international Pipe Dreamer's Conference, Yokohama, Japan, ed. M.Toyoda et R. Denys, p. 931-956, 2002

[HEIS01] F. HEISTERKAMP and T. CARNEIRO, NIOBIUM: Future Possibilities – Technology and the market place, 2001

[HILL00] HILLENBRAND, LIESSEM, KNAUF, Development of large-diameter pipe in grade X100, Third International Conference on Pipeline Technology, Bruges, publications EUROPIPE n°36, 2000

[HILL01-43] HILLENBRAND, GRAS, KALWA, Development and production of High strength pipeline steels, Proceedings of the International Symposium Niobium, ed. P.J.P. BORDIGNON, Florida, USA, publications EUROPIPE n°43, 2001

[HILL02-48] HILLENBRAND, KALWA, Production and Service Behaviour of High Strength Large Diameter Pipe, International Conference on Application and Evaluation of High Grade Linepipes in Hostile Environments, Yokohama, Japan, publications EUROPIPE n°48, 2002

[HILL03-52] HILLENBRAND, NORRIS, HAFNER, 14th Joint Technical Meeting on Pipeline Research, EPRG – PRCI – APIA, May 19-23, Berlin, Germany, publications EUROPIPE n°52, 2003

[HILL04-59] HILLENBRAND, LIESSEM, BIERMANN, HECKMANN, SCHWINN, Development of grade X120 pipe material for high pressure gas transportation lines, 4th International Conference on Pipeline Technology, Ostend, Belgium, publications EUROPIPE n°49, 2004

[HRIV95] I. HRIVNAK, Weldability of Modern Steel Materials, ISIJ International, Vol.35, No.10, 1148-1156, 1995

[HUDS04] M. HUDSON, L. Di VITO, G. DEMOFONTI, R. ARISTOTILE, B. ANDREWS, S. SLATER, X100-girth weld, joint properties and defect tolerance, Welding Engineering Research Centre, Cranfield University, 2004

[HULK97] K. HULKA, HSLA large diameter pipe plate from standard production to X80/X100, Niobium Information 13/97, 1997

[IRSI74] Institut de Recherche de la Sidérurgie Française (IRSID); "Atlas des courbes de transformation des aciers de fabrication française", chez CPS, Paris, 38-54. Courbe de dilatation page 42, 1974

[ITO_68] Y. ITO and K. BESSYO: "Cracking Parameter of High Strength Steels related to Heat-Affected-Zone Cracking", Rep. 1, Jour. JWS, vol. 37, 1968, No. 9, 983-991. Rep.2, ibid, vol. 38, 1969, No. 10, 1134 - 1144. IIW Doc. 1X-576-68, 1968

[IVAN03] IVANI de S.Bott, High Grade Steel Development, Materials Science Forum Vols. 426-432, 1463-1468, 2003

[KAPL01] D. KAPLAN, A. LAMBERT-PERLADE, Influence des composés « martensite-austénite résiduelle » sur la ténacité des zones affectées par la chaleur lors du soudage des aciers C-Mn, La revue de métallurgie - CIT, 889-898, 2001

[KARA93] A.P. KARAFILLIS, M.C. BOYCE, A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor. J. Mech. Phys. Solids 41, 1859–1886, 1993

[KIM83] N.J. KIM, The Pysical Metallurgy of HSLA Linepipe Steels- A Review, Journal of Metals, 21-27, 1983

[KUTZ01] MYER KUTZ, Handbook of materials selection, ed. John Wiley&Sons, Inc., 2001

[LAMB01these] A. LAMBERT-PERLADE, Rupture par clivage de microstructures d'aciers bainitiques obtenues en conditions de soudage. Thèse Sciences et Génie des Matériaux, Centre des Matériaux P.M. Fourt, Ecole des Mines de Paris [ENSMP], 2001

[LAMT03these] L. LAM THANH, Acceptabilité des défauts en rupture fragile dans les soudures d'acier pour tubes : modèles FAD et approche locale. Thèse Sciences et Génie des Matériaux, Centre des Matériaux P.M. Fourt, Ecole des Mines de Paris [ENSMP], 2003

[LAUG03] P.LAUG, H.BOROUCHAKI, Interpolating and Meshing 3-D Surface Grids, International Journal for Numerical Methods in Engineering (IJNME), Wiley, vol.58, no.2, pp.209--225, Sept. 2003

[LEE 95] S. LEE, D. KWON, Y.K. LEE, O. KWON, Metall. Mater. Trans., Vol. 26A 1093, 1995 (sité dans [ZHAO_02]

[LIU-02-PDC] S. LIU, Critical Concerns of Welding High Strength Steel Pipelines: X-80 and Beyond, Proceedings of the international Pipe Dreamer's Conference, Yokohama, Japan, ed. M.Toyoda et R. Denys, 91-108, 2002

[LUU06these] T.T. LUU, Déchirure ductile des aciers à haute résistance pour gazoducs (X100). Thèse Sciences et génie des matériaux, Centre des Matériaux P. M. Fourt, Mines de Paris [ENSMP], 2006

[MEAL04] Local approach to fracture, edited by J. BESSON, Les Presses de l'Ecole des Mines, 428 pages, Paris, 2004

[M&T03] Matériaux et Techniques, N°10-11-12, 67, 2003

[METZ97] E.A. METZBOWER, G. SPANOS, R.W. FONDA, and R.A. VANDERMEER, Prediction of microstructure and properties in the heat affected zone of HSLA-100 weldments, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 2 No.1, 27-32, 1997

[n9015] H. ASAHI, E. TSURU, S. OHKITA, N. MARUYAMA, K. KOYAMA, H. AKASAKI, M. MURATA, H. MIYAZAKI, T. HARA, H. MORIMOTO, M. SUGIYAMA, K. SHINADA, Y. TERADA, N. AYUKAWA, N. DOI, T. YOSHIDA, Development of Ultra-high-strength Linepipe, X120, NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT No. 90, 82-87, 2004

[OHYA96] Microstructures Relevant to Brittle Fracture Initiation at the HAZ of Weldment of Low Carbon Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 27, 2574-2582, 1996

[OKAD94] H.OKADA, K.IKEUCHI and F.MATSUDA, I.HRIVNAK, Z.LI, Metallographic investigation of M-A constituent. Deterioration and improvement of HAZ toughness in 780 and 980 MPa class HSLA steels welded with high heat inputs (2nd report), Welding International 1994 8 (11), 886-892, 1994

[OKAT02-PDC] M. OKATSU, T. HOSHINO, K. AMANO, K. IHARA, T. MAKINO, F. KAWABATA Metallurgical and Mechanical Features of X100 Linepipe Steel, Proceedings of the international Pipe Dreamer's Conference held on 7-8 November, 2002 in Yokohama, Japan, ed. M.Toyoda et R. Denys, 263-272, 2002

[PENG01] Y.PENG, W. CHEN, Z. XU, Study of high toughness ferrite wire for submerged arc welding of pipeline steel, Materials Characterization 47, 67– 73, 2001

[PINE81] A. PINEAU, Review of fracture micromechanisms and a local approach to predicting crack resistance in low strength steels, advances in fracture research, ICF5, 1981

[QIU03] H. QIU, A. OHMORI and Y. HAGIWARA, Mechanical Properties of Welded Joints of 780 MPa Grade Ultra-fine Grained Steels, ISIJ International, Vol. 43, No. 12, 2046-2053, 2003

[RADU05these] R. MIHAI Relations entre la microstructure et le comportement mécanique des aciers TRIP pour application automobile. Thèse Sciences et génie des matériaux, Centre des Matériaux P. M. Fourt, Mines de Paris [ENSMP], 2005

[RAK97] I. RAK, V. GLIHA, M. KOÇAK, Weldability and Toughness Assessment of Ti-Microalloyed Offshore Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 28, 199-206, 1997

[REEP03] O. REEPMEYER, W. SCHUETZ, A. LIESSEM, F. GRIMPE, VERY HEAVY WALL X-70 DSAW PIPE FOR TENSION LEG APPLICATION, Proceedings of The Thirteenth (2003) International Offshore and Polar Engineering Conference, Honolulu, Hawaii, USA, May 25–30, 2003

[RITC73] R.O. RITCHIE, J.F. KNOTT, J.R. RICE, « On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel », Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Volume 21, 395-410, 1973

[RIVA98these] F. RIVALIN, Développement d'aciers pour gazoducs à haute limite d'élasticité et ténacité élevée : mécanique et mécanismes de la rupture ductile à grande vitesse, (voir en particulier l'historique et la rupture ductile dans les pipelines en acier TMCP), Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2006

[SHIG81] C. SHIGA, T. HATOMURA, J.-I. KUDOH, A. KAMADA, K. HIROSE, T. SEKINE, Development of Large Diameter High Strength Line Pipes for Low Temperature Services, Kawasaki steel technical report No.4, 97-109, 1981

[SHIG90] C. Shiga, Effects of steelmaking, alloying and rolling variables on the HAZ structure and properties in microalloyed plate and linepipe, International Conference on the Metallurgy, Welding, and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments, Proceedings, Houston (Texas), 6-8 Nov. 1990, Miami (Florida), American Welding Society; Microalloying International, Ed Hickey, J. T., Howden, D. G., Randall, M. D., pp. 327-350, 1990

[SPAN95] G.SPANOS, R.W. FONDA, R.A. VANDERMEER, and A. MATUSZESKI, Microstructural Changes in HSLA-100 Steel Thermally Cycled to Simulate the Heat-Affected Zone during Welding, Metallurgical and Materials transactions A, vol. 26A, p. 3277-3293, 1995

[SUZU87] S. SUZUKI, G. C. WEATHERLY AND D. C. HOUGHTON, The response of carbo-nitride particles in hsla steels to weld thermal cycles, Acta Metallurgica, Volume 35, Issue 2, 341-352, February 1987

[TAIL00] R. TAILLARD, G. REUMONT, Cours de métallurgie, Polytech'Lille, 2000

[TANG01these] B. TANGUY, Modélisation de l'essai Charpy par l'approche locale de la rupture. Application au cas de l'acier 16MND5 dans le domaine de transition. Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2001

[TAKE02-PDC] I. Takeuchi, J. Fujino, A. Yamamoto, S. Okaguchi, Prospect of High Grade Steel Pipes for Gas Pipeline, Proceedings of the international Pipe Dreamer's Conference held on 7-8 November 2002 in Yokohama, Japan, ed. M.Toyoda et R. Denys, 185-202, 2002

[TAYL00] R.L. TAYLOR, A mixed-enhanced formulation for tetrahedral finite elements, Int. J. Number. Meth. Engng, volume 47, pages 205-227, 2000

[THEW00] G. THEWLIS, Weldability of X100 linepipe, Science and Technology of Welding and Joining, Vol.5, No.6, pp.365-377, 2000

[TOYO89] M. TOYODA, « Fracture toughness evaluation of steel welds », Review part II. University of Osaka, 1989

[WANG02-PDC] Y. WANG, Y. KE, Y. SHAN, M. ZHAO, B. QAIN, The Research and Development of High Strength Line Pipe in China, Proceedings of the international Pipe Dreamer's Conference, Yokohama, Japan, ed. M.Toyoda et R. Denys, 53-84, 2002

[WEIB51] W. WEIBULL, A statistical distribution function of wide applicability, Journal of Applied Mechanics, Volume 18, 293-297, 1951

[YAPP04] D. YAPP, S.A. BLACKMAN, Recent Developments in High Productivity Pipeline Welding, J. of the Braz. Soc. Of Mech. Sci. & Eng., Vol. XXVI, NO.1, pages 89-97, 2004

[ZHAN99] Effect of TiN Particles and Microstructure on Fracture Toughness in Simulated Heat-Affected Zones of a Structural Steel, L.P. ZHANG, C.L. DAVIS, and M. STRANGWOOD, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 30, Aug. 1999, 2089

[ZHAO_02] Ming-Chun ZHAO, Ke YANG, Yi-Yin SHAN, Comparison on strength and toughness behaviors of microalloyed pipeline steels with acicular ferrite and ultrafine ferrite, Materials Letters 57, 1496–1500, 2003

[ZHOU98] Z.L. ZHOU, S.H. LIN, Influence of local brittle zone on the fracture toughness of high strength low-alloyed multipass weld metals, Acta Metallurgica Sinica (English Letters), Volume 11, n°2, 87-92, 1998

ESTIMATION DU RISQUE DE RUPTURE FRAGILE DE SOUDURES DE PIPELINES EN ACIERS A HAUT GRADE : CARACTERISATION ET MODELISATION

Dans le but de réduire les coûts de transport du gaz, il est prévu d'augmenter les pressions de service des pipelines. Pour ce faire, des aciers à haute limite d'élasticité ferrito-bainitiques, type X100 (limite d'élasticité supérieure à 100 ksi, soit 690 MPa), ont été développé.
Les propriétés à froid des soudures de raboutage réalisées par un procédé MAG automatique sont vérifiées par des essais mécaniques. Des essais Charpy ont montré que lorsque l'entaille est centrée en ligne de fusion, l'énergie de rupture à -20 °C est inférieure à 40 Joules. La zone fragile se situe dans la zone affectée thermiquement à gros grains. Les deux ZAT, trop petites pour être testées individuellement, sont reproduites à l'aide d'une machine Gleeble. Une procédure spécifique pour l'identification des lois de comportement mécanique est mise en place pour les éprouvettes de ZAT simulée, afin de tenir compte des hétérogénéités métallurgiques de ces éprouvettes.
Des essais de traction sur éprouvettes lisses et entaillées, des essais de flexion en quasi-statique et des essais Charpy sont réalisés entre -196 et 20 °C. Cette base expérimentale est utilisée pour caler les équations constitutives du modèle du matériau qui sont utilisées dans un code par éléments finis pour prédire la rupture de la soudure. Les résultats obtenus par l'approche locale sont comparés à ceux obtenus par les règles de dimensionnement usuellement utilisées par les exploitants (Failure Assessment Diagrams).

RISK ASSESSMENT OF BRITTLE FAILURE OF HIGH GRADE PIPELINE STEEL GIRTH WELDS: CHARACTERIZATION AND MODELING

As a consequence to reduction of gas transportation costs, pressure inside pipe will tend to increase. To achieve it, ferritic-bainitic steel with high strength, such as X100 (yield strength above 100 ksi, or 690 MPa) were developed.
Girth welds of modern line pipe steel X100, issued from a pulsed automatic gas metal arc welding, were tested to check their performance in artic temperature conditions. It is shown that an impact specimen at -20 °C with a notch placed in the middle of the fusion line could break at low energy (<40 J). The brittle zone is located in the coarse-grained heat-affected zone of the weld. The reproduction of two heat-affected zones with a thermal-mechanical simulator, Gleeble 1500, allows determining the mechanical behavior of representative microstructures of the welded joint.
Tension tests with or without notch, bend tests and impact tests are performed between -196°C and 20 °C. This experimental database is used to fit materials constitutive equations which are used in a finite element code to predict the fracture of the welded joint. Results obtained by local approach are compared with those obtained by the usual dimensioning rules used by exploiters (Failure Assessment Diagrams).