



Caracterisation de la rupture interfaciale de points soudés d'aciers a tres haute resistance

Rémi Lacroix

► To cite this version:

Rémi Lacroix. Caracterisation de la rupture interfaciale de points soudés d'aciers a tres haute resistance. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2011. Français. NNT : 2011EMSE0604 . tel-00638409v2

HAL Id: tel-00638409

<https://theses.hal.science/tel-00638409v2>

Submitted on 5 Mar 2012

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.



NNT : 2011 EMSE 0604

THÈSE

présentée par

Rémi LACROIX

pour obtenir le grade de
Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

CARACTERISATION DE LA RUPTURE INTERFACIALE DE POINTS SOUEDES D'ACIERS A TRES HAUTE RESISTANCE

soutenue à Saint Etienne, le 22 mars 2011

Membres du jury

Président :	Alain MOLINARI	Professeur, Université Paul Verlaine-Metz
Rapporteurs :	Gilles PERRIN	Professeur, Expert à AREVA
	René BILLARDON	Professeur, Université de Paris 6
Examineurs :	Guillaume KERMOUCHE	Maître de conférences, ENI St Etienne
	Arnaud LENS	Dr., Ingénieur de recherche, ARCELORMITTAL
Directeurs de thèse :	Helmut KLÖCKER	Directeur de Recherche, ENSM St Etienne
	Jean-Michel BERGHEAU	Professeur, ENI St Etienne
Invité :	Michel CORET	Maître de conférences, INSA Lyon

Spécialités doctorales :

SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX
 MECANIQUE ET INGENIERIE
 GENIE DES PROCEDES
 SCIENCES DE LA TERRE
 SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT
 MATHEMATIQUES APPLIQUEES
 INFORMATIQUE
 IMAGE, VISION, SIGNAL
 GENIE INDUSTRIEL
 MICROELECTRONIQUE

Responsables :

J. DRIVER Directeur de recherche – Centre SMS
 A. VAUTRIN Professeur – Centre SMS
 G. THOMAS Professeur – Centre SPIN
 B. GUY Maître de recherche – Centre SPIN
 J. BOURGOIS Professeur – Centre SITE
 E. TOUBOUL Ingénieur – Centre G2I
 O. BOISSIER Professeur – Centre G2I
 JC. PINOLI Professeur – Centre CIS
 P. BURLAT Professeur – Centre G2I
 Ph. COLLOT Professeur – Centre CMP

Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)

AVRIL	Stéphane	MA	Mécanique & Ingénierie	CIS
BATTON-HUBERT	Mireille	MA	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BENABEN	Patrick	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CMP
BERNACHE-ASSOLLANT	Didier	PR 0	Génie des Procédés	CIS
BIGOT	Jean-Pierre	MR	Génie des Procédés	SPIN
BILAL	Essaïd	DR	Sciences de la Terre	SPIN
BOISSIER	Olivier	PR 1	Informatique	G2I
BORBELY	Andras	MR	Sciences et Génie des Matériaux	SMS
BOUCHER	Xavier	MA	Génie Industriel	G2I
BOUDAREL	Marie-Reine	PR 2	Génie Industriel	DF
BOURGOIS	Jacques	PR 0	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BRODHAG	Christian	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BURLAT	Patrick	PR 2	Génie industriel	G2I
COLLOT	Philippe	PR 1	Microélectronique	CMP
COURNIL	Michel	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR 1	Génie industriel	CMP
DARRIEULAT	Michel	IGM	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DECHOMETS	Roland	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
DESRAYAUD	Christophe	MA	Mécanique & Ingénierie	SMS
DELAFOSSÉ	David	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DOLGUI	Alexandre	PR 1	Génie Industriel	G2I
DRAPIER	Sylvain	PR 2	Mécanique & Ingénierie	SMS
DRIVER	Julian	DR 0	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FEILLET	Dominique	PR 2	Génie Industriel	CMP
FOREST	Bernard	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CIS
FORMISYN	Pascal	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
FORTUNIER	Roland	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FRACZKIEWICZ	Anna	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GARCIA	Daniel	MR	Génie des Procédés	SPIN
GIRARDOT	Jean-Jacques	MR	Informatique	G2I
GOEURIOT	Dominique	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GRAILLOT	Didier	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
GROSSEAU	Philippe	MR	Génie des Procédés	SPIN
GRUY	Frédéric	MR	Génie des Procédés	SPIN
GUY	Bernard	MR	Sciences de la Terre	SPIN
GUYONNET	René	DR	Génie des Procédés	SPIN
HERRI	Jean-Michel	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
INAL	Karim	PR 2	Microélectronique	CMP
KLÖCKER	Helmuth	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
LAFOREST	Valérie	CR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
LERICHE	Rodolphe	CR CNRS	Mécanique et Ingénierie	SMS
LI	Jean-Michel	EC (CCI MP)	Microélectronique	CMP
LONDICHE	Henry	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
MALLIARAS	George Grégory	PR 1	Microélectronique	CMP
MOLIMARD	Jérôme	MA	Mécanique et Ingénierie	SMS
MONTHEILLET	Frank	DR 1 CNRS	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
PERIER-CAMBY	Laurent	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Christophe	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Michèle	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PINOLI	Jean-Charles	PR 0	Image, Vision, Signal	CIS
STOLARZ	Jacques	CR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
SZAFNICKI	Konrad	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
THOMAS	Gérard	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
TRIA	Assia		Microélectronique	CMP
VALDIVIESO	François	MA	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
VAUTRIN	Alain	PR 0	Mécanique & Ingénierie	SMS
VIRICELLE	Jean-Paul	MR	Génie des procédés	SPIN
WOLSKI	Krzysztof	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR 1	Génie industriel	CIS

Glossaire :

PR 0 Professeur classe exceptionnelle
 PR 1 Professeur 1^{ère} classe
 PR 2 Professeur 2^{ème} classe
 MA(MDC) Maître assistant
 DR Directeur de recherche
 Ing. Ingénieur
 MR(DR2) Maître de recherche
 CR Chargé de recherche
 EC Enseignant-chercheur
 IGM Ingénieur général des mines

Dernière mise à jour le : 13 septembre 2010

Centres :

SMS Sciences des Matériaux et des Structures
 SPIN Sciences des Processus Industriels et Naturels
 SITE Sciences Information et Technologies pour l'Environnement
 G2I Génie Industriel et Informatique
 CMP Centre de Microélectronique de Provence
 CIS Centre Ingénierie et Santé



NNT : 2011 EMSE 0604

THÈSE

présentée par

Rémi LACROIX

pour obtenir le grade de
Docteur de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

CARACTERISATION DE LA RUPTURE INTERFACIALE DE POINTS SOUEDES D'ACIERS A TRES HAUTE RESISTANCE

soutenue à Saint Etienne, le 22 mars 2011

Membres du jury

Président :	Alain MOLINARI	Professeur, Université Paul Verlaine-Metz
Rapporteurs :	Gilles PERRIN	Professeur, Expert à AREVA
	René BILLARDON	Professeur, Université de Paris 6
Examineurs :	Guillaume KERMOUCHE	Maître de conférences, ENI St Etienne
	Arnaud LENS	Dr., Ingénieur de recherche, ARCELORMITTAL
Directeurs de thèse :	Helmut KLÖCKER	Directeur de Recherche, ENSM St Etienne
	Jean-Michel BERGHEAU	Professeur, ENI St Etienne
Invité :	Michel CORET	Maître de conférences, INSA Lyon

Spécialités doctorales :

SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX
 MECANIQUE ET INGENIERIE
 GENIE DES PROCEDES
 SCIENCES DE LA TERRE
 SCIENCES ET GENIE DE L'ENVIRONNEMENT
 MATHEMATIQUES APPLIQUEES
 INFORMATIQUE
 IMAGE, VISION, SIGNAL
 GENIE INDUSTRIEL
 MICROELECTRONIQUE

Responsables :

J. DRIVER Directeur de recherche – Centre SMS
 A. VAUTRIN Professeur – Centre SMS
 G. THOMAS Professeur – Centre SPIN
 B. GUY Maître de recherche – Centre SPIN
 J. BOURGOIS Professeur – Centre SITE
 E. TOUBOUL Ingénieur – Centre G2I
 O. BOISSIER Professeur – Centre G2I
 JC. PINOLI Professeur – Centre CIS
 P. BURLAT Professeur – Centre G2I
 Ph. COLLOT Professeur – Centre CMP

Enseignants-chercheurs et chercheurs autorisés à diriger des thèses de doctorat (titulaires d'un doctorat d'État ou d'une HDR)

AVRIL	Stéphane	MA	Mécanique & Ingénierie	CIS
BATTON-HUBERT	Mireille	MA	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BENABEN	Patrick	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CMP
BERNACHE-ASSOLLANT	Didier	PR 0	Génie des Procédés	CIS
BIGOT	Jean-Pierre	MR	Génie des Procédés	SPIN
BILAL	Essaïd	DR	Sciences de la Terre	SPIN
BOISSIER	Olivier	PR 1	Informatique	G2I
BORBELY	Andras	MR	Sciences et Génie des Matériaux	SMS
BOUCHER	Xavier	MA	Génie Industriel	G2I
BOUDAREL	Marie-Reine	PR 2	Génie Industriel	DF
BOURGOIS	Jacques	PR 0	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BRODHAG	Christian	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
BURLAT	Patrick	PR 2	Génie industriel	G2I
COLLOT	Philippe	PR 1	Microélectronique	CMP
COURNIL	Michel	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
DAUZERE-PERES	Stéphane	PR 1	Génie industriel	CMP
DARRIEULAT	Michel	IGM	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DECHOMETS	Roland	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
DESRAYAUD	Christophe	MA	Mécanique & Ingénierie	SMS
DELAFOSSÉ	David	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
DOLGUI	Alexandre	PR 1	Génie Industriel	G2I
DRAPIER	Sylvain	PR 2	Mécanique & Ingénierie	SMS
DRIVER	Julian	DR 0	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FEILLET	Dominique	PR 2	Génie Industriel	CMP
FOREST	Bernard	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	CIS
FORMISYN	Pascal	PR 1	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
FORTUNIER	Roland	PR 1	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
FRACZKIEWICZ	Anna	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GARCIA	Daniel	MR	Génie des Procédés	SPIN
GIRARDOT	Jean-Jacques	MR	Informatique	G2I
GOEURIOT	Dominique	MR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
GRAILLOT	Didier	DR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
GROSSEAU	Philippe	MR	Génie des Procédés	SPIN
GRUY	Frédéric	MR	Génie des Procédés	SPIN
GUY	Bernard	MR	Sciences de la Terre	SPIN
GUYONNET	René	DR	Génie des Procédés	SPIN
HERRI	Jean-Michel	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
INAL	Karim	PR 2	Microélectronique	CMP
KLÖCKER	Helmut	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
LAFOREST	Valérie	CR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
LERICHE	Rodolphe	CR CNRS	Mécanique et Ingénierie	SMS
LI	Jean-Michel	EC (CCI MP)	Microélectronique	CMP
LONDICHE	Henry	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
MALLIARAS	George Grégory	PR 1	Microélectronique	CMP
MOLIMARD	Jérôme	MA	Mécanique et Ingénierie	SMS
MONTHEILLET	Frank	DR 1 CNRS	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
PERIER-CAMBY	Laurent	PR 2	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Christophe	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PIJOLAT	Michèle	PR 1	Génie des Procédés	SPIN
PINOLI	Jean-Charles	PR 0	Image, Vision, Signal	CIS
STOLARZ	Jacques	CR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
SZAFNICKI	Konrad	MR	Sciences & Génie de l'Environnement	SITE
THOMAS	Gérard	PR 0	Génie des Procédés	SPIN
TRIA	Assia		Microélectronique	CMP
VALDIVIESO	François	MA	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
VAUTRIN	Alain	PR 0	Mécanique & Ingénierie	SMS
VIRICELLE	Jean-Paul	MR	Génie des procédés	SPIN
WOLSKI	Krzysztof	DR	Sciences & Génie des Matériaux	SMS
XIE	Xiaolan	PR 1	Génie industriel	CIS

Glossaire :

PR 0 Professeur classe exceptionnelle
 PR 1 Professeur 1^{ère} classe
 PR 2 Professeur 2^{ème} classe
 MA(MDC) Maître assistant
 DR Directeur de recherche
 Ing. Ingénieur
 MR(DR2) Maître de recherche
 CR Chargé de recherche
 EC Enseignant-chercheur
 IGM Ingénieur général des mines

Dernière mise à jour le : 13 septembre 2010

Centres :

SMS Sciences des Matériaux et des Structures
 SPIN Sciences des Processus Industriels et Naturels
 SITE Sciences Information et Technologies pour l'Environnement
 G2I Génie Industriel et Informatique
 CMP Centre de Microélectronique de Provence
 CIS Centre Ingénierie et Santé

Remerciements

Mes remerciements vont tout d'abord à mon directeur de thèse Helmut KLÖCKER pour m'avoir proposé ce projet de thèse, et m'avoir accompagné durant ces 3 ans dans le centre SMS de l'École des Mines de Saint Etienne. Sa présence, sa rigueur et son attention permanente aux détails ont été très précieux dans la progression de ce projet. Je le remercie de plus de m'avoir donné la liberté de suivre les directions de mon choix, ce qui a rendu mon expérience de thèse inoubliable.

Je remercie ensuite mon co-directeur de thèse Jean-Miche BERGHEAU pour m'avoir attiré vers la mécanique des matériaux, et pour m'avoir mis le pieds à l'étrier pour ce projet de thèse. Merci à mon co-encadrant Guillaume KERMOUCHE pour ces réunions de travail très appréciables, toujours intéressantes et fécondes. Ce fut un réel plaisir de travailler ensemble.

Merci à Arnaud LENS de m'avoir ouvert les portes du centre de recherche d'ArcelorMittal à Maizières-lès-Metz. Il m'a offert une problématique complète de sciences et génie des matériaux. Il m'a communiqué son intérêt dans la recherche appliquée. Sa volonté de rendre les choses aussi limpides que possibles a été une grande source d'enseignement.

Gilles PERRIN et René BILLARDON m'ont fait l'honneur d'accepter de rapporter mon manuscrit, et Alain MOLINARI et Michel CORET celui d'être examinateur, je leur en suis très reconnaissant.

Merci à tous ceux qui m'ont rendu de si nombreux services pendant ces 3 ans, à commencer par Joël MONNATTE pour son support inestimable dans la conception et mise en place de la machine d'enfoncement de coin. Merci à Margaux ROBIN qui a réalisé un excellent stage avec moi sur les essais, je lui suis redevable d'une grande partie des résultats. Merci à Gilles et Marc à l'atelier, Gilles et Prisca en métallo, Paul et Sergio en microscopie, Dominique et Savine en soudage à Maizières.

Merci encore aux doctorants du centre SMS pour la bonne ambiance dans le laboratoire, et en particulier Laurent, Adeline, Chrystelle & Olivier, Flavien, Christophe, Grégoire et Etienne. Ils ont su endurer mes sauts d'humeurs sur les pneus neige, le libéralisme ou les desserts à Sodexo avec aplomb !

Merci enfin à Johanna qui m'a supporté pendant ces 3 ans. Elle a énormément contribué à réguler au jour le jour mes déceptions ou mon enthousiasme à casser des soudures.

Table des matières

Remerciements	7
Liste des symboles	23
Introduction	25
I Revue bibliographique	29
1 Soudage par Point	29
1.1 Procédé et création de chaleur	29
1.2 Refroidissement du point soudé	31
1.2.1 Structure générale d'un point soudé	31
1.2.2 Microstructures d'un point soudé	31
1.3 Soudabilité et tenue mécanique	33
1.3.1 Types de ruptures	34
1.3.2 Acceptabilité	34
1.3.3 Domaine de soudabilité	35
1.4 Cas des aciers THR	35
1.5 Conclusion	36
2 Éléments de description phénoménologique de la rupture	37
2.1 Mécanismes de séparation de matière	38
2.1.1 Clivage	38
2.1.2 Croissance de cavités	39
2.2 Déformation plastique	39
2.3 Vocabulaire	40
2.4 Effet d'échelles	41
2.5 Conclusion	42
3 Approches globales caractérisant l'énergie de rupture	43
3.1 Définitions	43
3.2 Taux de restitution d'énergie G	45
3.2.1 Expression de G	45
3.2.2 Mesure	45
3.3 Facteur d'intensité des contraintes K	47
3.3.1 Analyse	47
3.3.2 Mesure	48
3.4 Intégrale J	50
3.4.1 Analyse	50
3.4.2 Validité de l'intégrale J dans le cas de matériaux élastoplastiques	53

	3.4.3	Mesure	53
	3.4.4	Engineering Treatment Model	53
3.5		Taux de dissipation d'énergie R	55
	3.5.1	Bilan d'énergie durant la fissuration stable	55
	3.5.2	Mesure	56
	3.5.3	Détermination de R à partir de mesures de J	57
	3.5.4	Transférabilité des mesures	57
3.6		Travail essentiel de séparation	58
	3.6.1	Analyse	58
	3.6.2	Mesure	58
3.7		Angle d'ouverture de fissure ou COA Ψ	59
	3.7.1	Mesure	59
	3.7.2	Transférabilité	61
	3.7.3	Relation entre Ψ et R	61
3.8		Simulations numériques par modèles cohésifs	62
	3.8.1	Principe	62
	3.8.2	Détermination expérimentale de la loi cohésive	63
3.9		Bilan des approches globales de caractérisation	65
4		Investigation de la rupture d'assemblages	68
	4.1	Assemblages interfaciaux	68
	4.1.1	Essai d'enfoncement de coin	68
	4.1.2	Mesure de G_c	70
	4.1.3	Mesure de Γ à l'initiation de la fissuration d'adhésifs	70
	4.1.4	Mesure de Γ durant la propagation de fissure	70
	4.1.5	Conclusion sur les analyses de type DCB	72
	4.2	Assemblages par soudage par point	73
	4.2.1	Tenue à la rupture	73
	4.2.2	Approche énergétique élastique	75
	4.2.3	Méthodes semi-inverses	76
	4.2.4	Compréhension de la rupture des points soudés d'aciers THR	76
5		Conclusion	78
II		Essai d'enfoncement de coin	79
1		Dispositif expérimental	80
	1.1	Éprouvettes	80
	1.1.1	Réalisation	80
	1.1.2	Géométrie optimale	81
	1.2	Mise en position	82
	1.3	Instrumentation	83
2		Analyse énergétique	85
	2.1	Traitement de l'acquisition de force et de déplacement	85
	2.1.1	Bilan des forces au contact coin-éprouvette	85
	2.1.2	Successions de décharges et de recharges	86
	2.2	Évolution des énergies internes	87
	2.2.1	Énergie de déformation totale	87
	2.2.2	Énergie stockée	88
	2.2.3	Énergie dissipée	89
	2.3	Énergie dissipée lors de la propagation stable	89

2.4	Énergie dissipée lors de l'instabilité	89
2.5	Énergie dissipée totale lors de la rupture	90
3	Traitement de l'observation <i>in situ</i>	91
3.1	Suivi de fissure	91
3.2	Extraction de l'angle d'ouverture de fissure COA ou Ψ	91
3.2.1	Principe	91
3.2.2	Influence de la distance l sur la mesure de Ψ	93
3.2.3	Incertitude de mesure	93
3.3	Mesure des déformations de surface	94
4	Synthèse des acquisitions	96
III Etude phénoménologique de la fissuration		99
1	Mesure de R et Ψ sur des géométries DCB	99
1.1	Matériau	99
1.2	Géométrie	99
1.3	Mesure de l'avancée courante de la fissure	100
1.4	Mesure de l'angle d'ouverture de fissure Ψ	101
1.5	Mesure du moment fléchissant des poutres en pointe de fissure	102
1.6	Mesure du taux de dissipation d'énergie R	104
1.6.1	Estimation de la complaisance de l'éprouvette	104
1.6.2	Énergies internes	104
1.6.3	Résultats	104
1.7	Comparaison des résultats et conclusion	105
2	Mesure de Ψ sur des points soudés	107
2.1	Éprouvettes considérées	107
2.2	Évolutions de l'angle d'ouverture de fissure Ψ	108
2.2.1	Classification des types de courbes $\Psi - \Delta a$	110
2.2.2	Interprétation des courbes $\Psi - \Delta a$	110
2.2.3	Conclusions des mesures de Ψ	111
2.3	Déformations de surface	112
2.3.1	Observations visuelles	112
2.3.2	Quantification par mesure de champs	113
2.3.3	Évolution de la zone de la localisation de la déformation	114
2.4	Conclusion des mesures de Ψ appliquées aux points soudés	117
3	Mesure de R sur des points soudés	119
3.1	Taux de dissipation d'énergie global R_{global}	119
3.2	Taux de dissipation d'énergie durant la propagation R_{stable}	121
3.2.1	Observation sur des essais interrompus	121
3.2.2	Approximation de la relation entre l'avancée de fissure et la surface rompue	122
3.2.3	Calcul de R_{stable}	124
3.2.4	Calcul de $R_{instable}$	125
3.2.5	Conclusion des mesures de R appliquées aux points soudés	126
3.3	Mécanismes de séparation	127
3.3.1	Zone de rupture à coeur	127
3.3.2	Lèvre de la fissure	128
3.3.3	Conclusion	130
4	Conclusion de l'étude phénoménologique de la fissuration	131

IV	Etude numérique de la propagation de fissure	133
1	Étude numérique de la fissuration lors de l'essai DCB	134
1.1	Relation entre la résistance à la fissuration et les paramètres de comportement	135
1.1.1	Rôle du comportement des poutres	136
1.1.2	Rôle du comportement de l'interface	138
1.2	Conclusion	139
2	Étude numérique de la fissuration de points soudés	140
2.1	Mise en place du modèle de fissuration de points soudés	140
2.2	Analyse de la prédiction de la fissuration	141
2.2.1	Interprétations des courbes $F - u$	141
2.2.2	Progression du front de fissure	142
2.2.3	Interprétations des mesures de Ψ	142
2.2.4	Interprétations des mesures de R	144
2.2.5	Conclusions	144
2.3	Étude paramétrique de la fissuration interfaciale des points soudés	145
2.3.1	Rôle de la résistance de l'interface	145
2.3.2	Rôle de l'hétérogénéité zone fondue/métal de base	146
2.4	Conclusions	146
3	Conclusions	147
V	Résultats de caractérisation de ruptures de points soudés	149
1	Choix des matériaux et des conditions de soudage étudiés	149
1.1	Choix des matériaux	149
1.1.1	Aciers Dual Phases	149
1.1.2	Aciers TRIP	150
1.1.3	Coulées synthétiques	150
1.1.4	Évaluation de la soudabilité des nuances par l'essai de traction en croix	150
1.2	Soudage des matériaux de l'étude	151
1.2.1	Instrumentation	151
1.2.2	Choix des intensités de soudage	152
2	Résultats des mesures et interprétations	153
2.1	Synthèse	153
2.1.1	Mesures de R_{global}	156
2.1.2	Mesures de Ψ	156
2.2	Discussion des mesures	156
2.2.1	Corrélation entre R_{global} et Ψ	156
2.2.2	Cas de la nuance DP2	156
2.2.3	Cas de la nuance DP3	156
2.2.4	Cas des nuances TRIP	157
2.2.5	Cas des nuances synthétiques	157
2.2.6	Comparaison des différentes nuances	157
3	Conclusions	158
3.1	Méthodologie de mesures	158
3.2	Discussion des mesures issues de l'essai TC	158
	Conclusion	159
1	Conclusions des travaux	159
2	Perspectives	161

A	Aciers THR	163
1	Aciers Dual Phase	164
1.1	Composition	164
1.2	Obtention	164
1.3	Influence de la fraction volumique de la phase à haute résistance sur les propriétés mécaniques de l'acier DP	165
2	Aciers TRIP	166
2.1	Composition	166
2.2	Influence des éléments d'alliages	166
2.3	Obtention	167
2.4	Propriétés mécaniques	167
B	Caractérisation du comportement mécanique des zones fondues	169
1	Problématique	170
2	Prélèvement des éprouvettes	171
3	Instrumentation de compression uniaxiale	173
4	Analyse de l'enregistrement	174
5	Résultats	179
6	Conclusions	181
C	Algorithme de corrélation d'images	183
1	Corrélation d'images	183
1.1	Produit d'inter-corrélation	183
1.2	Transformée de Fourier	183
1.3	Utilisation de la transformée de Fourier	185
1.4	Mesure de déplacement subpixel	187
1.5	Application aux images	188
1.6	Approximation discrète de la mesure d'un champ de déplacement	189
1.6.1	Région d'Intérêt	189
1.6.2	Grille de Régions d'Intérêt	189
1.7	Incertitudes de mesure	191
1.7.1	Image de référence	191
1.7.2	Image expérimentale	191
1.7.3	Résultats	194
1.8	Traitement d'une séquence d'images	194
2	Mesures des déformations locales	195
2.1	Formulation des déformations	196
2.2	Moyennes de surface	196
2.3	Incertitude de mesure	198
3	Implémentation	198
D	Modèle par éléments finis de l'essai DCB	201
1	Construction du modèle par éléments finis	201
1.1	Géométrie et Maillage	201
1.2	Conditions aux limites	202
1.3	Modèles de zones cohésives	202
1.4	Comportement élastoplastique à écrouissage linéaire des poutres	203
1.5	Récapitulatif des paramètres du modèle	204

2	Caractérisation du régime stationnaire de la propagation de fissure	205
2.1	Sorties du modèle	205
2.2	Calcul de l'aire rompue	205
2.3	Détection de la propagation stable de fissure	206
2.4	Détermination des taux d'énergie	206
2.5	Extraction de l'angle d'ouverture de fissure Ψ	207
2.6	Rôle de l'état de chargement	208
2.7	Sensibilité aux tailles de mailles	210
2.8	Conclusion	211
Références Bibliographiques		211

Table des figures

1.1	Etapes du procédé de soudage par point.	30
1.2	Série de résistances entre l'électrode supérieure et inférieure lors du soudage par point.	30
1.3	Schématisme d'une coupe transverse d'un point soudé présentant la zone fondue, la zone affectée thermiquement et le métal de base.	30
1.4	Structure schématisée d'un point soudé pour lequel le refroidissement fut plus rapide à travers les électrodes qu'à travers le métal de base [Zhang 06].	31
1.5	Température maximale atteinte lors du soudage en fonction de la position dans le point soudé formé, et relation avec le diagramme de phases à l'équilibre [Zhang 06].	32
1.6	Représentation en coupe transverse de différentes sollicitations mécaniques évaluant la rupture du point soudé. (a) Essai en U [Deng 00], (b) essai de traction-cisaillement [Zhou 06], (c) essai de pelage [Zhou 06].	33
1.7	Dimensions des éprouvettes d'essai de traction en croix [AFNOR 05], et sollicitation mécanique.	34
1.8	Les différents modes de rupture des points soudés en traction en croix. (a) Déboulonnage, (b) rupture partielle en interface et illustration des diamètres de bouton b et de noyau D, (c) rupture interfaciale [Gould 05].	34
1.9	Lobes de soudabilité.	35
1.10	(a) Effet de la tenue du métal de base sur l'effort à rupture en traction en croix [Oikawa 07]. "TS" désigne la tenue à rupture du métal de base, "CTS" désigne la tenue en traction en croix des points soudés, et "TSS" désigne leur tenue en traction-cisaillement. (b) Tenue mécanique et diamètres de noyau et de bouton d'un acier DP780 en traction en croix [Oultit 08]	36
1.11	Etendue de la zone plastique en pointe de fissure précédant la rupture pour un matériau fragile et un matériau tenace [Hertzberg 76].	37
1.12	Zones de dissipation d'énergie lors de la propagation de fissure [Broberg 95].	38
1.13	Mécanismes de croissances de cavités dans le cas de la fissuration [Broek 82].	39
1.14	(a) Taille de la zone plastique dans l'épaisseur de l'éprouvette [Broek 82]. (b) Énergie de rupture en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette [Turner 90].	40
1.15	Plans de ruptures en contraintes planes (a) et en déformations planes (b) [Broek 82].	40
1.16	Effort normalisé en fonction du déplacement normalisé d'essais de rupture en traction de poutres en I entaillées, de géométries similaires et de différentes dimensions [Atkins 99].	41
1.17	Les dimensions d'une éprouvette type d'essai de fissuration.	43
1.18	L'aire élastique U_e et plastique U_d sous la courbe $F - u$ d'un essai de fissuration.	44
1.19	La mesure de G en déplacement imposé (a) et en effort imposé (b).	45
1.20	Courbe G_R schématique pour un matériau fragile (a) et ductile (b).	46
1.21	Les modes de sollicitation d'une fissure.	47
1.22	Champ de contraintes en pointe de fissure.	48
1.23	Interprétation de l'intégrale J sur une courbe $F - u$ comme l'aire entre les courbes de chargement d'une éprouvette fissurée avant et après un incrément de fissuration.	50

1.24	Description du contour C de l'intégrale J	50
1.25	Approximation de la courbe $F - u$ réelle en courbes élastiques non-linéaires fonction de la longueur de fissure a	53
1.26	La courbe J_R pour la détermination de J_{IC} [Anderson 94].	54
1.27	Courbes $F - u$ d'essais Double Cantilever Beam de deux éprouvettes de longueurs initiales de fissure différentes [Atkins 98].	55
1.28	Incréments d'énergie dissipée dU_d et de travail extérieur fourni dW_{ext} lors d'un incrément de fissuration dA sur une courbe $F - u$	56
1.29	Résultat de mesure schématique de la résistance à la fissuration R en fonction de l'avancée de la fissure.	56
1.30	Dépouillement visuel d'une image de la séquence acquise durant la propagation de la fissure [Heerens 09].	60
1.31	Dépouillement semi-automatique d'une frame de la séquence d'image acquise durant la propagation de la fissure [Sutton 01].	60
1.32	(a) Exemple typique de loi cohésive (b) Interprétation de la localisation du fond d'entaille [Shet 02].	62
1.33	Détermination de l'angle d'ouverture de fissure Ψ lors de la séparation de l'interface cohésive d'une simulation numérique [Scheider 06].	63
1.34	Illustration schématique de l'évolution des énergies internes W_{ext} , U_e , et $U_d = W_{ext} - U_e$ au cours d'un essai de fissuration en déplacement imposé, et définition des taux de dissipations d'énergie R_{stable} , $R_{instable}$ et R_{global}	66
1.35	L'essai d'enfoncement de coin.	68
1.36	Surfaces de rupture considérées pour les ruptures en bouton et en interface.	74
1.37	Contraintes radiales en fond d'entaille du point soudé [Zhang 97].	75
2.1	Principe de l'essai d'enfoncement de coin. (a) Découpe d'une éprouvette à partir d'un point soudé. (b) Schéma de chargement d'une des deux tôles jointes. (c) Micrographie sur la face sectionnée, observée durant l'essai. (d) Enfoncement de coin.	79
2.2	Prélèvement de deux éprouvettes à partir de coupons soudés.	80
2.3	(a) Surface observée durant l'essai (flèche blanche) et (b) interface rompue du point soudé après l'essai.	81
2.4	Bridage de l'éprouvette (arêtes noires) et direction du coin (flèche blanche).	82
2.5	Chaîne de transmission d'effort depuis le moteur par courroie jusqu'au coin et instrumentation.	83
2.6	Bilan des efforts transmis par le coin à l'éprouvette au contact.	85
2.7	Courbe $F_{coin} - u_{coin}$ typique comportant 9 successions de décharges et recharges.	86
2.8	(a) Détermination de la complaisance de l'éprouvette Φ , et de l'ouverture résiduelle u_d à partir de la courbe $F - u$ lors de la succession décharge-recharge (i). (b) Exemple d'évolution de Φ et u_d en fonction du déplacement d'ouverture.	87
2.9	Détermination du travail d'ouverture total fourni à l'éprouvette par l'aire sous la courbe $F - u$	88
2.10	Enveloppe de la courbe $F - u$, et énergie élastique U_e	88
2.11	(a) Exemple d'évolution des énergies internes en fonction du déplacement d'ouverture. (b) Définition graphique du taux de dissipation d'énergie.	89
2.12	Observation <i>in situ</i> de la propagation de la fissure.	91

2.13	(a) Définition de la distance d'ouverture courante pour le calcul du déplacement d'ouverture (COD). L'étoile indique la position du front de fissure, les croix définissent l'ouverture courante $d_i = l$, et les anneaux indiquent les positions initiales de ces dernières résultant du traitement de la séquence d'images, définissant l'ouverture initiale d_i^0 . La taille des régions d'intérêts utilisées pour le suivi est indiquée par les carrés. (b) Évolution de Ψ en fonction de l'avancée de fissure.	92
2.14	(a) Définition de la position de mesure de l'ouverture de fissure. L'étoile indique la position du front de fissure, les croix définissent les positions des régions d'intérêt sur l'image courante, et les anneaux indiquent leurs positions initiales résultant du traitement de la séquence d'images. (b) Évolution de Ψ en fonction de l	93
2.15	Iso-valeurs du champ de déformation verticale incrémentale $\Delta\epsilon$ de 0,002 à 0,008. La position de la pointe de la fissure est illustrée par l'étoile.	95
2.16	Informations acquises durant un essai. (a) Courbe $F - u - \Delta a$ d'un essai de fissuration de point soudé, et (b) évolution de Ψ associée.	96
2.17	Mesure de W_{ext} par l'aire sous la courbe $F - u$ de l'essai, de l'énergie libérée par le système de transmission fonction de l'effort à rupture et de la complaisance Φ_s , et mesure de l'aire rompue totale A , déterminant le taux de dissipation d'énergie total R_{global}	97
2.18	Évolution des énergies internes d'une éprouvette au cours de l'essai.	97
3.1	(a) Schéma représentant la géométrie des éprouvettes, leur positionnement et chargement. (b) Photos d'une éprouvette en fin d'essai.	100
3.2	Mesure de l'avancée courante de la fissure Δa par traitement visuel de la séquence d'image. (a) Illustration de la mesure. (b) Résultat du suivi de fissure pour l'essai n° 4.	101
3.3	Mesure automatique du déplacement d'ouverture de fissure. (a) Position de la pointe de la fissure (étoile), positions des points de mesures du déplacement d'ouverture (croix), et leurs positions mesurées en début d'essai (cercles) par le suivi des régions d'intérêt (carrés). (b) Résultat pour l'essai n° 4.	101
3.4	Mesure de l'effort et F_{coin} en fonction du déplacement u_{coin} pour les essais n° 2 et 4.	102
3.5	Mesure de l'effort F et de l'avancée de la fissure Δa en fonction du déplacement u pour les essais n° 2 et 4.	103
3.6	Évolution du moment en pointe de fissure M et de l'angle d'ouverture de fissure Ψ en fonction de l'avancée de la fissure pour les essais n° 2 et 4.	103
3.7	Évolution des énergies internes W_{ext} , U_d et U_e en fonction du déplacement u pour les essais n° 2 et 4.	104
3.8	Évolution de l'énergie dissipée U_d en fonction de l'aire rompue A des essais n° 2 et 4. Un polynôme d'ordre 4 approche cette évolution. La pente moyenne durant la propagation de la fissure donne R_{moyen}	105
3.9	Exemple d'éprouvette dont les dimensions du joint sont trop importantes pour permettre la fissuration. Une forte déformation des tôles s'est produite jusqu'au contact complet avec le coin, et l'arrêt de l'essai.	107
3.10	Dimensions de la portion du joint découpée pour les éprouvettes A et B, illustrés ici après leur rupture.	108
3.11	(a), et (b), Courbes $F - u - a$ des essais A, et B respectivement. (b) et (c) Exemples d'images acquises au cours des essais A et B et illustration de la mesure du déplacement d'ouverture de fissure. Évolutions de l'angle d'ouverture de fissure Ψ en fonction du déplacement d'ouverture (e) et (f), et de l'avancée de la fissure Δa (g) et (h) pour les deux essais.	109
3.12	Classification des types d'évolutions rencontrées de la courbe $\Psi - \Delta a$, mesurée depuis l'initiation jusqu'à l'instabilité de la fissuration.	110

3.13	(a) Exemple d'image acquise et (b) soustraction des niveaux de gris de cette dernière à l'image la précédant, mettant en évidence les zones de l'image dans lesquelles le niveau de gris fut modifié de façon significative. Deux bandes de localisation en aval du front de fissure sont ainsi révélées.	112
3.14	Iso-valeurs du champ de déformation verticale incrémentale $\Delta\epsilon$ de 0,002 à 0,008. Définition de l'étendue de la localisation de la déformation. La position de la pointe de la fissure est illustrée par l'étoile.	113
3.15	Évolutions de la zone à fort incrément de déformation à trois instants de l'essai A. Les images acquises sont présentées en (a), (b) et (c). Les isovaleurs du champ de déformation verticale incrémentale $\Delta\epsilon$ de 0,002 à 0,008 sont illustrées par les figures (d), (e) et (f). Ces dernières isovaleurs sont également représentées sur les images acquises.	115
3.16	Évolutions de la zone à fort incrément de déformation à trois instants de l'essai B. Les images acquises sont présentées en (a), (b) et (c). Les isovaleurs du champ de déformation verticale incrémentale $\Delta\epsilon$ de 0,002 à 0,008 sont illustrées par les figures (d), (e) et (f). Ces dernières isovaleurs sont également représentées sur les images acquises.	116
3.17	Évolutions simultanée de Ψ et de l'étendue de la localisation en fonction de l'avancée de fissure pour les essais A(a) et B(b).	117
3.18	Dimensions de l'interface rompue pour les éprouvettes A (a) et B (b). Les zones numérotées de 1 à 3 sont désignées respectivement par zone non-soudée, zone soudée par diffusion, et zone fondue. Courbes F_u des essais A (c) et B (d), permettant le calcul de l'énergie dissipée totale lors des essais.	119
3.19	Identification de la zone soudée par diffusion sur les images initiales des essais A (a) et B (b).	120
3.20	(a) Surface rompue après marquage intermédiaire par oxydation suivi de la rupture complète du joint. (b) Observation <i>in situ</i> correspondante avant le marquage.	121
3.21	Surface rompue révélée par oxydation sur les deux tôles soudées pour différents essais interrompus sur des points soudés d'acier DP780 soudés en milieu de domaine.	122
3.22	Modèle géométrique approchant la valeur de l'aire rompue A en fonction de l'avancée de fissure a , illustré pour deux avancées de fissure a_1 et a_2	123
3.23	Évolutions de l'aire rompue A en fonction de l'avancée de fissure prédite pour les essais A (a) et B (b).	123
3.24	Mesure des pentes des recharges périodiques mesurées pour les essais A (a) et B (b). Évolution des énergies internes des deux essais, (c) et (d). Courbe $\Psi - u$ pour les deux essais, (e) et (f).	124
3.25	Courbes $F - u - \Delta a$ mesurées pour les essais A (a) et B (b). Énergie dissipée U_d en fonction de l'aire rompue A pour les deux essais, (c) et (d).	125
3.26	Deux faciès de rupture antagonistes d'un point soudé d'acier DP780. Les lèvres de la fissure sont repérées en bleu.	127
3.27	Observation de la zone de rupture à coeur.	128
3.28	Observation de la lèvre de la fissure.	129
4.1	(a) Géométrie de l'éprouvette de l'essai dit 'Double Cantilever Beam' ou DCB. Maillage de l'éprouvette de l'essai DCB. (b) Maillage des deux poutres. (c) Maillage de l'interface.	135
4.2	Influence de l'écrouissage des poutres σ_0 sur les prédictions de R (a) et Ψ (b) pour des poutres homogènes ($m=1$).	136
4.3	Influence de l'hétérogénéité des poutres sur les prédictions de R (a) et Ψ (b).	137
4.4	Influence du comportement des poutres sur le moment fléchissant en pointe de fissure pour des poutres homogènes (a) et hétérogènes (b).	137
4.5	Influence des paramètres de cohésion de l'interface sur les prédictions de R (a) et Ψ (b).	138

4.6	Influence des paramètres de cohésion de l'interface sur les prédictions du moment fléchissant des poutres en pointe de fissure.	139
4.7	Géométrie, conditions aux limites (a) et maillage (b) du modèle par éléments finis de l'essai d'enfoncement de coin appliqué aux points soudés.	141
4.8	Courbe $F - u - A$ prédite par la simulation de l'essai (a), et exemple de courbe enregistrée sur un point soudé d'acier DP600GI (b).	141
4.9	(a) Maillage de l'interface par éléments cohésifs, sur le maillage de la tôle inférieure. Évolutions de l'aire rompue A , de l'avancée de fissure apparente Δa , et du front de fissure prédit par le modèle (b, c et d).	142
4.10	Illustration de la mesure de l'ouverture de fissure do pour le calcul de Ψ sur le modèle numérique de fissuration. L'aire A de l'interface rompue est illustrée en bleu. L'ouverture do est donnée par le déplacement vertical interpolé entre les noeuds de l'arête du maillage à une distance $l=2\text{mm}$ de la pointe de fissure observée.	143
4.11	(a) Courbe $\Psi - \Delta a$ prédite par la simulation de l'essai, et (b) mesure expérimentale sur un points soudé d'acier DP600GI.	143
4.12	Influence des paramètres de cohésion de l'interface sur les prédictions de R_{global} (a) et Ψ (b).	145
4.13	Influence du paramètre m d'hétérogénéité des limites d'élasticité entre le métal de base et la zone fondue sur les prédictions de R_{global} (a) et Ψ (b).	146
5.1	Récapitulatif des mesures de taux de dissipation d'énergie global R_{global} , et de l'angle d'ouverture de fissure Ψ	153
5.2	Récapitulatif des mesures de taux de dissipation d'énergie global R_{global} , et tenues en traction en croix associées.	154
5.3	Récapitulatif des mesures de l'angle d'ouverture de fissure Ψ , et tenues en traction en croix associées.	154
A.1	Propriétés de tenue et d'élongation à rupture de différentes nuances d'aciers [AHSS3 06].	163
A.2	Schéma représentant des îlots de martensite dans la matrice ferritique [AHSS3 06].	165
A.3	Cycles thermiques permettant l'obtention de microstructure dual phase par laminage à chaud et à froid [AHSS3 06].	165
A.4	Influence de la fraction massique de bainite (a), et de martensite (b) sur les propriétés mécaniques lors d'un essai de traction. (c) Comparaison des courbes contraintes-déformations d'aciers à 0,08% de carbone, de microstructure ferrite-bainite, ferrite-martensite et ferrite-perlite [Kumara 08].	166
A.5	Cycle thermique d'obtention d'une microstructure d'acier TRIP, et schéma représentant la matrice ferritique et les phases durcissantes [AHSS3 06].	167
A.6	Comparaison du comportement mécanique en traction de différentes nuances d'aciers [AHSS3 06].	168
B.1	Observation micrographique d'une coupe transverse d'un point soudé d'acier DP780GA après attaque au nital.	170
B.2	Prélèvement d'un cube de 5x5x4 mm dans la zone fondue d'un point soudé par découpe, basée sur les empreintes des électrodes de soudage.	171
B.3	(a) Prélèvement d'un cylindre de diamètre 4 mm et de hauteur 3,5 mm dans la zone fondue d'un point soudé, par découpe, tournage et dressage. (b) Exemple d'éprouvette prélevée, orientée selon DN.	172
B.4	(a) Machine de compression Schenck utilisée. (b) Mise en position par une cale d'une éprouvette enrobée de téflon au centre du tas inférieur.	173
B.5	Exemple d'éprouvette prélevée, orientée selon DN, avant et après compression.	174

B.6	Observation micrographique d'une coupe transverse d'une éprouvette de compression orientée selon DN après compression.	174
B.7	(a) Exemple d'enregistrement l'effort F en fonction du déplacement mesuré u_m . (b) Courbe effort-déplacement corrigé $F - u_c$ associée.	175
B.8	(a) Exemple de courbe $\sigma - \varepsilon_p$ résultant de l'analyse de l'enregistrement illustré précédemment. Les barres d'erreur illustrent l'incertitude de mesure induites sur ε et σ . (b) Loi de Voce analytique décrivant le comportement élastoplastique identifié du matériau.	177
B.9	Évolution de $\frac{\varepsilon}{\sigma} \cdot \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$ en fonction de la déformation pour l'exemple de comportement illustré précédemment. L'abscisse de l'intersection de cette courbe avec la droite $\varepsilon = \varepsilon$ donne la déformation de striction $\varepsilon_n=0,040$	179
B.10	Courbes $\sigma - \varepsilon$ résultant de quatre essais de compressions d'éprouvettes orientées selon DN, et d'une éprouvette orientée selon DL.	179
B.11	Courbes $\sigma - \varepsilon$ résultant des essais de compressions, et de l'essai de traction détaillé dans l'article de Tong <i>et al.</i> [Tong 05].	180
C.1	Signaux continus décalés (a), et produit d'inter-corrélation (b).	184
C.2	Signal discret (a) et sa décomposition en fréquence (b).	184
C.3	(a) Signal discret f , fenêtrage $f_{Hanning}$, et décalage d'une période f_{decal1} . (b) Produit d'inter-corrélation $f_{decal1} \star f_{Hanning}$ maximal pour $x=1$	185
C.4	Fenêtrage de Hanning et filtre gaussien passe bas en fréquence.	186
C.5	(a) Signal discret f , fenêtrage $f_{Hanning}$, et décalage d'une demi-période $f_{decal0,5}$. (b) Produit d'inter-corrélation $f_{decal0,5} \star f_{Hanning}$ maximal entre $x=0$ et $x=1$	186
C.6	(a) Image initiale de 512 x 512 pixels après fenêtrage de Hanning et filtrage gaussien. (b) Image décalée de 76,3 pixels en abscisse, 0 pixels en ordonnées. (c) Produit d'inter-corrélation associé montrant un maximum pour une ordonnée y nulle et une abscisse $x=76$	188
C.7	(a) Exemple d'image étudiée de 1280x1024pixels, sur laquelle une grille large de régions d'intérêt est définie par une période de 50 pixels. Les points noirs illustrent les positions des centres des régions d'intérêt ainsi définies. Le rectangle blanc illustre les dimension de 64x64 pixels de chacune des régions d'intérêt. (b) Résultat des mesures du déplacement vertical en chacun de ces points.	190
C.8	(a) Image de référence initiale de 1204x1024 pixels et illustrations des dimensions des ROI étudiées. Résultats des déterminations des incertitudes de mesures de déplacements pour les différentes tailles de régions d'intérêt, l'écart-type est illustré à la fois par les barres d'erreur et par les courbes à motifs en cercles.	192
C.9	(a) Image expérimentale initiale de 1060x600 pixels et illustrations des dimensions des ROI étudiées. Résultats des déterminations des incertitudes de mesures de déplacements pour les différentes tailles de régions d'intérêt, l'écart-type est illustré à la fois par les barres d'erreur et par les courbes à motifs en cercles.	193
C.10	(a) Exemple d'image acquise et (b) définition des points de mesure du champ de déplacement sur cette image, au voisinage de la pointe de la fissure. Chaque intersection du réseau de lignes noires indique la position d'un point de mesure (centre d'une région d'intérêt), la période est ici de 5 pixels. La taille des régions d'intérêt est illustrée en blanc (de 64 pixels de côté). (c) Mesure du champ de déplacement vertical incrémental ΔV en pixels entre l'image en (a) et sa suivante dans la séquence expérimentale.	195
C.11	(a) Champ de déplacement vertical considéré et taille de la fenêtre de moyenne pour le calcul de la déformation ε_{yy} . (b) Illustration de la fenêtre de moyenne constituée d'un ensemble de noeuds de la grille de régions d'intérêt de période p pixels (croix). Sa dimension est contrôlée par le facteur de moyenne $m=3$	197

C.12 Iso-valeurs du champ de déformation verticale ε_{yy} de 0,002 à 0,008 définissant l'étendue de la localisation de la déformation déterminée à partir de l'exemple de discrétisation du champ de déplacement.	198
C.13 Diagramme résumant les étapes de traitement mises en place pour la détermination du déplacement subpixel d'une région d'intérêt d'une image i à une image j , implémenté par les travaux de Villert [Villert 08].	199
D.1 Géométrie de l'éprouvette de l'essai dit 'Double Cantilever Beam' ou DCB.	201
D.2 Maillage de l'éprouvette de l'essai DCB. (a) Maillage des deux poutres. (b) Maillage de l'interface.	202
D.3 Conditions aux limites du modèle numérique.	202
D.4 Comportement des éléments cohésifs de l'interface. Le statut de l'élément est de 1 jusqu'à sa séparation complète.	203
D.5 Comportement élastoplastique à écrouissage linéaire des poutres.	204
D.6 Exemple d'évolution de l'interface de l'éprouvette de l'essai DCB. (a) Maillage des deux poutres. (b) Évolution des éléments cohésifs complètement séparés, et relation approchant l'avancée de fissure. (c) Courbe $F - u$ et aire rompue A en fonction du déplacement d'ouverture appliqué u	205
D.7 (a) Exemple d'évolution des énergies internes en fonction de l'aire rompue A . (b) Dérivée instantanée de U_d en fonction de l'aire rompue.	206
D.8 Méthode de mesure de l'ouverture de fissure do sur le modèle numérique de l'essai DCB sur une illustration du maillage déformé lors de la propagation de la fissure sur une poutre du modèle. L'étoile illustre la position de la pointe de la fissure considérée. L'ouverture do est donnée par le déplacement vertical interpolé entre les noeuds de l'arête du maillage à une distance l de la pointe de fissure.	207
D.9 Exemple d'évolution du moment fléchissant des poutres en pointe de fissure M et de l'angle d'ouverture de fissure Ψ en fonction de l'aire rompue.	207
D.10 (a) Courbe $F - u - A$ et (c) évolutions des énergies internes durant la simulation avec longueur initiale de fissure de 50 mm. (b) et (d) Idem pour une longueur de fissure initiale de 10 mm.	208
D.11 (a) Évolutions Ψ et du moment fléchissant en pointe de fissure, et (c) de R durant la simulation avec longueur initiale de fissure de 50 mm. (b) et (d) Idem pour une longueur de fissure initiale de 10 mm.	209
D.12 Influence de la taille des éléments d'interface sur la prédiction de R (a) et Ψ (b). La taille des éléments retenue pour les études paramétriques est de 0,6 mm selon X, et 0,8 mm selon Z.	210
D.13 Influence de la taille des éléments de poutre sur la prédiction de R (a) et Ψ (b). La taille des éléments retenue pour les études paramétriques est de 1,1 mm selon X et Y, et de 1,2 mm selon Z.	210

Liste des symboles

α	Demi-angle d'ouverture du coin
a	Longueur de fissure
A	Aire rompue
b	Largeur d'une éprouvette
b_n	Largeur du ligament d'une éprouvette
δ	Déplacement de décohésion complète un d'modèle cohésif
Δa	Avancée de fissure
$\Delta \epsilon_{yy}$	Déformation verticale incrémentale
DCB	Double Cantilever Beam, ou Double poutre encastrée
do	Déplacement d'ouverture de fissure
f	Coefficient de frottement
F	Effort d'ouverture
F_{coin}	Effort de poussée du coin
G	Taux de restitution d'énergie
Γ	Densité d'énergie de séparation de la matière
h	Hauteur d'une éprouvette
J	Intégrale J
l	Distance entre la pointe de la fissure et les points de mesures de l'ouverture de fissure
L	Longueur apparente du joint prélevé dans un point soudé
m	Coefficient d'hétérogénéité des limites d'élasticités des poutres d'un assemblage (ou mismatch)
M	Moment fléchissant
M_0	Moment fléchissant plastique limite
n	Pente d'écrouissage linéaire
Π	Énergie potentielle
Φ	Complaisance
Ψ	Angle d'ouverture de fissure
Pr	Ratio de déboutonnage, ou Plug ratio
r	Rayon de la zone fondue d'un point soudé

LISTE DES SYMBOLES

R	Taux de dissipation d'énergie
R_{global}	Taux de dissipation d'énergie pour l'ensemble d'un essai de fissuration
R_{stable}	Taux de dissipation d'énergie durant la propagation stable de la fissure
$R_{instable}$	Taux de dissipation d'énergie durant la propagation instable de la fissure
σ_0	Limite d'élasticité
σ_{coh}	Contrainte de cohésion
TC	Traction en Croix
THR	Très Haute Résistance
u	Déplacement
u_{coin}	Déplacement du coin
u_d	Déplacement dissipé, ou résiduel
u_e	Déplacement élastique, ou restituable
U_d	Énergie dissipée
U_e	Énergie élastique
U_{frac}	Énergie de séparation de la matière
U_p	Énergie plastique
W_{ext}	Énergie de déformation
ZAT	Zone Affectée Thermiquement
ZF	Zone Fondue

Introduction

L'allègement des structures automobiles offre constamment de nouveaux challenges aux acteurs de l'industrie automobile. L'utilisation d'aciers à Très Haute Résistance (THR) a ainsi permis la réduction des épaisseurs des tôles constituant les caisses en blancs. La réalisation des caisses en blanc requière de multiples aptitudes des aciers utilisés. Ils doivent présenter des résistances mécaniques élevées, de très bonnes propriétés de formabilité et de soudabilité, et être résistants à la corrosion. Leur coût en matière première et leur coût de production doivent de plus être réduits.

La recherche de nouvelles compositions chimiques et de nouveaux cycles thermomécaniques de mise en forme des tôles permet le développement continu de nouvelles nuances d'aciers THR. La validation de la conception des nouvelles nuances se déroule selon un processus regroupant différentes étapes en regard des aptitudes des tôles visées. La dernière de ces étapes est la validation des propriétés de soudabilité des nuances. Son résultat est décisif pour la pérennité ou non des travaux de recherches et de productions investis afin de concevoir et de valider une nouvelle nuance jusqu'à cette étape.

Les méthodologies actuelles d'évaluation de la soudabilité sont régies par les normes internationales ainsi que par les pratiques des différents constructeurs automobiles. Elles sont basées sur des caractérisations de la résistance des points soudés par des essais de rupture. A la différence des étapes de validation des propriétés d'usage des nuances, ces méthodologies requièrent une quantité de matière en général trop importante pour être fournie par des moyens de production de laboratoire, et nécessitent des moyens de production industriels. Ceci implique que la caractérisation de la soudabilité d'une nouvelle nuance est nécessairement menée en fin du processus de validation. Dans le cas des aciers THR, les critères conventionnels d'acceptabilité des points soudés recommandés par ces méthodologies peuvent fréquemment conduire à l'invalidation de leur soudabilité, et la reconception entière de la nuance.

Des travaux de recherches visant à mieux comprendre les propriétés de soudabilité des aciers THR sont menées au centre de recherche d'ArcelorResearch à Maizières-lès-Metz, et remettent en question la validité des critères d'acceptabilité des points soudés dans le cas des nouveaux aciers comme les THR. L'utilisation de ces critères dans le cas de ces aciers pose un certain nombre de difficultés d'interprétation physique. Ainsi, de nouvelles méthodologies de caractérisation de la rupture de points soudés sont développées afin de permettre une interprétation plus immédiate de leurs résultats. Parmi ces travaux, la faisabilité de la caractérisation de la fissuration de points soudés par l'essai d'enfoncement de coin fut étudiée lors du projet de Master de Gilles Payen par une collaboration entre ArcelorMittal, l'université de McMaster au Canada, et l'École des Mines de Saint Etienne. Les travaux effectués lors de cette thèse poursuivent cette étude de faisabilité, et ont pour but de caractériser un mécanisme particulier de rupture des points soudés : leur fissuration à l'interface des tôles. De plus, les travaux de thèse de Florent Krajcarz ont permis le développement d'une méthodologie basée sur un essai de traction en U, par une collaboration entre ArcelorMittal et l'École des Mines de Paris. Cette méthodologie permet également la caractérisation de ruptures interfaciales de points soudés.

Une attention particulière est portée sur la quantité de matière requise par ces méthodologies. En effet leur capacité à caractériser la soudabilité d'une nuance à partir de coulées de laboratoire est essentielle afin de révéler un besoin de reconception plus en amont dans le processus de validation, et ainsi de rendre ce dernier plus efficace.

Une caractérisation pertinente de la rupture des points soudés occurring lors de ces différents essais est autre défi pour la science des matériaux et la mécanique de la rupture en particulier. La problématique de caractérisation de la rupture d'assemblages soudés regroupe un large domaine d'applications, et qualifie fréquemment la caractéristique critique d'une structure mécanique. Le comportement élastoplastique et hétérogène des points soudés, ainsi que leur géométrie particulière, constituent des cas d'études hors des limites de validité des outils standards de caractérisation de la rupture de matériaux élastoplastiques. L'hétérogénéité de comportement invalide les méthodes standards de caractérisation de l'énergie nécessaire à l'initiation de la fissuration. Dans le cadre de ces travaux, la caractérisation pertinente de la résistance à la propagation stable d'une fissure dans l'interface des points soudés sera recherchée.

Chapitre I

Ce document présente tout d'abord une revue bibliographique des caractérisations de la rupture dans les matériaux élastoplastiques, ainsi que les méthodologies de mesures associées. Une revue d'études du comportement à rupture des points soudés d'aciers THR identifie le besoin de caractérisation quantifiée de leur rupture interfaciale comme essentielle à la compréhension de leur soudabilité.

Chapitre II

La mise en place de l'essai d'enfoncement de coin et de son instrumentation est ensuite détaillée. L'essai est conçu afin de permettre la propagation stable d'une fissure à l'interface des points soudés, et son instrumentation permet la mesure de l'énergie dissipée et des déformations en pointe de fissure lors de la propagation.

Chapitre III

Dans un troisième chapitre, la pertinence des mesures est étudiée au regard des mécanismes de déformation et de séparation de la matière observés. Il est conclu que les mesures indépendantes de deux scalaires caractérisent la résistance à la fissuration interfaciale des points soudés : le taux de dissipation d'énergie global, et l'angle d'ouverture de fissure.

Chapitre IV

Deux études numériques de la propagation stable de fissures sont résumées dans ce chapitre. Elles visent à approcher une relation entre les mesures globales de résistance à la fissuration avec la résistance locale du matériau, approchée par un modèle de zones cohésives. Il est montré que les deux mesures combinées sont adaptées afin de caractériser une unique résistance locale du matériau.

Chapitre V

Enfin les résultats de mesures de résistance à la fissuration sur douze nuances d'acier différentes sont présentés, ainsi que l'interprétation de leur soudabilité au regard des résultats de la méthodologie préconisée par la norme ISO. Pour les nuances étudiées, l'outil de caractérisation développé dans ces travaux est en mesure de fournir des informations complétant la compréhension de leur soudabilité.

Annexe A

Dans une première annexe, des généralités quant à l'obtention industrielle de nuances d'aciers à Très Hautes Résistances sont présentées, ainsi que les propriétés usuelles associées à ces nuances.

Annexe B

Les travaux de caractérisation du comportement élastoplastique des zones fondues de points soudés sont détaillés dans cette annexe. Il est montré que la méthodologie de compression uniaxiale d'éprouvettes cylindriques extraites des zones fondues permet l'obtention simple de résultats de bonne qualité.

Annexe C

Cette annexe présente l'algorithme de corrélation d'images utilisé dans ces travaux, ainsi que ses performances et son implémentation.

Annexe D

La mise en place du modèle numérique de l'essai de fissuration en Double Cantilever Beam est détaillée dans cette dernière annexe. Le traitement des données numériques permettant la détermination de la résistance à la fissuration R et Ψ est présenté, ainsi que les limitations de ce modèle.

Chapitre I

Revue bibliographique

1 Soudage par Point

1.1 Procédé et création de chaleur

Le soudage par point (ou Resistance Spot Welding) est un procédé d'assemblage définitif de tôles largement répandu dans l'industrie automobile car il est très adapté aux lignes de production automatisées. Sa particularité principale est sa rapidité d'exécution et son faible coût. Le soudage par résistance crée un joint soudé par effet Joule à l'application d'un courant de forte intensité entre deux tôles maintenues en contact. Cette technique se retrouve aujourd'hui déclinée dans les procédés de soudage par point, soudage par bossage, soudage par molette et soudage en bout. Le soudage par point permet l'assemblage par recouvrement de tôles d'aciers et de certaines nuances d'aluminium, d'épaisseurs comprises entre 0,5 et 10 mm.

L'application d'un courant de forte intensité (plusieurs kA selon le matériau et l'épaisseur des tôles) entre deux électrodes pressant les tôles assure la création de chaleur lors du soudage par point. La chaleur H produite s'exprime :

$$H = \int_0^T R \cdot I^2 dt$$

Avec

R	résistance électrique rencontrée
I	intensité du courant
T	durée du phénomène
t	variable de temps

La résistance rencontrée est de l'ordre de la centaine de $\mu\Omega$, et la tension appliquée est de l'ordre de quelques Volts [Zhang 06]. Le courant peut être appliqué de diverses manières sur les tôles : soit par courant continu, soit alternatif, soit par des cycles de soudages spécifiques (ou pulses : alternance de temps chauds et temps froids).

Un effort mécanique est appliqué pendant le soudage, assurant un bridage des tôles avant application du courant, et un forgeage pendant et après la phase de chauffage. Cet effort est de l'ordre de plusieurs centaines de daN, selon l'épaisseur des tôles à assembler. La figure 1.1 illustre les différentes étapes du soudage par point : Accostage, serrage, soudage, forgeage et remontée de l'électrode.

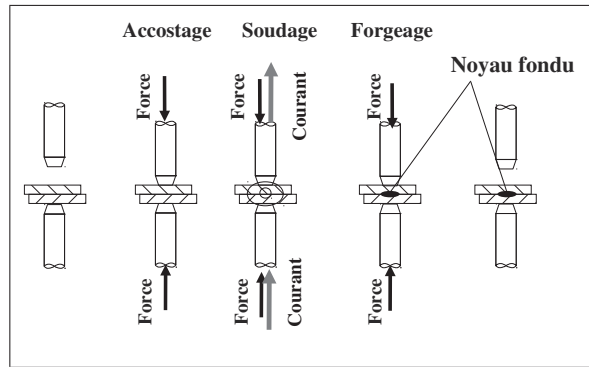


FIGURE 1.1 – Étapes du procédé de soudage par point.

La chaleur produite permet la fusion des matériaux entre les électrodes pour une intensité de courant suffisante, créant un noyau fondu à l'interface des tôles. Un paramètre essentiel influant la création de chaleur est la résistance électrique rencontrée entre les électrodes. Cette résistance peut se décomposer en une série de résistances, depuis l'électrode supérieure jusqu'à l'électrode inférieure, comme illustré en figure 1.2.

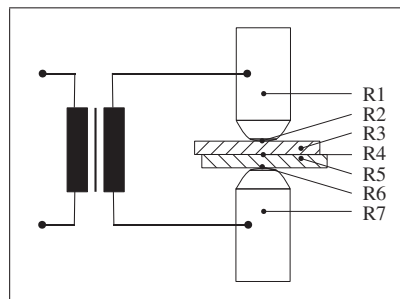


FIGURE 1.2 – Série de résistances entre l'électrode supérieure et inférieure lors du soudage par point.

La résistance à l'interface entre les tôles (R_4) conditionne la fusion des tôles. Les surfaces des tôles en contact avec les électrodes n'entrent pas en fusion car les électrodes présentent une grande conductivité, et sont généralement refroidies par circulation d'eau. La résistance à l'interface est en pratique toujours la plus élevée de la série, ce qui assure l'échauffement à l'interface des tôles. Cette résistance dépend des conditions de revêtement des tôles, et de l'effort de serrage des électrodes, la soudabilité des tôles sera d'autant plus grande que cette résistance sera élevée.

Le joint réalisé entre les deux tôles par le soudage est alors constitué d'une Zone Fondue (ZF ou noyau), et d'une Zone Affectée Thermiquement (ZAT), comme illustré par la figure 1.3.

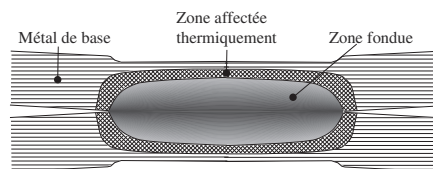


FIGURE 1.3 – Schématisation d'une coupe transverse d'un point soudé présentant la zone fondue, la zone affectée thermiquement et le métal de base.

Le soudage de tôles de matériaux identiques est dit soudage homogène, et le terme de soudage hétérogène désigne le soudage de tôles de matériaux différents. De façon générale, la dimension du noyau fondu formé

est d'autant plus grande que l'intensité de courant appliquée est importante, jusqu'au phénomène d'expulsion. L'expulsion est une projection de métal fondu à l'interface des tôles. Elle se produit lorsque la taille du noyau fondu dépasse la taille de la surface de contact entre les tôles créée par l'effort de serrage, et est associée à une intensité de soudage trop élevée. Le paragraphe 1.3 est dédié à la détermination des paramètres de soudage optimaux.

1.2 Refroidissement du point soudé

Après l'étape de création de chaleur, le noyau fondu subit un refroidissement très rapide. L'évacuation de la chaleur se faisant à la fois dans les tôles en périphérie du point soudé, et dans les électrodes refroidies par circulation d'eau.

1.2.1 Structure générale d'un point soudé

La structure de refroidissement d'un point soudé peut être influencée par des cycles thermiques de soudages incluant des temps de recuit, ou post-traitements, qui peuvent affiner les tailles finales des grains. Toutefois, le cycle thermique subi par le matériau entre les électrodes reste mal contrôlé et n'est pas aussi optimisé que les cycles thermiques d'obtention des matériaux de base. Il en résulte une structure générale des points soudés constituée d'une Zone Affectée Thermiquement (Z.A.T.) et d'un noyau, comme illustré en figure 1.4.

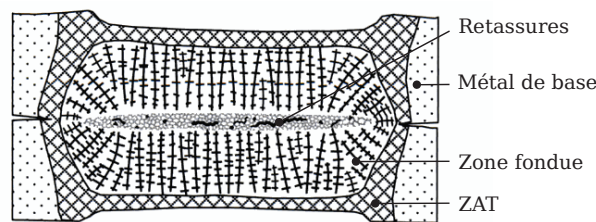


FIGURE 1.4 – Structure schématisée d'un point soudé pour lequel le refroidissement fut plus rapide à travers les électrodes qu'à travers le métal de base [Zhang 06].

Le noyau fondu se solidifie en premier lieu en sa périphérie par germination d'une phase solide puis cristallisation en grains allongés (dendrites) dans la direction normale au front de solidification. Une zone partiellement fondue est généralement observée en frontière du noyau et de la ZAT. La cristallisation du noyau s'achève en son centre où les derniers liquides solidifiés forment des grains équiaxes. Les principaux défauts de solidification tels que des retassures sont susceptibles d'apparaître proche du dernier liquide solidifié (figure 1.4).

1.2.2 Microstructures d'un point soudé

Les microstructures observées sur un point soudé résultent d'une cinétique complexe de transformations de phases sous des conditions de chauffe et de refroidissement rapides. C'est pourquoi une caractérisation microstructurale après soudage n'informe que partiellement sur le cycle thermique effectivement subi par le matériau. Les trois grandeurs essentielles conditionnant la microstructure finale dans un point soudé sont :

- la température maximale atteinte localement,
- la vitesse de refroidissement,
- la composition de l'alliage.

Température maximale atteinte Les vitesses de chauffage et de refroidissement lors du soudage limitent l'utilisation du diagramme de phase dans la prévision des microstructures finales, il est néanmoins utilisé afin d'interpréter de façon approchée les différentes zones du point soudé. Zhang et Senkara [Zhang 06], se basent sur le diagramme fer-carbone afin d'approcher un lien entre la température maximale atteinte durant le soudage T_{max} et les différentes microstructures observées après soudage (figure 1.5).

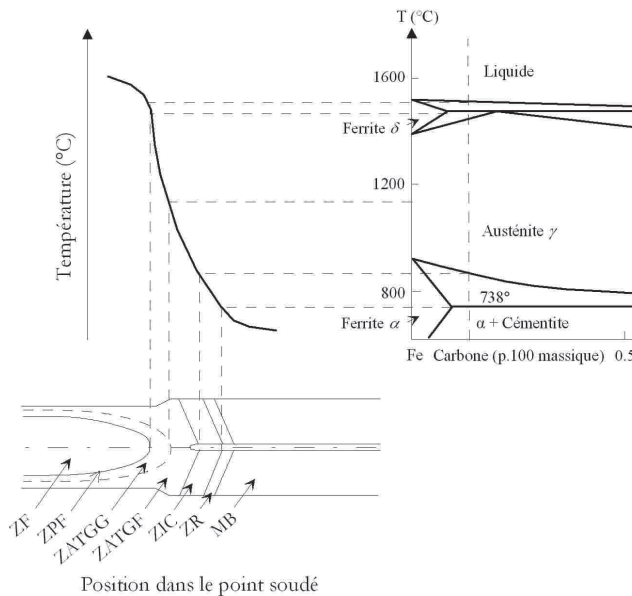


FIGURE 1.5 – Température maximale atteinte lors du soudage en fonction de la position dans le point soudé formé, et relation avec le diagramme de phases à l'équilibre [Zhang 06].

Ils classent les différentes zones de la façon suivante :

Zone	Abr.	Température	Commentaire
Zone fondue	ZF	$T_{fus} < T_{max}$	La température maximale T_{max} a excédé la température de fusion T_{fus}
ZAT à gros grains	ZATGG	$Ac3 \ll T_{max} < T_{fus}$	L'austénitisation a été complète et la croissance des grains γ s'est produite.
ZAT à grains fins	ZATGF	$Ac3 < T_{max} \ll T_{fus}$	L'austénitisation s'est produite mais T_{max} n'a pas entraîné la croissance des grains γ
Zone intercritique	ZIC	$Ac1 < T_{max} < Ac3$	Austénitisation partielle.

TABLE I.1 – Les zones de solidification et température maximale atteinte associées [Zhang 06].

Vitesse de refroidissement C'est le second paramètre influant fondamentalement la microstructure finale d'un point soudé. Cette grandeur varie selon la position dans le point soudé, et est de l'ordre de plusieurs centaines de degrés par seconde. L'utilisation de thermocouples judicieusement placés permet d'estimer ces variations, mais peut interférer avec le procédé.

Solidification La vitesse de refroidissement conditionne tout d'abord la formation de grains d'austénite à partir du métal fondu liquide. La théorie de la surfusion par Rutter et Chalmers [Rutter 53] permet la prédiction du mode de solidification d'un alliage à l'interface Solide/Liquide, avec une diffusion limitée dans le liquide et nulle dans le solide. Cette théorie s'appuie sur le diagramme de phase de l'alliage et prévoit que dans le cas

où du liquide à l'interface Solide/Liquide se trouve à une température inférieure au liquidus, ce liquide est en situation de surfusion. Dans le cas de surfusion, le critère de Chalmers permet la prédiction de la morphologie du front solide/liquide : front plan ou dendritique.

Dans le cas du soudage d'un acier Dual Phase à 0,12% massique de carbone, Rossillon [Rossillon 07] vérifie le critère de Chalmers et conclue que le refroidissement engendre la formation de dendrites, ce qui est cohérent avec les observations des structures de refroidissement des points soudés.

Transformation de phase Pour un alliage de composition donnée, un diagramme TRC permet la prévision de la microstructure obtenue par refroidissement continu depuis la phase austénite en fonction de la vitesse de refroidissement. Dans le cas du soudage, des mouvements complexes de liquide dans le noyau se produisent lors d'un cycle, et généralement plusieurs cycles de soudages le suivent. La redistribution des solutés aux changements de phases est de cette façon très difficilement quantifiable, et la composition locale des matériaux en transformation est mal connue.

Les vitesses de refroidissement dans le noyau sont de l'ordre du millier de degrés par seconde pour des tôles de 2 mm, très supérieures à celles nécessaires à la formation de la martensite (de l'ordre de 100 degrés/s) dans le noyau et la ZAT. Ces vitesses de refroidissement très élevées empêchent la diffusion du carbone, et les lattes de martensites ainsi formées sont susceptibles de contenir des films d'austénite retenue, qui seraient situés entre les lattes ou les paquets de lattes. De la bainite inférieure pourrait également être retrouvée dans le noyau [Kou 02].

1.3 Soudabilité et tenue mécanique

La soudabilité d'une nuance d'acier est son aptitude à engendrer des points soudés considérés acceptables. Dans le cadre de cette étude, l'acceptabilité d'un point soudé est jugée sur son comportement à la rupture. Le chargement mécanique jusqu'à rupture du point soudé peut être réalisé de diverses manières. On cite par exemple les essais de traction en croix, traction cisaillement, pelage. La figure 1.6 illustre la configuration de ces essais.

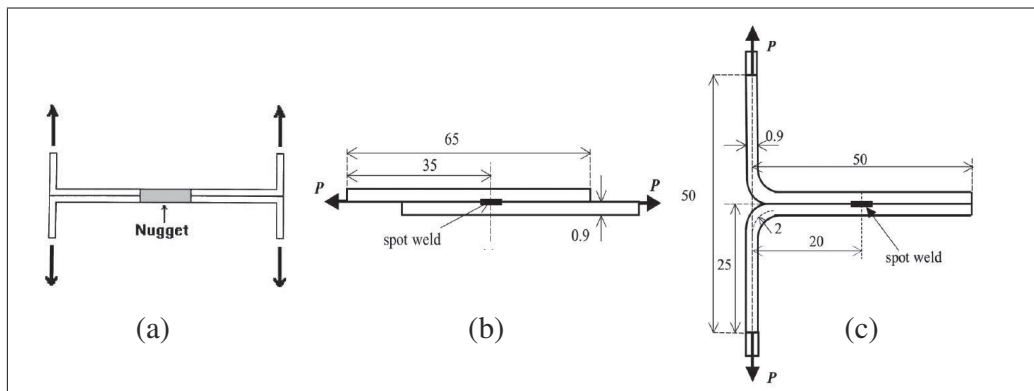


FIGURE 1.6 – Représentation en coupe transverse de différentes sollicitations mécaniques évaluant la rupture du point soudé. (a) Essai en U [Deng 00], (b) essai de traction-cisaillement [Zhou 06], (c) essai de pelage [Zhou 06].

Le critère d'acceptabilité d'un point soudé est choisi comme celui défini par les normes internationales EN ISO 18278-2 et EN ISO 14272. Elles préconisent l'essai de traction en croix pour l'évaluation de la soudabilité de nuances d'aciers. La configuration de l'essai est illustrée par la figure 1.7.

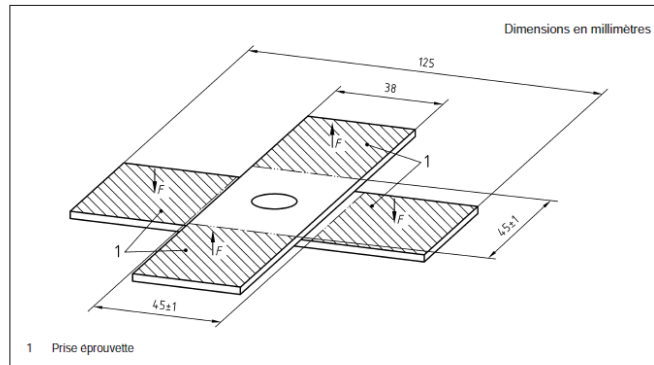


FIGURE 1.7 – Dimensions des éprouvettes d'essai de traction en croix [AFNOR 05], et sollicitation mécanique.

1.3.1 Types de ruptures

La rupture du point soudé peut intervenir selon 3 modes de ruptures principaux :

Rupture en déboutonnage (figure 1.8.a) Désigne une rupture du point soudé présentant une pénétration faible, ou nulle, de la fissure dans l'interface des tôles. La rupture se localise à travers l'épaisseur d'une des deux tôles en périphérie du point soudé, soit dans le métal de base, soit dans la ZAT. Après rupture, le noyau intact reste sur l'une des tôles sous la forme d'un bouton arraché à la tôle antagoniste.

Rupture partielle (figure 1.8.b) Désigne une rupture présentant une pénétration significative de la fissuration dans l'interface, résultant en un bouton de faible diamètre.

Rupture interfaciale (figure 1.8.c) Désigne une rupture à l'interface des tôles. La fissure se propage sans déviation notable à partir de l'entaille située sur le pourtour du point soudé.

On définit également le mode de rupture par le ratio de déboutonnage (ou "Plug ratio" Pr) comme le rapport du diamètre du bouton sur le diamètre du noyau, valant 1 dans le cas de déboutonnage et 0 dans le cas de ruptures interfaciales.

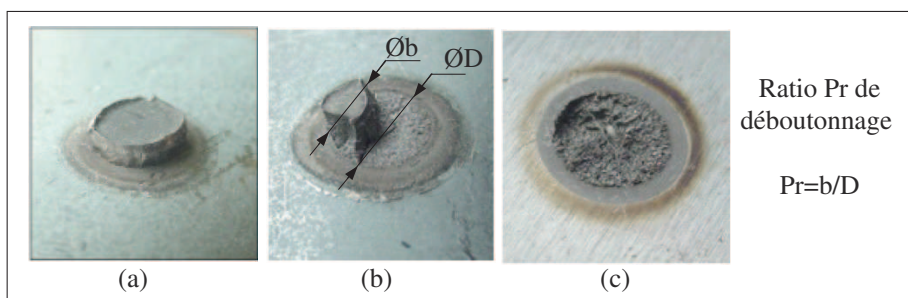


FIGURE 1.8 – Les différents modes de rupture des points soudés en traction en croix. (a) Déboutonnage, (b) rupture partielle en interface et illustration des diamètres de bouton b et de noyau D, (c) rupture interfaciale [Gould 05].

1.3.2 Acceptabilité

La norme EN ISO 18278-2 indique le critère d'acceptabilité des points soudés. Pour des tôles de 2 mm, un diamètre moyen de bouton minimal de 6 mm doit être obtenu pour considérer un point soudé comme acceptable. C'est-à-dire que les ruptures en plan de joint sont considérées comme inacceptables, ainsi que tout cas de pénétration de la fissure importante dans le noyau.

1.3.3 Domaine de soudabilité

Le domaine de soudabilité fournit une plage de courant et de temps de soudage permettant l'obtention de points soudés acceptables. La limite haute de cette plage de courant correspond à l'intensité de soudage maximale ne provoquant pas d'expulsion. La limite basse est déterminée comme l'intensité minimale de courant à appliquer afin d'obtenir des points soudés acceptables, comme définis au paragraphe précédent. Les lobes de soudabilité sont les diagrammes traçant le domaine de soudabilité en fonction du temps de soudage appliqué, pour des cycles de soudages définis, et sont illustrés par la figure 1.9. Cette plage de courant de soudage est également désignée par domaine de soudabilité en bouton.

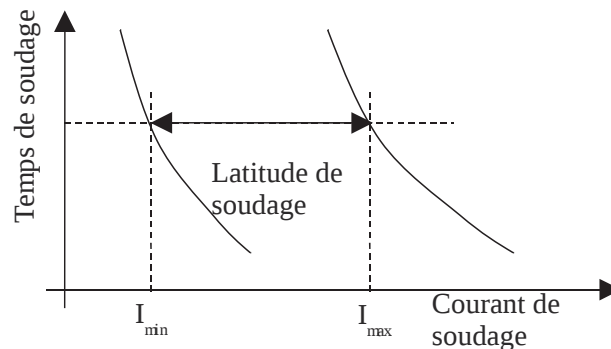


FIGURE 1.9 – Lobes de soudabilité.

Le domaine de soudabilité en zone arrachée désigne la plage d'intensité permettant au minimum l'obtention d'un diamètre de noyau de 6 mm, et au maximum des points soudés sans provoquer d'expulsion. Le diamètre de noyau est mesuré après rupture du point soudé par la zone arrachée comme l'illustrent les figures 1.8.b et c.

1.4 Cas des aciers THR

Le Guide Line des aciers THR [AHSS3 06] indique que le soudage des aciers THR diffère peu des aciers doux pour le procédé en lui-même (effort de soudage, nombre de pulses, et courant de soudage). La principale différence concerne en revanche les critères d'acceptabilité des points soudés. En effet, le guide line insiste sur le fait que les ruptures en plan de joint sont caractéristiques des points soudés de petite taille pour les aciers doux, et des points soudés de toutes tailles confondues pour les aciers THR.

Gould [Gould 05] étudie la charge à rupture d'essais dynamiques d'impact en traction en croix sur des points soudés d'aciers DP et TRIP. Il note que la tenue du métal de base semble affecter la charge à rupture lorsqu'elle est supérieure à 1000 MPa. L'occurrence des ruptures interfaciales est également d'autant plus fréquente que la tenue du métal de base augmente (contrainte à rupture en traction uniaxiale). Enfin la dispersion des résultats est la plus significative pour les tenues du métal de base d'environ 1000 MPa.

Oikawa [Oikawa 07] conduit une étude similaire, et remarque que la tenue en traction en croix de points soudés augmente avec la tenue du métal de base lorsque cette dernière est inférieure à 600 MPa, et décroît pour des tenues supérieures. La figure 1.10.a illustre ces résultats. Ce comportement est expliqué par la combinaison d'un effet lié au matériau, et d'un effet mécanique. Tout d'abord la concentration en éléments d'alliage des nuances à haute tenue mécanique engendre un indice de carbone équivalent supérieur au cas des nuances à tenue plus faible. Un indice de carbone équivalent élevé est généralement synonyme de basse tenue en rupture des points soudés. Ensuite, Oikawa note qu'une forte résistance des tôles implique des concentrations des contraintes plus prononcées au fond d'entaille.

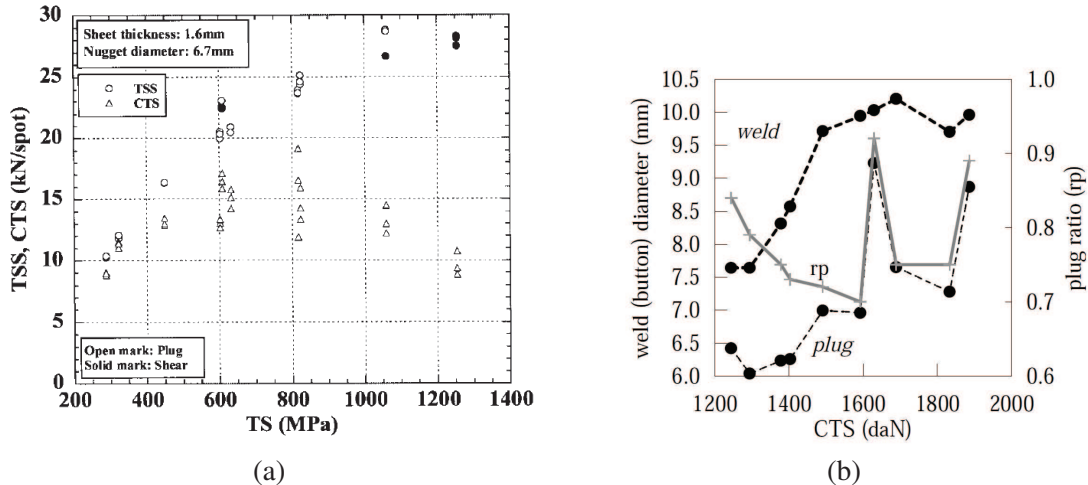


FIGURE 1.10 – (a) Effet de la tenue du métal de base sur l'effort à rupture en traction en croix [Oikawa 07]. "TS" désigne la tenue à rupture du métal de base, "CTS" désigne la tenue en traction en croix des points soudés, et "TSS" désigne leur tenue en traction-cisaillement. (b) Tenue mécanique et diamètres de noyau et de bouton d'un acier DP780 en traction en croix [Oultit 08]

Les observations de Naït Oultit [Oultit 08] concluent qu'il n'existe pas de corrélation directe entre le mode de rupture et la charge à rupture des points soudés d'aciers THR. Un effet sensible de la géométrie est observé : les faibles diamètres de noyau impliquent de faibles charges à rupture et des ruptures interfaciales, mais ce lien n'est pas observé pour les diamètres intermédiaires ou élevés. La figure 1.10.b illustre cette observation.

1.5 Conclusion

Les aciers THR présentent souvent des ruptures interfaciales. Les normes actuelles rejettent ces ruptures. Ceci conduit soit à un rejet de la nuance soit à une réduction drastique du domaine de soudabilité. La méthodologie d'évaluation de la soudabilité proposée par la norme ne permet toutefois pas de répondre à la question suivante :

Les propriétés à rupture des zones fondue des aciers THR sont-elles dégradées par rapport aux zones fondue d'aciers de moins haute tenue ?

Pour répondre à cette question, il est nécessaire de pouvoir comparer la tenue à rupture des zones fondues pour des sollicitations identiques. Or la concentration de contraintes en fond d'entaille lors de l'essai de traction en croix est accrue dans les cas où le métal de base présente de plus hautes propriétés mécaniques. Cet effet mécanique implique une plus forte susceptibilité d'occurrence de ruptures interfaciales dans le cas des aciers THR.

L'objectif premier de cette étude est de développer une méthodologie d'essai dans laquelle la sollicitation appliquée aux zones fondues dépende le moins possible du métal de base. La suite de cette revue bibliographique est dédiée dans un premier temps à la description des mécanismes de rupture dans les métaux, puis aux méthodes existantes de caractérisation de la rupture, et enfin à leurs applications aux assemblages et aux soudures.

2 Éléments de description phénoménologique de la rupture

Cette section décrit de façon synthétique les mécanismes de rupture dans les métaux, et leurs implications sur les dissipations d'énergies lors de la propagation d'une fissure.

La fissuration de matériaux métalliques implique le développement d'une zone plastifiée en pointe de fissure, dans la zone où le niveau de contrainte dépasse celui nécessaire à une déformation irréversible. L'écoulement plastique de la matière nécessitant beaucoup plus d'énergie que la déformation élastique, l'énergie à fournir pour faire propager la fissure est liée à la taille de cette zone plastique [Hertzberg 76]. Ainsi comme le montre la figure 1.11, lorsque la taille de cette zone à l'instant précédent la rupture est faible, l'énergie de rupture sera faible, et le matériau sera qualifié de *fragile*. D'un autre côté, lorsque cette zone s'étend largement, jusqu'à englober l'ensemble du ligament de matériau non fissuré restant, l'énergie de rupture sera élevée, et le matériau sera dit *tenace*. Les matériaux fragiles sont typiquement les verres ou la fonte blanche. La majorité des aciers de construction sont relativement tenaces à température ambiante pour des sollicitations lentes.

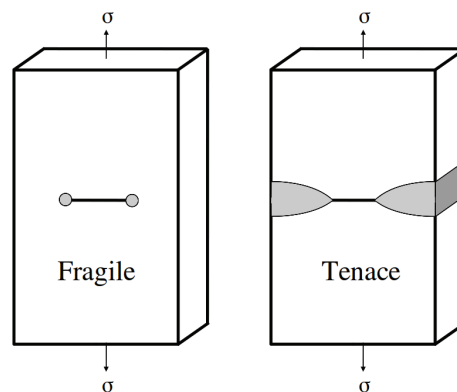


FIGURE 1.11 – Etendue de la zone plastique en pointe de fissure précédant la rupture pour un matériau fragile et un matériau tenace [Hertzberg 76].

Il est a été démontré que l'énergie de rupture résulte de la compétition entre deux phénomènes de dissipation d'énergie, c'est à dire la création de nouvelles surfaces par mécanisme de micro-séparation, et la déformation plastique éloignée de la pointe de fissure [Broberg 95, Tvergaard 92, Siegmund 00]. Le premier phénomène se déroule dans ce que Broberg [Broberg 95] définit comme *process region*, ou zone de séparation, tandis que le second phénomène prend place dans une zone plastique, comme le montre la figure 1.12.

En considérant que le phénomène de séparation de matière peut être caractérisé par une contrainte de cohésion σ_{coh} , et que la déformation plastique se quantifie à travers une limite d'élasticité σ_0 , Broberg caractérise la compétition de ces phénomènes par le rapport σ_{coh}/σ_0 .

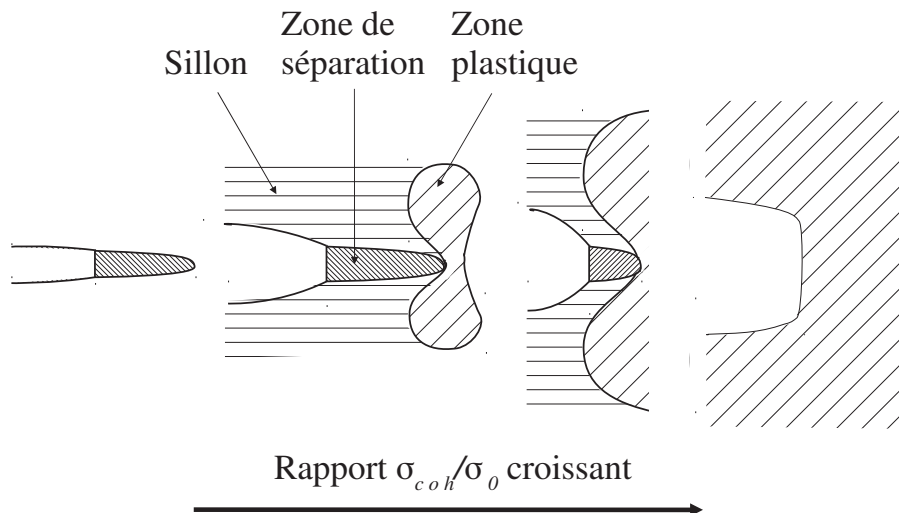


FIGURE 1.12 – Zones de dissipation d'énergie lors de la propagation de fissure [Broberg 95].

Selon cette description, les matériaux dits fragiles se distinguent alors par un faible rapport σ_{coh}/σ_0 , dans lesquels la séparation se produit sans engendrer de déformation plastique significative en aval de la fissure. Les matériaux dits tenaces quant eux présentent un rapport σ_{coh}/σ_0 élevé, la séparation de matière ne se produira que pour des niveaux de chargement ayant auparavant entraîné de fortes déformations plastiques. Le rapport des volumes associés aux régions plastique et de séparation dans le cas de matériaux tenaces indique que l'énergie effectivement utilisée à la séparation compte peu dans l'énergie de rupture.

2.1 Mécanismes de séparation de matière

L'observation des faciès de rupture par Microscope Électronique à Balayage (MEB) permet de caractériser de façon qualitative le mécanisme de séparation de la matière durant la fissuration. Deux classes de mécanismes sont identifiés : le **clivage** et la **croissance de cavités**. La déformation de la matière avant sa séparation peut être appréhendée par cette observation.

2.1.1 Clivage

Le mécanisme de clivage désigne une décohéation transgranulaire selon certains plans cristallins et est généralement associé à des faibles énergies de rupture, [Hertzberg 76]. Ce mécanisme se traduit sur l'observation du faciès de rupture par des facettes de clivage. Dans les structures cubiques centrées comme la ferrite, l'indice du plan cristallographique clivé est 100. La contrainte normale théorique de clivage est déterminée à partir de l'énergie de cohésion du cristal :

$$\sigma_{clivage} = \sqrt{\frac{E\Gamma}{a_0}} \approx \frac{E}{10} \quad (I.1)$$

avec

Γ énergie de surface $\approx 1J/m^2$
 E module de Young
 a_0 paramètre de maille

Cette contrainte théorique de clivage est ainsi de l'ordre de $E/10$. Les mesures expérimentales des valeurs de contraintes de clivage résultent en revanche en des valeurs beaucoup plus faibles, de l'ordre de $E/500$. Ces faits contradictoires furent étudiés par Griffith [Griffith 20], et ses travaux ont marqués les débuts de la mécanique de la rupture pour les matériaux élastiques en 1920. Il a montré que la présence de défauts géométriques (cavités) ou d'inclusions entraînent des concentrations de contraintes telles que cette contrainte théorique de clivage peut être atteinte pour un niveau de contrainte macroscopique bien inférieur.

2.1.2 Croissance de cavités

Le chargement mécanique tend à former des micro-fissures, micro-pores, vides ou cavités dans le matériau. Des ruptures de particules fragiles ou des interactions particule/matrice peuvent être à l'origine de ces micro-pores [Hertzberg 76]. Lorsque l'état de chargement s'accroît, ces vides grandissent et coalescent sous la forme d'un front de fissure. Lorsque la taille de ce défaut atteint une dimension critique, la rupture complète du composant se produit. Ce phénomène de croissance de cavités se déroule également lors de la rupture brutale par formation de vides et coalescence avec le front de fissure. L'observation du faciès de rupture après croissance de cavités révèle alors un relief composé de cupules, avec en général des particules en leur centre. Ces cupules sont les cavités qui ont coalescé lors de la propagation du front de fissure. La croissance et la coalescence des cavités impliquant des déformations irréversibles, l'énergie de séparation est liée à la densité de vides et à l'historique de la déformation qui a permis d'obtenir la coalescence.

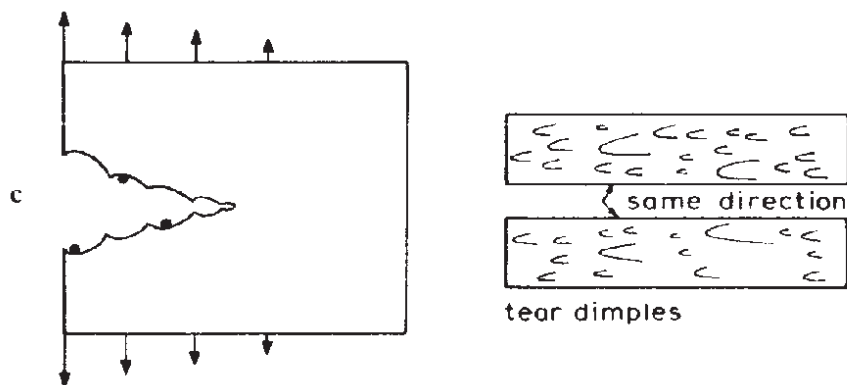


FIGURE 1.13 – Mécanismes de croissances de cavités dans le cas de la fissuration [Broek 82].

2.2 Déformation plastique

L'état de chargement local influence de façon importante la déformation se déroulant dans la zone plastique. L'étendue de cette zone est plus importante en contraintes planes qu'en déformations planes. Le taux de triaxialité limite en effet la déformation plastique en pointe de fissure [Siegmund 00]. La fissuration dans les éprouvettes massives engendre ainsi une zone plastique plus large proche des surfaces libres qu'à cœur, comme le montre la figure 1.14.a [Broek 82].

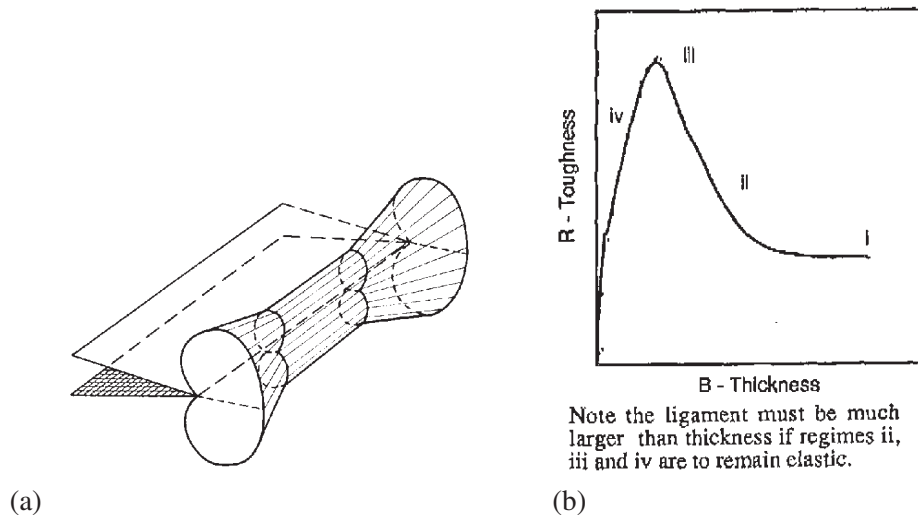


FIGURE 1.14 – (a) Taille de la zone plastique dans l'épaisseur de l'éprouvette [Broek 82]. (b) Énergie de rupture en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette [Turner 90].

L'énergie de rupture, par unité de surface fissurée, de composants de faibles épaisseur sera plus élevée que celle de composants de fortes épaisseurs. La figure 1.14.b illustre ce phénomène [Turner 90]. L'énergie de rupture n'est donc pas une caractéristique intrinsèque du matériau ou de l'alliage. Elle dépend fortement de la géométrie et des sollicitations mécaniques, voire de l'historique de chargement.

La géométrie macroscopique de la surface de rupture est également affectée par l'état de chargement local. Le plan de rupture en déformations planes est en général plan, s'étendant selon le front d'entaille initial (figure 1.15.b). En revanche, le plan de rupture en contraintes planes présente souvent un angle de 45 degrés avec le plan précédent. Cette inclinaison est expliquée par la direction de la contrainte de cisaillement maximale qui dépend de la contrainte σ_z , illustrée par la figure 1.15.a.

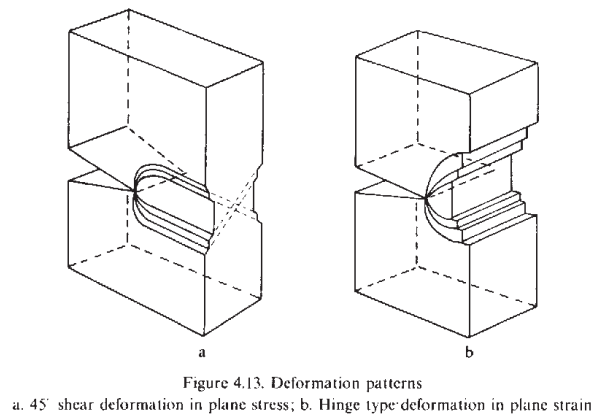


FIGURE 1.15 – Plans de ruptures en contraintes planes (a) et en déformations planes (b) [Broek 82].

2.3 Vocabulaire

Les termes *fragile* et *tenace* caractérisent l'énergie nécessaire à rompre le matériau dans les conditions d'utilisation spécifiques, tandis que les termes *clivage* et *croissance de cavités* caractérisent un mécanisme de séparation de matière. Les termes *fragile* et *clivage* vont souvent de pair, comme les termes *tenace* et *croissance de cavités*. En revanche, le mécanisme de séparation n'étant pas la seule source de dissipation d'énergie lors de

la propagation de fissure, les observations de faciès de rupture présentant des facettes de clivage ne signifient pas directement que le matériau est fragile. Inversement, les faciès de rupture présentant des cupules ne sont pas nécessairement associées à de hautes énergies de ruptures.

Le terme de *ductilité* qualifie un matériau capable de se déformer significativement de façon irréversible avant de rompre. Dans le contexte de la fissuration, il est aussi bien utilisé pour qualifier matériau tenace que pour désigner un mécanisme de séparation par croissance de cavité. Le terme de *ténacité* réfère dans ce document à l'aptitude qu'a un matériau à résister à la propagation d'une fissure, c'est à dire présentant une haute énergie de rupture, indépendamment de l'approche de caractérisation employée.

2.4 Effet d'échelles

Comme détaillé dans la section 2.2, l'état de contrainte impacte le développement de la déformation plastique en pointe de fissure. En conséquence, les caractérisations de résistance à la fissuration basées sur des considérations énergétiques sont obligatoirement dépendantes de la taille, de la géométrie et de la sollicitation considérées (figure 1.14.b). Le problème de la transférabilité des mesures sur éprouvettes standards est ainsi largement connu depuis les premiers essais de ruptures. La comparaison de la ténacité de deux matériaux différents requière donc encore des essais de rupture réalisés dans des conditions identiques.

Atkins décrit les lois d'échelles et les dimensions caractéristiques des différents mécanismes durant la propagation de fissure [Atkins 99]. Il définit un facteur d'échelle λ comme le rapport de la dimension caractéristique entre différents solides.

1. dans le cas élastique, la seule dissipation d'énergie est le travail de séparation, homogène à une surface. La normalisation doit dans ce cas être fonction de λ^2 .
2. dans le cas plastique parfait, la dissipation d'énergie est le travail plastique, homogène à un volume. La normalisation est dans ce cas fonction de λ^3 .
3. le cas élastoplastique est intermédiaire, et la normalisation doit être fonction de λ^x avec $2 < x < 3$.

Il montre alors qu'il est possible de normaliser les enregistrements d'effort et de déplacement d'essais de fissuration afin de superposer les résultats d'éprouvettes de géométries similaires et de différentes tailles. La figure 1.16 illustre ces résultats. Dans ce cas, le déplacement est normalisé par λ , et l'effort est normalisé par $\lambda^2 \sigma_0$.

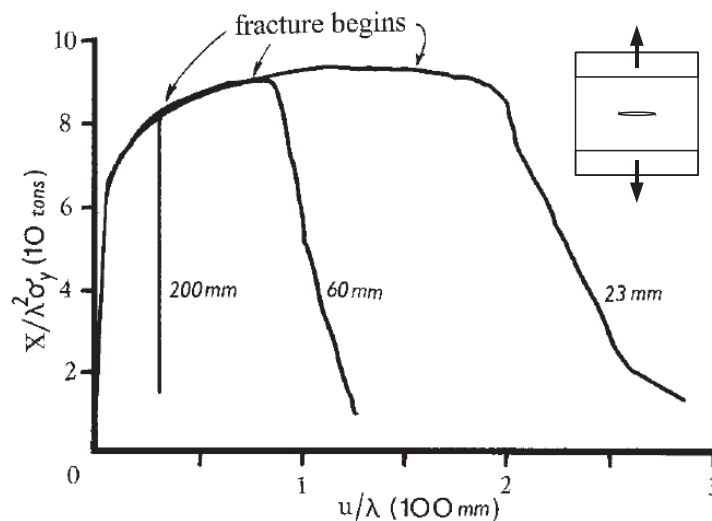


FIGURE 1.16 – Effort normalisé en fonction du déplacement normalisé d'essais de rupture en traction de poutres en I entaillées, de géométries similaires et de différentes dimensions [Atkins 99].

2.5 Conclusion

L'étude de la phénoménologie de la fissuration de métaux identifie une énergie de séparation de la matière comme paramètre quantifiant la résistance d'un matériau à la rupture. Il est considéré que cette énergie est intrinsèque au matériau. Le mécanisme de séparation nécessitant un apport d'énergie, il est possible que le matériau dissipe de l'énergie par plastification lors de cet apport. Cette dissipation implique une résistance augmentée à la fissuration, mais ne peut être considérée comme intrinsèque au matériau car dépendant des conditions de géométrie et de chargement.

3 Approches globales caractérisant l'énergie de rupture

Cette section synthétise différentes approches de caractérisation de l'énergie de rupture à partir d'essais de fissuration. Ces approches sont dites globales car se basent sur des grandeurs mesurées macroscopiquement, c'est à dire les mesures simultanées de l'effort, du déplacement et de la position de la fissure. Les approches détaillées sont :

- le taux de restitution d'énergie G ,
- l'intégrale J ,
- le taux de dissipation d'énergie R ,
- le travail essentiel de rupture,
- l'angle d'ouverture de fissure Ψ .

La confrontation de leurs hypothèses, et de leurs limites d'application est ensuite résumée.

3.1 Définitions

Les dimensions communément utilisées des éprouvettes de fissuration sont détaillées dans ce paragraphe, ainsi que les grandeurs communément mesurées lors d'un essai.

Dimension des éprouvettes de rupture La figure 1.17 illustre les dimensions d'une éprouvette type de fissuration, dans laquelle

F	est l'effort appliqué,
u	est le déplacement appliqué,
a	est la longueur de fissure,
W	est la largeur de l'éprouvette,
B	est l'épaisseur de l'éprouvette,
h	est la hauteur de l'éprouvette,
$b = W - a$	longueur du ligament non-fissuré.

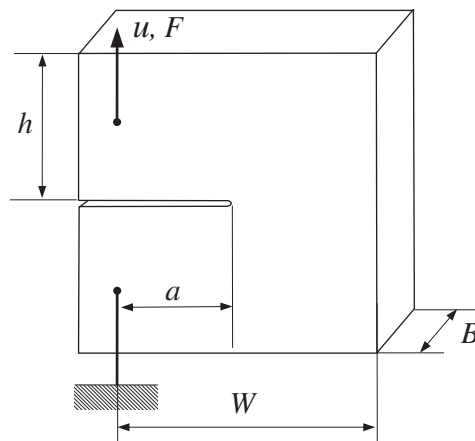


FIGURE 1.17 – Les dimensions d'une éprouvette type d'essai de fissuration.

Les désignations normalisées [ASTM 09] d'éprouvettes de rupture référées dans cette revue bibliographique sont

C(T)	la géométrie de traction compacte,
M(T)	la géométrie de traction moyenne,
SEN(T)	la géométrie de traction à simple entaille de côté,
DEN(T)	la géométrie de traction à double entaille de côté, ou double entaille profonde,
SE(B)	la géométrie de flexion à simple entaille de côté.

Mesures durant un essai de fissuration L'apport d'énergie au système mécanique est défini par $W_{ext} = \int F du$, c'est l'aire sous la courbe $F - u$ d'un essai. Dans le cas où aucun frottement n'est considéré, cette mesure quantifie l'énergie de déformation interne du système. Pour un déplacement appliqué u , un déplacement u_e est restituable élastiquement par le système lors d'une décharge, ainsi qu'une énergie élastique U_e . Cette restitution est illustrée par la figure 1.18. La fraction de l'énergie apportée non restituable est l'énergie dissipée U_d . Ainsi le déplacement appliqué et l'énergie apportée peuvent se décomposer

$$u = u_e + u_d \quad \text{et} \quad W_{ext} = U_e + U_d \quad (I.2)$$

Avec

u_e	Déplacement restituable élastiquement,
u_d	Déplacement plastique non restituable,
W_{ext}	Apport d'énergie, aire totale sous la courbe $F - u$.
Φ	Complaisance élastique du solide
U_e	Énergie élastique, aire sous la courbe $F - u$ d'une décharge,
U_d	Énergie dissipée, $W_{ext} - U_e$.

La figure 1.18 illustre cette décomposition.

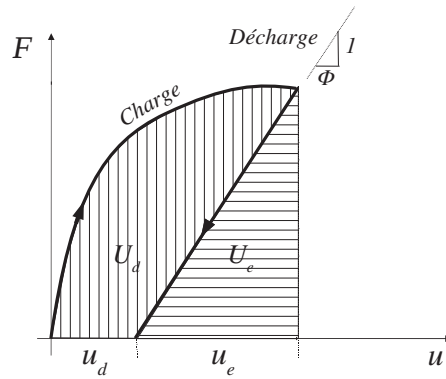


FIGURE 1.18 – L'aire élastique U_e et plastique U_d sous la courbe $F - u$ d'un essai de fissuration.

La connaissance de la valeur courante de u_d nécessite une décharge au cours de l'essai. Cette décharge est linéaire et son intersection avec l'axe des abscisses détermine u_d . L'inverse de la pente de cette décharge définit la complaisance courante de l'éprouvette Φ . L'énergie élastique U_e est définie comme la surface comprise sous la courbe de décharge, tandis que l'énergie dissipée est déterminée en retirant U_e à l'aire totale W_{ext} sous la courbe $F - u$.

3.2 Taux de restitution d'énergie G

3.2.1 Expression de G

Griffith [Griffith 20] propose le bilan énergétique suivant à l'apparition d'une fissure dans un solide élastique : la variation d'énergie potentielle Π lors de la fissuration équilibre l'énergie nécessaire à la création des nouvelles surfaces W_s .

$$\frac{dU_t}{dA} = \frac{d\Pi}{dA} + \frac{dW_s}{dA} = 0 \quad (\text{I.3})$$

avec

U_t	Énergie totale
$\Pi = U_e - W_{ext}$	Énergie potentielle
W_s	Travail à fournir pour créer de nouvelles surface
A	Aire fissurée
U_e	Énergie de déformation élastique stockée dans le solide
W_{ext}	Travail extérieur fourni au solide

En considérant une densité d'énergie de création de surface Γ , le travail à fournir pour créer les nouvelles surfaces est $W_s = A \cdot \Gamma$. Le travail extérieur W_{ext} restant à fournir pour la fissuration est alors la différence $W_{ext} = W_s + \Delta U_e$. Irwin [Irwin 57] définit ensuite le taux de restitution d'énergie G comme

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} = \frac{dW_{ext}}{dA} - \frac{dU_e}{dA} \quad (\text{I.4})$$

G est identifié comme la force motrice de la fissuration [Hertzberg 76]. A l'instabilité, G atteint sa valeur critique $G_c = \Gamma$. Cette valeur critique peut être mesurée en laboratoire sur des éprouvettes entaillées.

3.2.2 Mesure

Rupture fragile La détermination expérimentale du taux de restitution d'énergie G permet de caractériser la propagation de fissures dans les matériaux à faible énergie de rupture, ou fragiles. Lors d'un essai de fissuration en déplacement u imposé, la fissuration se produit sans augmentation du travail extérieur fourni, se traduisant par une chute d'effort F à déplacement constant. La figure 1.19.a schématise une courbe $F - u$ associée à cet essai, ainsi que la variation d'énergie potentielle G . Lorsque l'essai est piloté en effort F , la fissuration se produit pour F constant, et une augmentation de u , comme illustré en figure 1.19.b.

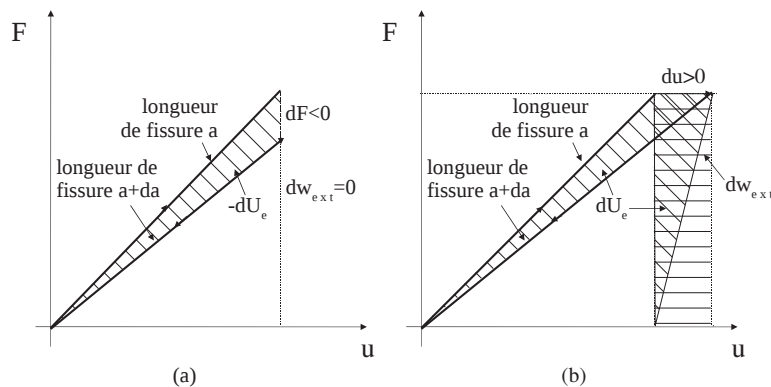


FIGURE 1.19 – La mesure de G en déplacement imposé (a) et en effort imposé (b).

Le taux de restitution d'énergie G est alors déterminé par l'équation I.4

$$\begin{aligned} \text{en déplacement imposé} \quad dW_{ext} = 0 \quad G &= - \left(\frac{dU_e}{dA} \right)_u \\ \text{en effort imposé} \quad dW_{ext} = F \cdot du \quad G &= \left(\frac{dU_e}{dA} \right)_F \end{aligned} \quad (I.5)$$

De plus, dans le cas de solides rompant dans le domaine élastique, F et u sont liés par la complaisance $\Phi = u/F$. Les expressions du taux de restitution d'énergie ci-dessus peuvent ainsi être réexprimées soit en fonction de u et du , soit de F et dF . Il est alors observé que les deux expressions de G en déplacement et en effort imposé sont égales.

$$G = - \left(\frac{dU_e}{dA} \right)_u = - \frac{u \cdot dF}{2} = - \frac{\Phi \cdot dF \cdot F}{2} = \frac{du \cdot F}{2} = \left(\frac{dU_e}{dA} \right)_F \quad (I.6)$$

Lors d'une avancée de fissure d'aire dA , le taux de restitution d'énergie est alors piloté par dU_e/dA . La mesure de dA conditionne la qualité de cette mesure. Dans le cas des solides de géométrie simple, la longueur de fissure peut en général s'exprimer de façon analytique en fonction de la complaisance.

Déchirure ductile - Courbes en R De nombreux travaux ont visé à caractériser la propagation stable de fissure par l'évolution de G en fonction l'avancée de la fissure, comme dans le cas de la déchirure ductile. Une représentation en courbes R a résulté [Broek 82], illustrée en figure 1.20. Le terme R est sans rapport avec la grandeur R , taux de dissipation d'énergie. L'apport d'énergie à la fissuration est G , tandis que la résistance à la fissuration est appelée R . Pour une contrainte σ fixée et dans le cas d'essais de traction, G évolue linéairement avec a . Dans le cas de ruptures élastiques, l'instabilité se produit pour $G = G_c$, comme illustré en figure 1.20.a. Dans le cas de rupture ductiles, plusieurs couples $(\sigma - a)$ entraînent la fissuration, ce qui se traduit par une courbe en G_R croissante, illustrée par la figure 1.20.b.

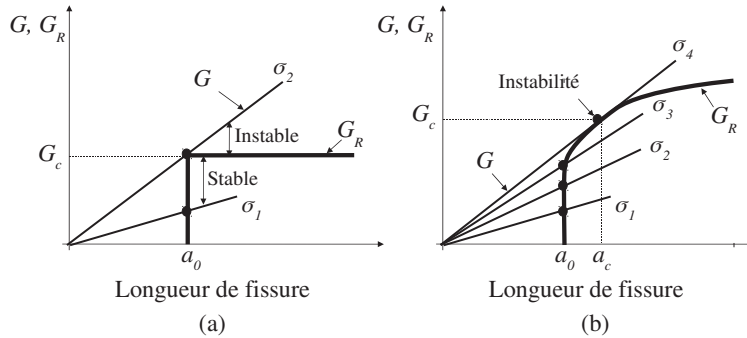


FIGURE 1.20 – Courbe G_R schématique pour un matériau fragile (a) et ductile (b).

Le bilan énergétique de cette analyse postule alors qu'il y a fissuration si $G = G_R$. Il est observé dans les cas de propagation stable de fissure que G augmente, il en est déduit que R augmente également [Broek 82]. L'instabilité finale est expliquée par la condition suivante

$$\frac{dG}{dA} > \frac{dR}{dA} \quad (I.7)$$

Une courbe d'évolution de G_R est alors caractérisée et considérée comme une propriété du matériau, indépendante de la géométrie de l'éprouvette. De récentes études de Sumpter [Sumpter 04] basées sur une analyse en

taux de dissipation d'énergie R ont apporté une compréhension plus complète de l'évolution des courbes G_R . Sumpter a montré que G sous-estime l'apport d'énergie à la fissuration, et plus spécialement dans les cas de propagation de fissure sous effort croissant. La caractérisation de la résistance à la fissuration par le taux de restitution d'énergie doit ainsi se limiter aux cas de plasticité très confinée.

Élasticité de la machine Tout système de transmission de chargement mécanique à une éprouvette présente une complaisance non nulle. Ainsi, le pilotage d'un essai en déplacement est en réalité intermédiaire entre un pilotage en effort et en déplacement. Dans le cas où la mesure du déplacement est effectuée sur l'éprouvette u_m , le contrôle du déplacement ne peut se faire qu'en englobant un système mécanique élastique de complaisance Φ_s , pilotant ainsi un déplacement total u_t . Le déplacement du système de transmission est u_s . En exprimant la complaisance mesurée de l'éprouvette Φ_m , le taux de restitution d'énergie élastique totale peut s'exprimer en fonction de G

$$\frac{dU_{e,t}}{dA} = G + G^* = G + 2 \frac{\Phi_s}{\Phi_m} \cdot G = G \cdot \left(1 + 2 \frac{\Phi_s}{\Phi_m} \right) \quad (\text{I.8})$$

L'énergie élastique stockée dans le système de transmission d'effort alimente ainsi la fissuration par le terme $G^* = 2\Phi_s/\Phi_m \cdot G$. Dans le cas d'une complaisance nulle du système, seul G est disponible pour la fissuration.

3.3 Facteur d'intensité des contraintes K

Le facteur d'intensité des contraintes constitue dans le cas de solides élastiques une description de l'intensité du chargement en pointe de fissure. Tout comme le taux de restitution d'énergie G , son applicabilité se limite aux cas de solides élastiques. Ce paragraphe présente l'analyse associée à sa détermination, ainsi que les méthodes de mesures de K .

3.3.1 Analyse

L'analyse en contraintes de la mécanique de la rupture linéaire élastique a permis de formuler les champs de contraintes en pointe de fissure, et de les exprimer en fonction de G . Ces champs sont divisés en trois modes de sollicitation, comme illustré en figure 1.21. Ces trois modes peuvent évidemment coexister dans un cas de chargement complexe.

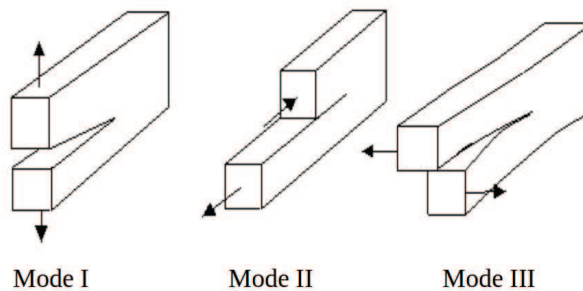


FIGURE 1.21 – Les modes de sollicitation d'une fissure.

Mode I	Ouverture dans le plan de chargement.
Mode II	Cisaillement dans le plan de chargement.
Mode III	Cisaillement perpendiculaire au plan de chargement.

Pour le mode I dans un solide en traction bi-axiale, les travaux de Westergaard [Westergaard 39] ont établi les expressions des champs de contraintes suivants par la recherche de fonctions d'Airy solutions de l'équilibre et des conditions de continuité en pointe de fissure, dans le système de coordonnées de la figure 1.22.

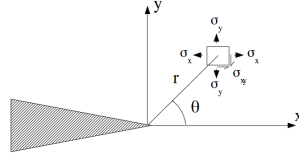


FIGURE 1.22 – Champ de contraintes en pointe de fissure.

$$\begin{Bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{Bmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{Bmatrix} + \text{termes en } \left(\frac{1}{r^{n-3/2}} \right)_{n=2,3,\dots\infty} \quad \text{avec } K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (\text{I.9})$$

Le terme prépondérant du champ de contrainte en pointe de fissure est alors piloté par un scalaire, K_I , ou facteur d'intensité de contraintes (l'indice I étant associé au mode de sollicitation I). La relation I.4 permet d'écrire dans le cas des contraintes planes

$$K = \sqrt{EG} \quad (\text{I.10})$$

Le terme prépondérant proche du fond d'entaille étant proportionnel à $1/\sqrt{r}$, le niveau de contrainte est théoriquement infini en pointe de fissure. Cela ne se produit jamais en réalité, et il se développe une zone plastique en pointe de fissure. Dans les cas où cette zone reste limitée (hypothèse de plasticité confinée), les équations I.9 permettent d'approcher les dimensions de cette zone par les positions r_p pour lesquelles le niveau de contrainte est égale à la limite d'élasticité σ_0 [Broek 82]. Ainsi

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r_p}} = \sigma_0 \quad \text{ou encore} \quad r_p = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_0^2} = \frac{\sigma^2 a}{2\sigma_0^2} \quad (\text{I.11})$$

Cette estimation est nécessairement erronée car elle ne considère pas le comportement plastique du matériau dans la zone plastique, ce qui sous estime la prévision de sa taille. Une meilleure estimation de la taille de zone plastique est obtenue en tenant compte du report de charge. Ce report de charge conduit à $r_y = 2r_p$. Barenblatt a estimé la zone plastique en considérant une fissure fictive plus longue et en exigeant que la singularité soit nulle à la pointe de la nouvelle fissure. La meilleure approximation de la taille de la zone plastique est donnée par Burdekin et Stone. Toutes ces analyses ne permettent cependant pas de représenter la variation de la zone plastique dans l'épaisseur de l'éprouvette. Seule une analyse par éléments fini permet de traiter la variation des contraintes dans l'épaisseur.

3.3.2 Mesure

Dans le cadre de l'analyse élastique de la rupture, des corrections de l'intensité de contrainte K_I en pointe de fissure prenant en compte les dimensions finies des éprouvettes ont été développées [Joyce 96, Anderson 94]. Ces calculs sont basés sur la mesure de l'effort à rupture de l'essai de fissuration.

$$K = \frac{F}{B\sqrt{W}} f(a/W)$$

3. APPROCHES GLOBALES CARACTÉRISANT L'ÉNERGIE DE RUPTURE

Cette méthode de mesure est plus aisée que la mesure de G , mais dépend de la possibilité de formuler des hypothèses valides reliant l'effort, la géométrie et l'énergie de déformation élastique. Comme l'approche précédente, cette méthode se limite aux cas de ruptures dans le domaine élastique.

3.4 Intégrale J

L'intégrale de contour J présentée par Rice [Rice 68a] est communément utilisée dans l'analyse de la fissuration [Joyce 96]. J est égale à G dans les solides élastiques, linéaires ou non-linéaires, et peut être définie comme suit

$$J = -\frac{d\Pi}{dA} \quad (\text{I.12})$$

La figure 1.23 illustre la signification physique de J sur une courbe $F - u$ d'un essai de fissuration, correspondant à l'aire entre les courbes de chargement d'une éprouvette fissurée avant et après un incrément de fissuration. Hutchinson, Rice et Rosengreen, [Hutchinson 68, Rice 68b] ont également démontré que J caractérise les champs de contraintes en pointe de fissure dans les matériaux élastiques non linéaires. L'utilisation de J a été généralisée pour les solides élasto-plastiques sous un certain nombre de conditions. Un matériau élastique non-linéaire et un matériau élasto-plastique peuvent en effet présenter la même réponse, à condition d'appliquer un chargement toujours et en tout point croissant, et un trajet de chargement avec des rapports constants entre les différentes composantes du tenseur des contraintes.

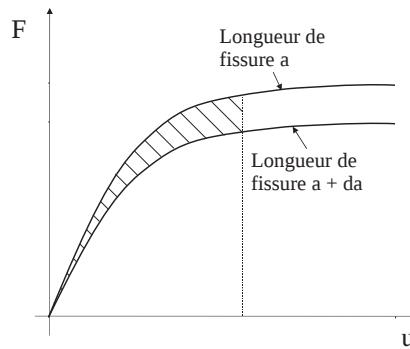


FIGURE 1.23 – Interprétation de l'intégrale J sur une courbe $F - u$ comme l'aire entre les courbes de chargement d'une éprouvette fissurée avant et après un incrément de fissuration.

L'hypothèse d'élasticité non-linéaire du matériau implique le fait que J ne dépende que de a , u et F , et non de l'historique de chargement, ou du chemin de fissuration.

3.4.1 Analyse

Définition de l'intégrale de contour J Dans un solide bi-dimensionnel élastique entaillé, dans lequel les contraintes σ_{ij} ne dépendent que des coordonnées cartésiennes x et y et du chargement courant, Rice [Rice 68a] a défini l'intégrale curviligne suivante (figure 1.24)

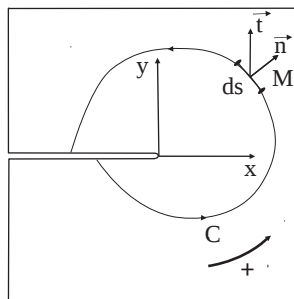


FIGURE 1.24 – Description du contour C de l'intégrale J .

$$J = \int_C W \cdot dy - \vec{t} \cdot \frac{d\vec{t}}{d\vec{x}} ds \quad (\text{I.13})$$

avec

C	contour dans le plan autour de l'extrémité de l'entaille
W	densité d'énergie de déformation
M	un point du contour C
$\vec{n}$	vecteur unitaire normal au contour C
$\vec{t}$	vecteur contrainte
ds	élément d'arc de C

Rice [Rice 68a] a démontré que J est indépendante du contour C suivi pour les matériaux élastiques linéaires et non-linéaires, homogènes, sans contraintes résiduelles et pour un chargement proportionnel. Ainsi $J^{(pointe)} = J^{(loin)}$ si $J^{(pointe)}$ désigne l'intégrale de contour autour de la pointe de la fissure, et $J^{(loin)}$ l'intégrale de contour éloignée de la pointe.

De plus, il est démontré que J caractérise la différence d'énergie potentielle entre deux solides chargés identiquement et dont la longueur d'entaille diffère d'une grandeur infinitésimale. C'est aussi la définition de G le taux de restitution d'énergie. Ainsi dans le cas de solides élastiques présentant une plasticité confinée en pointe de fissure

$$J = G = \frac{K_I^2}{E} \quad \text{en contraintes planes.} \quad (\text{I.14})$$

$$\frac{K_I^2(1 - \nu^2)}{E} \quad \text{en déformations planes.} \quad (\text{I.15})$$

Suite aux travaux de Hutchinson [Hutchinson 68], et Rice et Rosengren [Rice 68b], l'intégrale J permet également de définir l'intensité de la singularité des champs de contraintes et de déformations en pointe de fissures dans un solide élastique non-linéaire suivant une loi de puissance Ramberg-Osgod.

Analyse d'un essai de fissuration La formulation de J par l'intégrale de contour n'est pas adaptée à des mesures sur éprouvettes réelles, et Begley et Landes [Begley 72] ont proposé d'évaluer l'intégrale J en se basant sur la relation entre J et G . La figure 1.23 illustre l'aire correspondant à la variation d'énergie élastique entre deux solides élastiques non-linéaires ayant pour longueur de fissure a et $a + da$. Cette aire correspond à $J = G$. Une formulation alternative de J peut ainsi être $J^{(W_{ext})}$, fonction de la mesure de l'aire W_{ext} sous la courbe $F - u$ d'un essai de fissuration.

$$J^{(W_{ext})} = - \left(\frac{dU_e}{dA} \right)_u = - \int_0^u \frac{\partial F}{\partial A} du = \int_0^F \frac{\partial u}{\partial A} dF \quad (\text{I.16})$$

Une méthode d'évaluation de $J^{(W_{ext})}$ à partir d'un ensemble d'éprouvettes de matériau et géométrie identiques, et de longueurs de fissure différentes, a ainsi été élaborée par Begley et Landes [Anderson 94]. Ernst *et al.* [Ernst 81] ont ensuite développé une analyse permettant la mesure de $J^{(W_{ext})}$ à partir de la mesure de l'aire W_{ext} sous la courbe F_u d'un seul essai de fissuration. La réponse d'un matériau élastique non-linéaire à un chargement croissant peut être divisée de façon pratique en déplacements linéaire (élastique) u_e et non-linéaire (plastique) u_d , par analogie avec le cas élasto-plastique.

$$J^{(W_{ext})} = \int_0^F \left(\frac{\partial u_e}{\partial A} \right)_F dF + \int_0^F \left(\frac{\partial u_d}{\partial A} \right)_F dF \quad (\text{I.17})$$

Exploitation des mesures durant un essai de fissuration Dans les cas de structures fissurées élastiques, ou élasto-plastiques complètement écrouies, l'effet d'un incrément de fissuration est communément quantifié par les facteurs η_e et η_{rp} . Ces facteurs sont calculés pour les solides de même géométrie, élastiques (indice e) ou plastiques parfaits rigides (indice rp), et correspondent à la fraction de baisse de la charge pour un incrément de fissuration à déplacement imposé constant. Les facteurs η_e et η_{rp} sont définis comme [Turner 94]

$$\eta_e = -\frac{b}{F} \frac{\partial F}{\partial a} \Big|_{u_e} = \frac{b}{\Phi} \frac{\partial \Phi}{\partial a} \Big|_{u_e} \quad (I.18)$$

$$\eta_{rp} = -\frac{b}{F_L} \frac{\partial F_L}{\partial a} \Big|_{u_p} = \frac{b}{U_p} \frac{\partial U_p}{\partial a} \Big|_{u_p} \quad (I.19)$$

avec

η_e Facteur η élastique
 η_p Facteur η de charge limite plastique rigide
 F_L Charge limite d'un solide plastique rigide

Des expressions analytiques de ces facteurs sont disponibles pour les géométries d'essais de fissuration classiques [ASTM 09]. De cette façon, la formulation de la mesure de $J^{(W_{ext})}$ se synthétise

$$J^{(W_{ext})} = J_e + J_p = \frac{1}{Bb} (\eta_e U_e + \eta_p U_p) \quad (I.20)$$

Il est observé pour certaines géométries que $\eta_e \approx \eta_p$. Ainsi dans le cas d'éprouvettes de type C(T),

$$J^{(W_{ext})} = \frac{1}{Bb} \eta W_{ext} \quad (I.21)$$

avec

$\eta = 2.0 + 0.522 \frac{b}{W}$ pour la géométrie C(T)
 $\eta = 2.0$ pour la géométrie SE(B)
 $W_{ext} = U_e + U_p$ Aire totale sous la courbe $F - u$

Les travaux de Rice *et al.* [Rice 73] et Ernst *et al.* [Ernst 81] ont permis de montrer que $J^{(W_{ext})} = J^{(I_{oin})}$ pour une fissure stationnaire. La détermination de $J^{(W_{ext})}$ a ensuite été étendue aux cas de croissance de fissure en réactualisant les valeurs de η et b en fonction de la longueur de fissure a courante. Cette méthode postule que la zone plastique reste confinée dans le ligament non-fissuré [Anderson 94]. La détermination de J_{IC} , la valeur de J à l'initiation de la fissuration, se base sur cette analyse.

Il est également possible d'exprimer J en un point de la courbe $F - u$ en fonction du point précédent, et de la longueur de fissure courante. La figure 1.25 illustre deux points $i - 1$ et i de la courbe $F - u$ présentant respectivement les longueurs de fissure a et $a + da$, et les courbes de comportement élastique non-linéaire associées.

La valeur de l'intégrale J en i peut être exprimée en fonction de J_{i-1}

$$J_{(i)} = \left[J_{(i-1)} + \left(\frac{\eta_{(i-1)} W_{ext(i)} - W_{ext(i-1)}}{b_{(i-1)} B_N} \right) \right] \times \left[1 - \gamma_{(i-1)} \frac{a_{(i)} - a_{(i-1)}}{b_{(i-1)}} \right] \quad (I.22)$$

avec γ un facteur fonction de la géométrie [Ernst 81].

$\gamma = 1 + 0.76b/W$ pour la géométrie C(T)
 $\gamma = 1 + 0$ pour la géométrie SE(B)

De cette façon, les courbes J_R , ou $J - \Delta a$, représentent l'évolution de J au cours de la fissuration, et sont considérées comme propriétés intrinsèques du matériau.

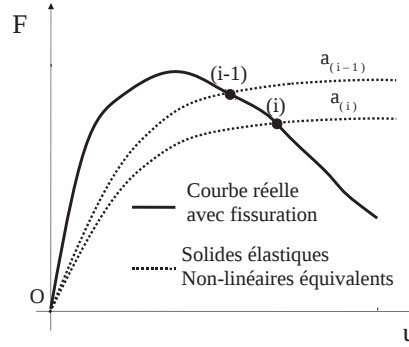


FIGURE 1.25 – Approximation de la courbe $F - u$ réelle en courbes élastiques non-linéaires fonction de la longueur de fissure a .

3.4.2 Validité de l'intégrale J dans le cas de matériaux élastoplastiques

L'application de l'approche de l'intégrale J dans le cas des matériaux élastoplastiques soulève un certain nombre de questions, car ces matériaux ne peuvent être approchés par un comportement élastique non-linéaire que dans des conditions de chargement proportionnel en tous points. Cette condition de chargement n'est par exemple pas vérifiée dans le cas de la croissance d'une fissure due à la décharge se déroulant en amont de la pointe de fissure. Rice [Rice 68a] note que dans ce cas l'intégrale J n'est plus la force motrice de la fissuration, mais garde sa pertinence dans la description de l'intensité du chargement en pointe de fissure. Anderson [Anderson 94] affirme toutefois que la pertinence de J dans la description de la singularité des contraintes est limitée aux cas de plasticité confinée.

De plus, l'hypothèse de comportement élastique non-linéaire implique que l'énergie interne considérée contient une part d'énergie de déformation plastique ayant déjà été dissipée, et ne pouvant ainsi plus contribuer à faire croître la fissure [Memhard 93]. Cela implique que même dans le cas de fissuration en régime permanent, dans lequel un incrément de fissuration ne modifie pas le chargement en pointe de fissure, la valeur de J ne cessera d'augmenter avec la longueur de fissure.

3.4.3 Mesure

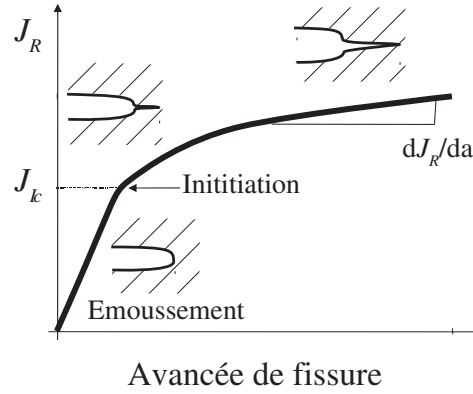
La valeur de J peut être caractérisée à partir de l'équation I.21 sans réactualiser les valeurs de η et b pour de faibles propagations de fissure. Il est ainsi possible de tracer la courbe de J en fonction de l'extension de fissure J_R . La valeur de J_{Ic} à l'initiation est typiquement déterminée par la valeur de J à la rupture de pente de la courbe. La figure 1.26 illustre cette mesure.

La formulation exacte de J au cours de la fissuration est donnée par l'équation I.22, qui quantifie l'accumulation de dissipation plastique au cours de l'essai. Certains auteurs [Ernst 81] caractérisent la résistance au déchirement par la pente de la courbe J_R durant la propagation (figure 1.26), et l'expriment en un module de déchirement T .

$$T = \frac{E}{\sigma_0^2} \frac{dJ_R}{da} \quad (\text{I.23})$$

3.4.4 Engineering Treatment Model

Des approches de mesure de J adaptées à l'ingénierie ont été développées afin de simplifier la procédure proposée par les normes [ASTM 09], détaillée plus haut. Cette section détaille la méthode dite ETM ("Engi-

FIGURE 1.26 – La courbe J_R pour la détermination de J_{IC} [Anderson 94].

neering Treatment Model") proposée par Schwalbe *et al.* [Kim 01]. A partir de l'enregistrement de l'effort F lors d'un essai de fissuration, la méthode ETM approche J en fonction de sa composante élastique linéaire J_e , de la charge limite plastique F_Y de la structure ainsi que le coefficient d'écrouissage n du matériau. Ainsi

$$J = J_e \frac{1 + 1/2 (F/F_Y)^2}{0.3 + 0.7 \exp(-2n (F/F_Y)^6)} \quad (I.24)$$

avec

F	Effort
$J_e = K^2/E'$	la composante élastique linéaire de J
K	le facteur d'intensité des contraintes fonction de F déterminé par une formulation analytique ou un abaque pour la géométrie étudiée
E'	E en contraintes plane ou $E(1 - \nu)$ en déformations planes
F_Y	la charge limite de la structure initiale en la considérant parfaitement plastique, fonction de la limite d'élasticité σ_0 du matériau et de la géométrie de la structure
n	le coefficient d'écrouissage du matériau

Les auteurs comparent les résultats de l'estimation I.24 avec des résultats de calculs de J par éléments finis pour différents matériaux et géométries. La représentation de $(J/J_e)^{-1/2}$ en fonction de F/F_Y montre un excellent accord de l'estimation I.24 avec les résultats de simulation. De plus, pour un matériau donné les calculs effectués pour différentes géométries coïncident sur cette représentation. La méthode ETM est ainsi capable d'estimer de façon aisée l'évolution de J jusqu'à l'initiation de la fissure.

3.5 Taux de dissipation d'énergie R

La réponse de solides élasto-plastiques en fissuration dépend de l'historique du chemin de fissuration, comme le notent Atkins *et al.* [Atkins 98]. La figure 1.27 illustre les courbes $F-u$ de deux essais de fissuration d'éprouvettes d'aluminium de la série 6000 présentant deux longueurs initiales de fissure différentes. Ces courbes ne coïncident pas lorsque leurs longueurs de fissure courante s'égalent. Cela indique que les analyses élastiques non-linéaires de fissuration, telles que J perdent leur signification une fois la propagation de fissure amorcée, car la déformée de l'éprouvette dépend du chemin de fissuration. En revanche les pentes des décharges de ces deux éprouvettes est identique lorsque leurs longueur de fissure s'égale.

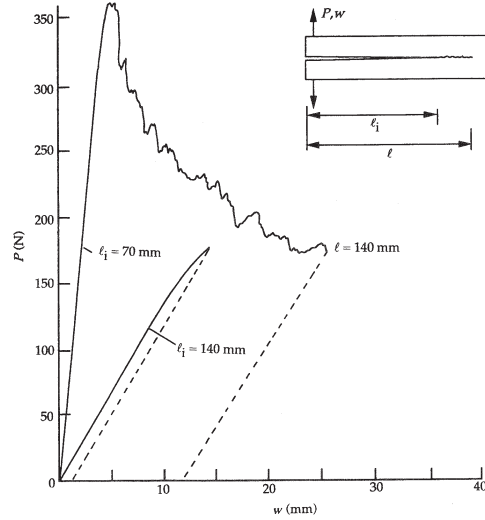


FIGURE 1.27 – Courbes $F-u$ d'essais Double Cantilever Beam de deux éprouvettes de longueurs initiales de fissure différentes [Atkins 98].

3.5.1 Bilan d'énergie durant la fissuration stable

Une généralisation de l'approche de Griffith aux matériaux élasto-plastiques a été proposée par Turner [Turner 90]. Lors de la fissuration d'une aire dA de matière sous un chargement mécanique extérieur, il considère que l'incrément de travail extérieur dW_{ext} est consommé partiellement dans un stockage (ou restitution) d'énergie élastique dans le solide dU_e , une déformation plastique du solide dU_p , et un travail de séparation de matière dU_{frac} . Ainsi

$$dW_{ext} = dU_e + dU_p + dU_{frac} \quad (I.25)$$

Il établit l'expression du taux de dissipation d'énergie R comme "le taux de travail autre que le taux d'énergie restituable" [Turner 90]. C'est à dire en considérant que l'énergie nécessaire à la fissuration de la surface dA est la somme du travail de déformation plastique dU_p et de l'énergie de création de surface dU_{frac} . La force motrice de la fissuration est C , tandis que la résistance totale à la fissuration est R [Turner 94]. En considérant qu'il existe une densité d'énergie de séparation $\Gamma = dU_{frac}/dA$, il est possible d'écrire

$$R = \frac{dU_p}{dA} + \Gamma \quad (I.26)$$

$$C = \frac{dW_{ext}}{dA} - \frac{dU_e}{dA} \quad (I.27)$$

Durant la fissuration stable, $C = R$.

$$C = \frac{dU_d}{dA} = \frac{dW_{ext}}{dA} - \frac{dU_e}{dA} = \frac{dU_p}{dA} + \Gamma = R \quad (\text{I.28})$$

L'énergie dissipée U_d est aisément mesurable sur la courbe $F-u$ d'un essai de fissuration, comme l'illustre la figure 1.28.

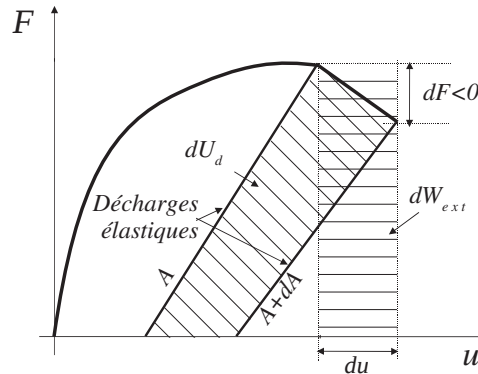


FIGURE 1.28 – Incréments d'énergie dissipée dU_d et de travail extérieur fourni dW_{ext} lors d'un incrément de fissuration dA sur une courbe $F - u$.

Dans le cas de matériaux élastiques, le terme dU_p est nul, ce qui est équivalent à $R = \Gamma$. De plus, la seule dissipation d'énergie est dans ce cas la restitution d'énergie élastique, sans augmentation du travail extérieur fourni, ainsi $C = G$.

3.5.2 Measure

La mesure du taux de dissipation d'énergie peut être conduite simplement sur la courbe $F - u$ d'un essai de fissuration. La figure 1.28 illustre l'aire sous la courbe considérée. Étant postulé que les deux seules sources de dissipation d'énergie sont la création de surface et la déformation plastique de l'éprouvette, il est primordial que tout autre dissipation énergétique expérimentale soit réduite. De la même façon, les variations d'énergie élastique dans l'ensemble du système d'essai sont susceptibles d'alimenter la fissuration. L'ensemble du système mécanique doit ainsi être considéré. La figure 1.29 illustre une courbe $R - \Delta a$ classiquement mesurée expérimentalement [Memhard 93], [Brocks 04].

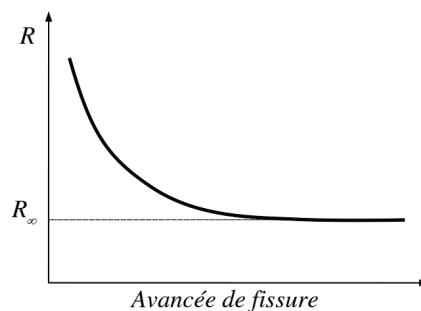


FIGURE 1.29 – Résultat de mesure schématique de la résistance à la fissuration R en fonction de l'avancée de la fissure.

Ces courbes sont typiquement approchées par une décroissance exponentielle dans laquelle le terme R_∞ est la résistance à la fissuration stable.

$$R = R_\infty \left(1 + \alpha e^{-\lambda a/W} \right)$$

3.5.3 Détermination de R à partir de mesures de J

La mesure de U_p nécessaire à la détermination de J correspond à la mesure de U_d . Les courbes J_R peuvent ainsi être converties en courbe de taux de dissipation d'énergie par incrément de surface rompue par l'expression suivante [Memhard 93]

$$R = \frac{b}{\eta} \frac{dJ_p}{da} - J_p \frac{\gamma}{\eta} \quad (\text{I.29})$$

3.5.4 Transférabilité des mesures

[Li 93] ont étudié la transférabilité du taux de dissipation d'énergie R en dissociant plusieurs sources de dissipation d'énergie associées à des mécanismes différents, ayant chacun une dimension spécifique. Ils étudièrent des essais de fissuration en pliage avec entaille profonde. Les mécanismes identifiés sont : le travail de séparation, homogène à une surface, le travail de cisaillement des lèvres de fissuration, homogène à un volume, et le travail de rotation plastique des poutres, homogène à un volume. Les auteurs étudient les résultats d'essais de différentes tailles. En se basant sur l'hypothèse de dissociation de R en composantes surfacique et volumique, les auteurs ne parviennent pas à décrire l'influence de la taille des éprouvettes sur la mesure de R . Ils concluent n'est pas possible de prédire la transférabilité de R par cette méthode.

Brocks *et al.* [Brocks 04] ont proposé de se baser sur les facteurs de charge limite plastique afin de comparer les résistances à la fissuration d'éprouvettes de même matériau et de géométries différentes. Ils choisissent de caractériser la résistance à la fissuration par le taux de dissipation d'énergie R . Cette caractérisation est sensible à la géométrie, mais en quantifiant l'énergie à fournir pour un incrément de fissuration, elle présente un sens physique. Les auteurs opposent les courbes J_R à cette caractérisation en soulignant le manque de sens physique de leur formulation accumulative. La valeur de J_R en un instant caractérise en effet l'ensemble des dissipations d'énergies s'étant produit jusqu'à cet instant, et est donc moins adaptée à la compréhension du phénomène de fissuration.

Ils se proposent alors de prédire l'évolution des courbes J_R d'un matériau en fonction de la géométrie des éprouvettes. Ils se basent pour cela sur les relations existantes entre R et J_R (équation I.29). R quantifie l'ensemble des dissipations d'énergies lors de la propagation de la fissure, la dissipation majeure d'énergie étant le travail plastique, lié à l'étendue de la zone plastique et à l'amplitude de la déformation plastique moyenne. Les auteurs ne formulent ici pas d'hypothèse sur la constance ou non du travail de séparation Γ durant la fissuration. Il proposent toutefois qu'un facteur quantifiant uniquement le travail plastique serait approprié pour normaliser la mesure de R . Les auteurs choisissent pour cela le facteur f_G , défini comme

$$f_G = b_0 \cdot f_Y \left(\frac{a_0}{W} \right) \quad (\text{I.30})$$

avec

$$f_Y = \frac{F_Y}{F_0}$$

F_Y la charge limite du solide plastique parfait équivalent

$F_0 = \sigma_0 \cdot B \cdot b_0$ le produit de la surface non fissurée par la limite d'élasticité

Les charges limites plastiques F_Y sont déterminées par simulations numériques en trois dimensions des éprouvettes en comportement plastiques parfait. Les résultats de valeurs normalisées R_∞/f_G sont assez homogènes sur chacun des matériaux étudiés. Il est alors possible de prédire quelle serait la valeur de R_∞ pour une géométrie non-testée, par la connaissance de son facteur f_G associé. Les auteurs vérifient l'aptitude de la méthode à prédire une courbe J_R entière d'une géométrie donnée à partir d'une courbe J_R connue pour une géométrie, et obtiennent des résultats satisfaisant.

3.6 Travail essentiel de séparation

3.6.1 Analyse

Cotterell *et al.* [Cotterell 77] ont déjà identifié le besoin de dissocier les dissipations d'énergie durant la rupture, afin de déterminer le travail essentiel de rupture, ou *Essential Work of Fracture* (EWF). Pour cela, ils raisonnent sur un essai en particulier : l'essai de traction avec double entaille profonde, ou *Deep Edge Notched Tension* (DENT) et considèrent le travail total nécessaire à la rupture de l'éprouvette. Dans des conditions de dimensions particulières de ce type d'essai, ils décomposent le travail total de rupture de l'éprouvette U_d en un travail essentiel de rupture W_{ess} , et un travail plastique dans une région avoisinante W_p

$$U_d = W_{ess} + W_p \quad (I.31)$$

Cette décomposition est en tout point similaire à celle proposée dans l'approche du taux de dissipation d'énergie R . En revanche, dans le cas d'essai de rupture d'éprouvette DENT, ils proposent de plus de quantifier cette dissociation d'énergies en se basant sur l'analyse dimensionnelle des deux mécanismes identifiés. Le travail essentiel de rupture est homogène à la surface $B \cdot l$, tandis que le travail de déformation plastique est homogène à un volume proportionnel à $B \cdot l^2$. Ainsi

$$W_{ess} = w_{ess} \cdot B \cdot l \quad \text{et} \quad W_p = w_p \cdot B \cdot l^2 \quad (I.32)$$

$$R = w_{ess} + w_p \cdot l \quad (I.33)$$

Avec

$R = U_d / (B \cdot l)$	Travail de rupture complète par unité de surface rompue
w_{ess}	Travail essentiel spécifique de rupture
w_p	Travail non-essentiel spécifique de rupture
l	longueur du ligament

Basé sur cette hypothèse, la mesure de R pour différentes longueurs de ligament l permet par interpolation de déterminer la valeur de w_{ess} qui serait la valeur de R pour une longueur de ligament nulle.

Pardoen *et al.* [Pardoen 99] ont approfondi ce modèle de caractérisation de l'énergie de séparation en prenant en compte l'effet de l'épaisseur. Ils observent que w_{ess} présente une dépendance linéaire à l'épaisseur B . Ils proposent une explication physique à cette observation : un travail de localisation de la déformation w_{loc} précède la séparation finale, et est proportionnel à B^2 . L'équation I.33 s'écrit alors

$$R = \Gamma + w_{loc} \cdot B + w_p \cdot l \quad (I.34)$$

3.6.2 Mesure

La mesure de R sur une série d'essais de rupture d'éprouvettes de type DENT, de longueur de ligament l et d'épaisseur B variant dans des bornes de validités définies par Cotterell *et al.* [Cotterell 05] permet ainsi de déterminer le travail spécifique essentiel de séparation Γ . Cotterell *et al.* [Cotterell 77] ont identifié le travail essentiel de rupture w_{ess} de tôles d'un acier faiblement allié laminé à froid à environ 240 kJ/m^2 . Plus récemment, Cotterell *et al.* [Cotterell 05] ont mesuré le travail spécifique de séparation $\Gamma \approx 30 \text{ kJ/m}^2$ sur des tôles d'aluminium 6082-O d'épaisseurs variant de 1 à 6 mm.

Cette méthode de caractérisation de la rupture ne se base que sur deux hypothèses, concernant les dimensions à associer à chacun des mécanismes identifiés, hypothèses qui sont vérifiées expérimentalement. Cette méthode est ainsi robuste, la disponibilité d'un nombre important d'éprouvettes de géométrie et d'épaisseurs différentes étant la seule limite à son applicabilité dans certains domaines.

3.7 Angle d'ouverture de fissure ou COA Ψ

La détermination de l'angle d'ouverture en pointe de fissure Ψ (ou Crack Opening Angle COA) se base sur la mesure du déplacement d'ouverture des lèvres de la fissure (ou Crack Opening Displacement COD) à une distance donnée de la pointe de fissure. Cette mesure est aujourd'hui répandue pour l'étude de la fissuration stable car elle fournit une caractéristique qui se stabilise durant la propagation de la fissure. Diverses études expérimentales et numériques ont confirmé cette observation pour différentes géométries d'éprouvettes, comme le résume Newman, [Newman 03].

3.7.1 Mesure

Différentes techniques de mesure de Ψ existent, elles se regroupent en deux catégories :

1. les mesures basées l'utilisation d'extensomètres,
2. les mesures basées sur l'observation vidéo de la propagation de la fissure sur une face de l'éprouvette fissurée.

[Heerens 09] comparent ces deux méthodes de mesures sur des essais de géométrie C(T) et M(T) de faible épaisseur.

Mesure par un extensomètre [Heerens 09] mesurent le COD par le système d'extensomètre nommé δ_5 , qui mesure l'ouverture de deux points matériels fixes sur l'éprouvette, espacées de 5 mm, de part et d'autre des lèvres de la fissure. Lors de la fissuration stable, la longueur de fissure a ainsi que l'ouverture de l'extensomètre augmentent, et Ψ est déterminé par la relation

$$\Psi = \frac{COD}{\Delta a} [\text{en radians}] \quad (\text{I.35})$$

Les auteurs observent que la valeur de Ψ décroît sensiblement en début de propagation, atteint une valeur stable, puis augmente de nouveau en fin d'essai, variant selon la géométrie de l'éprouvette. La longueur d'avancée de fissure doit rester inférieure à $\Delta a_{max} = W - a_0 - 4B$ afin d'éviter l'augmentation finale de Ψ . Cela confirme le domaine de validité des courbes $\delta_5 - R$ formulée dans la norme ISO 22889 :2007. La valeur de Ψ moyenne mesurée lors de la propagation est d'environ 5° pour des tôles d'aluminium de la série 5000 de 3 mm d'épaisseur.

Mesure par observation vidéo et dépouillement visuel [Heerens 09] exploitent visuellement la séquence d'image acquise durant la propagation de la fissure durant les mêmes essais que détaillé dans le paragraphe précédent. Un exemple d'acquisition vidéo est illustré par la figure 1.30. Le fond de fissure est localisé visuellement, et Ψ est déterminé comme la moyenne des angles d'ouverture formés par un certain nombre de couples de points situés à équidistance de la pointe de fissure, sur les lèvres supérieures et inférieures de la fissure.

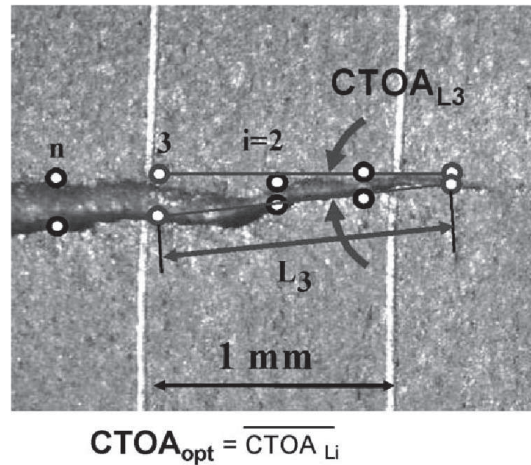


FIGURE 1.30 – Dépouillement visuel d’une image de la séquence acquise durant la propagation de la fissure [Heerens 09].

De la même façon que la mesure par extensomètre, les auteurs observent que la valeur de Ψ décroît sensiblement en début de propagation, atteint une valeur stable, puis augmente de nouveau en fin d’essai, variant selon la géométrie de l’éprouvette. La limite Δa_{max} est de nouveau confirmée par cette méthode de mesure pour les géométries C(T) et M(T). La valeur moyenne de Ψ mesurée lors de la propagation est également d’environ 5° .

Mesure par observation vidéo et dépouillement semi-automatique [Sutton 01] mesurent également Ψ à partir de l’observation optique d’une face d’une éprouvette fissurée, sollicitée en traction-torsion. Un dépouillement semi-automatisé de la séquence d’images est utilisé. La position de la pointe de la fissure est localisée visuellement, tandis que le déplacement d’ouverture (COD) est déterminé par le suivi de régions d’intérêt par corrélation d’images, comme l’illustre la figure 1.31. Les régions d’intérêts sont placées à 1 mm en amont de la pointe de fissure.

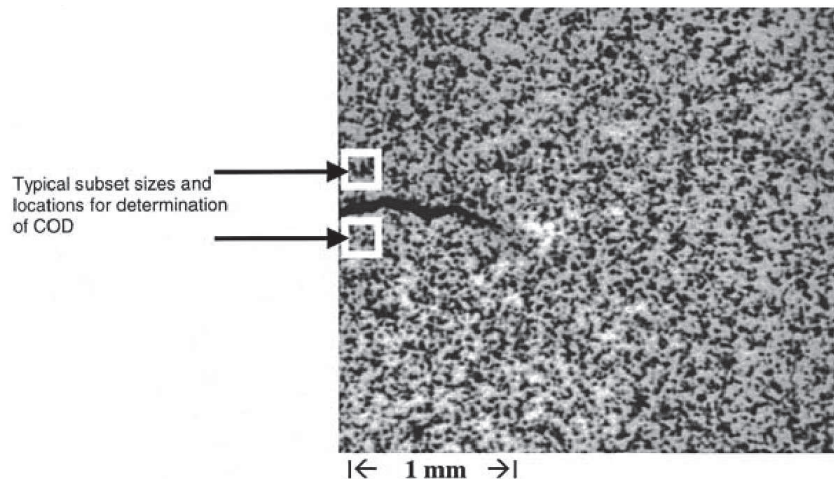


FIGURE 1.31 – Dépouillement semi-automatique d’une frame de la séquence d’image acquise durant la propagation de la fissure [Sutton 01].

Les auteurs étudient une propagation de fissure de l’ordre de 50 mm dans des tôles d’aluminium de la série 2000, de 2.3 mm d’épaisseur. Ils observent que la valeur du COD, mesurée à distance constante de la pointe

de fissure, décroît durant les 10 premiers millimètres de fissuration, puis atteint une valeur constante d'environ 0.12 mm au long de la propagation, formant un angle Ψ d'environ 7.5° .

3.7.2 Transférabilité

[Heerens 09] étudient différentes dimensions d'éprouvettes de géométries C(T) et M(T) et concluent que les valeurs de Ψ mesurées de façon optique, et prises dans les limites de validité de la norme ISO 22889 :2007, sont indépendantes de la taille et de la géométrie. Les auteurs concluent que la mesure de Ψ par extensomètre présente une bonne corrélation avec la mesure optique (inférieure à 1°) au départ de la propagation. En revanche cette mesure présente des déviations avec la mesure optique pour les propagations importantes, dépendant de la taille et de la géométrie des éprouvettes.

[Sutton 01] concluent que la mesure optique semi-automatique de Ψ en traction-torsion combinée est indépendante du ratio d'efforts de torsion sur traction.

3.7.3 Relation entre Ψ et R

[Li 93] ont étudié la relation entre ψ et R sur des essais de fissuration en pliage avec entaille profonde. La mesure de Ψ considérée est approchée en fonction de l'incrément de déplacement du/da et de la géométrie des éprouvettes. Les auteurs observent que la fissuration peut être décrite aussi bien par Ψ ou R . Ils montrent de plus que cette définition de Ψ peut être reliée à la composante volumique du taux de dissipation d'énergie ρ , associée à la rotule plastique se formant lors de la déformation de l'éprouvette. Il l'expriment de façon simplifiée comme suit :

$$\rho \approx \sigma_0 \cdot \Psi \quad (\text{I.36})$$

avec

$R \cdot dA = \gamma + \rho \cdot b$	Dissipation d'énergie séparée en deux composantes
γ	composante surfacique
ρ	composante volumique associée à la rotule plastique
b	longueur courante du ligament

L'aire sous la courbe $\sigma - \delta$ est l'énergie dissipée Γ dans la séparation d'une unité de surface de l'interface. Ces modèles sont adaptés à une comparaison avec les résultats d'approches globales de la rupture car ils permettent de quantifier la portion d'énergie fournie effectivement utilisée dans la séparation (ici une entrée du modèle) et la portion d'énergie dissipée par déformation plastique dans le milieu continu [Siegmund 00].

Il est à noter que ces approches numériques modélisent la fissuration d'un matériau par un milieu continu et une interface, ayant chacun des propriétés indépendantes. L'ensemble de la modélisation des mécanismes d'endommagement du matériau réel est donc englobé dans la séparation de l'interface [Shet 02]. Ces approches sont donc adaptées à la description de la rupture d'assemblages interfaciaux comme les adhésifs, mais sont peu adaptés à une description précise de la fissuration d'un matériau continu. L'interprétation pertinente des résultats de telles simulations ne peut donc être que macroscopique, ou mésoscopique, mais en aucun cas locale.

3.8.2 Détermination expérimentale de la loi cohésive

La détermination des paramètres de la loi cohésive n'est pour l'instant guidée par aucune norme, ainsi diverses méthodes sont utilisées. Ce paragraphe se concentre sur les méthodes de détermination existant dans la littérature en lien avec les approches globales de caractérisation de la rupture.

Mesures directe $\sigma_{coh} = \sigma_r$ et $\Gamma = J_i$ [Cornec 03] se basent sur un essai de traction à section circulaire entaillée couplé à une simulation par éléments finis du matériau sans endommagement pour déterminer la contrainte cohésive σ_{coh} . Ils déterminent la contrainte maximale σ_{max} se trouvant au centre de l'éprouvette de traction à l'instant de l'instabilité. Les auteurs fixent ensuite $\sigma_{coh} = \sigma_{max}$. L'énergie de rupture Γ est déterminée par la mesure de J_i sur une éprouvette C(T).

Les auteurs vérifient la validité de cette méthode de détermination en comparant les résultats expérimentaux et numériques d'essais de géométrie différente (traction d'une éprouvette à section rectangulaire, entaillée d'une surface semi-circulaire). Les résultats de courbe d'effort en fonction de l'ouverture de fissure offrent une bonne corrélation, ainsi que les profils de front de fissures d'essais interrompus.

[Scheider 06] se basent sur une détermination expérimentale similaire des paramètres cohésifs, et affinent ces valeurs afin de reproduire au mieux la courbe $F - u$ d'un essai C(T) de faible épaisseur. La simulation numérique est également exploitée afin de déterminer l'évolution du COA Ψ au cours de la fissuration. La figure 1.33 illustre la méthode de détermination de Ψ sur le modèle numérique.

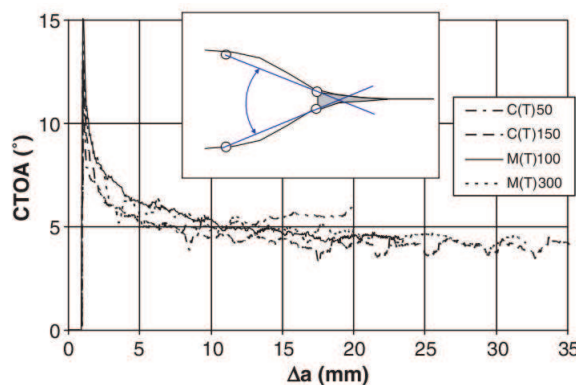


FIGURE 1.33 – Détermination de l'angle d'ouverture de fissure Ψ lors de la séparation de l'interface cohésive d'une simulation numérique [Scheider 06].

Cette utilisation du modèle cohésif permet de reproduire l'évolution expérimentale de Ψ , c'est à dire une décroissance sur les premiers millimètres de fissuration, suivi d'un régime stationnaire. Cette méthode permet

une comparaison pertinente des résultats numériques et expérimentaux, complémentaires des autres mesures macroscopiques tels que la courbe $F - u$, J_i ou R .

Comparaison itérative de l'avancée de fissure [Chen 03] comparent l'avancée de la fissure expérimentale et numérique lors d'essais de fissuration de géométrie C(T) sur un acier doux. Dans un premier temps, ils recherchent la valeur de σ_{coh} reproduisant au mieux la longueur de fissure à mi-épaisseur pour une valeur de Γ fixée, puis inversement. Ils obtiennent ainsi $\Gamma = 16 kJ/m^2$ et $\sigma_{coh} = 1025 MPa$ grâce à un modèle élément finis en déformations planes. Ainsi dans ce cas $\sigma_{coh}/\sigma_0 \approx 3.8$. Ils en concluent que l'initiation de la fissuration est contrôlée principalement par Γ , tandis que la vitesse de fissuration croît plus rapidement avec σ_{coh} qu'avec Γ . Il est à noter que par cette simulation, les auteurs peuvent obtenir la même avancée de fissure par différents couples $(\Gamma; \sigma_{coh})$.

Les auteurs étudient de plus l'influence des paramètres cohésifs sur la valeurs l'intégrale J à l'initiation J_i , et sur le taux de dissipation d'énergie R lors de la propagation de fissure. Il se basent pour cela sur le modèle en déformations planes. $J_{(0)}$ est la valeur de l'intégrale J à l'initiation de la fissure, et $J_{(0.025)}$ est la valeur de l'intégrale J à l'extension de la fissure d'un d'élément.

Pour le couple de paramètres cohésifs déterminé plus haut, les auteurs observent que $J_{(0.025)}$ prédit numériquement est en bon accord avec la mesure expérimentale, et que le ratio R/Γ décroît lors de la propagation avant de se stabiliser vers une valeur de 40, indiquant que plus de 97.5% de l'énergie est dissipée par déformation plastique en dehors de l'interface. Ils étudient ensuite l'influence de Γ et σ_{coh} sur $J_{(0)}$, $J_{(0.025)}$, et R . Ils observent que

- la valeur de $J_{(0)}$ ne dépend pas de σ_{coh} , et évolue quasi-linéairement avec Γ : $J_{(0)} \approx 1.5 * \Gamma$.
- la valeur de $J_{(0.025)}$ dépend de Γ et σ_{coh} .
- le ratio R/Γ décroît avec Γ , et croît avec σ_{coh} , avec une sensibilité beaucoup plus grande à σ_{coh} .

Les auteurs concluent qu'il n'est pas approprié de fixer $\Gamma = J_i$, dû au travail de déformation plastique qui se déroule avant l'initiation de la fissuration.

Influence de la triaxialité des contraintes [Siegmond 99] ont étudié numériquement l'évolution de l'endommagement dans une cellule de matériau de dimension $D \times D$ contenant des vides, en se basant sur le modèle de Gurson et Tvergaard [Tvergaard 82]. La loi de comportement d'un acier fut étudiée. Le taux de triaxialité T , la contrainte maximale σ_{max} , et l'énergie nécessaire à la ruine de la cellule Γ sont enregistrés. σ_{max} est normalisée par σ_0 , Γ par $\sigma_0 D$, qui est homogène à une densité d'énergie.

[Siegmond 00] ont comparé Γ et l'énergie dissipée totale R lors de la propagation de fissure dans des éprouvettes de géométries C(T) et M(T) d'acier de limite d'élasticité de 470 MPa. Les propriétés cohésives de l'interface sont issues de l'étude de [Siegmond 99] détaillée ci-dessus. Les valeurs de taux de dissipation d'énergie R numériques et expérimentales sont en bon accord pour les deux géométries, présentant une décroissance dans les premiers instants de propagation, puis approchant d'une valeur constante. La différence de taux de triaxialité entre les deux géométries entraîne différentes valeurs effectives de Γ entre les géométries C(T) et M(T).

Le ratio Γ/R est de l'ordre de 5% dans le cas de la géométrie C(T), et de l'ordre de 2% pour la géométrie M(T). Ce ratio augmente sensiblement lors de la propagation du à l'évolution du taux de triaxialité, comme attendue pour ce type d'éprouvette.

3.9 Bilan des approches globales de caractérisation

Force motrice de la fissuration Les approches détaillées dans cette section identifient la force motrice de la propagation de fissure comme une densité d'énergie consommée par aire de surface fissurée. L'apport d'énergie est identifiée dans les solides élastiques comme une fraction G de l'énergie élastique stockée dans le solide et le travail extérieur. Dans le cas de matériaux élasto-plastiques, l'intégrale de contour J décrit l'intensité du champ en pointe de fissure jusqu'à l'initiation de la fissuration pour des conditions particulières de chargement, et lorsque la plasticité reste confinée. Lors de la propagation de la fissure, la formulation accumulative de l'intégrale J conduit à une courbe $J - \Delta a$ croissante. La propagation de fissure se décrit plus aisément par le taux de dissipation d'énergie R , de formulation incrémentale.

Ces approches sont en accord avec la description physique actuelle des mécanismes en jeu dans la propagation de fissure : un travail de séparation de matière doit être transmis à la pointe de fissure, impliquant un travail de déformation plastique d'une zone avoisinante, là où la sollicitation est trop importante pour être transmise de façon élastique.

La table I.2 confronte les approches détaillées plus haut, résumant leurs choix d'identification de la force motrice de fissuration, leur application et leur transférabilité.

Approche	Quantité étudiée	Mesures	Applicabilité	N	Transférabilité
G	$-\frac{d\Pi}{dA} = -\left[\frac{dU_e}{dA}\right]_u$	Aire élastique sous $F - u$. Aire rompue.	Élasticité linéaire. Matériaux fragiles et fortes épaisseurs	1	
J	$-\frac{d\Pi}{dA} = -\left[\frac{dU_e}{dA}\right]_u$	Aire sous $F - u$. Aire rompue.	Élasto-plasticité (sans décharge). Matériaux ductiles	1	L'approche ETM permet une bonne transférabilité de J à l'initiation.
R	$-\frac{d\Pi}{dA} = \frac{d(W_{ext} - U_e)}{dA}$	Aire plastique sous $F - u$. Aire rompue.	Élasto-plasticité Matériaux ductiles	1	Forte dépendance à la géométrie. Normalisation par charges limite plastique.
EWf	$-\frac{\Pi}{A} = \frac{W_{ext}}{A}$	Aire sous $F - u$. Aire rompue après une rupture complète.	Élasto-plasticité Matériaux ductiles	~ 50	Se base sur l'effet de taille pour extraire Γ . Nécessite des éprouvettes de type DENT.

TABLE I.2 – Tableau récapitulatif des approches globales de caractérisation de la rupture, N étant le nombre d'éprouvettes nécessaires.

Relation entre les différentes approches de caractérisations de la fissuration Les domaines d'application des approches de caractérisation présentées se recouvrent. Pour illustrer leurs applicabilités, il est proposé dans ce paragraphe de raisonner sur un essai de fissuration d'un matériau homogène en déplacement imposé. Les évolutions des énergies internes du système complet, éprouvette et machine, sont considérées linéaires en fonction de l'aire rompue afin de simplifier les interprétations, et sont illustrées en figure 1.34. Le ligament considéré a une aire A . L'initiation de la fissure requiert l'apport d'énergie $W_{ext}(0)$, dont une partie est restituable par le système $U_e(0)$. Au cours de la propagation stable de la fissure, l'apport d'énergie extérieur W_{ext} croît, ainsi que la fraction restituable U_e de cette énergie. Lorsque l'énergie restituable est suffisante pour entretenir la fissuration, la propagation devient instable, sans apport d'énergie extérieur.

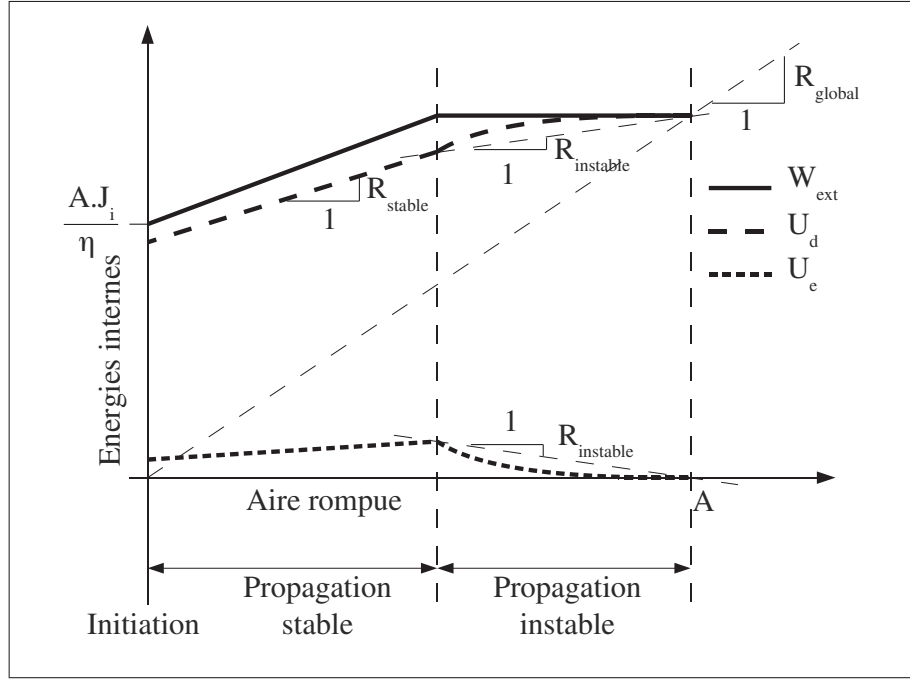


FIGURE 1.34 – Illustration schématisée de l'évolution des énergies internes W_{ext} , U_e , et $U_d = W_{ext} - U_e$ au cours d'un essai de fissuration en déplacement imposé, et définition des taux de dissipations d'énergie R_{stable} , $R_{instable}$ et R_{global} .

L'intégrale J à l'initiation J_i s'exprime dans le cas d'éprouvettes C(T) en fonction du travail extérieur fourni $W_{ext}(0)$, de la surface du ligament A et du facteur η

$$J_i = \frac{W_{ext}(0) \cdot \eta}{A}$$

Lors de la propagation stable de la fissure, le taux de dissipation R_{stable} caractérise la résistance rencontrée à l'avancée de la fissure. C'est la dérivée de l'énergie dissipée en fonction de l'aire rompue. Il peut de plus s'exprimer en fonction de la partie plastique J_p de l'intégrale J dans le cas d'éprouvettes de géométries C(T) et SE(T) par la relation suivante.

$$R = \frac{b}{\eta} \frac{dJ_p}{da} - J_p \frac{\gamma}{\eta}$$

Lors de l'instabilité, le taux de dissipation d'énergie $R_{instable}$ caractérise la résistance moyenne rencontrée par l'avancée de la fissure. Enfin, le taux de dissipation d'énergie global R_{global} caractérise l'ensemble de l'énergie requise pour rompre l'ensemble du ligament. L'approche de l'intégrale J à l'initiation est équivalente,

au facteur η près, à l'approche du taux de dissipation d'énergie global R_{global} dans le cas où la propagation de la fissure est instable dès son initiation. Les approches du taux de restitution d'énergie G , de l'intégrale J à l'initiation et du taux de dissipation d'énergie sont toutes équivalentes dans le cas où aucune dissipation d'énergie ne s'est déroulée avant l'initiation, et est suivi d'une propagation instable rompant l'ensemble du ligament. Dans ce cas

$$R_{instable} = R_{global} = G = \frac{J_i}{\eta}$$

Influence de la géométrie et du chargement Il semble de plus clair que les mesures de résistance à la fissuration seront toujours dépendantes de la géométrie et du type de chargement, et non intrinsèques au matériau. Il semble toutefois possible de normaliser ces mesures par des facteurs appropriés, dépendant de la géométrie des éprouvettes. C'est le cas de l'approche EWF, pour les éprouvettes DENT, ou de la normalisation par les facteurs de charge limite plastique pour le taux de dissipation d'énergie.

Grandeur caractérisant la fissuration En résumé, l'étude de la propagation de fissure peut être caractérisée aussi bien par

1. une courbe croissante $J - \Delta a$, selon la géométrie des éprouvettes,
2. une valeur constante du taux de dissipation d'énergie R ,
3. une valeur constante de l'angle d'ouverture de fissure Ψ .

Les deux premières grandeurs sont liées de façon analytiques, un lien approché entre R et Ψ a de plus été proposé. Le choix de caractériser la fissuration par une valeur constante de l'une de ces deux dernières grandeurs implique nécessairement une mauvaise description des phénomènes transitoires tels que l'initiation de la fissure, ou les interactions de fissures dans le cas d'éprouvettes multi-fissurées [Li 02]. En se basant sur un modèle numérique à approche locale, Siegmund *et al* [Siegmund 00] montrent que les variations du taux de triaxialité en pointe de fissure au cours de la propagation de fissure dans les essais de type traction, comme l'essai C(T), impliquent une évolution de la résistance à la fissuration lors d'un essai. Il est ainsi souhaitable d'étudier des géométries d'essai dans lesquels l'état de chargement en pointe de fissure se reproduit de façon similaire au cours de la propagation.

4 Investigation de la rupture d'assemblages

Cette section détaille des études existantes appliquant les approches de caractérisation de l'énergie de rupture présentées précédemment à l'analyse de la rupture d'assemblages. Les assemblages interfaciaux sont tout d'abord traités, l'essai d'enfoncement de coin est utilisé pour la caractérisation de l'énergie de rupture. Ensuite, des méthodes existantes traitant la rupture de points soudés sont présentées. Le besoin de méthodes de caractérisation des points soudés plus avancée est alors mis en évidence.

4.1 Assemblages interfaciaux

La caractérisation de la résistance à la fissuration de joints interfaciaux comme les joints adhésifs sont menées par l'essai d'enfoncement de coin. la résistance à la fissuration relativement faible de l'interface n'engendre en général pas de déformations plastiques dans l'assemblage, le taux de restitution d'énergie G peut donc être identifié comme la force motrice de fissuration. Cette section détaille l'application de l'essai d'enfoncement de coin aux joint adhésifs, aux brasures, ou encore à la délamination de composites. L'extension de cette méthode aux cas où la plastification se généralise dans l'assemblage est ensuite détaillée pour l'initiation et la propagation de la fissure.

4.1.1 Essai d'enfoncement de coin

La caractérisation d'énergie de rupture d'adhésifs a largement été analysée par la mesure du taux de restitution d'énergie G lors l'essai d'enfoncement de coin. Cet essai est illustré en figure 1.35.

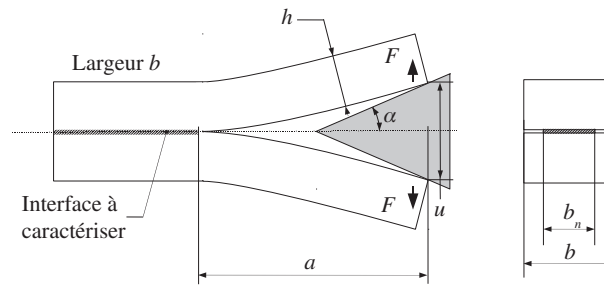


FIGURE 1.35 – L'essai d'enfoncement de coin.

Analyse de l'essai par la flexion des poutres La particularité de cet essai est le fait que la sollicitation est proche d'un déplacement imposé. Ceci est indiqué afin de produire des fissuration stables. En considérant que l'assemblage consiste en deux poutres encastées de façon rigide, l'énergie de déformation élastique U_e dans l'assemblage est approchée en considérant une déformation de flexion des poutres (approche "Double Cantilever Beam" ou DCB). Ceci est valide lorsque la géométrie des éprouvettes implique que l'effort tranchant puisse être considéré de second ordre devant la flexion des poutres. L'énergie de déformation élastique est fonction des dimensions des composants assemblés, de la position du coin et de la pointe de fissure. Ainsi, le taux de restitution d'énergie élastique G est donnée par la relation

$$u_e = F\Phi \quad \text{avec} \quad \Phi = \frac{2a^3}{3EI} \quad (I.37)$$

$$G = -\frac{d\Pi}{dA} = -\left(\frac{dU_e}{bda}\right)_u = \frac{9EIu_e^2}{4ba^4} = \frac{a^2F^2}{bEI} \quad (I.38)$$

avec

$$\begin{aligned} I &= bh^3/12 && \text{Moment quadratique des composants} \\ E &&& \text{Module de Young} \\ U_e &= F \cdot u_e/2 && \text{Énergie élastique} \end{aligned}$$

De plus, en considérant qu'une valeur G_c constante caractérise l'énergie de fissuration de l'assemblage, le moment M de flexion des poutres à appliquer afin d'entretenir la fissuration peut s'exprimer par unité de longueur du front d'entaille

$$M^2 = F^2 a^2 = G_c b_n EI \quad (\text{I.39})$$

Avec b_n la longueur du front d'entaille, M est ainsi constant lors de la propagation de la fissure. La courbe $F - u$ de l'essai peut être prédite à partir des relations I.37 et I.38.

$$F^4 = \frac{4G^3 b^3 EI}{9u^2} \quad (\text{I.40})$$

Une analyse plus fine du modèle DCB a été développée par Kanninen [Kanninen 73] afin de prendre en compte la déformation en aval de la pointe de fissure. Le modèle considère que les poutres sont fixées élastiquement sur une partie de leur longueur. L'effet de la longueur du joint sur le taux de restitution d'énergie G est ainsi approché plus fidèlement. Il est également montré que l'approche DCB classique (équation I.38) sous-estime G d'autant plus que le rapport a/h est faible.

Analyse de l'essai par la flexion et le cisaillement des poutres L'analyse en résistance des matériaux du pliage de deux poutres encastées dans le cas où l'effort tranchant est pris en compte conduit aux expressions suivantes de u et de U_e en fonction de l'effort F

$$u = 2F \cdot \left(\frac{a^3}{3EI} + \frac{L}{\mu S} \right) \quad \text{et} \quad U_e = \frac{F^2}{Ebh^3} \cdot (2a^3 + ah^2(1 + \nu)) \quad (\text{I.41})$$

avec

$$\begin{aligned} \mu & \text{ Module de cisaillement} \\ \nu & \text{ Coefficient de poisson} \end{aligned}$$

Le premier terme de l'expression de U_e est la contribution due au moment fléchissant, notée U_{e-M} , tandis que le second terme est la contribution de l'effort tranchant, notée U_{e-T} . Ainsi, l'influence de cette dernière sur l'énergie élastique totale peut s'exprimer en fonction du rapport $c = (h/a)^2 \cdot (1 + \nu)$

$$\frac{U_{e-T}}{U_e} = \frac{c}{2 + c} \quad (\text{I.42})$$

De cette façon, le rapport h/a permet de déterminer les dimensions des poutres impliquant une influence négligeable du cisaillement de la poutre sur l'analyse du taux de restitution d'énergie. Ainsi, pour $a = 3 \cdot h$ la contribution de l'effort tranchant est inférieure à 7%, et pour $a = 4 \cdot h$ elle est inférieure à 4%. Cette prédiction n'est toutefois valable que dans le cas où les poutres ne présentent pas de plastification lors de l'essai.

4.1.2 Mesure de G_c

L'essai d'enfoncement de coin a été appliqué dans le cas de ruptures d'adhésifs [Cognard 86], de la rupture de brasures [Philips 08] et de la délamination de composites [Anderson 94]. Philips [Philips 08] exprime l'effort d'ouverture F en fonction de l'effort de poussée du coin F_{coin} dans le cas de frottement entre le coin et l'éprouvette décrit par le coefficient f de la façon suivante

$$F = \frac{F_{coin}}{2} \cdot \frac{\cos(\alpha) - f \cdot \sin(\alpha)}{\sin(\alpha) + f \cdot \cos(\alpha)} \quad (I.43)$$

Anderson [Anderson 94] propose de solliciter les éprouvettes présentant des décharges-recharges successives lors de la fissuration afin de mesurer l'évolution de la complaisance des éprouvettes. Ainsi, G peut être mesuré en différentes avancées de fissure par la relation

$$G = \frac{\Delta U_E}{\Delta A} \quad (I.44)$$

4.1.3 Mesure de Γ à l'initiation de la fissuration d'adhésifs

Le domaine d'applicabilité des modèles identifiant la force motrice de fissuration comme G est limitée aux cas purement élastiques, ou à plasticité très confinée. De cette façon l'essai DCB est adapté à la caractérisation de joints à énergie de rupture relativement faible par rapport à la résistance des matériaux joints. Lors de la plastification des poutres durant l'essai DCB, il est nécessaire de dissocier l'énergie consommée par la fissuration de celle consommée par la déformation plastique des poutres.

Une première approche de l'étude de la résistance à la fissuration lors de l'essai DCB est l'extension de l'approche détaillée au paragraphe 4.1.1 en incluant une limite d'élasticité σ_y du matériau. Chang *et al.* ont réalisé l'analyse élasto-plastique parfaite de l'essai approché par un pliage de poutre [Chang 72]. Ils déterminent la déformée de la poutre en deux régions distinctes : la partie entièrement élastique et la partie dans laquelle le champ de contraintes est limité par σ_y . Cette séparation est valable lorsque l'effort F est supérieur à l'effort de première plastification F_0 , et inférieur à la charge limite de l'assemblage F_Y . Ainsi

$$F_0 = \frac{bh^2\sigma_y}{6a} < F < \frac{bh^2\sigma_y}{4a} = F_Y \quad (I.45)$$

L'énergie de déformation totale $U_e + U_{plast}$ de l'assemblage en fonction de F , u et a est alors approchée. En se basant sur le même bilan d'énergie que l'approche du taux de dissipation d'énergie (paragraphe 3.5.1), les auteurs déterminent l'énergie de séparation Γ

$$\frac{dW_{ext}}{dA} = F \frac{du}{dA} = \frac{dU_{el}}{dA} + \frac{dU_{plast}}{dA} + \Gamma \quad (I.46)$$

Cette analyse n'est toutefois valide que pour l'étude de l'initiation de la fissure, car elle n'est pas capable de déterminer la déformée des poutres durant la propagation, et ainsi de tenir compte du chemin de fissuration.

4.1.4 Mesure de Γ durant la propagation de fissure

Atkins *et al.* [Atkins 98] proposent une analyse analytique de la propagation de fissure durant l'essai DCB pour des matériaux élasto-plastiques. Pour cela, ils formulent le même bilan d'énergie que celui de l'approche du taux de dissipation d'énergie (equation I.46). Une première hypothèse formulée par les auteurs permet d'exprimer Γ en fonction de l'énergie interne U ou de l'énergie complémentaire U_c . La seconde hypothèse permet d'exprimer Γ en fonction du moment appliqué M .

Hypothèse sur l'énergie de déformation plastique L'hypothèse est la suivante : lorsque l'effort décroît durant l'essai DCB, l'énergie de déformation plastique dans l'assemblage ne varie pas sans progression de la fissuration. Cette hypothèse s'écrit

$$\left[dU_{plast} \right]_A = 0 \quad (I.47)$$

Hypothèse sur l'incrément d'énergie interne lié à un incrément de fissuration Atkins *et al.* utilisent cette hypothèse pour l'étude analytique du pliage élasto-plastique avec écrouissage durant l'essai DCB, en considérant de plus la déformation en aval de la fissure. Pour cela, l'avancée de fissure est modélisée par un incrément supplémentaire de longueur de poutre a . L'énergie de déformation de cette nouvelle portion de poutre est estimée en fonction de la géométrie de la poutre et du comportement du matériau. L'hypothèse formulée est la suivante : l'incrément d'énergie de déformation liée à un incrément de fissuration est uniquement généré par cette nouvelle portion de poutre. Ainsi, dans le cas élasto-plastique parfait, cette énergie de déformation s'exprime

$$\left[\frac{\partial U}{\partial A} \right]_F = E \frac{b}{b_n} \left(\frac{2\varepsilon_y^3}{3\kappa} - \varepsilon_y^2 h + \frac{\varepsilon_y \kappa h^2}{2} \right) \quad \text{et} \quad \kappa = \frac{4\varepsilon_y}{h^2 \sqrt{3(1 - M/M_y)}} \quad (I.48)$$

avec

$$\begin{aligned} \varepsilon_y &= \sigma_y / E && \text{déformation d'écrouissage} \\ \kappa & && \text{Courbure de la poutre à son encastrement} \\ M_y &= bh^2 \sigma_y / 4 && \text{Moment limite plastique} \end{aligned}$$

L'énergie de séparation Γ s'exprime en fonction de l'énergie complémentaire U_c

$$\Gamma = \left[\frac{\partial U_c}{\partial A} \right]_F = \frac{M_i \kappa_i}{b_n} - \left[\frac{\partial U}{\partial A} \right]_F \quad (I.49)$$

De cette façon, Γ est exprimée comme une fonction du moment appliqué à l'initiation de la fissuration M_i , des caractéristiques de la poutre E , I , et du moment limite plastique M_y .

$$\Gamma = \frac{2M_y^2}{3b_n EI} \left(1 - \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{1 - \frac{M_i}{M_y}} \right) \quad (I.50)$$

Le moment M_i à appliquer afin d'entretenir la fissuration s'exprime

$$M_i = \frac{4M_y^4 + 36b_n EI M_y^2 \Gamma - 27b_n^2 E^2 I^2 \Gamma^2}{16M_y^3} \quad (I.51)$$

Selon cette approche, une fissuration par l'essai DCB d'un solide élasto-plastique parfait à énergie de séparation Γ constante se produit à moment appliqué constant, comme dans le cas des solides élastiques (équation I.39). De plus, l'hypothèse de comportement du matériau formulée par cette approche ne concerne jusqu'ici que le matériau à la base de la poutre, nouvellement traversé par la fissure. Ainsi, l'expression I.50 permet d'estimer l'énergie de séparation avec la connaissance du comportement du matériau joint, qui peut être différent du comportement du matériau du reste de la poutre. La détermination de M requiert la connaissance de l'effort F et de la longueur de fissure a courante au cours de l'essai.

Discussion La détermination expérimentale de la courbe $F - a$ permettrait de tracer l'évolution du moment $M = F \cdot a$ durant la propagation de la fissure. L'expression I.50 permettrait alors d'étudier l'évolution de Γ au cours de la fissuration. Cette méthode de caractérisation de l'énergie de séparation permet d'approcher de façon analytique l'effet de la géométrie des éprouvettes et de leur plasticité sur la fissuration. Cette méthode d'investigation est de plus très souple car s'adapte à des cas de matériaux hétérogènes. L'énergie de séparation maximale Γ_{max} mesurable par l'essai DCB est celle requérant le moment transmissible maximal, c'est à dire M_p . Ainsi la relation I.50 exprime Γ_{max}

$$\Gamma_{max} = \frac{2M_y^2}{3bEI} \quad (I.52)$$

Γ_{max} dépend des propriétés des poutres, ainsi il est possible de concevoir une géométrie d'essai DCB adaptée à l'étude d'un joint en connaissant *a priori* l'ordre de grandeur de son énergie de séparation. De plus, le calcul de l'énergie de déformation U est réalisé en postulant que la base de la poutre se comporte de façon élasto-plastique. Ainsi cette approche est valide pour des fissurations provoquées par des moments M compris dans l'intervalle suivant

$$M_0 = 2M_y/3 < M < M_y \quad (I.53)$$

Avec M_0 le moment de première plastification.

4.1.5 Conclusion sur les analyses de type DCB

L'ensemble des description de l'essai DCB, ou Double Cantilever Beam, détaillées ci-dessus montrent que le moment appliqué en pointe de fissure reste constant pour une avancée quelconque de la fissure. Ce moment étant piloté par l'énergie de séparation Γ du matériau. Il semble donc au vu de ces résultats que pour l'essai DCB, l'état de chargement en pointe de fissure se reproduit de façon similaire lors de l'avancé de la fissure. Il a été montré dans le chapitre précédent que dans ce cas, une valeur constante de R ou Ψ caractérise la résistance à la fissuration. L'applicabilité de l'analyse dite DCB à un essai de fissuration est toutefois limitée aux cas dans lesquels la déformation de cisaillement est négligeable devant la déformation de flexion.

4.2 Assemblages par soudage par point

Des études visant à caractériser la rupture de points soudés plus avancées que celle décrite dans la norme ISO 18272-2 [AFNOR 05] sont présentées. Elles visent à déterminer des grandeurs intrinsèques au matériau et ainsi permettre une classification des points soudés plus efficace que celle proposée par la norme. Différents essais de caractérisation de points soudés sont mis en oeuvre afin d'évaluer leur tenue mécanique, et ainsi leur soudabilité. Les essais principaux sont les essais de traction en croix, de traction-cisaillement, de traction en U, ou de pelage. La rupture du point soudé peut se produire selon différents types, c'est à dire

- la rupture interfaciale,
- la rupture interfaciale partielle,
- le déboutonnage.

Des zones de microstructures différentes sont impliquées dans chacun de ces modes de rupture. Les études de la rupture de points soudés identifient alors le besoin de caractérisation des mécanismes de rupture associés à chacun des types de rupture. Le choix du modèle de caractérisation de la force motrice de la fissuration pour chacun de ces types de rupture permet de classer les études existantes en trois catégories [Zhou 06].

Les approches basées sur la tenue à la rupture déduisent un critère de rupture en fonction de la géométrie et de paramètres de tenue du point soudé. La limitation de ces approches est que l'effort à rupture fournit une contribution à l'énergie consommée dans la rupture, mais ne quantifie pas seul le mécanisme de rupture. Une faible transférabilité des résultats de ces approches peut être attendue [Zhou 06].

Les approches basées sur l'énergie à rupture sont généralement basées sur la mécanique élastique linéaire de la rupture. La valeur de l'effort à rupture est généralement exploitée afin de prédire G_c ou K_{Ic} , en considérant une déformation élastique de l'éprouvette. Ces méthodes ne peuvent fournir une compréhension complète de la rupture d'interface impliquant une déformation plastique, et sont adaptées dans le cas de sollicitations de fatigue.

Les modèles éléments finis basés sur les zones cohésives qui combinent les deux approches précédentes dans leur formulation, par une contrainte de cohésion et une énergie de séparation. Ces approches se basent généralement sur une série d'essais de géométrie et de chargements différents, et ajustent ce couple de paramètres afin de prédire au mieux les courbes $F - u$ expérimentales.

Cette section détaille une méthode de caractérisation de chacune de ces trois catégories.

4.2.1 Tenue à la rupture

L'approche détaillée ci-après vise à prédire le mode de rupture des points soudés sollicités en traction en croix par un diamètre critique. Les deux cas extrêmes de mode de rupture sont le mode de rupture en bouton ("Plug Failure" ou PF) ou le mode de rupture interfaciale ("Full Interfacial Failure" ou FIF), comme détaillé dans le paragraphe 1.3.1. Cette section illustre les travaux de Sun *et al.* [Sun 06]. L'effort à rupture pour chaque mode de rupture est estimé par un raisonnement de résistance des matériaux. La figure 1.36 illustre les surfaces du point soudé considérées pour les ruptures en bouton et en interface. d désigne le diamètre du noyau, et e désigne l'épaisseur des tôles.

L'effort à rupture en bouton est estimé en considérant l'interface S_{bouton} entre la Zone Affectée Thermiquement (ZAT) et le matériau de base d'une des deux plaques. Sun *et al.* considèrent qu'à la rupture en bouton, cette surface est sollicitée en traction, du fait d'une importante flexion du matériau de base. L'effort de rupture en bouton est alors défini comme étant le produit de la surface S_{bouton} avec la contrainte à rupture $\sigma_{r,ZAT}$ du matériau de la ZAT. Les auteurs considèrent le diamètre du bouton d_{bouton} qui est dans la majorité des cas égal au diamètre du noyau d , mais peut être supérieur dans le cas de ZAT étendues sur plusieurs millimètres.

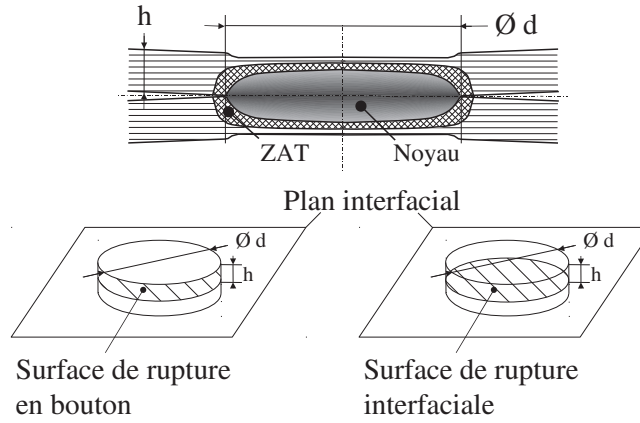


FIGURE 1.36 – Surfaces de rupture considérées pour les ruptures en bouton et en interface.

$$F_{bouton} = S_{bouton} \cdot \sigma_{rZAT} = \pi \cdot d_{bouton} \cdot h \cdot \sigma_{rZAT} \quad (I.54)$$

L'effort à rupture en interface est estimé en considérant la surface de l'échantillon commune aux deux plaques S_{pj} , traversant le noyau. L'effort de rupture en plan de joint est alors défini comme étant le produit de la surface S_{pj} avec la contrainte à rupture $\sigma_{r noyau}$ du matériau dans le noyau.

$$F_{pj} = S_{pj} \cdot \sigma_{r noyau} = \frac{\pi d^2}{4} \cdot \sigma_{r noyau} \quad (I.55)$$

Les auteurs considèrent que $\sigma_{r noyau}$ et $\sigma_{r ZAT}$ peuvent tous deux être estimés à partir de leur dureté H_v respective, par l'intermédiaire d'un coefficient C . Ainsi

$$\sigma_r = C \cdot H_v \quad (I.56)$$

Le diamètre critique de noyau d_c est alors défini comme la dimension du point soudé pour laquelle les ruptures en bouton ou en plan de joint peuvent se produire indifféremment. C'est-à-dire le diamètre de noyau pour lequel $F_{bouton} = F_{pj}$.

Ainsi, Sun *et al.* prédisent une rupture en plan de joint pour des diamètres de noyau inférieurs à d_c , et une rupture en bouton pour des diamètres supérieurs à d_c . Ce critère fournit une valeur de diamètre critique supérieure au critère généralement admis dans le cas des aciers doux, c'est à dire $d > 4\sqrt{h}$.

Ils appliquent cette prédiction sur deux nuances d'aciers THR, DP 800 de 1.6 mm d'épaisseur et TRIP 800 de 1.5 mm d'épaisseur. Le diamètre du noyau est ajusté par le soudage à trois intensités différentes. Le rapport mesuré des duretés de la ZAT sur celle du noyau, ainsi que les diamètres critiques prédits sont détaillés en table 4.2.1.

Nuance (épaisseur)	rapport de dureté $H_{v ZAT} / H_{v noyau}$	d_{bouton}	d_c
DP 800 (1.6 mm)	250/400 = 0.625	d+2	5.6 mm
TRIP 800 (1.5 mm)	510/475 = 1.07	d	6.4 mm

Les résultats obtenus confortent clairement ce critère de prédiction du mode de rupture. En effet, la totalité des échantillons de diamètres de noyau inférieurs à d_c ont rompu en plan de joint. Quant aux échantillons de diamètres de noyau supérieurs à d_c , ils ont tous rompu en bouton, sauf dans deux cas de TRIP800. Ils observent de plus que les points soudés de diamètre de l'ordre du diamètre critique ont rompu soit en plan de

joint ou en bouton, et pour des charges à rupture équivalentes. De plus, pour une charge à rupture équivalente, l'énergie absorbée est supérieure dans le cas d'une rupture en bouton. Cette observation conforte la préférence des constructeurs industriels à considérer les ruptures en plan de joint des points soudés comme indésirables.

4.2.2 Approche énergétique élastique

Dans le cas de sollicitations de fatigue entraînant une réponse élastique linéaire de l'éprouvette, Zhang établi un lien entre les facteurs d'intensité de contrainte K_I et K_{II} sur le pourtour de l'entaille du point soudé et les composantes des contraintes locales [Zhang 97].

$$K_I = \frac{\sqrt{3}}{12} (\sigma_{ui} - \sigma_{uo} + \sigma_{li} - \sigma_{lo}) \sqrt{h} \quad (I.57)$$

$$K_{II} = \frac{1}{4} (\sigma_{ui} - \sigma_{li}) \sqrt{h} \quad (I.58)$$

Avec les contraintes radiales σ_{ui} , σ_{uo} , σ_{li} , σ_{lo} de la face intérieure (i) et extérieure (o) de la tôle supérieure (u) et inférieure (l), respectivement. La figure 1.37 illustre ces contraintes.

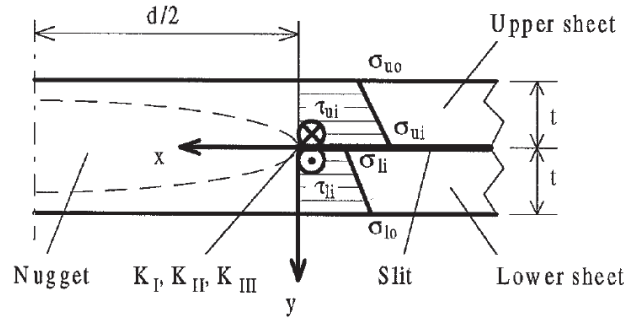


FIGURE 1.37 – Contraintes radiales en fond d'entaille du point soudé [Zhang 97].

De plus Zhang établit une relation entre la contrainte radiale en fond d'entaille en fonction des dimensions de l'éprouvette de traction en croix et de la sollicitation de la forme

$$\sigma = \frac{3lF}{4\pi dh^2} \quad (I.59)$$

Avec l la distance entre les mords et le point soudé. L'expression des facteurs d'intensité de contrainte K_I et K_{II} est ainsi obtenue

$$K_I = \frac{3\sqrt{3}lF}{16\pi dh\sqrt{h}} \quad (I.60)$$

$$K_{II} = \frac{3lF}{32\pi dh\sqrt{h}} \quad (I.61)$$

La symétrie du problème amène à considérer K_{III} nul. Les auteurs définissent les limites d'applicabilité des ces expressions pour les diamètres de noyau $d > 4h$, et pour la largeur des coupons $b < 5d$.

Le facteur d'intensité des contraintes équivalent s'exprime finalement

$$K_{eq} = \sqrt{K_I^2 + K_{II}^2} = \frac{3\sqrt{13}lF}{32\pi dh\sqrt{h}} = 0.108 \frac{lF}{dh\sqrt{h}} \quad (I.62)$$

L'expression I.62 permet ainsi de comparer la tenue en fatigue de points soudés de différentes dimensions en traçant K_{eq} , au lieu de la force F , en fonction du nombre de cycle à rupture. Zhang [Zhang 01] étend cette analyse à d'autres géométries d'essais de fatigue de points soudés. Il souligne que l'hypothèse de comportement élastique linéaire du matériau limite l'applicabilité de ces formulations aux cas de faibles déformations du matériau. Les applications appropriées sont donc l'étude de sollicitations de fatigue à grand nombre de cycles ou d'impact lors desquelles la plasticité du matériau reste très confinée.

4.2.3 Méthodes semi-inverses

Zhou *et al.* [Zhou 06] prédisent la courbe $F - u$ d'un essai de pelage et de traction cisaillement d'un point soudé lors de la rupture par déchirure du métal de base. La rupture est prédite par modèles éléments finis et éléments cohésifs. La contrainte cohésive et l'énergie de séparation contrôlent la courbe de traction-séparation des éléments cohésifs.

Les paramètres de contrainte cohésive et d'énergie de rupture sont ajustés sur des essais de fissuration du métal de base. Les paramètres de fissuration du mode I sont ajustés grâce à des essais de traction à entaille profonde et essais C(T). Le mode II est caractérisé par un essai de cisaillement, et le mode III par un essai de déchirement. La contrainte cohésive en mode I sur un alliage d'aluminium de la série 6000 est identifiée à $\sigma_{coh} = 310 \pm 10 \text{ MPa}$, et l'énergie de séparation en mode I $\Gamma_I = 50 \pm 10 \text{ kJ/m}^2$.

4.2.4 Compréhension de la rupture des points soudés d'aciers THR

Une synthèse des avancées dans la compréhension du comportement à rupture des points soudés THR est proposée ci-après en fonction des types d'approches existantes.

Les approches basées sur la tenue à la rupture ne fournissent pas une quantification appropriée du phénomène de fissuration, mais permettent un raisonnement macroscopique sur le rôle des duretés relatives des matériaux du point soudé : pour une résistance du noyau donnée, une augmentation de la tenue des tôles diminue le diamètre critique en dessous duquel la rupture interfaciale se produit.

La différence des contraintes d'écoulement entre la zone fondue et le métal de base (ou mismatch) observée sur les points soudés d'aciers doux est plus importante que celle mesurée sur les points soudés d'aciers THR. Dans le cas des aciers doux, cette condition de mismatch semble provoquer lors de l'essai de traction en croix un mode de rupture reproductible en bouton pour les points soudés à intensité suffisante. L'exploitation de la force maximale CTS caractérise donc toujours le même phénomène dès lors que le déboutonnage se produit, et permet la comparaison de nuances et de paramètres de soudage.

Dans le cas des aciers THR, le type de rupture n'est pas lié à la tenue mécanique de façon claire. La condition de mismatch différente peut être une cause de ce phénomène. Les valeurs d'effort atteintes ne caractérisent alors pas toujours le même phénomène de rupture. Il est alors nécessaire de caractériser séparément la rupture de la zone fondue, des ZATs, et du métal de base.

Les approches énergétiques élastiques sont adaptées à l'étude de la fissuration par fatigue, et permettent la transférabilité de ces résultats sur d'autres géométries. Cette caractérisation peut donc être considérée comme intrinsèque au matériau. Dans le cas de chargement à rupture, elles ne considèrent pas toutes les forces motrices de la fissuration, mais permettent une classification relative de différents points soudés.

Les modèles en zones cohésives fournissent des résultats performants pour la prédiction du comportement en déboutonnage. Elles nécessitent pour cela des caractérisations complètes du matériau sous différentes sollicitations de fissuration. La réalisation de ces caractérisations est aisée pour le matériau de base. En revanche, il n'existe pas de moyen caractérisant spécifiquement la fissuration de la zone fondue.

L'identification inverse des paramètres de rupture des zones fondues et des ZAT sur la courbe force-déplacement de l'essai de traction en croix reste délicate car l'impact du mode de rupture sur cette dernière n'est pas direct. Nait Oultit [Oultit 08] a identifié un lien empirique entre la dérivée de cette courbe et le chemin de fissuration, mais pas de lien direct à partir de la courbe brute. De plus, la méconnaissance de la position de la fissure durant cet essai rend difficile la comparaison des résultats numériques et expérimentaux.

Conclusion et problématique identifiée Il n'existe à l'heure actuelle pas de réponse quantifiée à la question suivante :

Quelle est la cause de la plus forte occurrence des ruptures interfaciales des points soudés d'aciers THR ?

Les éléments de réponse identifiés sont

l'effet de composition qui pourrait dégrader l'énergie de rupture des zones fondues des THR. Cet effet est prohibitif et nécessite des reconceptions de nuances. La teneur en certains éléments fragilisant devrait dans ce cas être réduite.

l'effet mécanique qui implique de plus fortes concentrations de contraintes en fond d'entaille dans le cas des tôles à haute tenue. Cet effet n'est pas nécessairement à prohiber s'il est possible de déterminer une résistance minimale de la zone fondue en fonction de la tenue des tôles.

5 Conclusion

Les approches existantes ne permettent pas une caractérisation efficace du comportement à la rupture des points soudés des aciers THR. Les moyens expérimentaux fournissent une faible reproductibilité du mode de rupture, et rendent leur interprétation difficile.

Identification du besoin de caractérisation spécifique de la zone fondue Dans le cas de nuances d'acier présentant exclusivement des ruptures de points soudés par déboutonnage, la connaissance de l'énergie de rupture de la zone fondue des points soudés n'est pas essentielle. Cette dernière est dans ces cas suffisante afin de ne pas permettre de ruptures interfaciales. En revanche, sa connaissance semble nécessaire dans le cas des aciers THR, afin de quantifier la susceptibilité d'occurrence des ruptures interfaciales. Une classification des points soudés pourrait ainsi être basée sur une échelle commune : la résistance à la fissuration en interface. De plus, une telle caractérisation permettrait de compléter les modèles en zones cohésives de la rupture des points soudés, qui nécessitent des mesures identifiant séparément les paramètres de rupture de l'assemblage soudé.

Les matériaux en présence présentant de plus une forte variabilité de propriétés (micro-ségrégation), les valeurs critiques de rupture sont susceptibles de présenter les mêmes variabilités. Les champs de contraintes et de déformations en pointe de fissure sont dans ce cas difficilement approchables par analyse théorique. Une approche globale de la rupture sans besoin de caractérisation locale fine semble ainsi appropriée.

Nouvelle méthode d'investigation de la rupture des points soudés En analysant la fissuration d'un échantillon lors d'un essai DCB, il est possible de quantifier globalement sa résistance à la fissuration par une grandeur constante lors de la propagation. Les études de la fissuration par simulation numériques basées sur des modèles cohésifs de l'interface ont montré que l'énergie de séparation est influencée par l'état de chargement en pointe de fissure. La revue de littérature de l'étude de cet essai tend à montrer que cet état de chargement est constant lors de la propagation de la fissure, et donc qu'un unique couple de paramètres cohésifs pourrait caractériser la rupture du matériau lors d'un tel essai. Dans ce contexte, l'adaptation de telles méthodes à l'étude de la rupture de points soudés semble pouvoir fournir des éléments de réponse supplémentaire à la problématique.

Organisation du document Dans le chapitre suivant, le développement de l'essai d'enfoncement de coin appliqué aux points soudés sera exposé. L'objectif de ce développement étant de reproduire au mieux un essai DCB, afin de permettre la propagation stable d'une fissure à travers les zones fondues de points soudés. Les méthodes de mesures du taux de dissipation d'énergie R et de l'angle d'ouverture de fissure Ψ seront ensuite détaillées.

Le troisième chapitre est dédié à l'étude phénoménologique de la fissuration dans les points soudés lors de l'essai d'enfoncement de coin, visant à interpréter les mesures de R et Ψ au vu des mécanismes observés.

L'analyse par simulation numérique de la fissuration est présentée dans le quatrième chapitre. L'étude de la relation entre l'énergie de séparation de la matière et les mesures de résistance à la fissuration R et Ψ est développée, et permet une interprétation complémentaire de ces mesures dans le cas de l'essai d'enfoncement de coin appliqué aux points soudés.

Le cinquième chapitre regroupera des résultats de caractérisation de ruptures de points soudés d'aciers THR ainsi que leur discussion.

Chapitre II

Essai d'enfoncement de coin

Ce chapitre détaille les méthodes expérimentales mises en oeuvre pour l'étude de la rupture de points soudés. Le dispositif de l'essai d'enfoncement de coin appliqué aux points soudés est présenté, suivi de l'étude phénoménologique de la fissuration lors de l'essai. Ensuite la méthodologie de mesure de l'énergie dissipée lors de la fissuration est détaillée. Enfin les méthodes de suivi de fissure investiguées sont résumées, ainsi que la méthode de mesure de l'angle d'ouverture de fissure Ψ .

L'essai d'enfoncement de coin est conçu afin de permettre l'observation *in situ* de la propagation de fissure dans le point soudé [Payen 06]. Il est développé à partir des géométries d'essais DCB (paragraphe 4.1.1) afin de s'adapter aux cas des points soudés [Lacroix 10a, Lacroix 10b]. L'ouverture est pilotée par un coin inséré entre les deux tôles soudées, provoquant la fissuration interfaciale du joint. Afin de rendre possible la fissuration et son observation, l'éprouvette soudée est sectionnée, comme l'illustre la figure 2.1.a. On obtient de cette façon une géométrie d'éprouvette proche de celle d'un essai DCB, à la différence près qu'elle ne peut être considérée comme bi-dimensionnelle. La figure 2.1.c illustre la microstructure sur la surface sectionnée d'un point soudé d'acier DP870. Cette surface est observée durant l'enfoncement du coin, provoquant la propagation d'une fissure depuis l'entaille gauche jusqu'à l'entaille droite, comme l'illustre la figure 2.1.d.

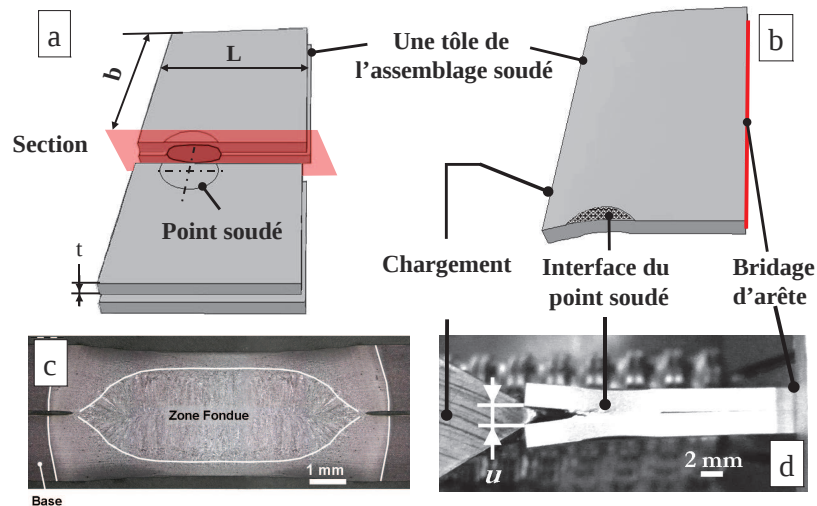


FIGURE 2.1 – Principe de l'essai d'enfoncement de coin. (a) Découpe d'une éprouvette à partir d'un point soudé. (b) Schéma de chargement d'une des deux tôles jointes. (c) Micrographie sur la face sectionnée, observée durant l'essai. (d) Enfoncement de coin.

1 Dispositif expérimental

1.1 Éprouvettes

1.1.1 Réalisation

Une éprouvette d'essai d'enfoncement de coin est réalisée à partir d'un assemblage soudé par une découpe transverse des tôles et du joint. L'assemblage consiste en deux coupons de 100x38 mm soudés en leur centre. La découpe forme deux éprouvettes constituées de tôles jointes par une partie du point soudé étudié. La position du plan de découpe contrôle la section de ce joint. La figure 2.2 illustre cette découpe.

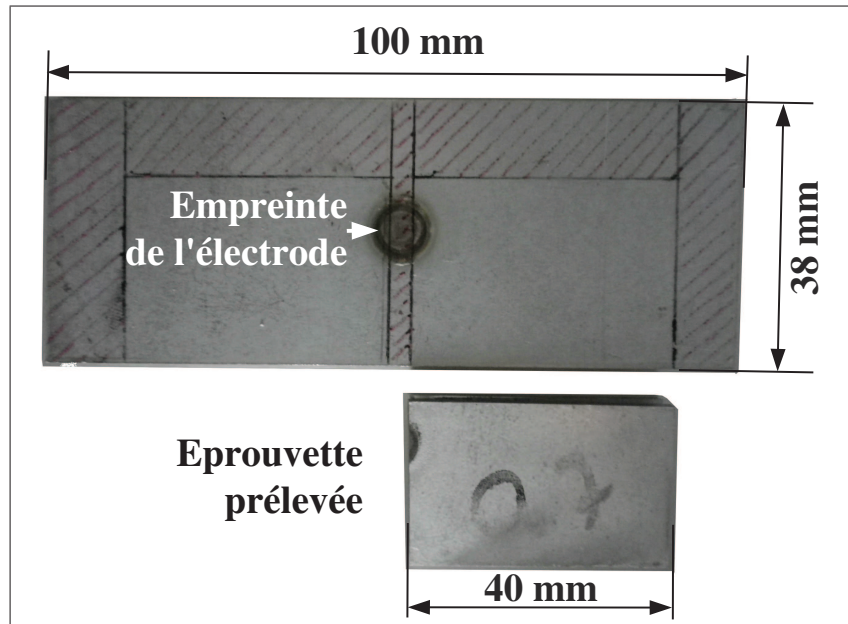


FIGURE 2.2 – Prélèvement de deux éprouvettes à partir de coupons soudés.

La surface créée par la découpe présente deux entailles bordant le joint. Cette surface sera observée lors de l'essai. Les dimensions de l'éprouvette sont illustrées sur les figures 2.3.a et 2.3.b : bras de levier ou longueur de fissure initiale a , épaisseur h , largeur b , longueur apparente du joint L , largeur du joint b_n (figure 2.3). Il est supposé que la géométrie de l'interface est circulaire et de rayon r . L'aire A de l'interface du joint entre les tôles $A = r^2 \cdot \arcsin(L/2r) - (r - b_n)L/2$.

La découpe des éprouvettes à partir du point soudé se base sur l'empreinte des électrodes afin de déterminer la position de la découpe. Cette mise en position est visuelle et ne permet pas une bonne reproductibilité de la dimension b_n des éprouvettes. La figure montre un exemple de point soudé découpé. La mesure des dimensions exactes de la portion du joint prélevée d'une éprouvette nécessite sa rupture interfaciale.

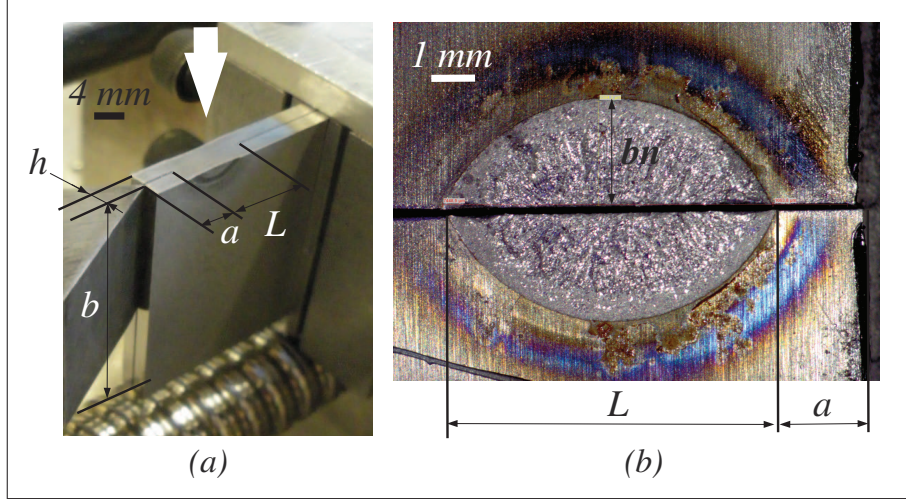


FIGURE 2.3 – (a) Surface observée durant l’essai (flèche blanche) et (b) interface rompue du point soudé après l’essai.

1.1.2 Géométrie optimale

La géométrie optimale est celle permettant de minimiser la dissipation d’énergie sans lien avec la rupture. Le bilan d’énergie lors d’un incrément de fissuration a été formulé dans la partie I.3.5 de la façon suivante

$$dW_{ext} - dU_e = dU_d + dU_{frac} \quad (\text{II.1})$$

avec

dW_{ext}	Incrément de travail total fourni au solide
dU_e	Incrément d’énergie interne de déformation élastique
dU_d	Incrément d’énergie interne de déformation plastique
dU_{frac}	Incrément d’énergie de séparation de matière

Les dimensions de l’éprouvette contrôlent la transmission de la charge depuis le coin jusqu’au fond d’entaille, et contrôlent ainsi grandement la dissipation d’énergie par déformation plastique de l’éprouvette sans lien avec la rupture U_d . La transmission de la charge doit être la plus élastique possible afin de minimiser cette dernière. Une première approximation permet de considérer que U_d sera d’autant plus faible que la charge limite plastique F_Y de transmission de l’effort sera importante. F_Y peut être approchée par la charge limite plastique de pliage d’une poutre encastrée (paragraphe I.4.1.3) exprimée par

$$F_Y = \frac{bh^2\sigma_0}{4a} \quad (\text{II.2})$$

L’épaisseur h et la limite d’élasticité du matériau des tôles σ_0 n’étant pas ajustables, la largeur b doit ainsi être aussi grande que possible, et le bras de levier a aussi faible que possible, afin de minimiser la dissipation d’énergie U_d durant l’essai d’enfoncement de coin. La longueur de fissure doit en revanche être assez importante pour générer un moment en pointe de fissure suffisant à la propagation de fissure, et ne peut donc être réduite à zéro.

De plus, en considérant qu’il existe une densité d’énergie de rupture interfaciale Γ du point soudé, la surface A du joint soudé contrôle l’énergie à fournir pour entretenir la séparation de la matière $dU_{frac} = \Gamma \cdot dA$ durant la fissuration. Une énergie de séparation de matière dU_{frac} réduite implique une sollicitation à transmettre du

coin à la pointe de fissure également réduite, et diminue ainsi l'énergie dissipée dans cette transmission dU_d . Il est donc finalement souhaitable de réaliser la découpe des éprouvettes de façon à obtenir une section de joint soudé A suffisamment faible, c'est à dire b_n suffisamment faible.

La longueur du bras de levier a et la largeur du joint b_n sont réalisées avec une reproductibilité de l'ordre de $\pm 0,5\text{mm}$. Ces deux dernières dimensions conditionnent grandement l'effort à transmettre pour générer la fissuration. Ainsi, les points soudés très tenaces furent découpés avec de plus faibles dimensions a et b_n , tandis que les points soudés à faible énergie de rupture furent découpés avec des dimensions a et b_n importantes. La table II.1 résume l'intervalle des dimensions utilisées sur l'ensemble de l'étude.

épaisseur h	largeur b	longueur de bras de levier a	largeur du joint b_n
2 mm	40 mm	1.5 ~ 2 mm	1.5 ~ 2.5 mm

TABLE II.1 – Dimensions des éprouvettes réalisées pour l'étude.

1.2 Mise en position

L'éprouvette est bridée sur ses arêtes opposées au coin, comme l'illustre la figure 2.4. Ce bridage est réalisé par l'encastrement des arêtes sur une profondeur de 0.5 mm, constituant une liaison proche d'un pivot, autorisant l'ouverture des tôles sans déplacement de ces arêtes. Une rainure de largeur du double de l'épaisseur d'une tôle h plus 0.2 mm définit l'espacement des arêtes de bridage. De cette façon, le positionnement manuel des arêtes de l'éprouvette dans cette rainure permet son bridage. La réalisation d'une liaison proche d'un pivot permet de considérer qu'aucune énergie n'est dissipée ni dans la liaison ni par déformation de la région de la pièce située entre le bridage et le joint soudé.

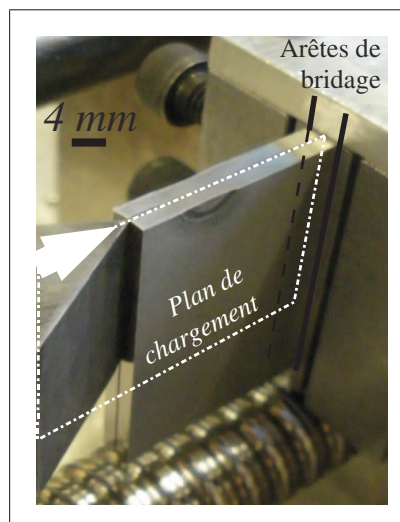


FIGURE 2.4 – Bridage de l'éprouvette (arêtes noires) et direction du coin (flèche blanche).

Un coin d'angle d'ouverture totale de 60 degrés est positionné par sa pointe dans le plan médian des arêtes de bridage. Le déplacement de la pointe du coin s'effectue ainsi dans le plan interfacial du point soudé lors de l'essai.

1.3 Instrumentation

L'essai d'enfoncement de coin a été adapté sur un bâti conçu initialement pour des essais de traction sur éprouvettes entaillées. La géométrie du bâti et la rigidité de la machine étaient imposées au départ du projet, ainsi que le mode de transmission de l'effort par moteur pas à pas à courant continu.

Le moteur à courant continu applique un déplacement au coin. Deux colonnes à billes assurent que le déplacement du coin est parallèle au plan de bridage. Une transmission par courroie dentée et vis à billes permet de déplacer le coin à la vitesse de 0.02 mm/s, illustrée par la figure 2.5. Le contact entre le coin et les tôles est lubrifié par de la graisse synthétique multi-usage. Le coin est réalisé en acier 35CrMo16, la surface de sa pointe est durcie au chalumeau. La dureté du coin est mesurée à environ 280HV1 à 15 mm de la pointe, et atteint jusqu'à 500HV1 à proximité de la pointe.

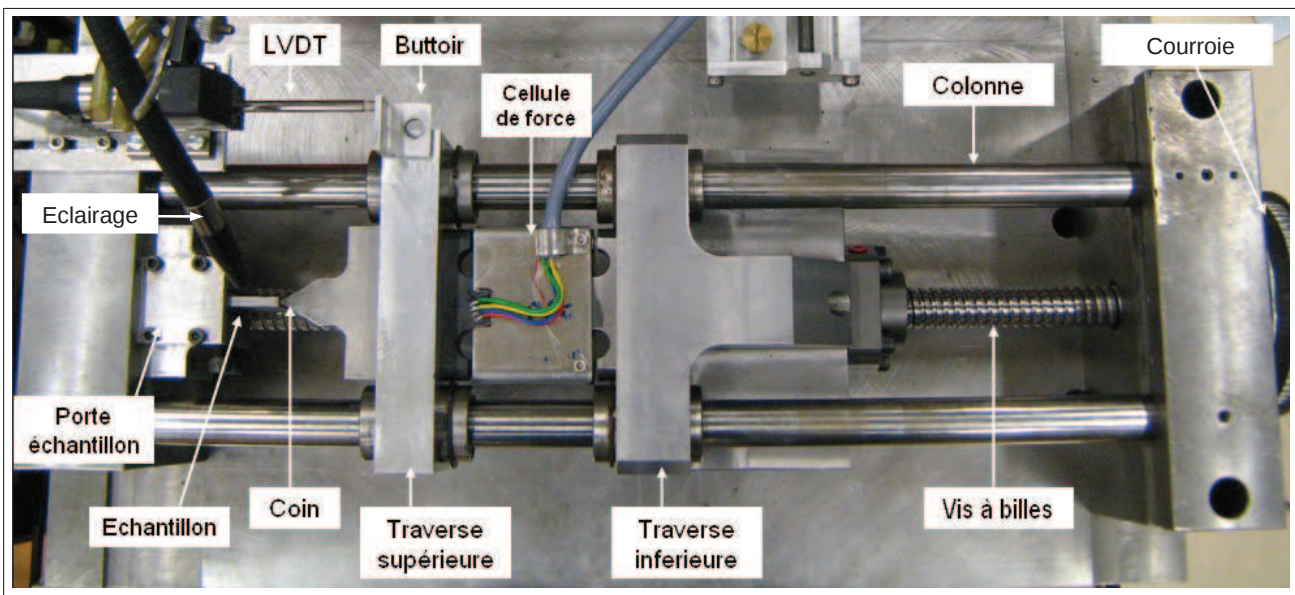


FIGURE 2.5 – Chaîne de transmission d'effort depuis le moteur par courroie jusqu'au coin et instrumentation.

Le déplacement du coin u_{coin} est mesuré par un capteur LVDT de course 25 mm. Une cellule de force de calibre 10kN est placée derrière le guide du coin afin de mesurer l'effort appliqué F_{coin} . La cellule de force a été conçue afin de réduire l'amplitude des retours élastiques inhérents à cette méthode de mesure d'effort. La complaisance de l'ensemble du système de transmission d'effort est de $8 \cdot 10^{-5} \text{ mm/N}$. Les incertitudes de mesures liées à ces capteurs sont listées dans la table suivante

Capteur (grandeur)	Plage de mesures	Écart maximal à la linéarité	Répétabilité
LVDT (mm)	0-25	$\pm 0.2\%$	0.002
Cellule de force (kN)	0-10	0.03	0.001

TABLE II.2 – Plages de mesure et caractéristiques des capteurs.

La surface observée lors de l'essai est sablée afin de rendre la surface relativement mate, et de créer un mouchetis permettant l'utilisation d'algorithmes de corrélation d'images. Un éclairage par ampoules de 200W en lumière blanche est utilisé, ainsi que des guides en fibres optiques afin de concentrer le faisceau lumineux sur le joint soudé.

Les mesures de déplacement et de force, ainsi que les images issues de la caméra sont acquises simultanément par l'intermédiaire de conditionneurs FGP Sensor M905, d'une carte d'acquisition National Instrument et d'un programme LabVIEW TM. La fréquence d'acquisition est de 0.5 Hz. Une caméra HAMAMATSU C4742-95 couplée à un objectif OptoLens 12 :5 est disposée sur un banc de positionnement millimétrique afin d'observer la section du point soudé lors de l'enfoncement du coin. Des images de résolution 1280x1024 pixels sont acquises à la fréquence d'acquisition du programme d'enregistrement, de 0,5 Hz. La plage observée est d'une dimension de 8.4x6.7 mm, et l'échelle de l'image est de 66 $\mu\text{m}/\text{pixels}$. Un enregistrement typique est constitué de 200 points d'acquisitions, dépendant de la réponse de l'éprouvette.

2 Analyse énergétique

L'analyse énergétique de l'essai d'enfoncement de coin permet la mesure de la variation de l'énergie potentielle Π lors de la fissuration d'une éprouvette, dans le but de déterminer le taux de dissipation d'énergie $R = d\Pi/dA$. Dans cette section, le traitement de l'enregistrement de la courbe $F_{coin} - u_{coin}$ est détaillé. Ce traitement vise à déterminer les grandeurs suivantes en tout instant d'enregistrement, (c'est à dire environ 200 points par essais) :

- l'effort d'ouverture F ,
- le déplacement d'ouverture u ,
- le déplacement d'ouverture résiduelle, ou dissipée, u_d ,
- la complaisance de l'éprouvette Φ .

La connaissance de ces grandeurs lors d'un essai permet alors de déterminer en chaque instant

- l'énergie totale transmise à l'éprouvette W_{ext} ,
- l'énergie élastique stockée dans l'éprouvette U_e ,
- l'énergie dissipée totale U_d , étant la différence de ces deux dernières.

2.1 Traitement de l'acquisition de force et de déplacement

2.1.1 Bilan des forces au contact coin-éprouvette

L'effort d'ouverture F et le déplacement d'ouverture u sont déterminés en fonction de l'effort d'enfoncement F_{coin} et du déplacement d'enfoncement u_{coin} (figure 2.6).

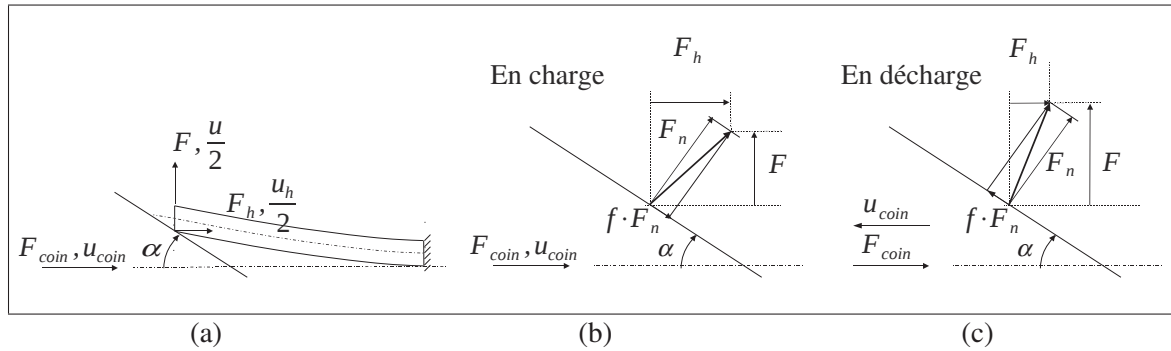


FIGURE 2.6 – Bilan des efforts transmis par le coin à l'éprouvette au contact.

L'angle d'ouverture du coin α et le coefficient de frottement f entre le coin et l'éprouvette contrôlent la transmission de l'effort à l'éprouvette, qui s'exprime par la relation

$$F = \frac{\cos(\alpha) - f \cdot \sin(\alpha)}{\sin(\alpha) + f \cdot \cos(\alpha)} \cdot \frac{F_{coin-charge}}{2} \quad (II.3)$$

Le déplacement d'ouverture u dépend de l'angle d'ouverture de la façon suivante

$$u = 2 \tan(\alpha) \cdot u_{coin} \quad (II.4)$$

2.1.2 Successions de décharges et de recharges

L'ouverture résiduelle u_d et de la complaisance Φ sont déterminés périodiquement au cours de l'essai par des successions de décharges et recharges. La figure 2.7 illustre un enregistrement de ce type chargement.

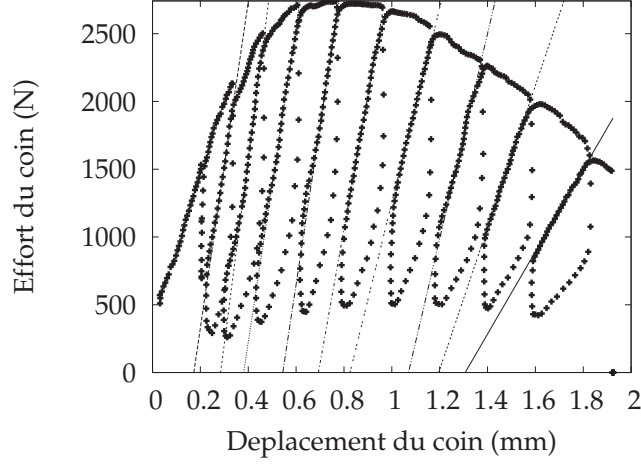


FIGURE 2.7 – Courbe $F_{coin} - u_{coin}$ typique comportant 9 successions de décharges et recharges.

Transition de régime de frottement Lors de l'alternance entre un régime de charge et de décharge, le frottement entre le coin et l'éprouvette change de sens, et modifie ainsi l'équilibre des forces au contact. La géométrie de la zone de contact est supposée linéique, et identique lors des charges et décharges. Pour un effort d'ouverture F lié à un déplacement d'ouverture u donné, il existe ainsi deux efforts d'enfoncement F_{coin} , selon le sens du chargement.

$$F_{coin-charge} = 2F \frac{\sin(\alpha) + f \cdot \cos(\alpha)}{\cos(\alpha) - f \cdot \sin(\alpha)} \quad \text{et} \quad F_{coin-decharge} = 2F \frac{\sin(\alpha) - f \cdot \cos(\alpha)}{\cos(\alpha) + f \cdot \sin(\alpha)} \quad (\text{II.5})$$

Ainsi $F_{coin-charge} > F_{coin-decharge}$. Lors de l'alternance entre un régime de charge et de décharge, l'effort d'enfoncement F_{coin} mesuré présente donc un rapide régime de transition entre les deux sens de frottement.

Comportement linéaire lors de la décharge Hors de cette transition de régime de frottement, la courbe $F - u$ mesurée est linéaire lors de la décharge et de la recharge suivante jusqu'au retour à la position précédant la décharge. La mesure de la pente de la recharge permet la détermination de Φ la complaisance de l'éprouvette.

De plus, si l'on suppose que le coefficient de frottement ne change pas durant l'essai, le rapport des pentes $F_{coin-decharge}/F_{coin-recharge}$ permet de déterminer le coefficient de frottement f caractérisant le contact à chaque succession de charge et décharge durant l'essai. Dans le cas où le demi-angle d'ouverture du coin est $\alpha = 30^\circ$, f s'exprime

$$f = \frac{\sqrt{3} \cdot (2 + 2r - \sqrt{1 + 14r + r^2})}{3(1 - r)} \quad (\text{II.6})$$

avec

$$r = \frac{F_{\text{coin-décharge}}}{F_{\text{coin-charge}}} < 1 \quad \begin{array}{l} \text{le rapport des efforts du coin avant et après} \\ \text{le changement de sens de déplacement du coin} \end{array} \quad (\text{II.7})$$

Ouverture résiduelle et complaisance Le tracé de la courbe $F - u$ permet d'identifier la complaisance de l'éprouvette Φ par les régimes linéaires de chaque succession (i) de décharge et recharge. Sur la courbe $F - u$, les enregistrements de décharge et de recharge coïncident. L'intersection des droites issues de ces régimes linéaires avec l'axe des abscisses détermine le déplacement d'ouverture résiduelle $u_d^{(i)}$ associé à la succession de décharge-recharge (i). Ce traitement est automatisé. La figure 2.8.a illustre ces mesures.

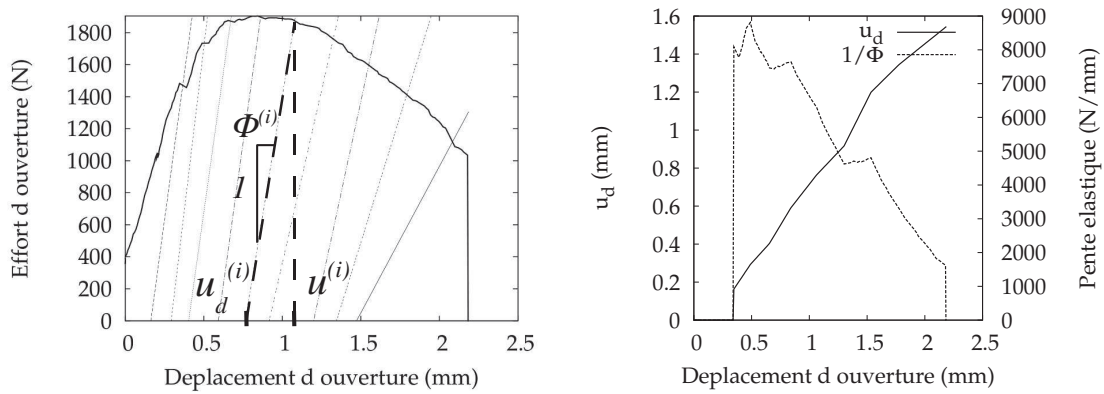


FIGURE 2.8 – (a) Détermination de la complaisance de l'éprouvette Φ , et de l'ouverture résiduelle u_d à partir de la courbe $F - u$ lors de la succession décharge-recharge (i). (b) Exemple d'évolution de Φ et u_d en fonction du déplacement d'ouverture.

F et u sont connus en chaque instant d'acquisition, tandis que Φ et u_d sont connus à chaque succession (i) de décharge et recharge. Un enregistrement typique est constitué de 200 points d'acquisitions et de 10 successions de décharges et recharges. Afin d'estimer U_e en chaque instant d'acquisition, l'ouverture résiduelle u_d est interpolée linéairement en fonction de u entre les instants (i) de décharge. La figure 2.8.b illustre le résultat de l'interpolation.

2.2 Évolution des énergies internes

2.2.1 Énergie de déformation totale

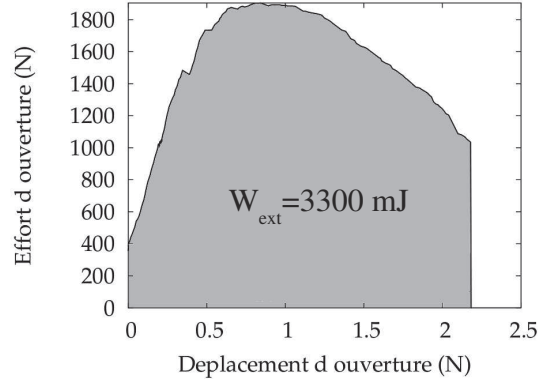
A partir du bilan des forces exprimé plus-haut, l'énergie d'ouverture transmise à la pièce peut être exprimée en fonction de F et u . En négligeant le travail de compression de l'éprouvette sous l'action du coin, l'énergie d'ouverture transmise à la pièce constitue son énergie de déformation totale. Cette section détaille la formulation analytique de l'énergie transmise.

L'énergie transmise à l'éprouvette W_{ext} s'exprime en fonction de F et u . La figure 2.9 illustre cette mesure sur l'enveloppe de la courbe $F - u$ d'un essai.

$$W_{\text{ext}} = \int F \cdot du \quad (\text{II.8})$$

Cette expression peut être reformulée en fonction des grandeurs enregistrées pendant l'essai F_{coin} et u_{coin} par les relations II.3 et II.4.

$$W_{ext} = \tan(\alpha) \cdot \frac{\cos(\alpha) - f \cdot \sin(\alpha)}{\sin(\alpha) + f \cdot \cos(\alpha)} \cdot \int F_{coin} du_{coin} \quad (\text{II.9})$$

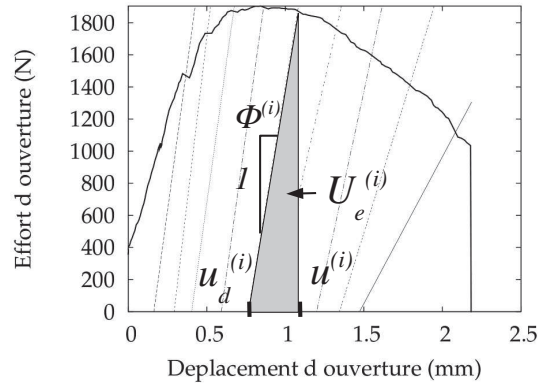

 FIGURE 2.9 – Détermination du travail d'ouverture total fourni à l'éprouvette par l'aire sous la courbe $F - u$.

2.2.2 Énergie stockée

L'énergie restituée par le système est l'énergie stockée élastiquement. L'énergie stockée U_e est définie à chaque instant de l'essai par

$$U_e = \frac{F^2 \cdot \Phi}{2} = \frac{F \cdot u_e}{2} = \frac{F \cdot (u - u_d)}{2} \quad (\text{II.10})$$

La figure 2.10 illustre la détermination de U_e à partir de la connaissance de la complaisance Φ et de l'ouverture résiduelle u_d .


 FIGURE 2.10 – Enveloppe de la courbe $F - u$, et énergie élastique U_e .

2.2.3 Énergie dissipée

L'énergie dissipée U_d lors de l'essai est la part d'énergie fournie qui n'est pas restituée par le système. U_d est déterminée par la différence entre l'énergie fournie W_{ext} et l'énergie stockée U_e . A l'instant t de l'essai, où le déplacement d'ouverture est de $u(t)$, l'énergie dissipée s'exprime

$$U_d(t) = W_{ext}(t) - U_e(t) = \int_{u_0}^{u(t)} F du - \frac{F(t) \cdot (u(t) - u_d(t))}{2} \quad (\text{II.11})$$

2.3 Énergie dissipée lors de la propagation stable

Le taux de dissipation d'énergie lors de la propagation de la fissuration R_{stable} est l'énergie dissipée dU_d lors d'un incrément de surface rompue dA . La figure 2.11.a illustre un exemple d'évolution de U_d lors d'un essai. La définition graphique de R_{stable} est illustrée par la figure 2.11.b. Le chapitre suivant détaille les méthodes mises en place pour déterminer l'évolution de l'aire rompue A en fonction de l'avancée de fissure a au cours de l'essai.

$$R_{stable} = -\frac{d\Pi}{dA} = \frac{d(W_{ext} - U_e)}{dA} = \frac{dU_d}{dA} \quad (\text{II.12})$$

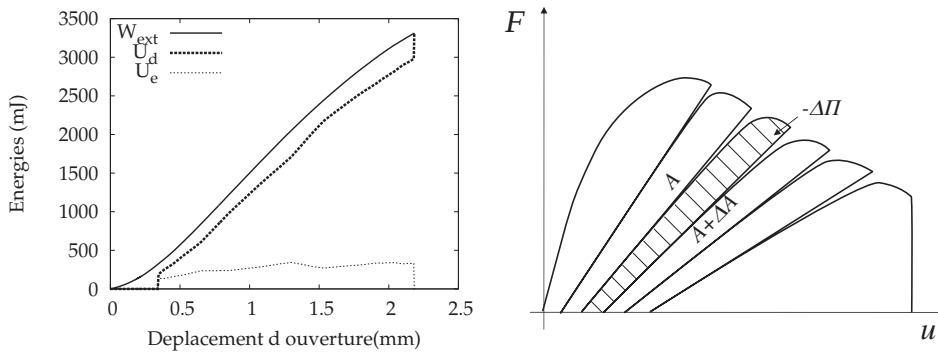


FIGURE 2.11 – (a) Exemple d'évolution des énergies internes en fonction du déplacement d'ouverture. (b) Définition graphique du taux de dissipation d'énergie.

2.4 Énergie dissipée lors de l'instabilité

L'ensemble de l'énergie élastique stockée dans le système de transmission d'effort U_{e-s} et dans l'éprouvette U_e est libérée lors de l'instabilité, sans incrément de travail extérieur fourni. La détermination de l'énergie dissipée lors de l'instabilité est alors différente du cas de propagation de fissure. La source d'énergie U_{e-s} est fonction de l'effort F_{coin} et de la complaisance du système Φ_s , elle est transmise partiellement à l'éprouvette en fonction du coefficient de frottement f , comme l'exprime la relation II.9. Ainsi l'énergie dissipée dans l'éprouvette lors de l'instabilité est

$$U_{d-instable} = U_{e-s} + U_e \quad (\text{II.13})$$

avec

$$\begin{aligned} U_{e-s} &= \frac{F_{coin}^2 \cdot \Phi_s}{2} \cdot \tan(\alpha) \cdot \frac{\cos(\alpha) - f \cdot \sin(\alpha)}{\sin(\alpha) + f \cdot \cos(\alpha)} = 2 \cdot F^2 \Phi_s \cdot \tan(\alpha) \cdot \frac{\sin(\alpha) + f \cdot \cos(\alpha)}{\cos(\alpha) - f \cdot \sin(\alpha)} \\ U_e &= \frac{F^2 \cdot \Phi}{2} \end{aligned} \quad (II.14)$$

Le taux de dissipation d'énergie à l'instabilité $R_{instable}$ est l'énergie dissipée $U_{d-instable}$ divisée par la surface rompue à l'instabilité $A_{instable}$.

$$R_{instable} = -\frac{\Pi}{A} = \frac{U_{d-instable}}{A_{instable}} = \frac{U_{e-s} + U_e}{A_{instable}} \quad (II.15)$$

L'instabilité se produit lorsque la somme $U_{e-s} + U_e$ est supérieure à l'énergie totale à fournir pour rompre le ligament restant. Dans l'étude de la propagation stable de la fissuration, il est préférable de retarder l'occurrence de l'instabilité. Pour cela, un système de transmission d'effort présentant une complaisance la plus faible possible est souhaitable, afin de réduire le terme U_{e-s} .

2.5 Énergie dissipée totale lors de la rupture

L'énergie totale transmise à l'éprouvette afin de rompre complètement l'interface peut s'exprimer selon le bilan

$$U_{d-global} = R_{global} \cdot A_{global} = U_{d-initiation} + U_{d-propagation-stable} + U_{d-instable} \quad (II.16)$$

L'énergie consommée lors de l'initiation, de la propagation, ainsi que l'énergie stockée dans l'éprouvette lors de l'instabilité constituent le travail W_{ext} . Le taux de dissipation global peut ainsi s'écrire

$$R_{global} = -\frac{\Pi}{A} = \frac{W_{ext} + U_{e-s}}{A} \quad (II.17)$$

3 Traitement de l'observation *in situ*

L'observation *in situ* de la surface sectionnée permet le suivi de la fissuration du joint soudé. Le système d'acquisition enregistre typiquement 200 images lors de l'avancée de la fissure. Cette section détaille les points suivants :

- Le suivi de l'avancée de la fissure apparente a .
- La méthode de mesure des déformations incrémentales sur la séquence d'image permettant l'observation de la localisation de la déformation de surface.
- La mesure de l'angle d'ouverture de fissure Ψ par le traitement de la séquence d'images acquise à partir de la connaissance de la position du front de fissure.

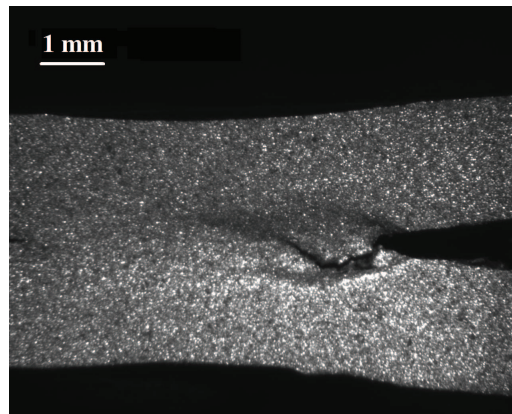


FIGURE 2.12 – Observation *in situ* de la propagation de la fissure.

3.1 Suivi de fissure

Le front de fissure est identifié comme la zone où la séparation de matière se produit, c'est la première information à extraire afin de déterminer la surface fracturée A au cours de l'essai. Le suivi visuel de la pointe de la fissure est réalisé en identifiant l'extrémité de la zone sombre correspondant à la zone où la séparation de la matière est effective. L'alternance entre l'image courante et les images successives permet de plus une mesure plus précise de la position de la pointe de fissure, dans les cas où la zone sombre ne se démarque pas de façon immédiate.

v

3.2 Extraction de l'angle d'ouverture de fissure COA ou Ψ

3.2.1 Principe

A partir de la connaissance de la position du front de fissure entre deux images successives i et $i + 1$, le déplacement d'ouverture en front de fissure do_i ("Crack Opening Displacement" ou COD) est approché de la façon suivante : deux points situés à une distance fixe l en amont du fond d'entaille, symétriquement de part et d'autre de la fissure espacés de la distance l l'un de l'autre, définissent la distance d'ouverture courante $d_i = l$, comme l'illustre la figure 2.13. La distance initiale d_i^0 entre ces deux points est ensuite recherchée. Le suivi de régions d'intérêt centrées sur ces deux points depuis l'image courante jusqu'à l'image initiale par corrélation

d'image permet une estimation subpixel de cette distance. Le logiciel mis en oeuvre est détaillé en annexe C. Des régions d'intérêt de 64 pixels de côté sont choisies. Les i couples d'images de la séquence des instants de i à 0 sont ainsi traités pour ce suivi, réactualisant le motif recherché à chaque nouveau couple d'images. La figure 2.13.a illustre le résultat de ce suivi entre l'image i et 0 d'une séquence d'image. Le déplacement d'ouverture en front de fissure, ou COD, est alors approché par

$$do_i = d_i - d_i^0 \quad (\text{II.18})$$

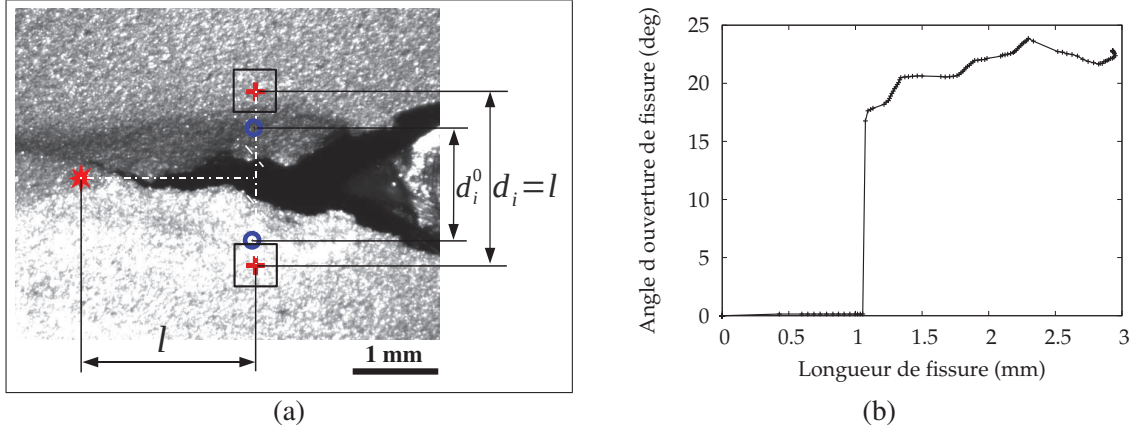


FIGURE 2.13 – (a) Définition de la distance d'ouverture courante pour le calcul du déplacement d'ouverture (COD). L'étoile indique la position du front de fissure, les croix définissent l'ouverture courante $d_i = l$, et les anneaux indiquent les positions initiales de ces dernières résultant du traitement de la séquence d'images, définissant l'ouverture initiale d_i^0 . La taille des régions d'intérêts utilisées pour le suivi est indiquée par les carrés. (b) Évolution de Ψ en fonction de l'avancée de fissure.

Le choix de la distance espaçant les deux points de mesure est fixée à 2 mm afin que les oscillations possibles du front de fissure autour du plan interfacial n'affectent pas la mesure de l'ouverture. Le traitement numérique à réaliser pour la mesure des do_i sur l'ensemble d'une séquence de n images requiert ainsi un nombre d'accès aux images de n^2 . La durée de traitement d'une séquence d'une centaine d'images est de l'ordre de quelques minutes.

La mesure du COD permet la détermination de l'angle en front de fissure Ψ (ou Crack Opening Angle COA) par la relation suivante. Un exemple de résultat est illustré par la figure 2.13.b.

$$\Psi_i = \arctan\left(\frac{do_i}{l}\right) \quad (\text{II.19})$$

Les valeurs nulles de Ψ en début d'essai ne correspondent pas à une mesure d'angle d'ouverture nulle, mais au fait que la pointe de la fissure en début d'essai est localisée à une distance inférieure à l du bord droit de l'image, rendant impossible la mesure du COD en ces instants. Aucune mesure de Ψ n'est réalisée dans ce cas.

3.2.2 Influence de la distance l sur la mesure de Ψ

L'influence du choix de la distance de mesure l du déplacement d'ouverture est étudiée. La figure 2.14.a illustre le choix des différentes positions de mesures, variant de 0 à 3 mm du front de fissure. Les valeurs de Ψ associées à ces mesures sont illustrées sur la figure 2.14.b.

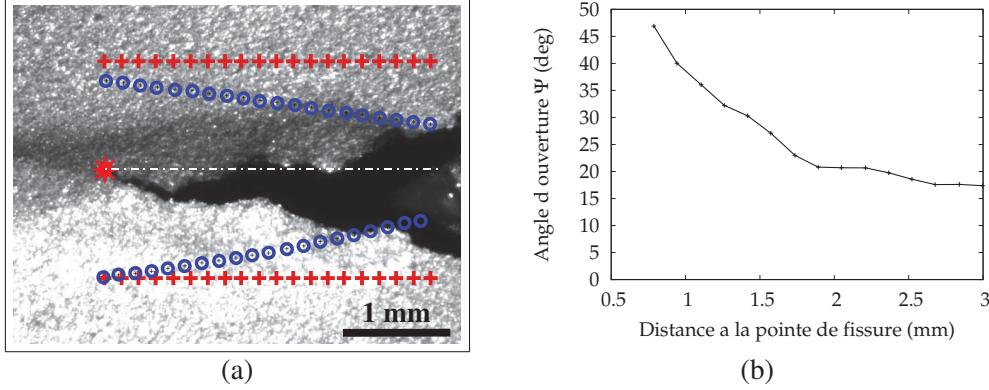


FIGURE 2.14 – (a) Définition de la position de mesure de l'ouverture de fissure. L'étoile indique la position du front de fissure, les croix définissent les positions des régions d'intérêt sur l'image courante, et les anneaux indiquent leurs positions initiales résultant du traitement de la séquence d'images. (b) Évolution de Ψ en fonction de l .

On observe que pour de faibles valeurs de l , inférieures à 1 mm, la mesure de Ψ est invalide, car la mesure de do_i ne tend pas vers zéro lorsque l tend vers zéro. Cela peut être corrigé par la méthode proposée par [O'Donoghue 97], qui soustrait l'ouverture mesurée immédiatement au front de fissure à do_i . Cette méthode est ainsi utilisée par [Scheider 06] sur des résultats de simulation numérique, ou par [Heerens 09] par analyse visuelle d'une séquence d'image expérimentale. La méthode présentée ici se base sur la mesure de déplacement de régions d'intérêt de tailles relativement importantes par corrélation d'image. Cette méthode est ainsi peu adaptée à différencier les déplacements de points matériels espacés de quelques pixels seulement, et la méthode proposée par [O'Donoghue 97] n'est pas mise en oeuvre dans cette étude.

On observe de plus que pour des valeurs de l supérieures à 2 mm, la mesure de Ψ tend à se stabiliser. La valeur de $l=2\text{mm}$ est choisie pour le reste de cette étude.

3.2.3 Incertitude de mesure

Le choix de taille de régions d'intérêt de 64×64 pixels permet une mesure de déplacement d'une incertitude de mesure de 0,015 pixels, ou 0,01 μm , d'une image à une autre, comme le détaille l'annexe C. La mesure du déplacement d'ouverture de fissure do courant détaillée est basée sur la méthode Lagrangienne-réactualisée en traitant la séquence d'image de l'image courant i à l'image initiale 0. Cette méthode est choisie à la préférence de la méthode Lagrangienne car les déformations et déplacement hors-plan en pointe de fissure peuvent affecter significativement le motif. Chaque mesure de déplacement d'ouverture do fait intervenir deux points de mesures, et ainsi l'incertitude sur la mesure de do est de $\pm 0,02 \mu\text{m}$. Les séquences d'images regroupant typiquement une centaine d'images, l'incertitude de la mesure du déplacement d'ouverture sur la centième image est de l'ordre de $\Delta do = \pm 2 \mu\text{m}$. De plus, la mesure de la position de la pointe de la fissure par observation visuelle des séquences d'images présente une incertitude estimée à environ 10 pixels, ou 60 μm , affectant directement la mesure de l de $\Delta l = \pm 60 \mu\text{m}$.

La sensibilité de l'expression de Ψ aux mesures de do et l s'expriment

$$\frac{\partial \Psi}{\partial do} = \frac{\partial \arctan(do/l)}{\partial do} = \frac{l}{do^2 + l^2} \quad (\text{II.20})$$

$$\frac{\partial \Psi}{\partial l} = \frac{\partial \arctan(do/l)}{\partial l} = \frac{-do}{do^2 + l^2} \quad (\text{II.21})$$

Si l'on considère des angles Ψ mesurés de l'ordre de 20° , les valeurs de do correspondantes sont de $700 \mu m$. L'incertitude de mesure de Ψ s'exprime dans ce cas

$$\Delta \Psi = \Delta do \cdot \frac{\partial \Psi}{\partial do} + \Delta l \cdot \frac{\partial \Psi}{\partial l} = \frac{\Delta do \cdot l}{do^2 + l^2} + \frac{\Delta l \cdot do}{do^2 + l^2} \approx 0,00089 + 0,0094 \text{ rad} = 0,60^\circ \quad (\text{II.22})$$

avec

$$\begin{aligned} do &= 700 \mu m & \text{et} & \quad \Delta do = \pm 2 \mu m \\ l &= 2000 \mu m & \text{et} & \quad \Delta l = \pm 60 \mu m \end{aligned}$$

L'incertitude de mesure $\Delta \Psi$ est donc d'environ $0,6^\circ$ pour $\Psi = 20^\circ$. La même démarche pour $\Psi = 5^\circ$ conduit à $\Delta \Psi \approx \pm 0,25^\circ$, ou 5% de la mesure. On observe de plus que la source d'incertitude principale est l'incertitude de mesure de la position de la pointe de la fissure Δl , engendrant sur Ψ une incertitude 10 fois supérieure à celle engendrée par Δdo .

3.3 Mesure des déformations de surface

Le suivi des déplacements entre images successives de la surface observée par corrélation d'images est utilisé dans cette étude dans le cadre du suivi de fissure, pour la mesure de l'angle d'ouverture de fissure Ψ . Les images successives de la séquence vidéo acquise sont analysées deux à deux par corrélation d'images [Hild 03] afin de mesurer le champ de déplacement incrémental d'une image à l'autre. Cette mesure est réalisée par le suivi de régions d'intérêts régulièrement réparties. Le déplacement d'une Région d'Intérêt entre deux images est mesuré par recherche du maximum du produit de convolution entre les portions d'images correspondantes. Cette opération est conduite dans l'espace de Fourier par l'intermédiaire des fonctions de transformées de Fourier rapide, ou FFT. Le logiciel mis en oeuvre est détaillé en annexe C, basé sur les travaux de Villert [Villert 08].

Seul le champ de déplacement vertical est considéré dans cette étude. De plus, seules les vitesses de déplacements et de déformations sont étudiés afin de quantifier la localisation des phénomènes observés. Pour cela, la méthode de traitement eulérienne des séquences d'images est employée, quantifiant les incréments de déplacements et de déformations entre chaque couple d'images successives. Le calcul du tenseur des déformations linéarisé permet de tracer les isovaleurs du champ de déformation verticale incrémentale $\Delta \epsilon$, comme illustré en figure 2.15. Cette opération entre deux images successives fournit donc des incréments de déplacements et de déformations. Leurs valeurs n'ont pas de sens absolu mais permettent en revanche de mettre en évidence les zones de localisation de la déformation. Les détails de l'algorithme et de la mesure sont présentés en Annexes C.

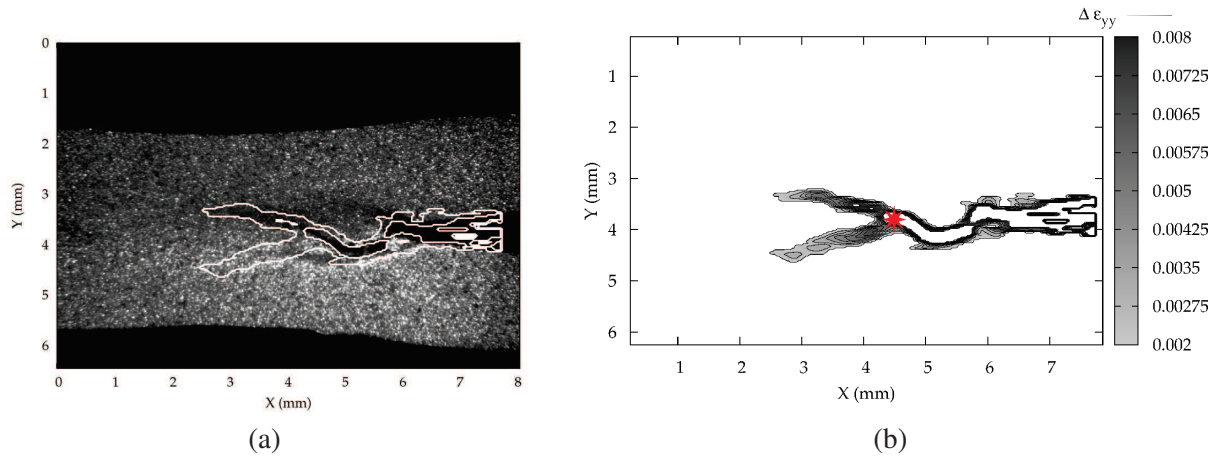


FIGURE 2.15 – Iso-valeurs du champ de déformation verticale incrémentale $\Delta \epsilon$ de 0,002 à 0,008. La position de la pointe de la fissure est illustrée par l'étoile.

L'affichage du champ de déformation incrémentale pour des valeurs non négligeables permet de délimiter la zone de localisation de la déformation. La méthode ne permettant pas de dissocier les éléments d'image traversés par la fissure ou non, la dérivation du champ de déplacement est également effectuée sur la discontinuité de déplacement. Il est alors approprié d'ignorer les valeurs d'incrément de déformations élevées localisées en amont de la pointe de la fissure.

4 Synthèse des acquisitions

L'essai d'enfoncement de coin permet de provoquer des ruptures de joints soudés de façon reproductible. L'instrumentation de l'essai et le traitement des acquisition permettent la mesure synchronisée de

- l'effort d'enfoncement F_{coin} ,
- le déplacement du coin u_{coin} ,
- l'avancée de la fissure apparente Δa ,
- l'angle d'ouverture de fissure Ψ
- la localisation des incréments de déformation de surface.

L'effort et le déplacement d'ouverture F et u sont ensuite calculés. La figure 2.16 illustre la courbe $F - u - \Delta a$ résultant du traitement de l'acquisition d'un essai d'enfoncement de coin.

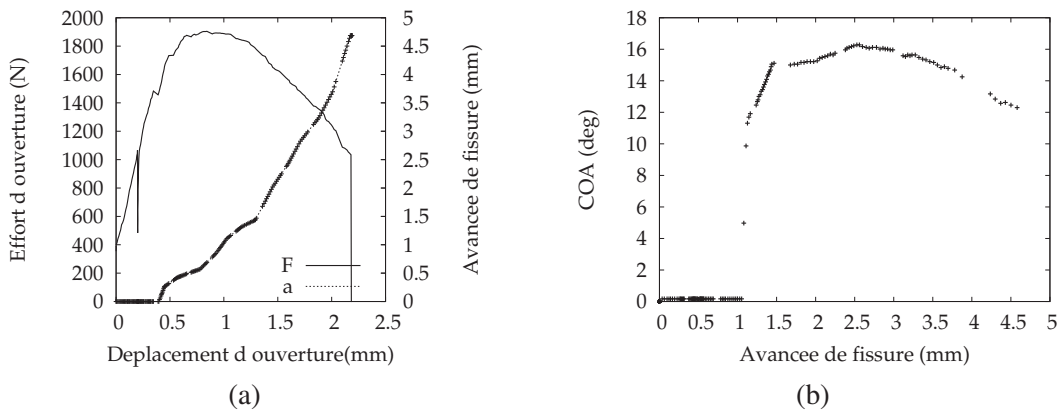


FIGURE 2.16 – Informations acquises durant un essai. (a) Courbe $F - u - \Delta a$ d'un essai de fissuration de point soudé, et (b) évolution de Ψ associée.

La mesure de l'aire rompue totale, ainsi que l'analyse énergétique globale de l'essai (figure 2.17) déterminent alors

- le travail mécanique d'ouverture de l'éprouvette W_{ext} ,
- l'énergie libérée par le système de transmission à l'instabilité U_{e-s} ,
- le taux de dissipation d'énergie global R_{global} ,

Les décharges et recharges successives au cours d'un essai permettent de mesurer les grandeurs suivantes : le déplacement plastique u_d et la rigidité de l'éprouvette $1/\Phi$. L'interpolation de ces dernières entre leurs instants de mesure permet la détermination des grandeurs suivantes de façon synchronisée avec le reste des acquisitions,

- l'énergie de déformation élastique de l'éprouvette U_e ,
- l'énergie dissipée par l'éprouvette lors de l'essai U_d .

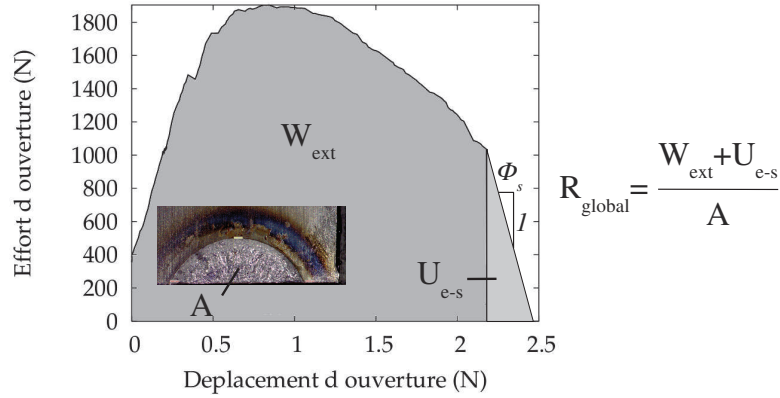


FIGURE 2.17 – Mesure de W_{ext} par l'aire sous la courbe $F - u$ de l'essai, de l'énergie libérée par le système de transmission fonction de l'effort à rupture et de la complaisance Φ_s , et mesure de l'aire rompue totale A , déterminant le taux de dissipation d'énergie total R_{global} .

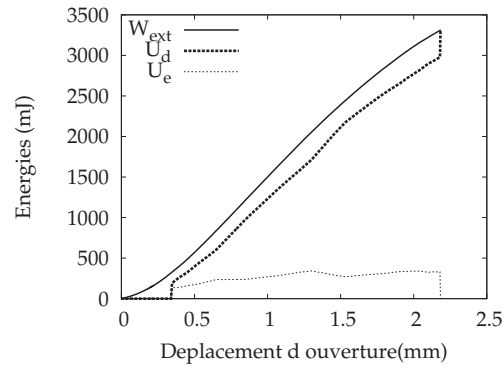


FIGURE 2.18 – Évolution des énergies internes d'une éprouvette au cours de l'essai.

Une relation géométrique est approchée entre l'avancée de la fissure a et l'aire rompue A à partir des observations sur des essais interrompus, et détaillée dans le chapitre suivant. Cette relation permet le calcul des

- taux de dissipation d'énergie durant la propagation R_{stable} ,
- taux de dissipation d'énergie à l'instabilité R_{instable} .

Chapitre III

Etude phénoménologique de la fissuration

Cette section vise à caractériser la validité des mesures de taux de dissipation d'énergie R et d'angle d'ouverture de fissure Ψ dans la description de la fissuration, en se basant sur des observations détaillées du phénomène de fissuration lors de l'essai d'enfoncement de coin. Des essais de géométrie simple, dite de "Double Cantilever Beam", sont tout d'abord étudiés afin de vérifier la pertinence des mesures de R et Ψ . L'étude de la fissuration de points soudés d'aciers DP780, soudés en milieu de domaine, est ensuite détaillée. Cette étude vise à caractériser la validité des mesures de R et de Ψ dans le cas des points soudés. L'analyse de la localisation des déformations en surface permet d'expliquer les évolutions de Ψ observées. L'observation de l'évolution du front de fissuration à coeur, ainsi que des mécanismes de séparation de matières permet de déterminer des limites à l'interprétation des mesures.

1 Mesure de R et Ψ sur des géométries DCB

Ce paragraphe est dédié à l'étude de l'essai dit DCB ou "Double Cantilever Beam" sur des éprouvettes d'aluminium. L'objectif de cette étude est de confirmer expérimentalement la pertinence des mesures de R et Ψ dans la caractérisation de la résistance rencontrée par la fissure au cours de sa propagation. L'attention est portée sur l'interprétation globale de la rupture par l'analyse mécanique de l'essai, et non sur l'étude du mécanisme de rupture local du matériau. Quatre essais de configuration identique sont réalisés (numérotés de 1 à 4), les résultats des n° 2 et 4 illustrent les différentes mesures effectuées. Les résultats des quatre essais sont résumés en conclusion.

1.1 Matériau

Le matériau choisi pour cette étude est un aluminium à durcissement structural. Sa disponibilité sous forme de tôles de forte épaisseur permet la réalisation d'éprouvettes de géométries variées, et ainsi d'optimiser cette géométrie pour obtenir une fissuration acceptable lors de l'essai.

1.2 Géométrie

La géométrie des éprouvettes fut conçue afin de produire une fissuration stable et stationnaire lors de l'essai, et ce sur une distance d'avancée de fissure importante. Pour cela, l'initiation de la fissuration doit se produire pour un effort inférieur au calibre de la cellule de force (10kN). De plus l'énergie élastique dans le système doit être réduite afin de retarder l'occurrence de l'instabilité. La section des bras de l'éprouvette a été fixée à 10 mm x 10 mm. La section de l'interface a été réduite à une largeur $b_n=3$ mm par deux entailles de 3,5 mm de profondeurs sur les deux côtés des éprouvettes. Si a_0 la longueur initiale de la fissure est supérieure à trois fois h la hauteur des bras, l'analyse élastique de l'essai montre que la composante de cisaillement de

la sollicitation devient inférieure au dixième de la composante de flexion (voir paragraphe 4.1.1 du chapitre I). Dans cette configuration une propagation stationnaire de la fissuration est attendue, c'est à dire à moment constant en pointe de fissure. Une longueur initiale de fissure de 25 mm a été réalisée, sur des éprouvettes de 70 mm de longueur. La fissure initiale ainsi que les entailles de côtés furent réalisées par une tronçonneuse de précision avec une meule de 1,5 mm d'épaisseur. Le fond de l'entaille est ensuite entaillé de façon plus fine par une lame de rasoir afin de localiser l'endommagement lors de l'initiation de la fissure. La figure 3.1 illustre la géométrie et les dimensions des éprouvettes étudiées.

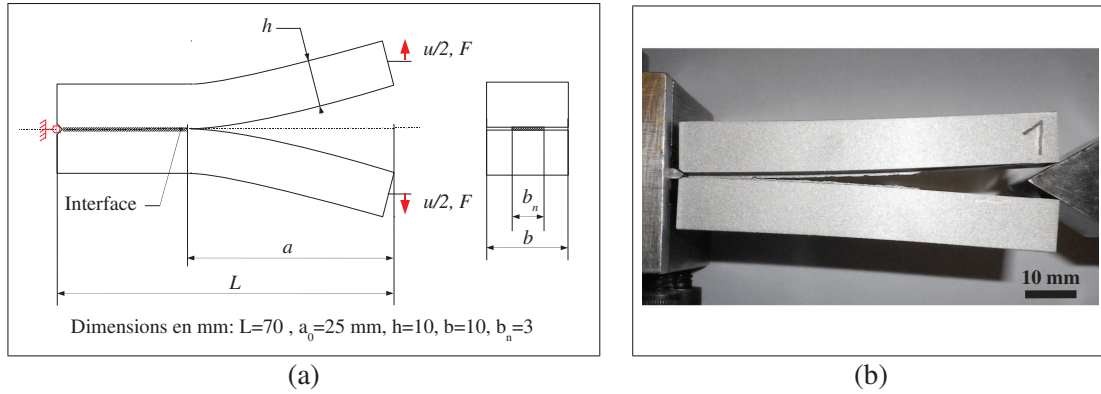


FIGURE 3.1 – (a) Schéma représentant la géométrie des éprouvettes, leur positionnement et chargement. (b) Photos d'une éprouvette en fin d'essai.

1.3 Mesure de l'avancée courante de la fissure

La propagation de la fissure est observée et enregistrée par la caméra CCD. Un objectif de marque Zeiss, et de référence "Planar T 2,0/100mm ZF Macro" fut utilisé dans le cadre de cette étude afin de permettre l'observation de la position de la pointe de la fissure pour de larges avancées de fissure. La dimension de la plage d'observation est alors de 29 mm x 24 mm. La figure 3.2 montre un exemple d'image acquise lors d'un essai.

La position de la pointe de la fissure à un instant d'acquisition est déterminée visuellement par l'affichage alterné de l'image acquise et de l'image la précédant, comme le détaille le paragraphe 3.1 du chapitre II. Cette opération est réalisée toutes les 10 périodes d'acquisition, la position de la pointe de la fissure étant interpolée linéairement pour les temps intermédiaires.

La connaissance de l'avancée de fissure Δa au cours de l'essai permet de déterminer l'évolution de l'aire rompue A . Dans ce cas de géométrie A est donnée par la relation suivante, avec $b_n = 3$ mm.

$$A = \Delta a \cdot b_n \quad (\text{III.1})$$

La plage d'observation *in situ* ne permet pas de suivre la position de la fissure durant l'ensemble de l'essai. L'instabilité ne fut pas étudiée car occupant pour l'ensemble des essais à des avancées de fissures supérieures à la longueur maximale observable.

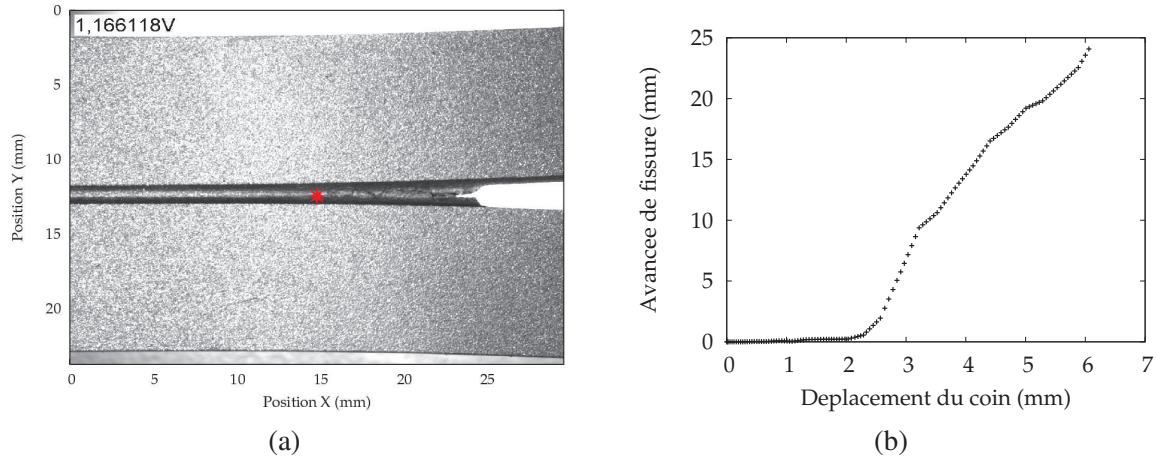


FIGURE 3.2 – Mesure de l'avancée courante de la fissure Δa par traitement visuel de la séquence d'image. (a) Illustration de la mesure. (b) Résultat du suivi de fissure pour l'essai n° 4.

1.4 Mesure de l'angle d'ouverture de fissure Ψ

La mesure de l'angle d'ouverture de fissure Ψ est menée à partir de la connaissance de la position courante de la pointe de la fissure. Le traitement automatisé de la séquence d'image est détaillé dans le paragraphe 3.2 du chapitre II. Pour cela la face de l'éprouvette observée durant l'essai est préalablement sablée afin de former un motif mat et granuleux adapté à la corrélation d'images. Dans le cadre de l'étude des éprouvettes DCB, la distance l d'espacement entre la pointe de la fissure et les points de mesure du déplacement d'ouverture est fixée à 3 mm. La taille des régions d'intérêt est fixée à 64 pixels, ou 1.48 mm, de côté. La figure 3.3.a illustre le positionnement des points de mesure, les régions d'intérêt, et la position de ces dernières au début de l'essai.

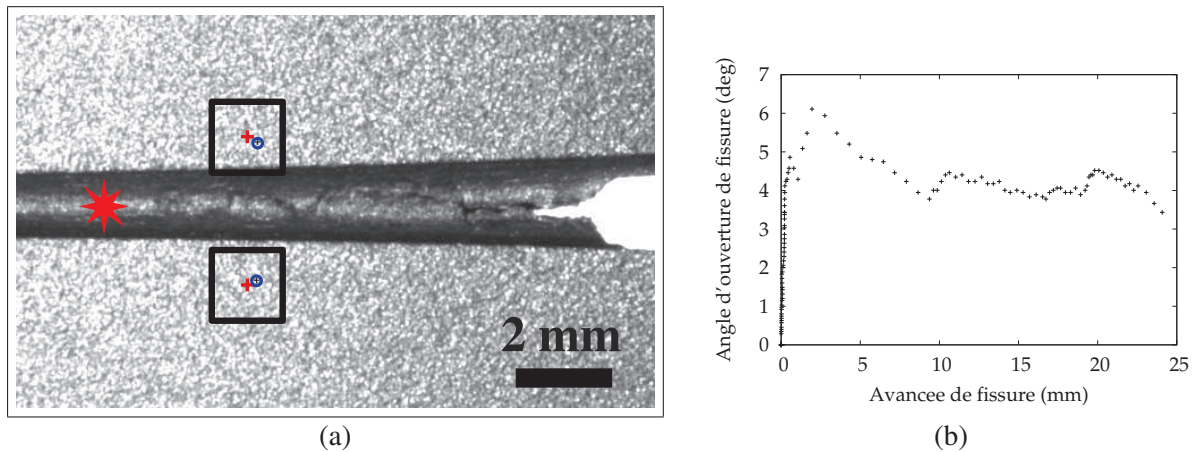


FIGURE 3.3 – Mesure automatique du déplacement d'ouverture de fissure. (a) Position de la pointe de la fissure (étoile), positions des points de mesures du déplacement d'ouverture (croix), et leurs positions mesurées en début d'essai (cercles) par le suivi des régions d'intérêt (carrés). (b) Résultat pour l'essai n° 4.

La différence de distance verticale espaçant les points de mesure entre l'instant i et le début de l'essai définit le déplacement d'ouverture courant do_i . La relation suivante rappelle le lien entre l'ouverture de fissure do_i et l'angle d'ouverture de fissure Ψ_i à l'instant d'acquisition i .

$$\Psi_i = \arctan\left(\frac{do_i}{l}\right) \quad (\text{III.2})$$

Dans cette configuration d'observation, l'incertitude de mesure du déplacement d'ouverture Δdo est toujours de 0,015 pixel par couple d'images considéré, représentant $0,3\mu\text{m}$ dans cette configuration. En considérant une séquence de 100 images, Δdo est de $30\mu\text{m}$. L'incertitude de la mesure de la position de la pointe de la fissure est estimée à 10 pixels, ou $200\mu\text{m}$. Ainsi le calcul de l'incertitude de mesure de Ψ pour des angles de 4° , détaillée dans le paragraphe 3.2.3 du chapitre II, conduit à

$$\Delta\Psi = \Delta do \cdot \frac{\partial\Psi}{\partial do} + \Delta l \cdot \frac{\partial\Psi}{\partial l} = \frac{\Delta do \cdot l}{do^2 + l^2} + \frac{\Delta l \cdot do}{do^2 + l^2} \approx 0,0099 + 0,0046 \text{ rad} = 0,86^\circ \quad (\text{III.3})$$

avec

$$\begin{aligned} do &= 200\mu\text{m} & \text{et} & \quad \Delta do = \pm 30\mu\text{m} \\ l &= 3000\mu\text{m} & \text{et} & \quad \Delta l = \pm 200\mu\text{m} \end{aligned}$$

L'évolution de Ψ en fonction de l'avancée de fissure lors de l'essai n° 4 est illustrée en figure 3.3.b. Les oscillations de Ψ en cours de la propagation de la fissure sont attribuées à des défauts de mesure de la position de la pointe de la fissure. La valeur moyenne au cours de la propagation Ψ_{moyen} est considérée afin de comparer les différents essais.

1.5 Mesure du moment fléchissant des poutres en pointe de fissure

La figure 3.4 illustre les courbes $F_{\text{coin}} - u_{\text{coin}}$ enregistrées pour les deux essais présentés. L'ensemble des instants d'acquisition est illustré par les points formant la courbe $F_{\text{coin}} - u_{\text{coin}}$. On observe que l'effort est maximal lors de l'initiation de la fissuration, avant que l'endommagement du fond d'entaille initial ne conduise à l'apparition d'une fissure. L'effort décroît ensuite au cours de la propagation de la fissure.

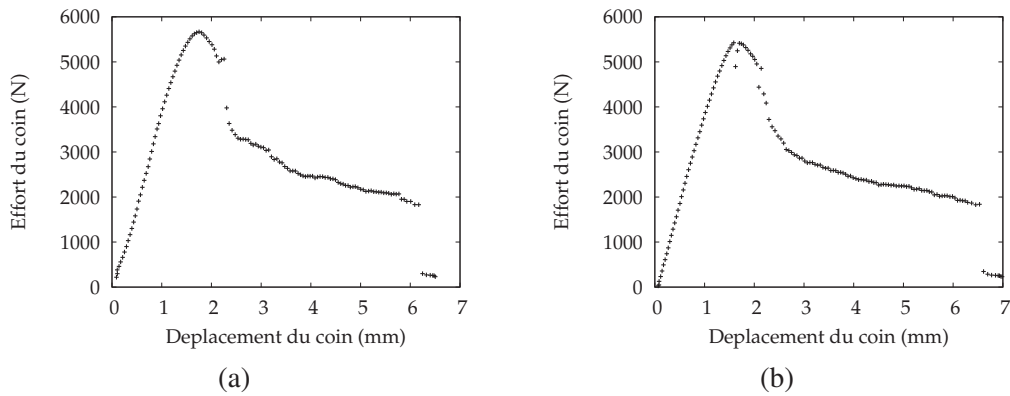


FIGURE 3.4 – Mesure de l'effort et F_{coin} en fonction du déplacement u_{coin} pour les essais n° 2 et 4.

Les efforts et déplacements d'ouverture F et u sont déduits des mesures sur le coin comme le détail le paragraphe 2.1.1 du chapitre II, la figure 3.5 illustre les courbes $F - u - a$ des deux essais présentés.

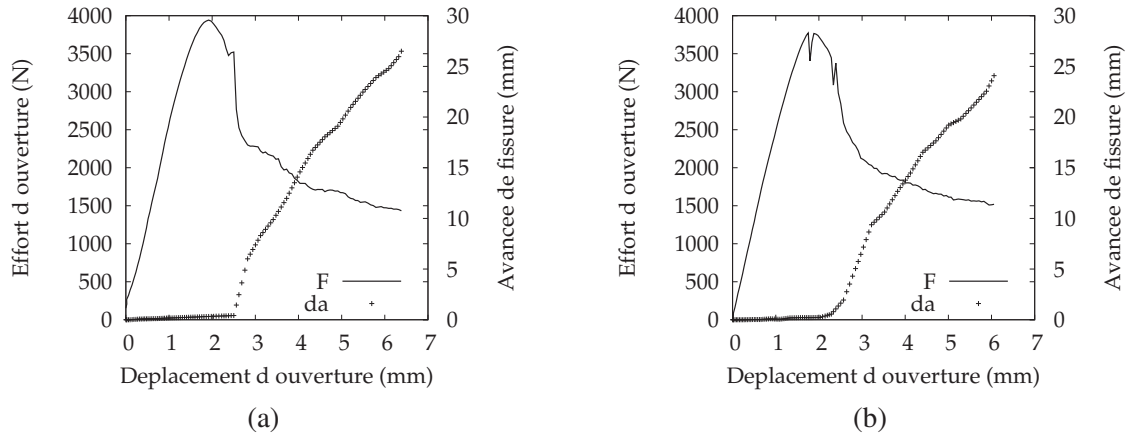


FIGURE 3.5 – Mesure de l'effort F et de l'avancée de la fissure Δa en fonction du déplacement u pour les essais n° 2 et 4.

Le moment en pointe de fissure M de chaque poutre est égal au produit de l'effort d'ouverture F par la longueur courante de la fissure $a = a_0 + \Delta a$, avec $a_0 = 25$ mm. La figure 3.6 illustre l'évolution de M et de Ψ en fonction de l'avancée de la fissure.

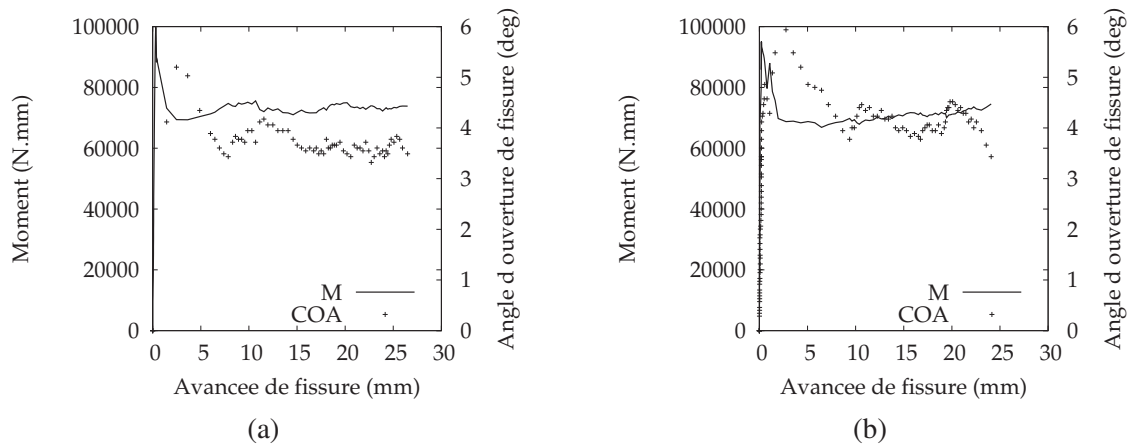


FIGURE 3.6 – Évolution du moment en pointe de fissure M et de l'angle d'ouverture de fissure Ψ en fonction de l'avancée de la fissure pour les essais n° 2 et 4.

Les évolutions de M en fonction de l'avancée de fissure lors des essais n° 2 et 4 sont illustrées en figure 3.6. Le moment présente une décroissance sur les 5 premiers millimètres de fissuration, les oscillations de M en cours de la propagation sont ensuite jugées négligeables. La valeur moyenne au cours de la propagation M_{moyen} est considérée afin de comparer les différents essais.

1.6 Mesure du taux de dissipation d'énergie R

1.6.1 Estimation de la complaisance de l'éprouvette

Le matériau étudié présentant un comportement à durcissement structural, il est approprié de ne pas le charger de façon alternée afin d'éviter les effets de vieillissement dynamique lors des recharges. La complaisance des éprouvettes n'a donc pas été mesurée durant les essais. La relation entre la longueur de fissure et la complaisance étant connue dans ce cas de géométrie, la complaisance est approchée à partir des mesures de longueur de fissure. La relation suivante rappelle la relation entre a et Φ .

$$\Phi = \frac{2a^3}{3EI} \quad (\text{III.4})$$

1.6.2 Énergies internes

A partir de la connaissance de l'évolution de F , u et Φ , la détermination des énergies internes peut être menée comme le détaille le paragraphe 2.2 du chapitre II. La figure 3.7 illustre les évolutions des énergies internes des deux essais présentés.

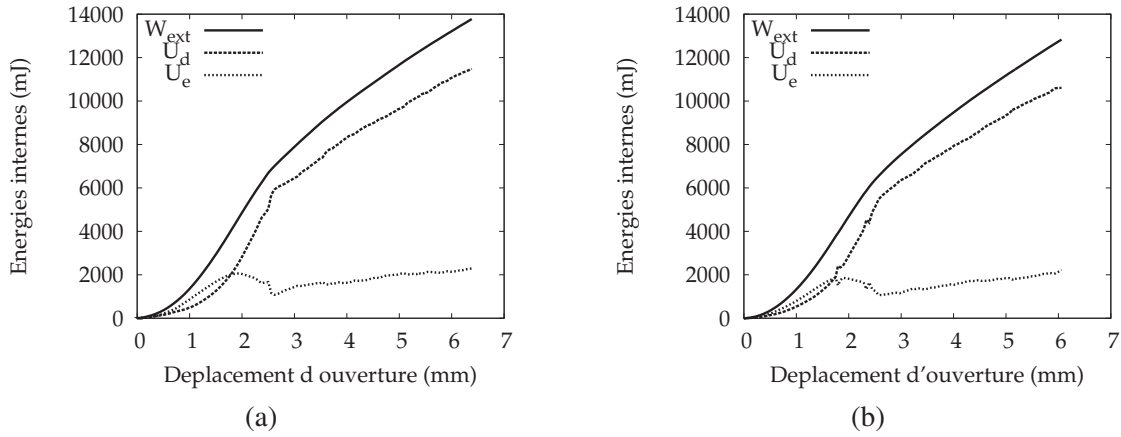


FIGURE 3.7 – Évolution des énergies internes W_{ext} , U_d et U_e en fonction du déplacement u pour les essais n° 2 et 4.

1.6.3 Résultats

Les connaissances simultanées de l'évolution de l'énergie dissipée U_d dans l'éprouvette ainsi que l'évolution de l'aire rompue A au cours de l'essai permettent de déterminer l'évolution du taux de dissipation d'énergie. La figure 3.8 illustre l'évolution de U_d en fonction de A pour deux essais.

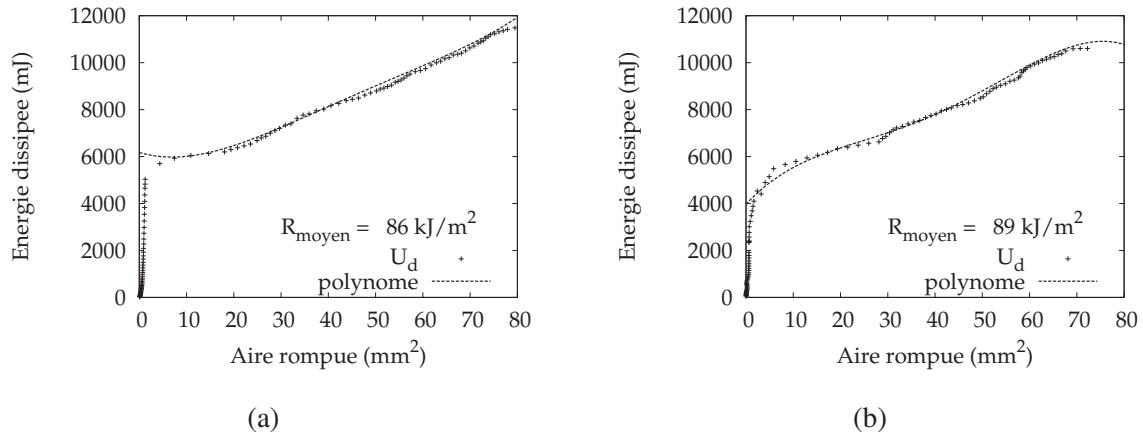


FIGURE 3.8 – Évolution de l'énergie dissipée U_d en fonction de l'aire rompue A des essais n° 2 et 4. Un polynôme d'ordre 4 approche cette évolution. La pente moyenne durant la propagation de la fissure donne R_{moyen} .

L'allure quasi-linéaire de U_d en fonction de A au cours de la propagation amène tout d'abord à caractériser la pente de la droite approchant cette évolution, R_{moyen} . Le polynôme d'ordre 4 approchant l'évolution de U_d en fonction de A est ensuite déterminé, comme illustré en figure 3.8. La dérivée de ce polynôme peut ensuite être déterminée. L'évolution de R ainsi déterminée au cours de la propagation de la fissure peut présenter des oscillations significatives autour de la valeur moyenne R_{moyen} en fonction du degré du polynôme considéré. Ces oscillations ne sont pas attribuées à une évolution physique du taux de dissipation d'énergie car ne présentent aucune reproductibilité. La courbe $U_d - A$ est ainsi jugée linéaire au cours de la propagation, caractérisée par sa pente R_{moyen} .

1.7 Comparaison des résultats et conclusion

Les quatre essais réalisés ont tous présenté un moment M , un angle d'ouverture de fissure Ψ et un taux de dissipation d'énergie R jugés constants au cours de la propagation de la fissure. La table III.1 résume leurs valeurs moyennes. La comparaison des résultats des essais permet de conclure en une bonne reproductibilité des mesures. Ainsi dans cette configuration d'essai, la résistance rencontrée par la fissure lors de sa propagation se caractérise par des valeurs uniques de M_{moyen} , Ψ_{moyen} , et de R_{moyen} .

n° de l'essai	M_{moyen} (N.mm)	Ψ_{moyen} (deg)	R_{moyen} (kJ/m ²)
1	74500	4.2	85
2	73000	3.76	86
3	71000	4.18	92
4	71000	4.22	89
Moyenne	72500	4.10	88

TABLE III.1 – Résultats des quatre essais DCB sur les éprouvettes d'aluminium. Moment fléchissant moyen des poutres en pointe de fissure M_{moyen} , angle d'ouverture de fissure moyen Ψ_{moyen} et taux de dissipation d'énergie moyen R_{moyen} .

L'analyse bibliographique a identifié deux facteurs contrôlant la résistance à la fissuration rencontrée, la résistance intrinsèque du matériau et l'état de chargement mécanique en pointe de fissure. Le matériau étudié

est jugé homogène. De plus, le moment de pliage des poutres en pointe de fissure restant constant lors de l'essai DCB, il est supposé que l'état de chargement en pointe de fissure est également constant. De cette façon, la constance des mesures de R et Ψ lors de ces essais permet de conclure que ces mesures sont appropriées afin de caractériser la résistance rencontrée par la fissure.

2 Mesure de Ψ sur des points soudés

Dans ce paragraphe, la fissuration de points soudés est étudiée en considérant plus particulièrement les observations *in situ*. Pour deux éprouvettes prélevées sur le même point soudé d'acier DP780, les évolutions de Ψ au cours de la propagation de la fissure sont mises en relation avec les observations des phénomènes de déformation en surface. L'interprétation des mesures et la discussion de leurs capacités à décrire la résistance rencontrée par la fissure sur différents points soudés sont présentées.

2.1 Éprouvettes considérées

Deux éprouvettes issues d'un même point soudé et de dimensions différentes sont considérées au long de l'étude, en considérant identique leur résistance intrinsèque à la fissuration. Ce point soudé fut réalisé entre des tôles d'acier Dual Phase 780 de 2 millimètres d'épaisseur, avec une intensité de soudage de 10kA, et est référencé dans ce document comme le point soudé n°33 de cette nuance d'acier. Les éprouvettes alors découpées sont désignées par les numéros a33 et b33, et seront référencées dans cette étude par les lettres A et B. Cette opération de découpe conditionne l'essai de fissuration, car il est observé qu'afin de parvenir à fissurer le matériau durant l'essai d'enfoncement de coin, la dimension du joint prélevée doit être suffisamment faible. En effet, pour des dimensions de joint trop importantes, pas ou trop peu de fissuration se déroule durant l'essai. Le pliage des tôles entre le coin et le fond d'entaille se produit, jusqu'à leur contact complet et l'arrêt de l'essai. La figure 3.9 montre une éprouvette dont les dimensions du joint sont trop importantes afin de permettre la fissuration.

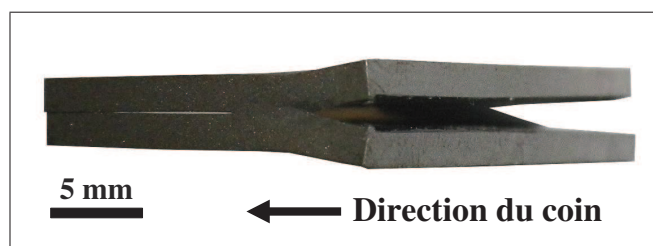


FIGURE 3.9 – Exemple d'éprouvette dont les dimensions du joint sont trop importantes pour permettre la fissuration. Une forte déformation des tôles s'est produite jusqu'au contact complet avec le coin, et l'arrêt de l'essai.

La découpe d'éprouvettes de largeur b_n inférieure à 2 mm est requise pour la quasi-totalité des nuances étudiées. Cette découpe à partir du point soudé se base sur l'empreinte des électrodes afin de déterminer la position de la découpe. Cette mise en position est visuelle et ne permet pas une bonne reproductibilité de la dimension b_n des éprouvettes. Dans le cadre de cette étude phénoménologique, ces deux éprouvettes sont choisies car présentant des dimensions b_n significativement différentes. La figure 3.10 montre les deux portions du joint prélevées.

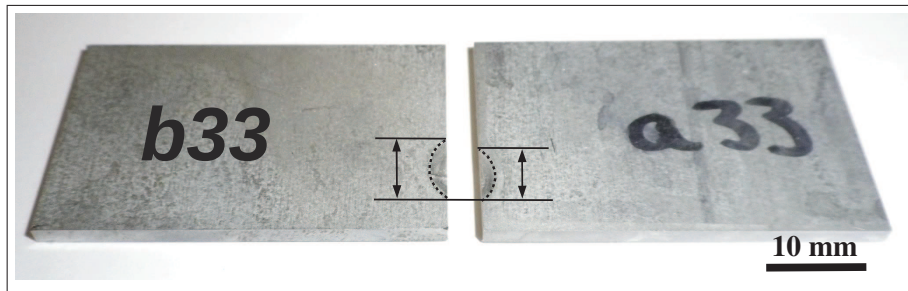


FIGURE 3.10 – Dimensions de la portion du joint découpée pour les éprouvettes A et B, illustrés ici après leur rupture.

2.2 Évolutions de l'angle d'ouverture de fissure Ψ

L'angle d'ouverture de fissure Ψ est mesuré au cours de la propagation de la fissure dans le cas des deux essais présentés ci-dessus. Pour cela l'avancée de la fissure est suivie par observation de la séquence d'images. Les figures 3.11.a et b illustrent les courbes $F - u - a$ de ces deux essais. La figure 3.11 illustre le résultat de la mesure de Ψ . On rappelle ici que l'incertitude de mesure de Ψ de cette configuration est de l'ordre de $0,5^\circ$, avec pour origine principale l'incertitude sur la position de la pointe de la fissure. Les valeurs nulles de Ψ en début d'essai (figure 3.11.h) ne correspondent pas à une mesure d'angle d'ouverture nulle, mais au fait que la pointe de la fissure en début d'essai est localisée à une distance inférieure à l du bord droit de l'image, rendant impossible la mesure du COD en ces instants.

On observe clairement une différence de comportement durant la fissuration de ces deux essais par ces mesures. Dans le cas de l'essai A, de plus petites dimensions du joint prélevé, l'avancée de la fissuration Δa jusqu'à la rupture complète est de 1,7 mm. L'effort augmente quasiment jusqu'à la fin de l'essai, et Ψ augmente constamment jusqu'à l'instabilité, où il atteint une valeur proche de 11° . Dans le cas de l'essai B, de plus grandes dimensions, Δa atteint 3,2 mm à l'instabilité. L'effort mesuré augmente dans un premier temps, montre ensuite une chute brutale, et diminue quasi-constamment jusqu'à l'instabilité. De plus, Ψ présente une augmentation plus rapide que dans le cas A sur le premier millimètre de fissuration, puis atteint un plateau à 13° dès l'instant où la chute brutale d'effort se produit.

L'allure de la courbe $\Psi - \Delta a$ est donc fortement influencée par les dimensions du joint étudié. La fissuration stable dans les points soudés lors de l'essai d'enfoncement de coin ne présente donc pas nécessairement un caractère stationnaire. Les différents types d'allures de courbes $\Psi - \Delta a$ généralement observés sont listés dans le paragraphe suivant. La compréhension de l'allure de ces courbes, et de leur occurrence, est recherchée au long de cette étude phénoménologique.

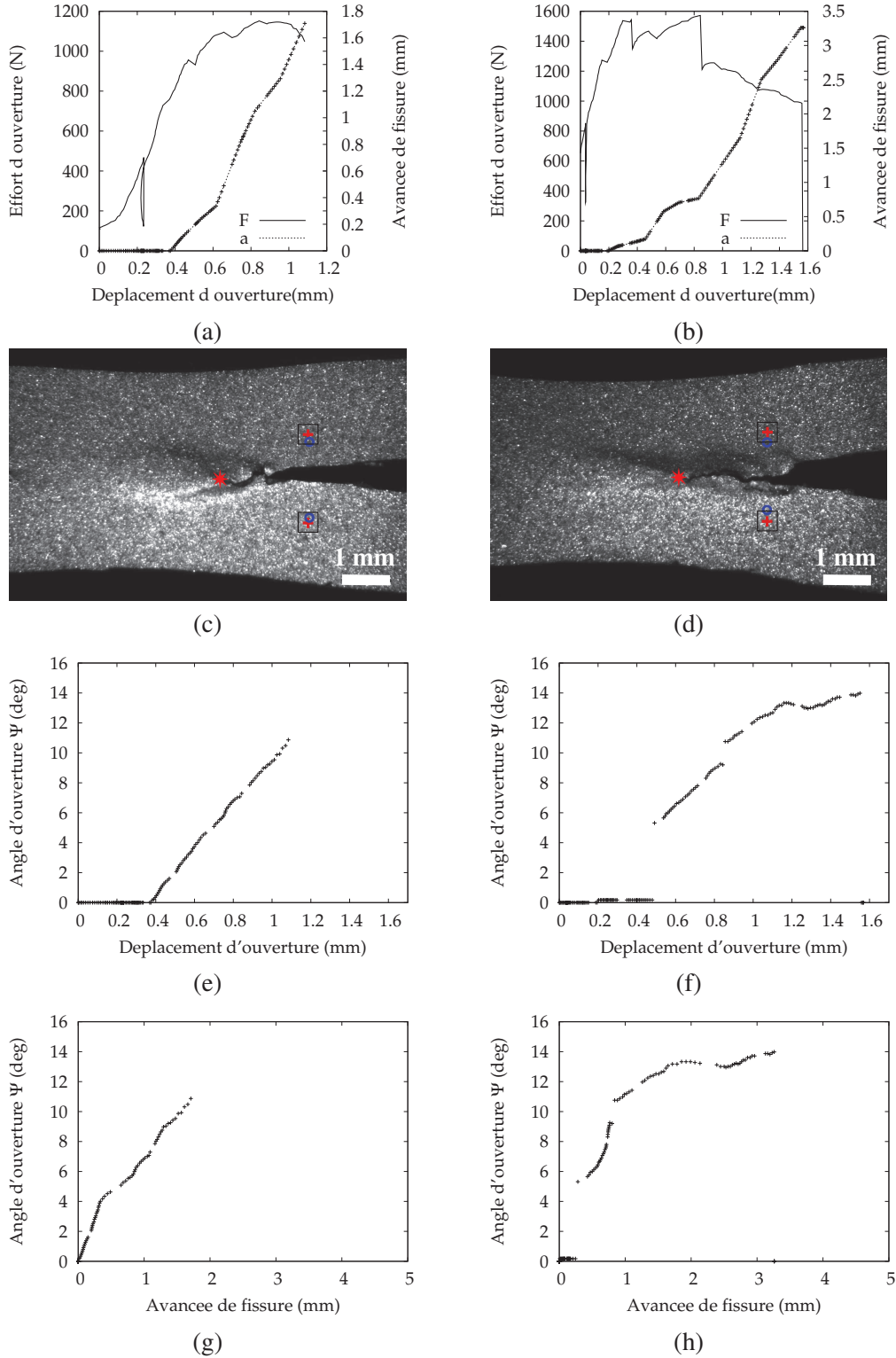


FIGURE 3.11 – (a), et (b), Courbes $F - u - a$ des essais A, et B respectivement. (b) et (c) Exemples d'images acquises au cours des essais A et B et illustration de la mesure du déplacement d'ouverture de fissure. Évolutions de l'angle d'ouverture de fissure Ψ en fonction du déplacement d'ouverture (e) et (f), et de l'avancée de la fissure Δa (g) et (h) pour les deux essais.

2.2.1 Classification des types de courbes $\Psi - \Delta a$

Différentes allures de courbes $\Psi - \Delta a$ furent observées lors l'étude de différents points soudés, la table 3.12 les présente et les classifie en cinq catégories : 'Droite', 'Plateau' ou 'cloche'. Cette classification sera utilisée afin de décrire les résultats de caractérisation de ruptures interfaciales ultérieures.

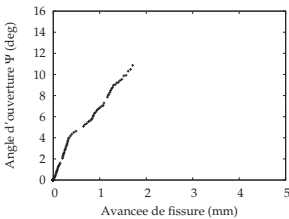
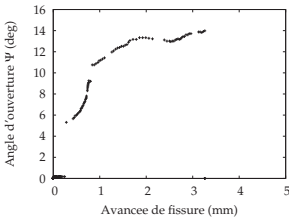
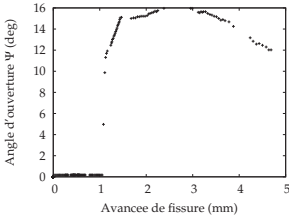
Désignation	Illustration	Commentaires
Droite		Augmentation quasi-constante de Ψ avec Δa .
Plateau		Augmentation forte de Ψ suivie d'un plateau.
Cloche		Augmentation forte de Ψ suivie d'une saturation puis décroissance.

FIGURE 3.12 – Classification des types d'évolutions rencontrées de la courbe $\Psi - \Delta a$, mesurée depuis l'initiation jusqu'à l'instabilité de la fissuration.

Il est généralement observé que les allures de courbe de type 'Droite' sont mesurées plus fréquemment dans le cas de joints de dimensions les plus faibles, tandis que dans le cas de joints de dimensions plus importantes, un régime quasi-stationnaire apparaît en général à partir d'une avancée de fissure suffisante, conduisant à des allures de types 'Plateau' ou 'Cloche'.

2.2.2 Interprétation des courbes $\Psi - \Delta a$

Une interprétation des différentes caractéristiques des courbes $\Psi - \Delta a$ est proposée dans ce paragraphe. Ces caractéristiques sont l'augmentation initiale de Ψ avec Δa , la valeur stabilisée atteinte dans les cas de courbes de types 'Plateau' ou 'Cloche', et sa dépendance aux obstacles à la fissuration. Le rôle des facteurs contrôlant la résistance rencontrée par la fissure dans le cas de l'essai d'enfoncement de coin est ensuite discutée.

L'étude bibliographique a identifié ces facteurs comme :

- la résistance intrinsèque du matériau,
- l'état de chargement local,
- et la dimension du front de fissure à coeur, qui n'est pas mesurée pas ces observations.

La compréhension du rôle des deux derniers facteurs est essentielle afin de caractériser la résistance intrinsèque locale des matériaux soudés.

Augmentation de Ψ avec la fissuration L'augmentation de Ψ sur les premiers millimètres d'avancée de fissure est observée sur tous les essais. Cela est interprété comme une augmentation de la résistance à la fissuration rencontrée globalement, mais pas nécessairement localement. Dans le cas d'éprouvettes présentant des dimensions relativement faibles du joint, la résistance rencontrée augmente jusqu'à l'instabilité. Le fait que l'effort augmente également quasiment jusqu'à l'instabilité confirme que la fissuration n'est pas stationnaire.

Influence des obstacles de fissuration Un obstacle à la fissuration se caractérise par des propriétés intrinsèques de résistance à la fissuration significativement plus importantes que celles du matériau qui l'entoure. La présence d'un obstacle est aisément mise en évidence par les mesures :

Tout d'abord une augmentation de F et de Ψ sans avancée de la fissure, puis une chute brutale de l'effort lors de sa rupture ou de son contournement. C'est par exemple le cas de l'essai B, pendant duquel l'avancée de fissure stagne autour de 0,8 mm, avant de se propager plus rapidement. Dans le cas de cet essai, l'obstacle n'était pas situé à la surface observée, et l'avancée de la fissuration apparente n'a pas montré de saut. L'augmentation de Ψ mesurée est généralement suivie d'un plateau sur la courbe $\Psi - \Delta a$, voire d'une légère décroissance, correspondant à une avancée plutôt brusque de la fissure sans augmentation de l'ouverture. Ce plateau présente une valeur de Ψ supérieure à la valeur précédant l'obstacle.

Les points de mesure de l'ouverture de fissure étant localisés à une distance $l = 2\text{mm}$ en amont de la pointe de la fissure, l'augmentation de l'ouverture due à l'obstacle influe la mesure jusqu'à ce que la fissure aie avancé d'une distance l , étant du même ordre de grandeur que l'avancée de fissure totale. Ainsi, la présence ou non d'obstacles à la fissuration influence de façon localisée la courbe $\Psi - \Delta a$, mais modifie également l'allure de la courbe sur une étendue d'avancée de fissure significative, en augmentant la valeur de Ψ mesurée.

Les courbes de types 'Plateau' ou 'Cloche' présentent en général une augmentation rapide de Ψ en début d'essai, laissant présumer la présence d'un obstacle à la fissuration, mais ne présentent pas forcément d'obstacles révélés par des chutes d'effort. Il apparaît ainsi que ce type de courbes $\Psi - \Delta a$ est associé à des résistances à la fissuration globales décroissantes au cours de la propagation à partir d'une certaine avancée de fissure.

Extraction d'une valeur unique de Ψ par essai Si l'on suppose que la résistance intrinsèque des matériaux est identique entre les deux éprouvettes A et B, leur différence de comportement révèle une influence très importante de la géométrie du joint sur la résistance rencontrée par la fissure. Toutefois, l'interprétation de cette différence de comportement reste difficile. Ainsi, afin de comparer l'ensemble des essais réalisés, il est souhaitable d'extraire une valeur unique de Ψ de chaque essai, décrivant la résistance à la fissuration issue de l'observation *in situ*. Une telle interprétation est bien adaptée aux cas de courbes $\Psi - \Delta a$ de type 'Plateau' ou 'Cloche', dans lesquels la valeur stabilisée de Ψ est considérée. Dans les cas de courbes de type 'Droite', il est proposé que la valeur stabilisée n'a pas pu être atteinte avant l'instabilité, et la valeur maximale atteinte durant l'essai est considérée.

2.2.3 Conclusions des mesures de Ψ

Il est mis en évidence qu'un régime de fissuration stable présentant une valeur quasi-constante de Ψ peut être généré dans les points soudés par l'essai d'enfoncement de coin. Ainsi une valeur unique de Ψ décrivant la fissuration en apparence stationnaire peut être extraite de ces essais. Toutefois, il apparaît que l'occurrence d'obstacle à la fissuration peut potentiellement perturber la détermination de la résistance rencontrée par la mesure de Ψ , pour les avancées de fissure postérieures au franchissement de l'obstacle. L'étude des déformations observées sur la surface libre est détaillée dans le paragraphe suivant dans l'objectif de déterminer dans quelle mesure cette perturbation affecte la détermination de la résistance rencontrée instantanée.

2.3 Déformations de surface

L'observation *in situ* de la propagation de la fissure et la quantification des déformations entre les images successives observées permettent la description des phénomènes de localisation de la déformation en pointe de fissure, et de quantifier leur amplitude. Dans ce paragraphe, il est montré que ces mesures permettent de décrire la résistance instantanée rencontrée par la fissure, et sont mises en relation avec l'évolution de Ψ observée sur les essais A et B.

2.3.1 Observations visuelles

L'observation visuelle de la propagation de fissure lors de l'essai met en évidence de façon qualitative la présence d'une zone dans laquelle la déformation se concentre. Cette observation se réalise en alternant l'affichage de deux images successives à l'écran, ce qui met en évidence les zones dans lesquelles le niveau de gris de l'image est modifié de façon significative. La soustraction des niveaux de gris de ces deux images permet d'illustrer cette observation, comme le montre la figure 3.13.

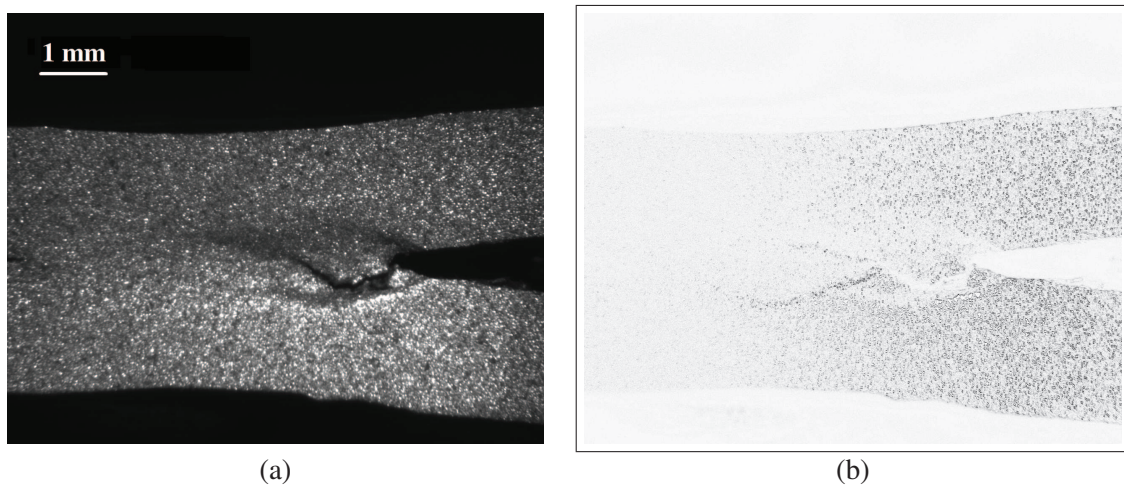


FIGURE 3.13 – (a) Exemple d'image acquise et (b) soustraction des niveaux de gris de cette dernière à l'image la précédant, mettant en évidence les zones de l'image dans lesquelles le niveau de gris fut modifié de façon significative. Deux bandes de localisation en aval du front de fissure sont ainsi révélées.

On observe que :

- la zone à plus forte modification du niveau de gris se trouve au voisinage immédiat du front d'entaille, sur deux lignes courbes ayant pour origine le fond d'entaille, et formant un angle d'environ 30 et -30 degrés avec la direction de propagation.
- la progression du chemin de fissuration ne coïncide pas forcément avec ces lignes, mais évolue entre ces deux directions.
- la géométrie de cette zone est relativement indépendante des petites déviations du chemin de fissuration.
- il semble que la taille de cette zone augmente au cours de la fissuration.
- en fin d'essai, il est de plus possible d'observer qualitativement sur la surface libre une zone dans laquelle un fort déplacement hors-plan s'est produit. Un grand déplacement normal à la surface libre est observé de part et d'autre de l'interface, sur une distance à l'interface d'environ 700 μm de cette dernière.

2.3.2 Quantification par mesure de champs

Les images successives de la séquence vidéo acquise sont analysées deux à deux par corrélation d'image afin de mesurer le champ de déplacement incrémental d'une image à l'autre. Le calcul du tenseur des déformations linéarisé permet de tracer les isovaleurs du champ de déformation verticale incrémentale $\Delta\varepsilon$, comme illustré en figure 3.14. Les détails de l'algorithme et de la mesure sont présentés en Annexes C. Cette opération entre deux images successives fournit donc des incréments de déplacements et de déformations. Leurs valeurs n'ont pas de sens absolu mais permettent en revanche de mettre en évidence les zones de localisation de la déformation.

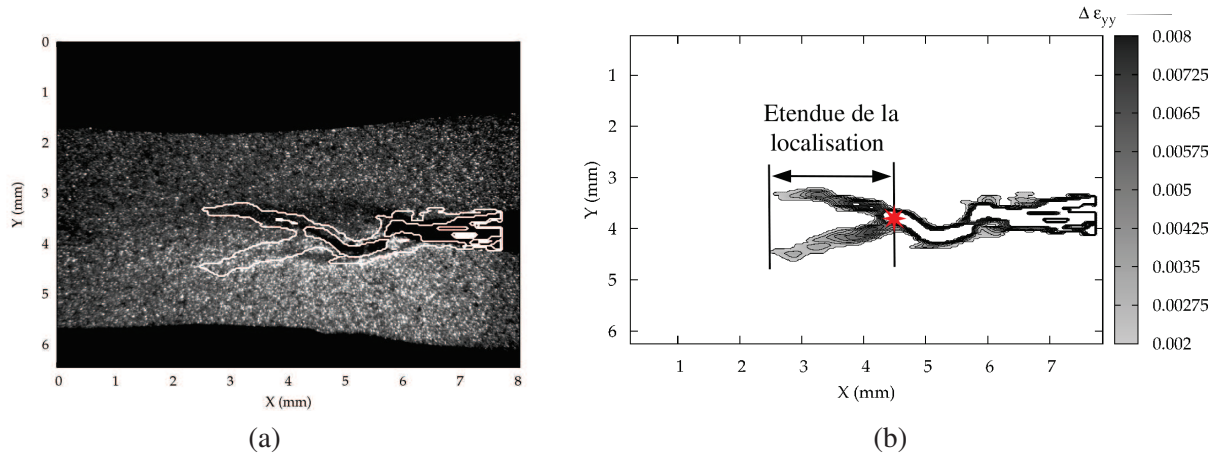


FIGURE 3.14 – Iso-valeurs du champ de déformation verticale incrémentale $\Delta\varepsilon$ de 0,002 à 0,008. Définition de l'étendue de la localisation de la déformation. La position de la pointe de la fissure est illustrée par l'étoile.

La comparaison des résultats de cette méthode avec l'observation visuelle (figure 3.13.b) permet de plus de limiter le sens physique de ce résultat. L'observation visuelle met nettement en évidence une localisation de la déformation selon deux zones de grande longueur et d'épaisseur très faible. La méthode de corrélation d'image révèle quant à elle deux bandes de localisation d'épaisseur significative. Cela met en évidence l'incapacité de cette méthode à rendre compte de la localisation d'un phénomène, causée par les deux étapes de traitement qui lissent la mesure.

Cette mesure permet de délimiter la zone principale dissipant de l'énergie en aval du front d'entaille. Cette zone est identifiée ici comme la zone dans laquelle la déformation et l'endommagement se localisent, correspondant à la notion de "Process Region" définie par [Broberg 95]. Dans le cadre de cette étude, l'étendue de la zone de localisation est considérée. Elle est définie comme la distance entre la pointe de la fissure et l'extrémité de l'iso-valeur 0,002 sur le champ de $\Delta\varepsilon$, comme l'illustre la figure 3.14.b.

La mesure de l'étendue de la localisation permet d'estimer la résistance instantanée rencontrée par la fissure à la surface libre. Il est toutefois connu que l'étendue de la zone de déformation plastique en fond d'entaille est plus importante sur les surfaces libres qu'à cœur du matériau, en raison de l'état de chargement à taux de triaxialité plus faible, et donc moins contraint, qui s'y trouve. Ainsi cette estimation de la résistance rencontrée n'a qu'un caractère apparent. La mesure de l'étendue de la localisation est appliquée afin de comparer la résistance rencontrée par la fissure entre les essais A et B dans le paragraphe suivant.

2.3.3 Évolution de la zone de la localisation de la déformation

L'évolution de la zone à fort incrément de déformation en pointe de fissure est étudiée sur les essais A et B. Trois instants des deux essais sont considérés dans un premier temps afin d'illustrer l'évolution de la zone de localisation. Les figures associées à ces mesures sont présentées sur les deux pages suivantes. Ensuite, l'évolution instantanée des mesures de Ψ et de l'étendue de la localisation est comparée pour l'ensemble des instants d'acquisition.

Observation de l'éprouvette A 70 images furent acquises lors de la propagation de la fissure jusqu'à l'instabilité, les figures 3.15.a, b et c illustrent les images 30, 60 et 70, respectivement, de la séquence d'image. Les figures 3.15.d, e et f illustrent la mesure du champ de déformation verticale incrémentale. On observe que

- la taille de la zone de localisation de la vitesse de déformation augmente au cours de la propagation de la fissure. Cette taille est d'environ 1,5 mm sur l'image 30, 2 mm sur l'image 60 et 3 mm sur l'image 70.
- lorsque le ligament restant devient suffisamment petit, la géométrie de cette zone se courbe et s'étend significativement afin de rejoindre l'extrémité du ligament (figure 3.15.e et f). Cette extrémité est située à l'extrême gauche des figures 3.15.a,b,et c.

Observation de l'éprouvette B 110 images furent acquises lors de la propagation de la fissure jusqu'à l'instabilité, les figures 3.16.a, b et c illustrent les images 65, 90 et 110, respectivement, de la séquence d'image. Les figures 3.16.d, e et f illustrent la mesure du champ de déformation verticale incrémentale. On observe que la taille de la zone de localisation de la vitesse de déformation semble augmenter au cours de la propagation de la fissure, mais de façon moins sensible que dans le cas de l'essai A. Cette taille est d'environ 1,5 mm sur l'image 65 et l'image 90, et 2 mm sur l'image 110.

Interprétation des observations La présence de deux bandes de localisation de la déformation est observée lors de la propagation de fissure à travers le point soudé. Il en est déduit qu'une forte dissipation d'énergie se produit en aval de la pointe de fissure. La fissuration ne suivant pas nécessairement la direction de ces bandes, on peut donc confirmer que l'énergie nécessaire à la croissance de la fissure dans la zone fondue du point soudé ne se limite pas au travail de décohésion en pointe de fissure, mais inclut également le travail de déformation plastique et/ou d'endommagement d'une zone de taille relativement importante à son voisinage. De plus, dans le cas où la fissuration suit effectivement la direction de l'une des deux bandes de localisation, la présence de la seconde bande induit de la même façon un travail de dissipation supplémentaire consommé en plus de la séparation de la matière. Il en est conclu que la résistance instantanée rencontrée par la fissure sur la surface libre peut donc être décrite finement grâce à cette mesure.

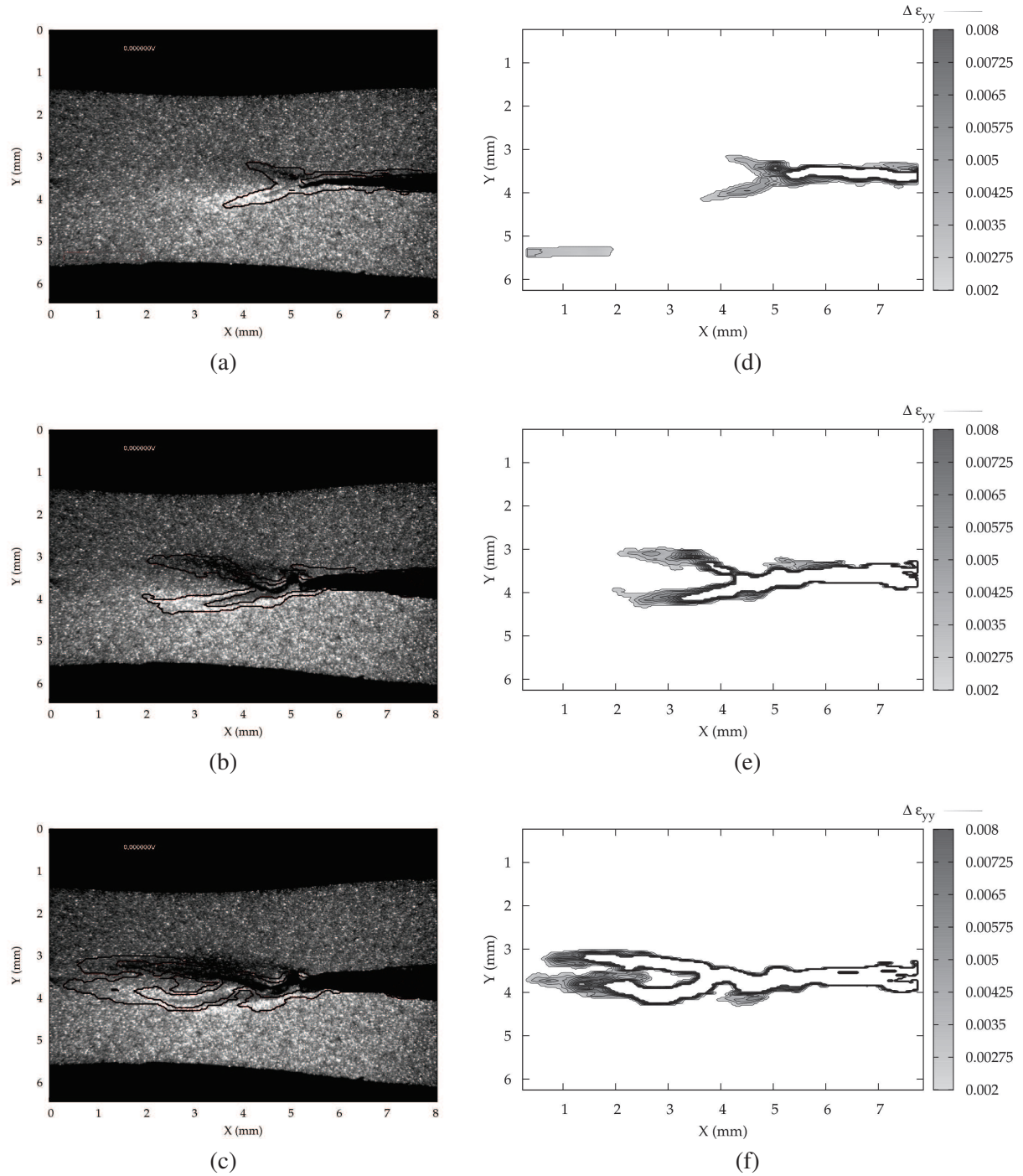


FIGURE 3.15 – Évolutions de la zone à fort incrément de déformation à trois instants de l'essai A. Les images acquises sont présentées en (a), (b) et (c). Les isovaleurs du champ de déformation verticale incrémentale $\Delta \epsilon$ de 0,002 à 0,008 sont illustrées par les figures (d), (e) et (f). Ces dernières isovaleurs sont également représentées sur les images acquises.

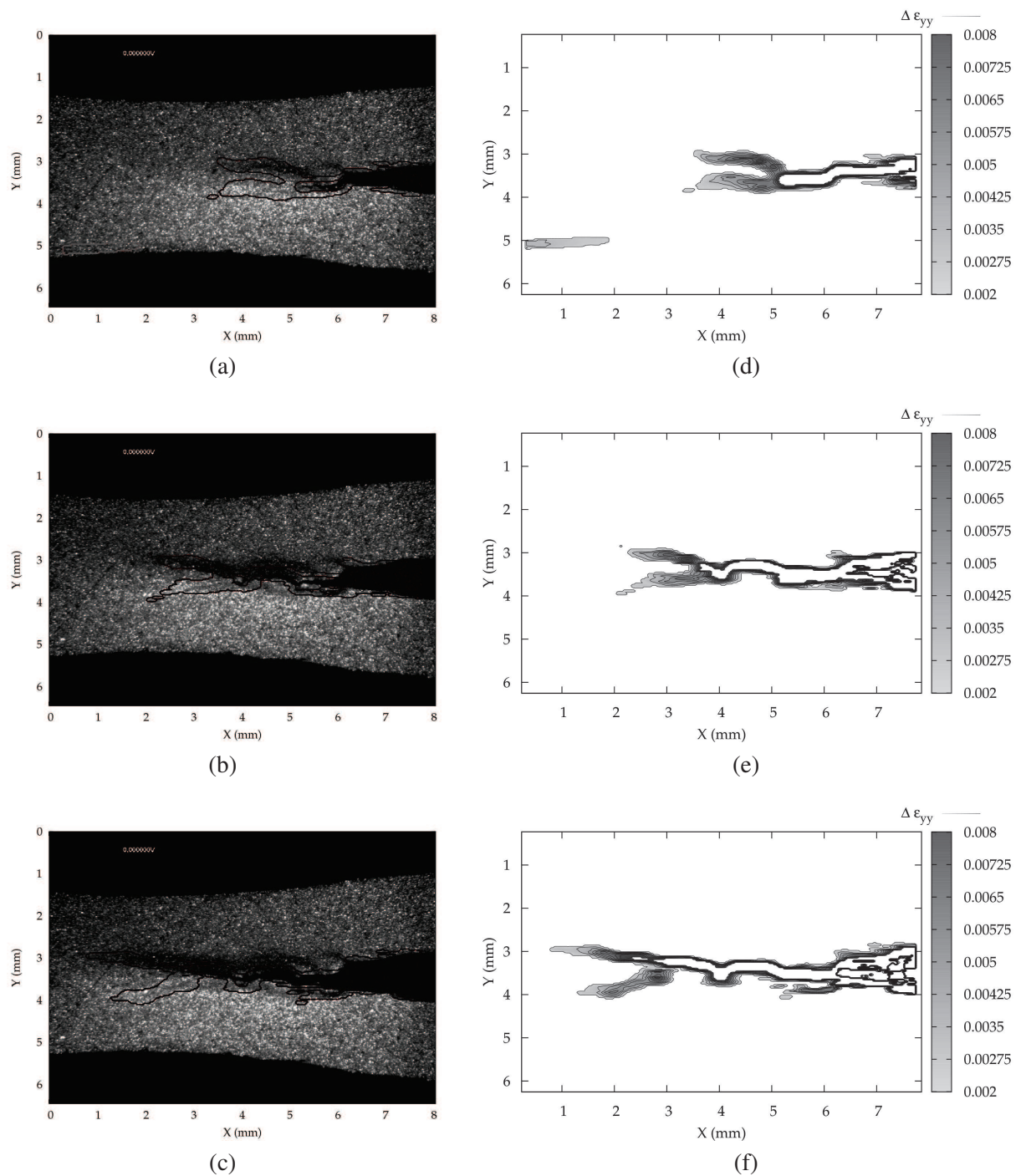


FIGURE 3.16 – Évolutions de la zone à fort incrément de déformation à trois instants de l'essai B. Les images acquises sont présentées en (a), (b) et (c). Les isovaleurs du champ de déformation verticale incrémentale $\Delta \epsilon$ de 0,002 à 0,008 sont illustrées par les figures (d), (e) et (f). Ces dernières isovaleurs sont également représentées sur les images acquises.

Relation entre les observations et la courbe $\Psi - \Delta a$ La détermination de l'étendue de la localisation peut être déterminée en chaque instant d'acquisition par la localisation automatique de la position extrême de la zone de localisation (isovaleur 0,002 sur le champ $\Delta \varepsilon_{yy}$). Ainsi, les figures 3.17.a et b illustrent l'évolution simultanée de Ψ et de l'étendue de la localisation en fonction de l'avancée de fissure pour les essais A et B.

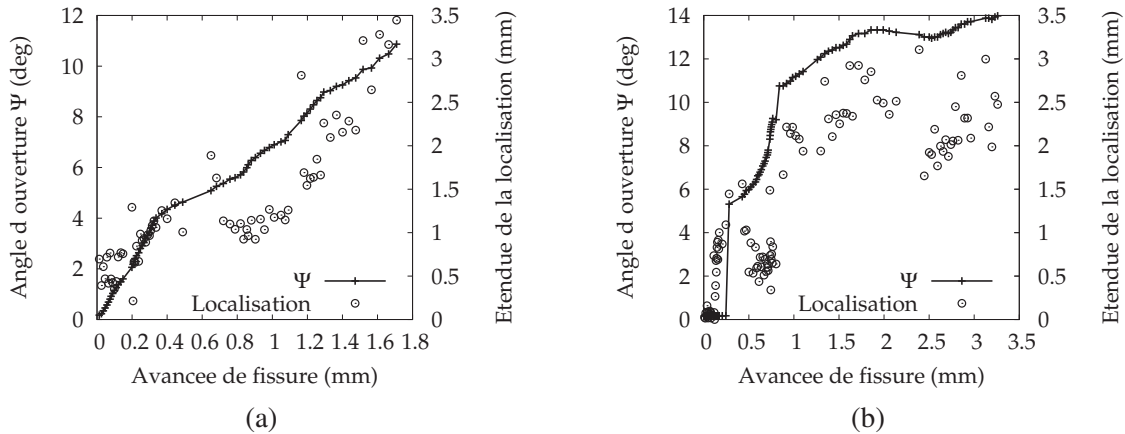


FIGURE 3.17 – Évolutions simultanée de Ψ et de l'étendue de la localisation en fonction de l'avancée de fissure pour les essais A(a) et B(b).

La comparaison des essais A et B confirme clairement leur différence de comportement durant la fissuration mise en évidence par leurs courbes $\Psi - \Delta a$. Ainsi la résistance rencontrée par la fissure augmente tout au long de l'essai A, comme le montre également les mesures de Ψ . De plus, au regard de ces mesures, l'influence de l'obstacle rencontré dans le cas de l'éprouvette B se traduit par de faibles étendues de la localisation en surface jusqu'à son franchissement, alors que l'angle d'ouverture croît rapidement, confirmant que l'obstacle n'est pas localisé proche de la surface libre. Lors du franchissement brutal de ce dernier à une avancée de fissure de 0,8 mm, l'étendue de la localisation atteint environ 5 mm (hors échelle sur la figure 3.17.b), associée à une forte déformation se déroulant entre deux instants d'acquisition. Enfin le plateau suivant sur la courbe $\Psi - \Delta a$ caractérise bien une résistance rencontrée quasi-constante, et n'est pas uniquement le fait de l'influence de l'obstacle à la fissuration rencontré en début de propagation, comme supposé en première analyse des résultats (paragraphe 2.2.2).

Il apparaît ainsi que la mesure de l'angle d'ouverture de fissure Ψ est un bon indicateur de l'étendue de la zone dans laquelle la déformation se localise sur la surface libre, caractérisant de façon simple la résistance rencontrée instantanée.

2.4 Conclusion des mesures de Ψ appliquées aux points soudés

Les mesures de l'angle d'ouverture de fissure Ψ permettent de déterminer de façon satisfaisante l'évolution de la résistance rencontrée par la fissure à travers le matériau des zones fondues de points soudés. La comparaison des mesures sur deux sections de dimensions différentes d'un même point soudé met en évidence une différence claire de comportement lors de l'essai d'enfoncement de coin. La résistance rencontrée par la fissure dans le cas d'un plus petit prélèvement augmente jusqu'à l'instabilité de la fissuration. Dans le cas d'une section prélevée du joint soudé plus importante, la résistance rencontrée présente un régime stationnaire. Il n'est pas possible d'expliquer pourquoi ces deux éprouvettes se comportent de façon si différente au vu de ces mesures. L'interprétation des courbes $\Psi - \Delta a$ observées ne permet pas de répondre aux questions suivantes :

- La résistance intrinsèque à la fissuration du matériau évolue-t-elle à travers la zone fondue ?

- Quel est le rôle de la géométrie du front de fissuration à coeur sur la mesure de la résistance rencontrée par la fissure ?
- Quel est l'influence de l'état de chargement mécanique en pointe de fissure sur les évolutions de Ψ observées ?

La partie dédiée à la mesure de R et à l'observation du front de fissuration à coeur poursuit l'interprétation des observations pour tenter de répondre à ces questions.

3 Mesure de R sur des points soudés

Dans cette partie, les mesures de taux de dissipation d'énergie R_{global} sont menées pour les deux essais A et B présentés dans la partie 2 précédente. Afin d'interpréter ces mesures, la fissuration à coeur du matériau est étudiée. La détermination de l'évolution de l'aire rompue A est présentée, permettant le calcul du taux de dissipation d'énergie au cours de la propagation stable de la fissure R_{stable} . L'observation des mécanismes de séparation de la matière permet enfin d'interpréter les valeurs de R mesurées.

3.1 Taux de dissipation d'énergie global R_{global}

Les dimensions exactes des interfaces des éprouvettes A et B sont mesurées après leur rupture complète. La figure 3.18.a et b montre les observations de leurs interfaces. Ces figures montrent les deux surfaces de ruptures antagonistes des deux éprouvettes, le front de fissuration ayant progressé de gauche à droite.

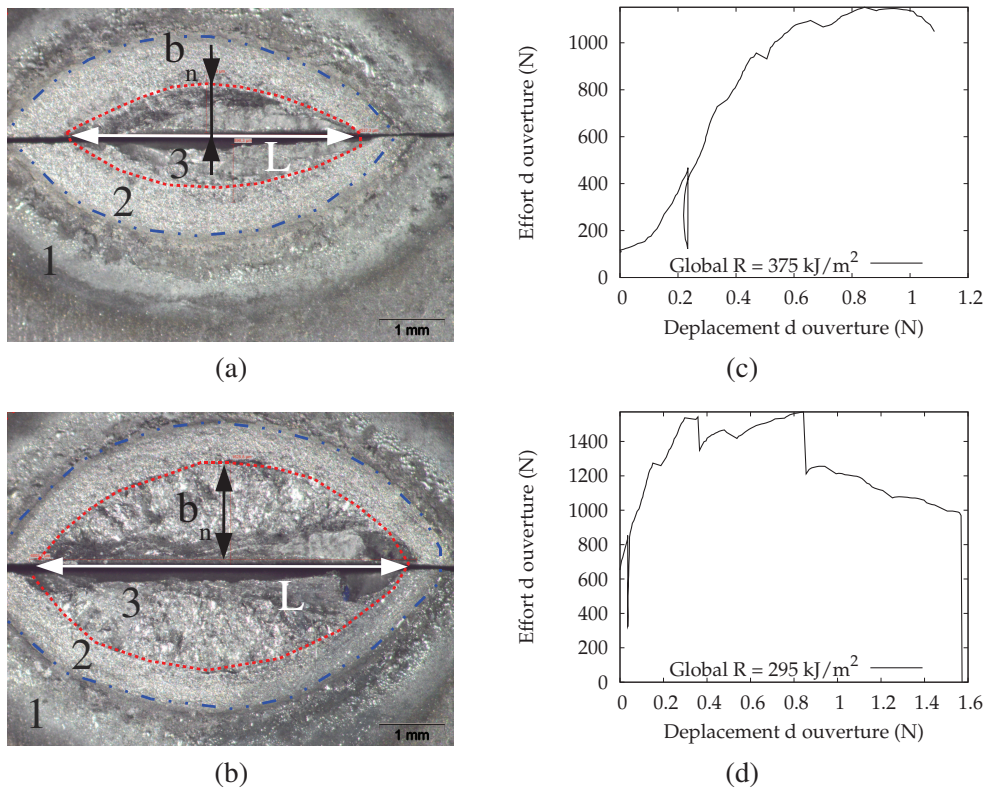


FIGURE 3.18 – Dimensions de l'interface rompue pour les éprouvettes A (a) et B (b). Les zones numérotées de 1 à 3 sont désignées respectivement par zone non-soudée, zone soudée par diffusion, et zone fondue. Courbes F_u des essais A (c) et B (d), permettant le calcul de l'énergie dissipée totale lors des essais.

Les observations optiques des interfaces rompues montrent clairement trois zones distinctes.

- La périphérie de l'interface est bordée par la zone non soudée, qui a subi un échauffement lors du soudage. Le revêtement des tôles est apparent et montre des signes de fusion locale. Cette zone est illustrée par le numéro 1 sur les figures 3.18.a et b.
- La zone soudée par diffusion, illustrée par le numéro 2 sur les figures 3.18.a et b. Un lien mécanique fut créé dans cette zone par diffusion entre les tôles, sans fusion de la matière.

- La zone fondue dans laquelle la liaison mécanique fut crée par fusion et refroidissement de la matière. Cette zone est illustrée par le numéro 3 sur les figures 3.18.a et b.

Il est observé que la zone soudée par diffusion ne présente pas une largeur constante le long de la périphérie de l'interface. Dans le cas du point soudé n° 33 étudié dans la partie 2, cette largeur varie de 0,5 à 1,3 mm. Les opérations de préparation des éprouvettes, ainsi que la précharge appliquée préalablement à l'essai visant à éliminer les jeux de positionnement conduisent généralement à l'ouverture de cette zone soudée par diffusion avant l'essai. Ainsi l'observation des images initiales des séquences d'images des essais A et B montre une fissure de la longueur de la zone soudée par diffusion présente en fond d'entaille, comme le montre la figure 3.19.

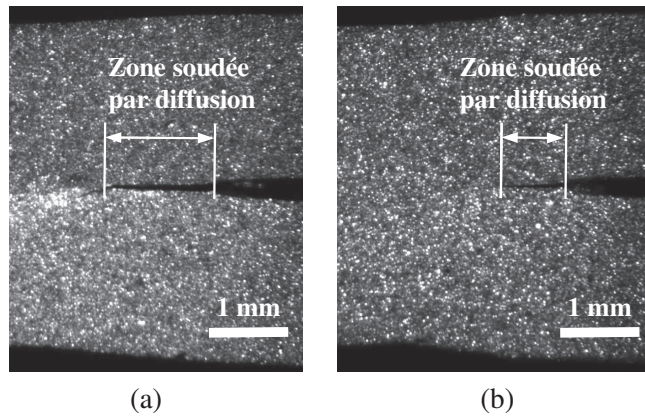


FIGURE 3.19 – Identification de la zone soudée par diffusion sur les images initiales des essais A (a) et B (b).

L'aire rompue considérée lors du calcul du taux de dissipation d'énergie se base sur les dimensions de la zone fondue. Le rayon r et l'aire A de l'interface du joint entre les tôles sont donnés par les relations

$$r^2 = (r - b_n)^2 + \left(\frac{L}{2}\right)^2 \quad \text{et} \quad r = \frac{L^2}{8b_n} + \frac{b_n}{2} \quad (\text{III.5})$$

$$A = r^2 \cdot \arcsin\left(\frac{L}{2r}\right) - \frac{(r - b_n)L}{2}$$

Le taux de dissipation d'énergie global R_{global} est alors déterminé par l'aire W_{ext} sous la courbe $F - u$ de l'essai et l'énergie libérée par le système de transmission U_{e-s} divisées par l'aire rompue totale A des éprouvette. Dans le cas des éprouvettes A et B, les résultats de ces mesures sont présentés par la table 3.1.

Éprouvette	Longueur L (mm)	Largeur b_n (mm)	Rayon r (mm)	Aire rompue A (mm ²)	Énergie fournie $W_{ext} + U_{e-s}$ (mJ)	R_{global} (kJ/m ²)
A	4,55	0,82	3,61	2,56	882+77	375
B	6,0	1,63	3,58	6,89	1972+62	295

Les éprouvettes A et B étant issues du même point soudé, les valeurs de R_{global} attendues seraient identiques dans le cas où le phénomène de fissuration se déroulerait de la même façon dans les deux essais. Une valeur de R_{global} significativement plus élevée est mesurée dans le cas de la plus petite interface prélevée. On peut en conclure qu'il n'existe pas un taux de dissipation d'énergie unique décrivant la résistance rencontrée par la fissure pour l'ensemble de l'interface du joint, et que l'énergie fournie W_{ext} mesurée présente une non-linéarité avec l'aire de l'interface.

3.2 Taux de dissipation d'énergie durant la propagation R_{stable}

L'analyse mécanique du chargement permet de mesurer l'évolution de l'énergie dissipée U_d lors de l'essai. Afin de quantifier R_{stable} le taux de dissipation d'énergie durant la propagation, la détermination de l'évolution du front de fissure et de l'aire rompue A au cours de l'essai est présentée dans ce paragraphe.

3.2.1 Observation sur des essais interrompus

La détermination de la surface rompue lors de l'interruption d'un essai est réalisée par le marquage de cette surface à un instant de la propagation, suivi par la rupture complète du joint restant. L'observation du faciès de rupture final révèle ainsi la zone marquée à l'interruption de l'essai, et renseigne sur la géométrie du front de fissure. L'oxydation de la surface rompue permet son marquage, réalisé par un traitement thermique des éprouvettes partiellement rompues de 1 heure à 300°C sans contrôle d'atmosphère. Ce traitement crée un oxyde bleuté sur la surface rompue. La figure 3.20 illustre cette opération après le chargement interrompu d'un point soudé d'acier DP780, ainsi que l'observation *in situ* précédent l'interruption.

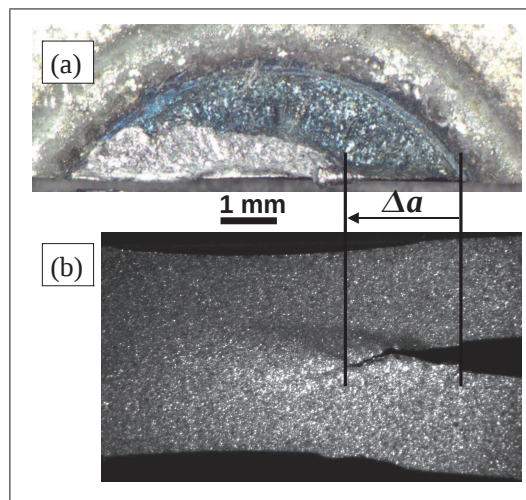


FIGURE 3.20 – (a) Surface rompue après marquage intermédiaire par oxydation suivi de la rupture complète du joint. (b) Observation *in situ* correspondante avant le marquage.

L'observation de la surface rompue après l'interruption de l'essai d'enfoncement de coin à différents stades de chargement révèle l'évolution du profil du front de fissure au cours de la propagation. La figure 3.21 illustre cette évolution pour différents points soudés d'acier DP780, soudés en milieu de domaine.

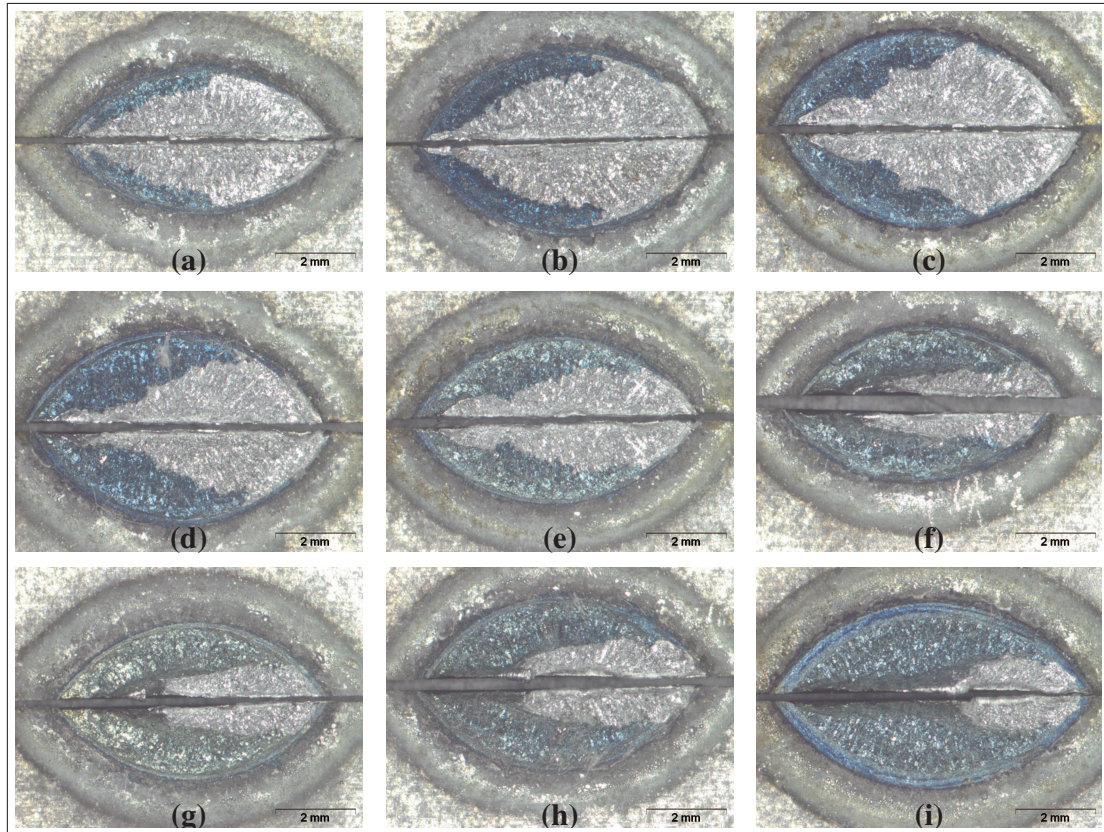


FIGURE 3.21 – Surface rompue révélée par oxydation sur les deux tôles soudées pour différents essais inter-rompus sur des points soudés d’acier DP780 soudés en milieu de domaine.

On observe que

- le chemin de fissuration présente une bonne reproductibilité.
- la fissuration débute sans que l’observation de surface ne puisse la déceler (figure 3.21.a~ c),
- le front de fissure est relativement rectiligne en début de propagation, présentant un angle avec la direction d’avancée du coin d’environ 30° (figure 3.21.a~ d).
- Cet angle tend à diminuer au cours de la propagation (figure 3.21.e~ g) et le front de fissure s’incurve sur la fin de la propagation autour de la dernière portion soudée non-fissurée (figure 3.21.i).

3.2.2 Approximation de la relation entre l’avancée de fissure et la surface rompue

Afin de déterminer une relation analytique entre l’avancée de fissure observée en surface a et l’aire de la surface rompue A , l’approximation suivante est réalisée :

Le front de fissure reste rectiligne au long de la propagation,
et forme un angle de 30° avec la direction d’avancée du coin.

La figure 3.22 illustre la construction du modèle géométrique résultant de cette approximation.

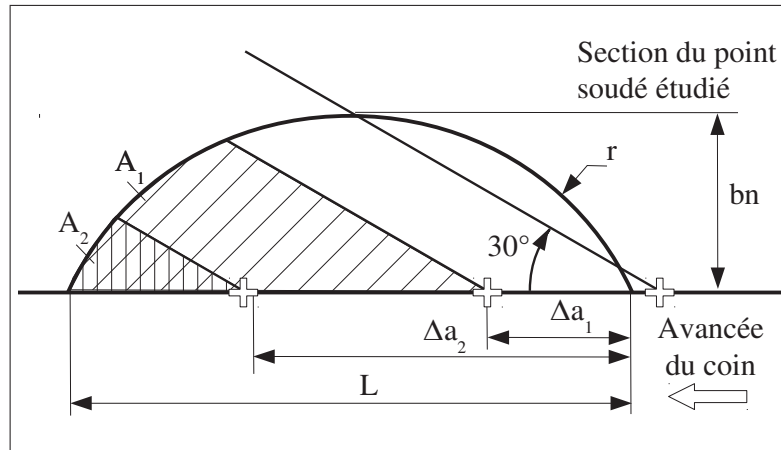


FIGURE 3.22 – Modèle géométrique approchant la valeur de l'aire rompue A en fonction de l'avancée de fissure a , illustré pour deux avancées de fissure a_1 et a_2 .

Ce modèle géométrique permet ainsi d'estimer A en fonction de la mesure de Δa et des dimensions de la portion du point soudé étudiée. La figure 3.23 illustre le résultat de ce modèle dans les cas des géométries des éprouvettes A et B.

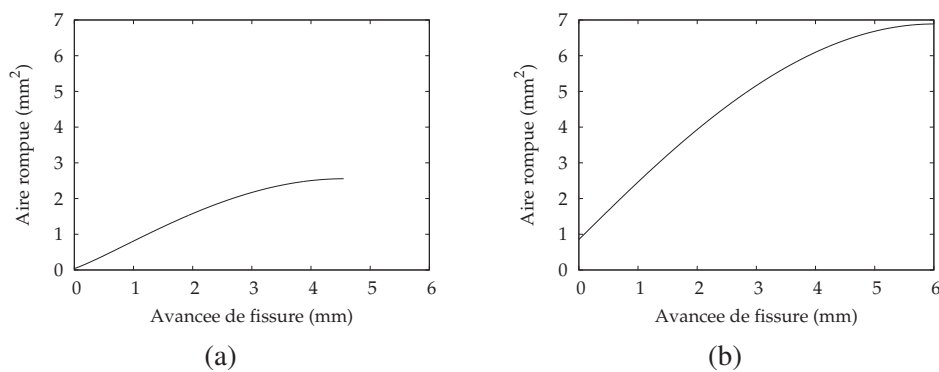


FIGURE 3.23 – Évolutions de l'aire rompue A en fonction de l'avancée de fissure prédite pour les essais A (a) et B (b).

3.2.3 Calcul de R_{stable}

L'analyse énergétique fournit l'évolution de U_d au cours de l'essai, en fonction de l'enregistrement de l'effort et du déplacement du coin. Les figures 3.24 et 3.25 illustrent les différentes étapes de cette analyse.

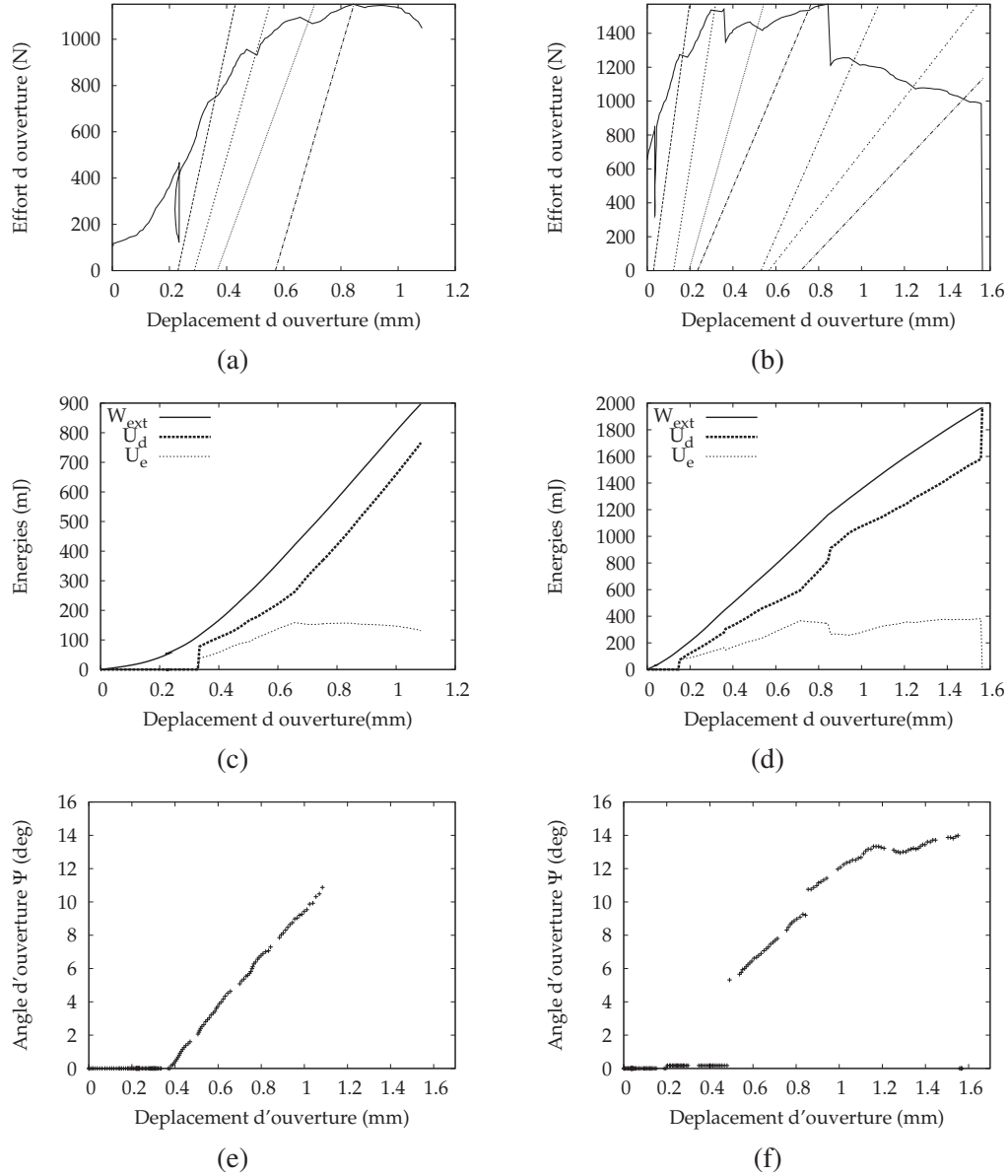


FIGURE 3.24 – Mesure des pentes des recharges périodiques mesurées pour les essais A (a) et B (b). Évolution des énergies internes des deux essais, (c) et (d). Courbe $\Psi - u$ pour les deux essais, (e) et (f).

On observe dans le cas de l'éprouvette A une relative linéarité de l'énergie dissipée en fonction de l'estimation de l'aire rompue au cours de la fissuration (figure 3.25.c), et les écarts à la linéarité ne sont pas interprétés. La pente de la droite approchant cette évolution détermine le taux de dissipation d'énergie R_{stable} d'environ 480 kJ/m^2 caractérisant la résistance moyenne rencontrée par la fissure, à comparer à la valeur de 385 kJ/m^2 de R_{global} . L'incertitude quant à cette détermination n'est pas quantifiée, mais est jugée importante au vue de

l'hypothèse quant à la relation entre l'avancée de fissure observée et l'aire rompue.

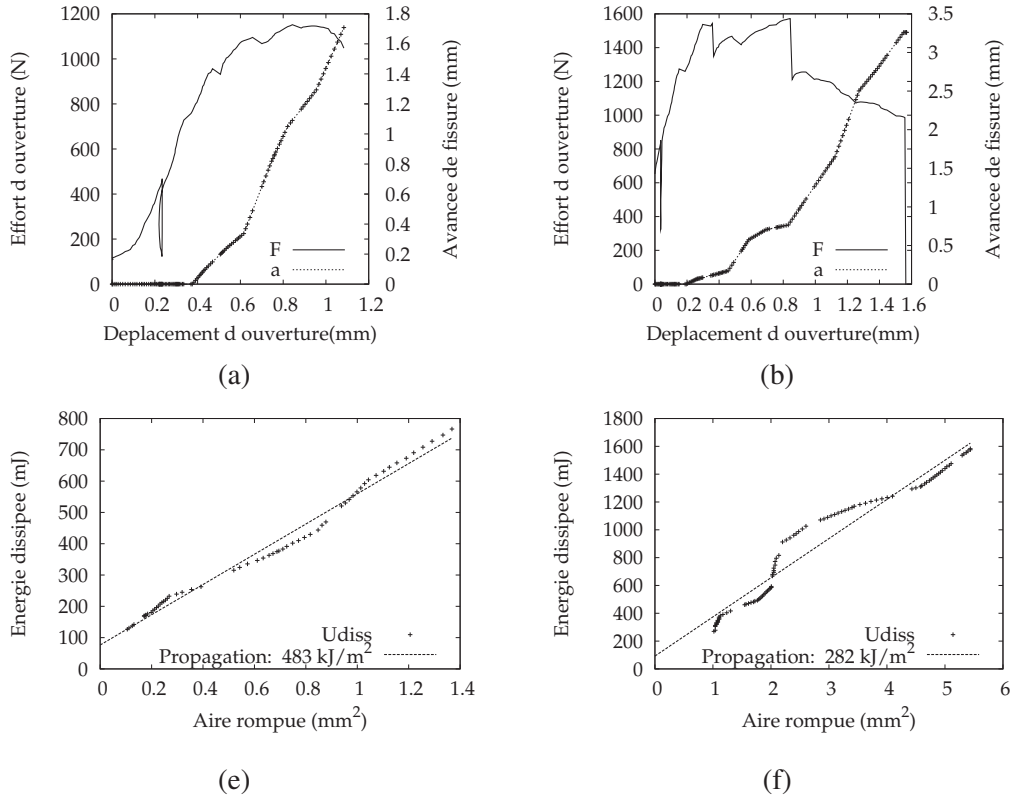


FIGURE 3.25 – Courbes $F - u - \Delta a$ mesurées pour les essais A (a) et B (b). Énergie dissipée U_d en fonction de l'aire rompue A pour les deux essais, (c) et (d).

Dans le cas de l'éprouvette B, l'évolution de l'énergie dissipée U_d en fonction de l'aire rompue présente un créneau pour une aire rompue d'environ 2 mm^2 , et correspondant à l'instant de franchissement de l'obstacle à la fissuration, mis en évidence par les premières analyses de cet essai au paragraphe 2.2. Cet obstacle se traduit tout d'abord par une augmentation de l'énergie fournie W_{ext} sans avancée de fissure, et une stagnation de l'énergie élastique U_e , conduisant à une forte augmentation de l'énergie dissipée U_d , comme le montre la figure 3.24.d entre les déplacements 0,7 et 0,9 mm. Le franchissement de l'obstacle entraîne une chute de l'effort, sans avancée de fissure assez significative pour être observée en surface. La rigidité de l'éprouvette ne montre ainsi pas d'évolution notable entre les instants précédents et suivant ce franchissement, tandis que l'énergie élastique diminue brutalement (figure 3.24.d). Dans la suite de l'essai, l'énergie dissipée augmente moins rapidement avec l'aire rompue (figure 3.25.b), et présente une relative linéarité avec A sur la fin de la propagation stable. L'observation *in situ* ne renseignant pas sur les dimensions de cet obstacle, seul le taux de dissipation moyen d'énergie au cours de la fissuration peut être quantifié. Ainsi la pente de la droite approchant l'évolution de U_d en fonction de A caractérise R_{stable} d'environ 280 kJ/m^2 , à comparer avec la mesure de R_{global} de 295 kJ/m^2 sur cette éprouvette.

3.2.4 Calcul de $R_{instable}$

Dans le cas de l'éprouvette A, l'énergie élastique stockée dans l'éprouvette à l'instant précédent l'instabilité est estimée à environ 130mJ. La connaissance de l'effort à l'instabilité et de la complaisance du système de

chargement permet de mesurer l'énergie élastique libérée par ce dernier à environ 70mJ. L'approximation géométrique de la relation entre l'avancée de fissure apparente et l'aire rompue estime l'aire $A_{instable}$ restante à 1,20 mm². Ainsi le taux de dissipation d'énergie à l'instabilité $R_{instable}$ est estimé à environ 170kJ/m². De la même façon, $R_{instable}$ est estimé à 300kJ/m² dans le cas de l'éprouvette B. Le tableau suivant résume les valeurs de taux de dissipation d'énergies mesurées pour ces deux essais.

Éprouvette	R_{global} (kJ/m ²)	R_{stable} (kJ/m ²)	$R_{instable}$ (kJ/m ²)
A	385	480	170
B	295	280	300

La valeur de $R_{instable}$ est en théorie la plus faible des trois valeurs mesurées, car impliquant le moins de déformation plastique du matériau. Ceci semble confirmé par les résultats de l'essai A, et non par les résultats de l'essai B. L'interprétation de ces résultats est que l'approximation géométrique de la valeur de l'aire restante à rompre à l'instabilité est trop imprécise pour fournir une bonne estimation de $R_{instable}$. Ceci implique de plus que l'évolution de l'aire rompue A prédite au cours de la propagation stable de la fissure, permettant l'estimation de R_{stable} , présente une erreur relativement importante.

3.2.5 Conclusion des mesures de R appliquées aux points soudés

Au vu de l'analyse des résultats des essais A et B, les mesures de R_{stable} et $R_{instable}$ ne semblent pas apporter d'information précise supplémentaire à la mesure de R_{global} . C'est pourquoi seule cette dernière est retenue. Il est de plus observé que l'énergie fournie W_{ext} mesurée présente une non-linéarité avec l'aire de l'interface rompue, un joint prélevé de petites dimensions présentant un taux de dissipation d'énergie totale supérieur à celui d'un joint de plus grandes dimensions prélevé dans le même point soudé. Les mécanismes de séparation de la matière sont étudiés dans la partie suivante afin de comprendre cette non-linéarité.

3.3 Mécanismes de séparation

L'analyse des faciès de rupture des points soudés par Microscopie Électronique à Balayage (MEB) permet d'identifier différents mécanismes de séparation de matière se déroulant lors de la fissuration. La figure 3.26 montre la reconstruction de l'ensemble des deux surfaces de ruptures antagonistes d'un point soudé d'acier DP780.

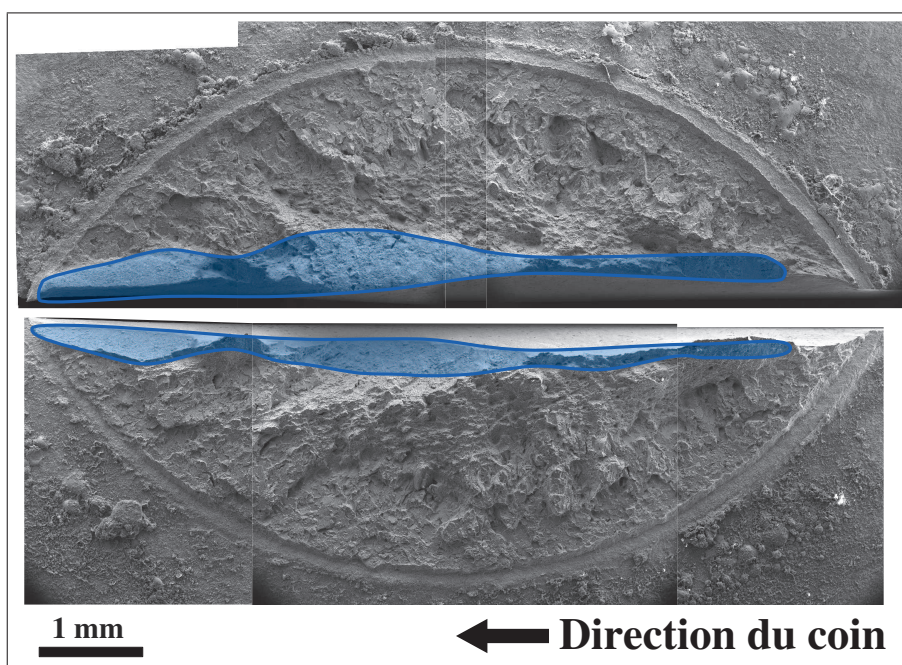


FIGURE 3.26 – Deux faciès de rupture antagonistes d'un point soudé d'acier DP780. Les lèvres de la fissure sont repérées en bleu.

L'observation des faciès de rupture révèle tout d'abord deux zones de comportements à rupture distincts

- Une zone de comportement assez fragile, avec des îlots de déformation ductile, de géométrie relativement plane dans le plan interfacial. Elle s'étend le long de l'entaille naturelle bordant l'interface du point soudé, jusqu'à une distance de quelques centaines de μm de la surface libre. Cette zone sera désignée **zone de rupture à coeur**.
- Une zone de comportement entièrement ductile, formant un relief macroscopique incliné d'environ 45° avec le plan interfacial. Cette zone correspond au voisinage de la surface libre, observée *in situ* durant l'essai. Elle forme une bande de largeur de l'ordre de quelques centaines de μm selon les éprouvettes. Cette zone est désignée comme **la lèvre de la fissure**.

3.3.1 Zone de rupture à coeur

La zone de rupture à coeur couvre la plus grande partie de la surface de rupture. La figure 3.27 illustre deux parties de cette zone de façon plus détaillée. On retrouve dans cette zone des comportements à ruptures mixtes. Elle présente par endroits des plans de clivage, comme le montrent les figures 3.27.c et e. Des cupules peuvent également être observées, comme le montrent les figures 3.27.b et d, indiquant un mécanisme de croissance de cavités.

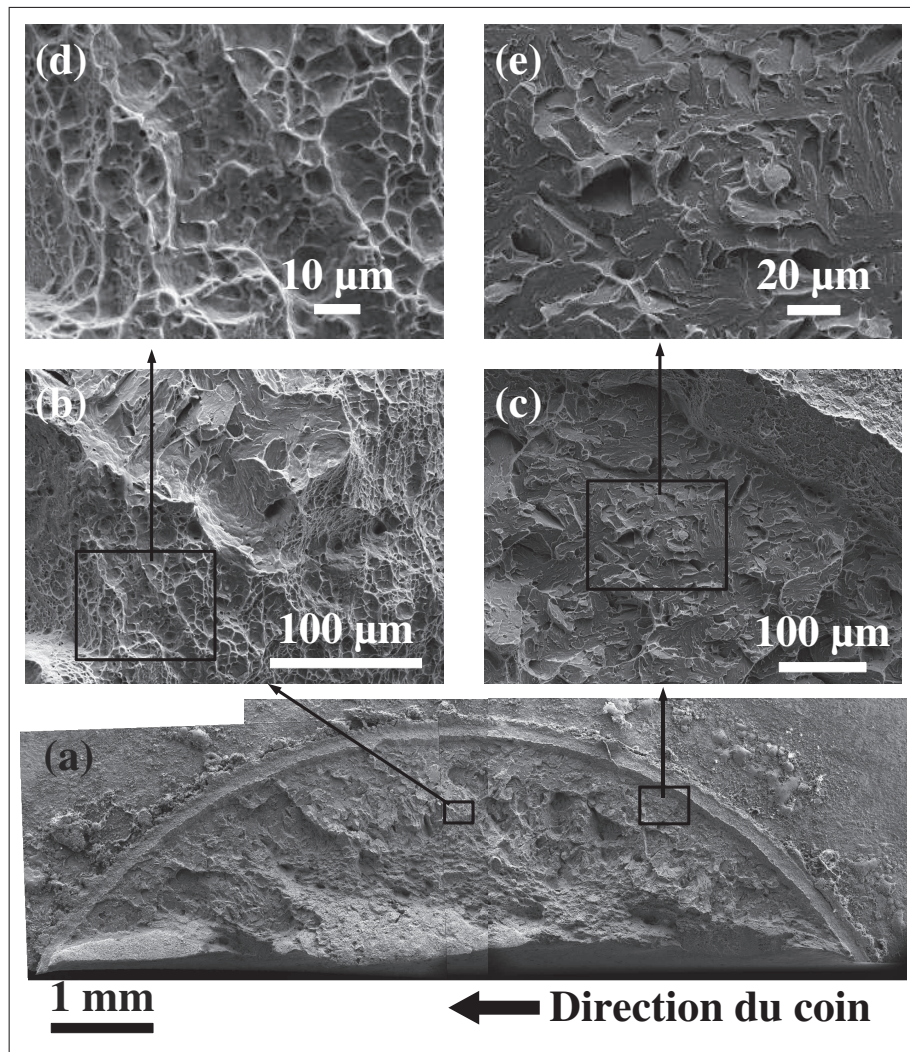


FIGURE 3.27 – Observation de la zone de rupture à coeur.

Cette zone ne montre pas de différence significative avec l'observation de faciès de rupture de points soudés après essais de traction en croix, comme étudiés par [Oultit 08]. Ces observations laissent penser que cette zone est sollicitée majoritairement en mode I.

3.3.2 Lèvre de la fissure

On observe sur la lèvre de la fissure un mécanisme de séparation très différent de celui se produisant dans la zone de rupture à coeur. Le faciès de rupture indique dans cette zone un fort cisaillement de la matière avant séparation, comme l'illustrent les figures 3.28.b, c, d et e.

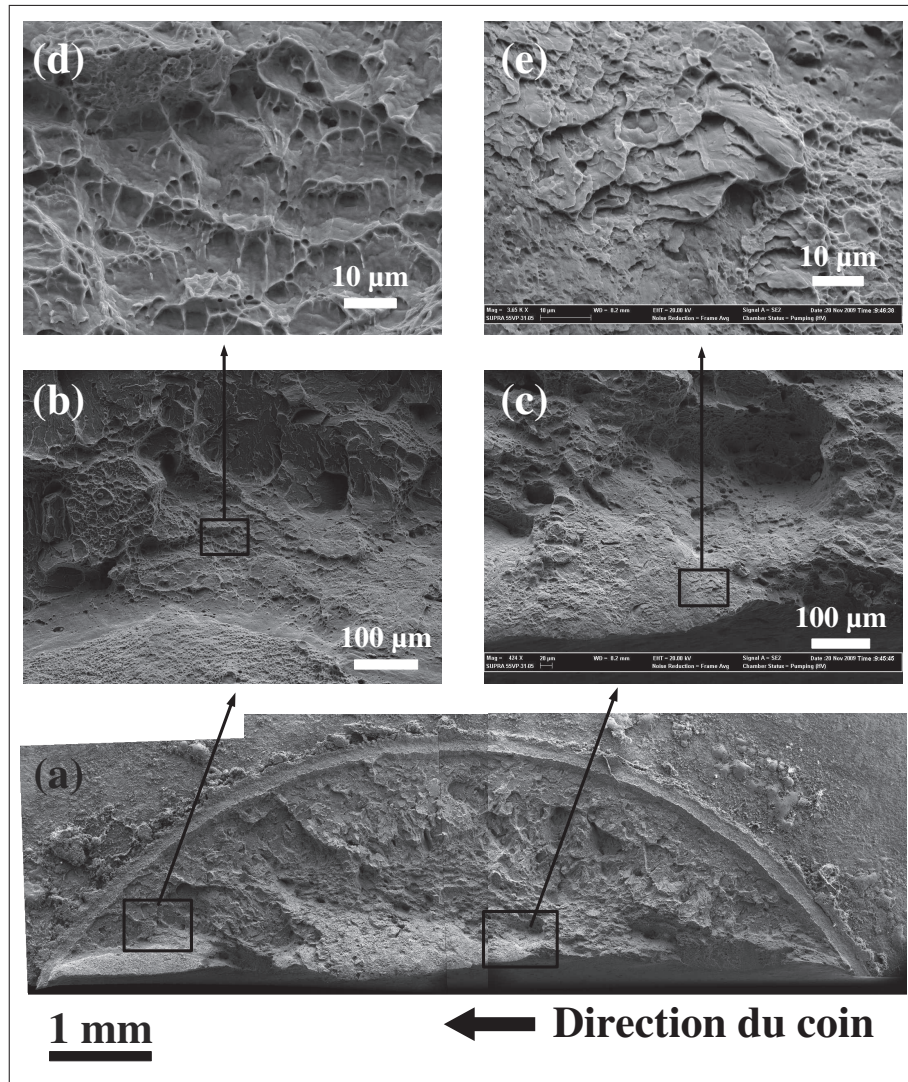


FIGURE 3.28 – Observation de la lèvre de la fissure.

La lèvre de la fissure est la réponse du matériau à une sollicitation de fissuration en contrainte plane, comme le détaille [Broek 82] et résumé dans le paragraphe I.2.1. L'état de chargement dans cette zone présente une forte composante de cisaillement dans un plan incliné à 45° par rapport au plan interfacial, impliquant la séparation de la matière selon ce plan. La présence de cette lèvre ne signifie pas une différence significative de la microstructure en présence dans cette zone par rapport à celle de la zone de rupture à coeur.

L'observation *in situ* de la surface libre lors de la propagation de la fissure met donc en évidence le comportement à rupture de la lèvre de la fissure, non de la zone de rupture à coeur. Les bandes de localisation de la vitesse de déformation observées dans le paragraphe 2.3.2 sont donc associées aux plans de contraintes de cisaillement maximales, comme l'illustre la figure 1.15 du paragraphe 2.1 de la revue bibliographique.

Il est de plus montré que l'état de triaxialité réduit se trouvant proche de la surface libre implique que l'étendue de la zone de déformation plastique en pointe de fissure se trouve augmentée de façon significative en comparaison avec l'étendue de cette zone pour la rupture à coeur. Le paragraphe 2.2 de la revue bibliographique détaille ce phénomène. On peut donc en conclure que le taux de dissipation d'énergie associée à la lèvre de la

fissure est plus importante que le taux de dissipation d'énergie lié à la zone de rupture à coeur.

3.3.3 Conclusion

L'interprétation des mécanismes de séparation sur les faciès de rupture permet de conclure que :

- La séparation de la matière se caractérise par deux zones distinctes : la zone de rupture à coeur et la lèvre de la fissure.
- Les mécanismes de séparation se déroulant dans la zone de rupture à coeur sont considérés comme identiques à ceux produits lors d'un essai de traction en croix, et sont attribués à une sollicitation dominée par un mode I d'ouverture de fissure.
- L'observation *in situ* d'une face libre implique le développement d'une lèvre de fissuration, en générant un état de contrainte plane dans cette région. Dans cette zone le cisaillement intense de la matière est identifié comme le mécanisme de séparation.
- L'exploitation brute de la courbe $F - u$ de l'essai ne fournit que des informations limitées, en raison de la mauvaise reproductibilité des dimensions des éprouvettes prélevées.
- Le taux de dissipation d'énergie global mesurable est significativement influencé par la présence de la lèvre de la fissure.

Ces observations expliquent la relation non linéaire observée entre l'énergie à fournir pour rompre l'ensemble du joint et l'aire de ce joint, comme le détaille la comparaison des essais A et B. En effet, la lèvre de la fissure occupe une portion plus importante de l'ensemble de la surface rompue dans le cas de joints de petites dimensions, comme l'éprouvette A. De la même façon, la lèvre de la fissure occupe une portion de plus en plus importante le long du front de fissure au cours de sa propagation. Ainsi la différence de résistance instantanée rencontrée par la fissure entre les éprouvettes A et B, mesurée par la courbe $\Psi - \Delta a$, peut être interprétée de la façon suivante :

- Dans le cas de joints de petites dimensions, le mode de rupture local de type cisaillement devient de plus en plus prépondérant le long du front de fissure au cours de la fissuration stable. Cela entraîne une augmentation significative de la résistance rencontrée par la fissure au cours de sa propagation stable, et ainsi de la mesure de Ψ
- Dans le cas de joints de dimensions plus importantes, le mode de rupture en mode I est majoritaire le long du front de fissure au cours de la propagation stable, et ne devient minoritaire que durant l'instabilité, lorsque l'ensemble du front de fissure se trouve assez proche de la surface libre.

Selon cette interprétation, les valeurs de Ψ mesurées dans le cas de courbes $\Psi - \Delta a$ de type 'Droite' ne peuvent pas être comparées aux valeurs quasi-stationnaires présentées par les courbes de types 'Plateau' ou 'Cloche'.

De plus, la lèvre de la fissure est responsable de la valeur significativement plus élevée de R_{global} et R_{stable} dans le cas de l'éprouvette A par rapport à B.

4 Conclusion de l'étude phénoménologique de la fissuration

1. L'étude phénoménologique de la fissuration lors de l'essai d'enfoncement de coin a tout d'abord montré que les mesures de R et Ψ sont adaptées à la description de la résistance rencontrée par la fissuration, et constituent deux caractérisations indépendantes de cette dernière.
2. Dans le cas des points soudés, la mesure de Ψ est mieux à même de renseigner sur la résistance instantanée rencontrée par la fissure. Elle constitue une mesure simple, et il est montré que ces mesures instantanées sont un bon indicateur de l'amplitude des dissipations locales d'énergies par localisation de la déformation et endommagement. Cette mesure présente de plus une indépendance satisfaisante entre chaque instant de mesure, caractérisant donc la résistance instantanée à la fissuration.
3. La mesure de R_{stable} présente une incertitude indéterminée, et implique une chaîne de traitements relativement lourde en rapport à la mesure de R_{global} . Elle nécessite notamment la mesure répétée de la rigidité du système, ce qui n'est pas le cas pour la mesure de R_{global} .
4. R_{stable} et R_{global} renseignent sur la résistance moyenne rencontrée au cours de la propagation.
5. L'analyse des évolutions de l'énergie dissipée au cours d'un essai permet toutefois une bonne quantification de la résistance instantanée à la fissure dans le cas d'obstacles significatifs à la fissuration.
6. Les dimensions du joint prélevé jouent un rôle déterminant dans la résistance à la fissuration mesurée. Une éprouvette présentant des dimensions de joint suffisantes présente le comportement suivant :
 - Une grande avancée de la fissure peut être observée durant sa propagation stable,
 - L'angle Ψ mesuré atteint une valeur plateau lors la propagation, décrivant la résistance à la fissuration associée à un mode I de séparation de la matière. Dans ce cas une valeur unique de Ψ peut être considérée par essai.
 - La lèvres de la fissure ne devient prépondérante dans le mécanisme de séparation de la matière que lors de l'instabilité, et n'influe pas significativement la mesure de R_{stable} ou R_{global} .

Ainsi, le prélèvement d'éprouvettes de dimensions suffisantes est préconisé pour caractériser la rupture des points soudés de façon reproductible. Toutefois, ces dimensions doit être limitée afin de permettre la fissuration. Il est ainsi nécessaire dans le cas de matériaux à haute résistance de prendre en compte des mesures pour lesquelles l'influence de la lèvres de la fissure est importante.

Chapitre IV

Etude numérique de la propagation de fissure

Les observations présentées dans le chapitre III ont montré que les méthodes expérimentales présentées dans le chapitre II sont adaptées à caractériser la résistance rencontrée pour faire propager une fissure interfaciale dans un assemblage, et particulièrement dans le cas de points soudés. L'étude bibliographique permet d'identifier trois facteurs majeurs contrôlant cette résistance :

- la résistance intrinsèque du matériau,
- l'état de chargement en pointe de fissure,
- et la géométrie du front de fissure dans le cas des points soudés par exemple.

Les observations sur les points soudés (chapitre III) montrent que la surface libre affecte fortement l'état de chargement local en pointe de fissure, et impacte la résistance mesurée au cours de l'essai. Il est de plus observé que la longueur du front de fissure diminue au cours de l'essai. L'objectif de ce chapitre est de quantifier l'influence de la résistance intrinsèque du matériau sur les mesures de la résistance à la fissuration, R et Ψ .

Pour cela, des simulations numériques basées sur des modèles cohésifs de la fissuration de l'interface d'assemblages sont mises en place. Elles sont tout d'abord dédiées à étudier la fissuration stable dans le cas de géométrie DCB afin d'identifier les tendances principales de l'impact de la décohésion locale sur les mesures de R et Ψ . Les simulations de l'essai appliquées aux points soudés sont ensuite présentées, dans le but de quantifier les effets de la décohésion locale ainsi que de la géométrie complexe des éprouvettes sur les mesures.

1 Étude numérique de la fissuration lors de l'essai DCB

Les mesures expérimentales détaillées dans la partie III.1 montrent que des valeurs uniques de R et de Ψ sont mesurées lors de la propagation de la fissure pour une géométrie et un matériau homogène donnés. Il en est conclu que la résistance rencontrée par la fissure est constante dans ce cas de géométrie DCB et de matériau, ce qui n'est pas le cas lors de la majorité des géométries d'essais détaillées dans l'étude bibliographique. Ainsi, il est proposé que les trois facteurs identifiés comme contrôlant la résistance à la fissuration puissent être jugés constants au cours de la propagation pour cette géométrie d'essai car

- le matériau est homogène, et implique que sa résistance intrinsèque soit constante,
- le moment fléchissant des poutres en point de fissure est constant et l'effort tranchant négligeable, il est donc proposé que l'état de chargement est constant en pointe de fissure,
- et la géométrie du front de fissure reste inchangée lors de la propagation.

Il semble ainsi approprié dans ce cas de géométrie d'étudier le rôle du comportement intrinsèque du matériau sur les mesures de résistance à la fissuration. Les simulations numériques de l'essai permettent de modifier à volonté ce comportement, et rendent possible la prédiction des valeurs de R et Ψ qui lui est associée.

Pour cela, des simulations numériques sont mises en place en dissociant le comportement du matériau en deux mécanismes : son écrouissage et sa décohésion. Cette dissociation est jugée pertinente au regard des mécanismes de déformations observés en surface. En effet une zone dans laquelle la déformation se localise, engendrant une forte dissipation d'énergie, est observée en aval de la pointe de la fissure, tandis que le reste de l'éprouvette subit des déformations bien inférieures, et apparentées à une sollicitation de pliage. Il est à noter que ces deux mécanismes engendrent chacun une dissipation d'énergie lors de leur développement, qui sont indissociables par une mesure globale de la résistance rencontrée par la fissure. Il est choisi de simuler la décohésion par des modèles cohésifs à paramètres constants, nommément la contrainte cohésive σ_{coh} et l'énergie cohésive Γ . L'écrouissage du matériau est approché par une loi élastoplastique à pente d'écrouissage linéaire.

La mise en place du modèle de prédiction des mesures de R et de Ψ associées aux paramètres de comportement du matériau est présentée en annexe D, détaillant la construction du modèle par éléments finis et le traitement de ses résultats. Ensuite les relations mises en évidence entre ces paramètres et ces mesures sont détaillées, présentant des pistes intéressantes afin de dissocier les phénomènes de décohésion et d'écrouissage lors de la mesure de R et Ψ . Il est enfin conclu que l'essai DCB est très adapté à la caractérisation de la rupture interfaciale d'assemblages hétérogènes, comme les assemblages soudés par apport de matière.

1.1 Relation entre la résistance à la fissuration et les paramètres de comportement

En annexe D est proposé un modèle numérique de prédiction de la relation entre $(\sigma_{coh}; \Gamma)$ et $(R; \Psi)$. La figure 4.1 illustre la géométrie et la maillage mis en place. Ce modèle est capable d'approcher l'observation expérimentale, qui est une propagation de fissure à moment fléchissant des poutres M en pointe de fissure, taux de dissipation d'énergie R et angle d'ouverture Ψ constants pour des paramètres de comportement des poutres et de l'interface donnés. L'étude de la relation entre ces paramètres et les grandeurs $(R; \Psi)$ mesurables peut être entreprise. Toutefois, le rôle des dimensions du modèle sur ces prédictions n'a pas été étudié, et reste une perspective à court terme de ces travaux. Ainsi les dimensions sont fixées à $h = b = b_n = 10$ mm, $a_0 = 40$ mm. De plus, la taille des éléments de poutre est fixée à 1 mm de côté dans les trois direction, et la taille des éléments d'interface est fixée à 0,66 mm dans la direction X, et 0,8 mm dans la direction Z.

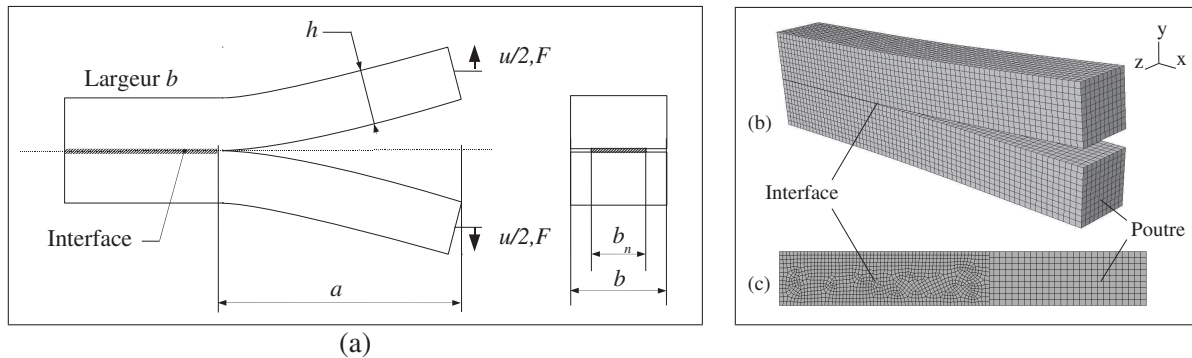


FIGURE 4.1 – (a) Géométrie de l'éprouvette de l'essai dit 'Double Cantilever Beam' ou DCB. Maillage de l'éprouvette de l'essai DCB. (b) Maillage des deux poutres. (c) Maillage de l'interface.

Cette partie présente les résultats de l'étude paramétrique des prédictions de la résistance globale à la fissuration mesurable expérimentalement et les paramètres de comportement des poutres et de l'interface du modèle. Une unique géométrie d'essai est considérée dans cette étude. L'influence des paramètres de comportement des poutres est tout d'abord présentée, c'est à dire leur écrouissage et leur hétérogénéité. Ensuite, l'influence du comportement de l'interface est détaillée, c'est à dire la contrainte et l'énergie de cohésion.

1.1.1 Rôle du comportement des poutres

Dans ce paragraphe, le comportement de l'interface est fixé par les paramètres $\sigma_{coh}=1000$ MPa, et $\Gamma=10$ kJ/m². L'écroissage des poutres est tout d'abord paramétré dans le cas de poutres homogènes ($m=1$), par une limite d'élasticité σ_0 variant de 800 à 2000 MPa, et la pente d'écroissage linéaire n variant de 0,1 à 1,1. La figure 4.2 illustre les résultats de prédiction de la résistance à la fissuration associée à ces comportements.

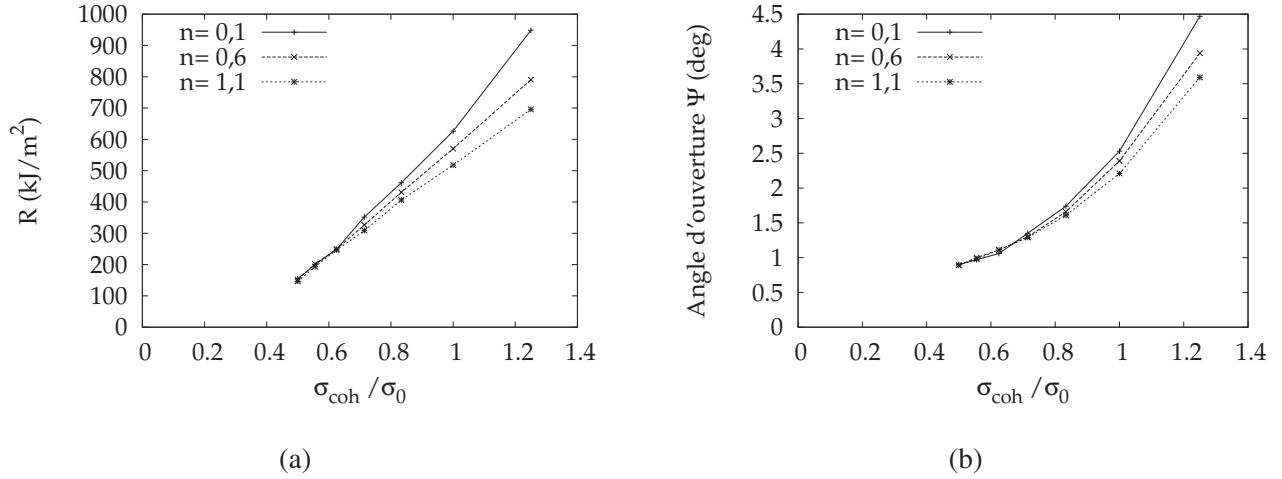


FIGURE 4.2 – Influence de l'écroissage des poutres σ_0 sur les prédictions de R (a) et Ψ (b) pour des poutres homogènes ($m=1$).

On observe clairement une évolution inversement proportionnelle entre les deux mesures de résistance à la fissuration et la limite d'élasticité des poutres. De plus, ces prédictions montrent un rôle de second ordre de la pente d'écroissage linéaire n sur les deux mesures de résistance à la fissuration.

L'influence de l'hétérogénéité des poutres, pilotée par le coefficient de mismatch m , est présentée par la figure 4.3. La limite d'élasticité des parties de poutres en aval du front de fissure initial varie de 800 à 1600 Mpa, tandis que m varie de 1,0 à 1,5. La limite d'élasticité des parties de poutres en amont du front de fissure est donnée par la relation σ_0/m , et varie donc de 1000 à 667 MPa lorsque $\sigma_0=1000$ Mpa. La pente d'écroissage linéaire n est fixée à 0,1 pour l'ensemble des poutres.

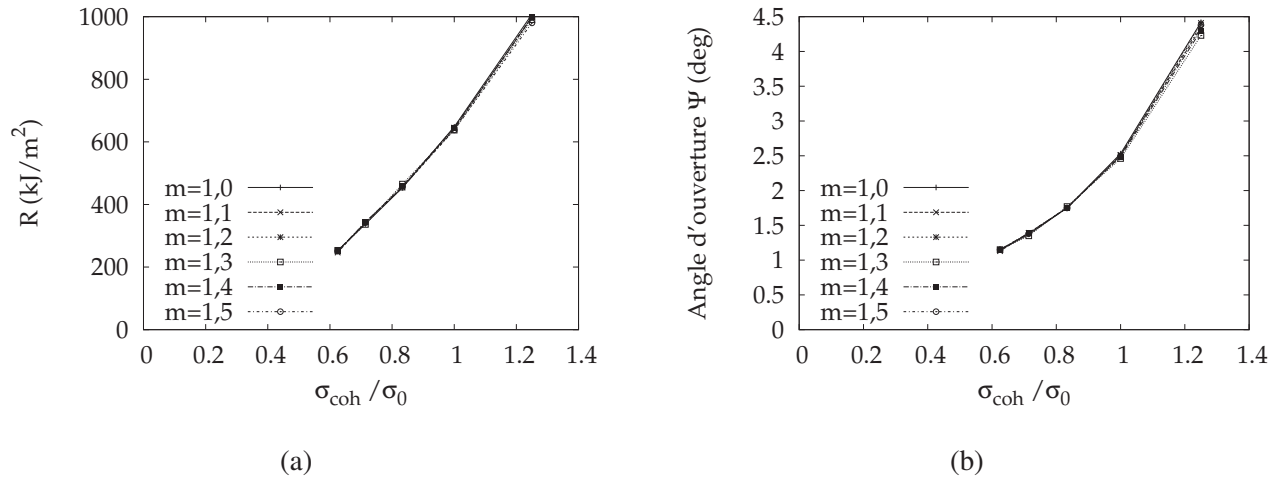


FIGURE 4.3 – Influence de l'hétérogénéité des poutres sur les prédictions de R (a) et Ψ (b).

Une influence mineure de l'hétérogénéité peut être observée sur les prédictions des deux mesures de résistance à la fissuration. Cela s'interprète aisément par le fait que cette hétérogénéité intervient lors de l'initiation de la fissuration. Lors de la propagation, le fait que le moment fléchissant des poutres reste constant implique que les parties de poutres situées entre le front de fissure initial et les points de chargements ne subissent plus de déformations significatives. Les prédictions du moment fléchissant des poutres en pointe de fissure au cours de la propagation sont illustrées par la figure 4.4 dans les cas des deux études paramétriques précédentes. Ce moment M est normé par le moment de la rotule plastique équivalente formant la grandeur adimensionnée Mr .

$$Mr = \frac{4M}{bh^2\sigma_0} \quad (IV.1)$$

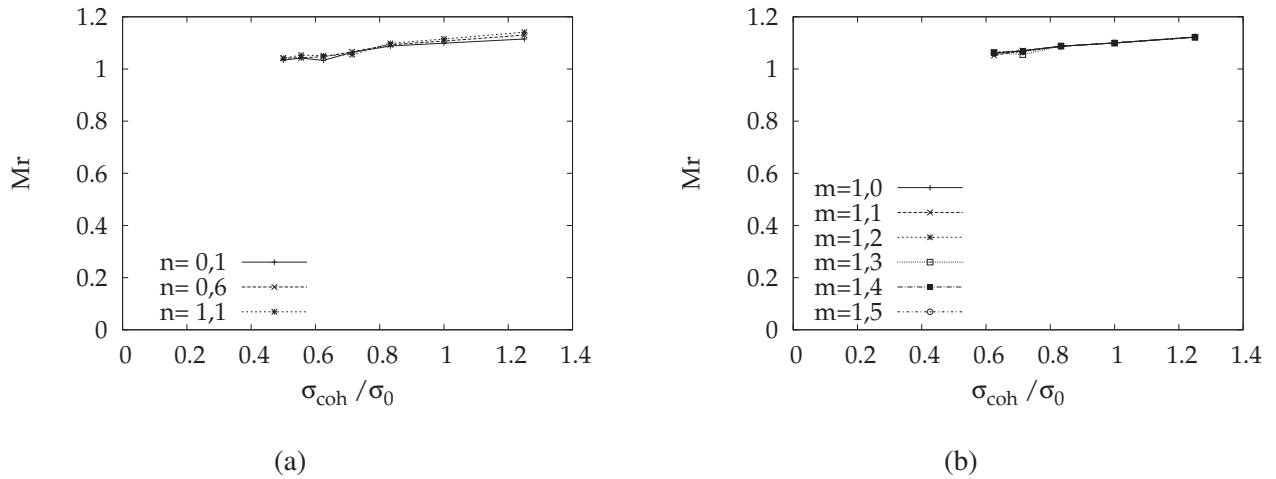


FIGURE 4.4 – Influence du comportement des poutres sur le moment fléchissant en pointe de fissure pour des poutres homogènes (a) et hétérogènes (b).

L'observation du fait que Mr est supérieur à l'unité dans tous les cas étudiés met en évidence que l'ensemble des sections des poutres au voisinage du front de fissure est plastifié. Cela indique qu'une déformation significative des poutres doit être atteinte afin d'entraîner la décohérence complète des éléments d'interface.

1.1.2 Rôle du comportement de l'interface

Dans ce paragraphe, le comportement des poutres est fixé par les paramètres $\sigma_0=1000$ MPa, $n=0,2$ et $m=1$. Le comportement de l'interface est paramétré par la contrainte de cohésion σ_{coh} variant de 200 à 2000 MPa, et par l'énergie de cohésion Γ variant de 4 à 10 kJ/m². La figure 4.5 illustre les prédictions de résistances à la fissuration associées à ces comportements. Les résultats de prédictions pour un rapport élevé de σ_{coh}/σ_0 sont de moins bonne qualité sur ces figures car l'amplitude de la propagation de la fissure est moindre dans ces cas là, ainsi la moyenne de R et de Ψ au cours de la propagation est moins précise.

Ces prédictions montrent dans ce cas deux évolutions différentes de $\partial U_d/\partial A$ et de Ψ en fonction de la contrainte cohésive. Le taux d'énergie de déformation plastique augmente de plus en plus fort avec σ_{coh} , comme l'illustre la figure 4.5.a. Deux régimes sont observés sur l'évolution de l'angle d'ouverture en fonction de la contrainte cohésive montrée sur la figure 4.5.b. En effet, lorsque σ_{coh} est inférieure à σ_0 , Ψ montre une évolution quasi-inversement proportionnelle avec σ_{coh} , tandis qu'il suit une relation quasi-linéaire lorsque σ_{coh} est supérieure à σ_0 .

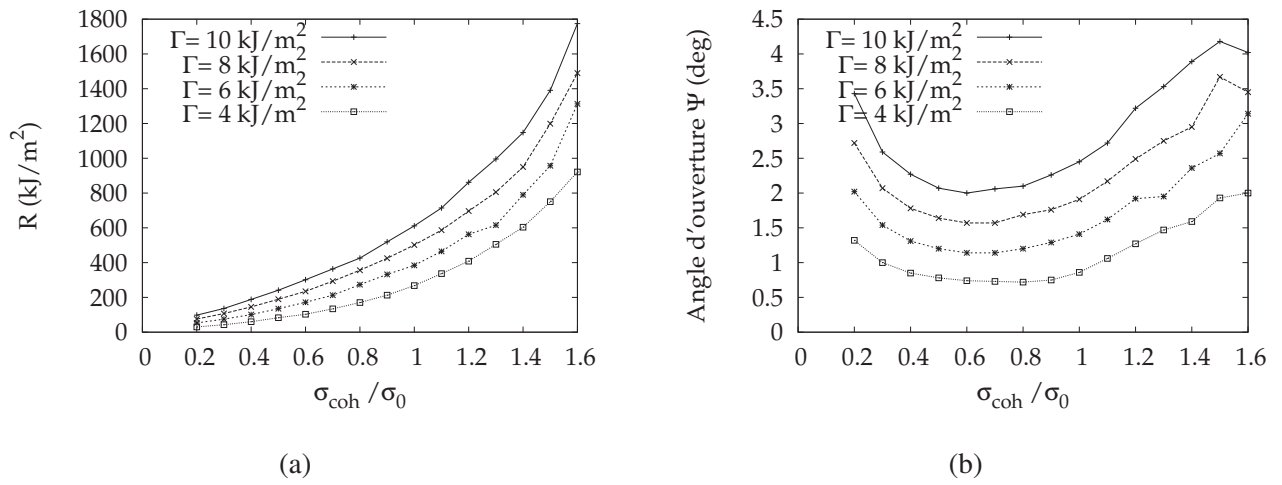


FIGURE 4.5 – Influence des paramètres de cohésion de l'interface sur les prédictions de R (a) et Ψ (b).

L'interprétation proposée des deux régimes d'évolution de Ψ en fonction de σ_{coh} observés pour une énergie de cohésion donnée est la suivante :

- Lorsque σ_{coh} est nettement supérieure à σ_0 , un important pliage des poutres est nécessaire afin d'initier la décohésion, entraînant des valeurs importantes de l'angle d'ouverture de fissure,
- Lorsque σ_{coh} est nettement inférieure à σ_0 , l'initiation de la décohésion peut se produire sans pliage important des poutres, mais la décohésion complète d'un élément d'interface requière une elongation significative, conduisant à des valeurs également importantes de Ψ .
- La compétition de ces deux mécanismes réduit l'angle d'ouverture, lorsque ni l'initiation ni la décohésion complète ne requièrent de pliage aussi important des poutres.
- L'écart entre les différentes courbes restant constant et proportionnel à Γ , l'énergie de cohésion ne modifie pas l'interaction de ces mécanismes.

Les prédictions du moment fléchissant des poutres en fonction du comportement cohésif de l'interface sont illustrées par la figure 4.6. Un impact relativement faible de la décohésion de l'interface est observé sur ces prédictions.

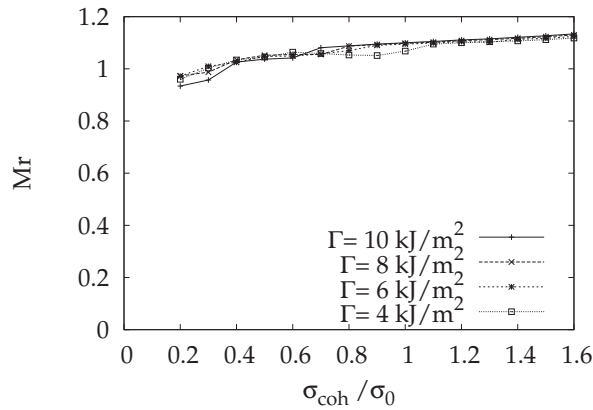


FIGURE 4.6 – Influence des paramètres de cohésion de l'interface sur les prédictions du moment fléchissant des poutres en pointe de fissure.

La faible influence de la résistance à la fissuration de l'interface sur le moment fléchissant des poutres indique que, dans les cas étudiés dans cette étude, la mesure de l'effort appliqué ne renseigne pas sur la résistance de l'interface. Une rotule plastique doit se former dans les poutres au niveau du front de fissure et permettre une déformation suffisante de la matière à l'interface. Pour cela la charge limite de pliage des poutres doit être atteinte, sans grande influence de la résistance de l'interface.

Cette étude paramétrique met en évidence le fait que les deux mesures de la résistance à la fissuration, Ψ et R , ne dépendent pas de la même façon des paramètres de comportement du modèle mis en place dans cette étude. Au vu de ces résultats il est proposé que les mesures de R et Ψ ne sont pas redondantes, et peuvent permettre de décrire un unique mécanisme de décohésion du matériau. Ces travaux permettent de fournir des pistes dans l'établissement d'une relation simple entre ces mesures et les contraintes et énergies cohésives modélisant la propagation de la fissure.

1.2 Conclusion

Le modèle proposé permet les conclusions suivantes :

1. La résistance à la fissuration constante observée expérimentalement peut être approchée par des paramètres cohésifs constants lors de la propagation.
2. La résistance à la fissuration mesurée est fortement dépendante de l'interaction entre la plasticité des poutres et la décohésion de l'interface, et plus particulièrement de la limite d'élasticité des poutres. En revanche, l'écrouissage des poutres ou leur hétérogénéité semblent être des facteurs de second ordre.
3. Les deux mesures de résistance R et Ψ ne sont pas redondantes, et constituent ainsi une description à deux paramètres de la résistance rencontrée par la fissure. Des pistes dans la recherche d'une relation entre ces mesures et les paramètres cohésifs décrivant la propagation de la fissure pour un maillage donné sont fournies.

Au vu des résultats de cette étude, l'essai DCB instrumenté des mesures de R et de Ψ apparaît comme très adapté à caractériser de façon fiable la fissuration stable d'assemblages hétérogènes en étant très peu dépendant de leur hétérogénéité. Dans les cas de rapports d'hétérogénéité $m > 1$, tels que la majorité des assemblages soudés, il est simplement nécessaire de concevoir une géométrie d'essai permettant au matériau 'mou' de transmettre le moment requis par la fissuration du matériau 'dur'. De plus la connaissance fine de l'écrouissage des matériaux étudiés ne semble pas être nécessaire afin de caractériser leur fissuration.

2 Étude numérique de la fissuration de points soudés

Les mesures expérimentales de la résistance à la fissuration lors de la rupture interfaciale de points soudés révèlent une phénoménologie complexe de la fissuration. Une lèvres de fissure se développe à proximité de la surface libre, dans laquelle le matériau s'endommage majoritairement en cisaillement (mode II), dans des plans inclinés d'environ 45° par rapport au plan interfacial. Sur le reste de l'interface des mécanismes d'endommagement de mode d'ouverture (mode I) sont observés. Il est admis que ces deux phénomènes sont associés à des résistances très différentes à la fissuration, significativement supérieure dans le cas du mode II. Lorsque les dimensions de l'interface sont suffisamment grandes en rapport à la lèvres de la fissure observée, on remarque un régime quasi-stationnaire de la propagation. Ceci est mis en évidence par les mesures des courbes $\Psi - \Delta a$, et les observations de l'étendue de la zone à localisation de la déformation de surface.

Il a été montré dans la partie précédente que les mesures de R et Ψ lors d'une résistance à la fissuration constante lors de la propagation sont des informations pertinentes afin de quantifier le phénomène de décohésion du matériau. La simulation numérique de la fissuration du matériau par un modèle cohésif est utilisée dans cette partie afin d'interpréter les mesures de R et Ψ expérimentales dans le cas des points soudés. Ainsi, cette partie vise dans un premier temps à quantifier la capacité du modèle par zones cohésives à prédire la fissuration des points soudés. Ensuite, une quantification des rôles relatifs des différents facteurs contrôlant la résistance rencontrée par la fissure est recherchée. Ces facteurs furent identifiés précédemment comme :

- la résistance intrinsèque du matériau,
- l'état de chargement local,
- la géométrie du front de fissure.

2.1 Mise en place du modèle de fissuration de points soudés

La construction du modèle éléments finis de l'essai d'enfoncement de coin sur les points soudés est basée sur le modèle de l'essai DCB présenté dans l'annexe D. La géométrie, le maillage et les conditions aux limites sont adaptés aux cas de l'essai d'enfoncement de coin sur les points soudés, mais les mêmes algorithmes de traitements de données sont utilisés. Ainsi la détermination du taux de dissipation d'énergie global R_{global} et de l'angle d'ouverture de fissure Ψ est conduite de la même façon que dans la partie précédente.

Le joint liant les tôles est une portion de disque de 4 mm de rayon, coupée à 2 mm de son centre, formant un joint de longueur apparente $L=7,1$ mm, et de largeur $b_n=2$ mm. Les faces 1 et 2 (figure 4.7.a) sont liées de façon rigide à leur noeud central, un déplacement d'ouverture est appliqué à ces noeuds. La figure 4.7 illustre la géométrie et le maillage du modèle.

Le comportement élastoplastique des tôles considéré est issu de la caractérisation détaillée dans l'annexe B. Le comportement du matériau soudé est approché par une limite d'élasticité de $\sigma_0=1300$ MPa, et par une pente d'écrouissage linéaire de $n=0,2$, tandis que ces paramètres sont fixés à $\sigma_0=400$ MPa et $n=2$ pour le métal de base. Le rayon de la zone de comportement correspondant à la zone fondue est fixé à une valeur 20% supérieure au rayon de l'interface soudée.

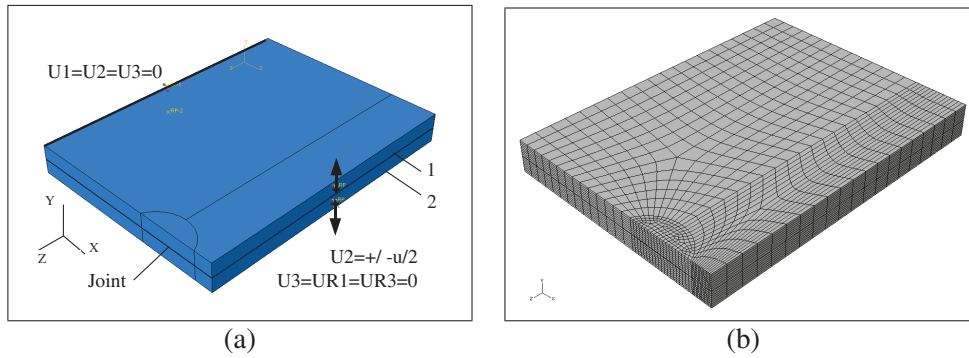


FIGURE 4.7 – Géométrie, conditions aux limites (a) et maillage (b) du modèle par éléments finis de l’essai d’enfoncement de coin appliqué aux points soudés.

2.2 Analyse de la prédiction de la fissuration

Cette partie présente l’analyse des résultats d’une simulation de la fissuration interfaciale d’un point soudé par l’essai d’enfoncement de coin, et les compare avec les résultats expérimentaux d’essais réalisés sur la nuance d’acier DP600GI. Ces résultats expérimentaux sont présentés plus en détail dans le paragraphe 2.1 du chapitre V. Les paramètres cohésifs modélisant la fissuration de l’interface résultent de l’étude paramétrique détaillée au paragraphe 2.3.1, et reproduisent au mieux les résultats expérimentaux de résistance à la fissuration de cette nuance. Ils sont ainsi fixés par une contrainte cohésive σ_{coh} de 1200MPa, et une énergie cohésive de 90kJ/m². Les différents enregistrements réalisés sur le modèle prédictif et sur les essais expérimentaux sont comparés et interprétés.

2.2.1 Interprétations des courbes $F - u$

La courbe $F - u$ de l’essai prédite est illustrée par la figure 4.8.a

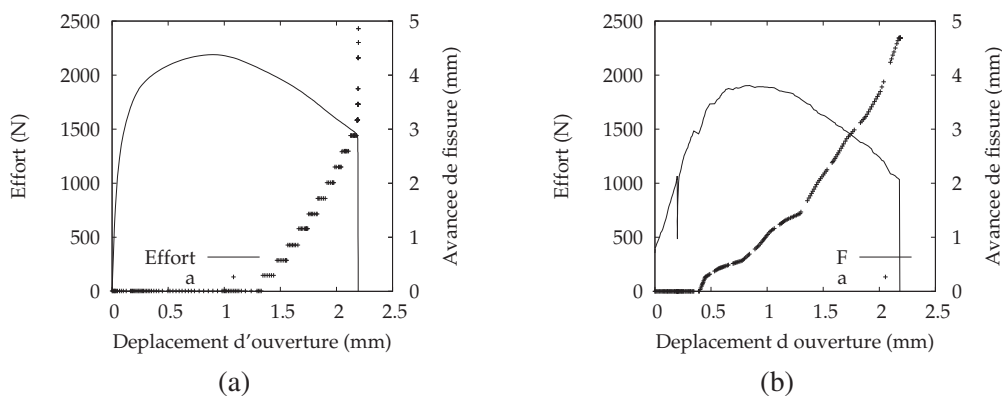


FIGURE 4.8 – Courbe $F - u - A$ prédite par la simulation de l’essai (a), et exemple de courbe enregistrée sur un point soudé d’acier DP600GI (b).

Cette courbe est comparée avec un exemple d’enregistrement expérimental réalisé sur un point soudé d’acier DP600GI (figures 4.8. b). Le joint soudé prélevé dans cet essai a une longueur apparente L de 5,99 mm, et une épaisseur b_n de 1,3 mm, ce qui constitue un joint plus petit que dans le cas simulé numériquement. L’allure de la courbe $F - u$ prédite est jugée pertinente, mais la différence des dimensions des joints limite cette

interprétation, et implique le besoin de simulations adaptées à chaque dimension d'éprouvettes. Ainsi, l'étude des courbes $F - u$ ne permet pas d'interprétation détaillée de la pertinence des résultats de simulations.

2.2.2 Progression du front de fissure

L'analyse de l'évolution de la fissure observée en surface révèle une différence notable entre les prédictions numériques et les essais expérimentaux, comme l'illustrent les figures 4.8.a et b. En effet, l'initiation de la fissuration est observée pour des déplacements d'ouverture significativement plus faibles dans le cas expérimental. L'évolution de la géométrie du front de fissure prédite par ce modèle est comparée de façon qualitative aux observations expérimentales.

La figure 4.9 illustre l'évolution des éléments d'interface rompus en trois instants de la propagations de la fissure, mettant en évidence l'aire rompue A , l'avancée de fissure apparente Δa , et le front de fissuration comme la limite entre les éléments cohésifs rompus et non rompus.

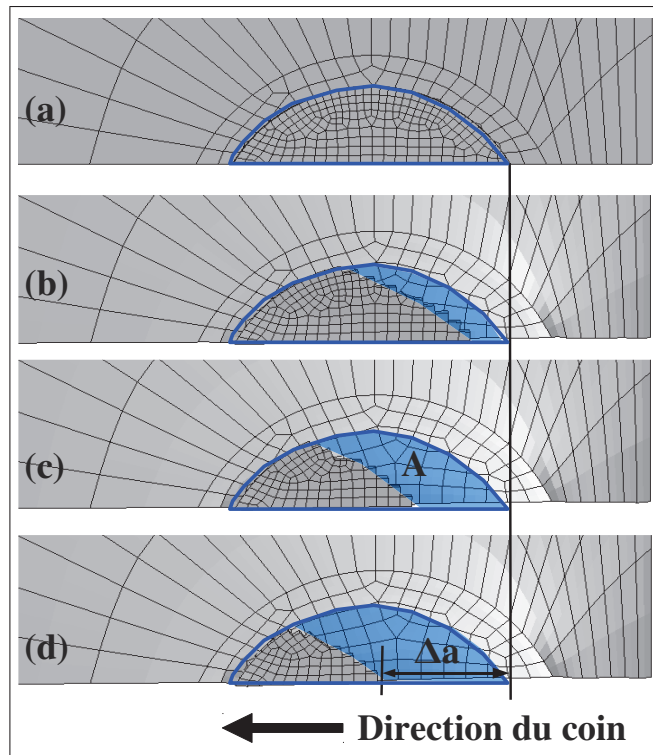


FIGURE 4.9 – (a) Maillage de l'interface par éléments cohésifs, sur le maillage de la tôle inférieure. Évolutions de l'aire rompue A , de l'avancée de fissure apparente Δa , et du front de fissure prédit par le modèle (b, c et d).

Au vu de ces observations qualitatives, il est jugé que le modèle cohésif basé sur une dépendance à la mixité des modes en contraintes pour l'initiation, et indépendante de la mixité des modes pour la dégradation, permet de reproduire correctement l'évolution expérimentale du front de fissure, sollicité en mode I. Toutefois, on observe que la courbure sensible du front de fissure expérimentale sur la fin de l'essai (paragraphe III.3.2.1) n'est pas reproduite numériquement.

2.2.3 Interprétations des mesures de Ψ

La figure 4.10 illustre la mesure de l'ouverture de fissure sur le modèle numérique de fissuration à un instant intermédiaire de la rupture. Les éléments cohésifs assurant la liaison interfaciale restante sont illustrés. Dans

le cadre de l'étude expérimentale de la fissuration des points soudés, une distance l de 2 mm entre la pointe de fissure observée et la mesure de l'ouverture de fissure do est utilisée, et cette même valeur est considérée dans cette étude. On observe que les noeuds de l'arête considérés pour cette mesure présentent une ouverture significativement différente selon s'ils se trouvent dans la zone de comportement du métal de base, ou bien de la zone fondue.

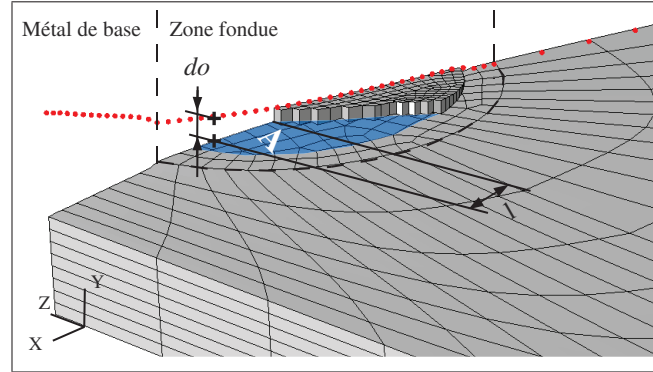


FIGURE 4.10 – Illustration de la mesure de l'ouverture de fissure do pour le calcul de Ψ sur le modèle numérique de fissuration. L'aire A de l'interface rompue est illustrée en bleu. L'ouverture do est donnée par le déplacement vertical interpolé entre les noeuds de l'arête du maillage à une distance $l=2\text{mm}$ de la pointe de fissure observée.

La courbe $\Psi - \Delta a$ durant la propagation stable de la fissure, prédite par le modèle est illustrée par la figure 4.11.a, et la mesure expérimentale associée à l'essai présenté en figure 4.8 est présentée par la figure 4.11.b. Il est rappelé que les valeurs nulles présentes en début de fissuration sur la mesure expérimentale correspondent à des instants pour lesquels la pointe de fissure se trouve trop proche du bord de l'image pour permettre la mesure du déplacement d'ouverture à la distance souhaitée de la pointe de la fissure. La courbe $\Psi - \Delta a$ prédite est discontinue et met en évidence une succession d'étapes d'ouverture sans avancée de fissure, et d'étapes d'avancée de fissure sans ouverture.

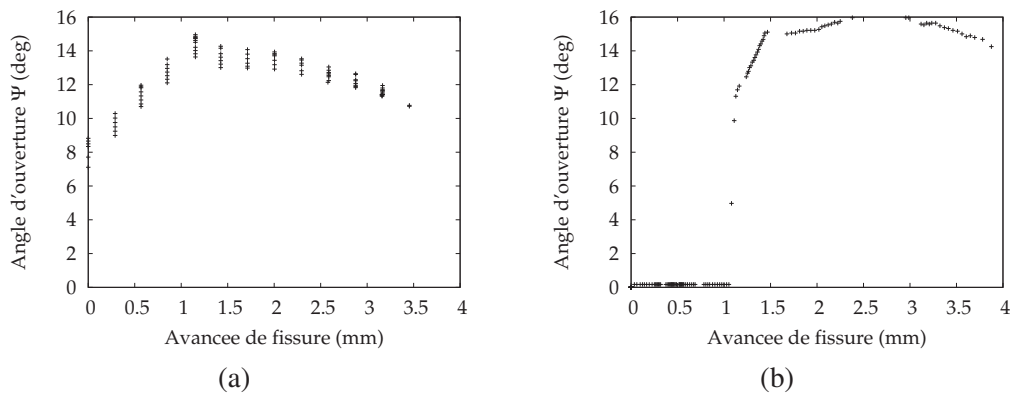


FIGURE 4.11 – (a) Courbe $\Psi - \Delta a$ prédite par la simulation de l'essai, et (b) mesure expérimentale sur un points soudé d'acier DP600GI.

On observe tout d'abord une évolution globalement similaire de ces courbes. La mesure expérimentale présente un plateau avoisinant les 15° , tandis que la prédiction numérique atteint environ 14° puis décroît sensiblement avec l'avancée de la fissure. Ainsi, lors de la propagation de la fissure pour une énergie de séparation de la matière constante, la mesure de la courbe $\Psi - \Delta a$ présente une allure proche des types 'Plateau'

ou 'Cloche' observés expérimentalement (2 du chapitre III). Il est donc proposé d'associer les mesures expérimentales de courbes $\Psi - \Delta a$ de ce type à une régime de propagation de la fissure à énergie constante. L'analyse de la simulation numérique montre de plus que la rupture de pente de la courbe $\Psi - \Delta a$ se produit lorsque l'avancée de fissure est suffisante pour placer les points de mesure de l'ouverture de fissure do dans la zone de comportement de la zone fondue.

Cette interprétation indique que le rôle de la lèvres de la fissuration n'est pas assez important pour modifier significativement l'allure des courbes $\Psi - \Delta a$ mesurées, comme proposé en première interprétation des observations dans le chapitre III. Le rôle de la diminution de longueur du front de fissuration au cours de sa propagation apparaît en revanche moins flagrant. Il est proposé que la décroissance de la courbe $\Psi - \Delta a$ prédite sur la fin de la propagation stable soit contrôlée par la diminution de la longueur du front, tandis que les régimes de type 'Plateau' observés expérimentalement soient associés à une influence grandissante de la lèvres de la fissure, balançant le rôle de la longueur du front.

2.2.4 Interprétations des mesures de R

La prédiction du taux de dissipation d'énergie total R_{global} dans le cas de la simulation présentée par les figures 4.8 et 4.11 est de 420 kJ/m^2 . La moyenne des valeurs de R_{global} expérimentales sur l'ensembles des 8 essais réalisés sur la nuance DP600GI est de 425 kJ/m^2 , comme le détaille le paragraphe 2.1 du chapitre V.

2.2.5 Conclusions

Au vu des comparaisons détaillées des résultats d'une prédiction de la rupture interfaciale de points soudés avec les résultats expérimentaux sur la nuance DP600GI, le modèle est jugé apte à rendre compte des grandeurs mesurées expérimentales R_{global} et $\Psi - \Delta a$ en fonction de paramètres cohésifs de l'interface des tôles. Ce modèle permet une interprétation du phénomène de fissuration observé plus complète que ne l'a permis l'étude phénoménologique expérimentale. L'influence de la résistance de l'interface sur les mesures globales de résistance à la fissuration peut être entreprise. La valeur moyenne de Ψ au cours de la propagation stable sera considérée pour ces études paramétriques.

2.3 Étude paramétrique de la fissuration interfaciale des points soudés

Dans cette partie, l'influence des paramètres cohésifs modélisant la fissuration de l'interface sur les prédictions de R_{global} et Ψ est tout d'abord présentée. Ensuite, l'influence de l'hétérogénéité des limites d'élasticité entre la zone fondue et le métal de base est étudiée.

2.3.1 Rôle de la résistance de l'interface

Dans ce paragraphe, les comportements élastoplastiques de la zone fondue ainsi que du métal de base sont fixés. Le comportement du matériau soudé est approché par une limite d'élasticité de $\sigma_0=1300\text{MPa}$, et une pente d'écrouissage linéaire de $n=0,2$, tandis que ces paramètres sont fixés à $\sigma_0=400\text{MPa}$ et $n=2$ pour le métal de base. Le comportement de l'interface est paramétré par une contrainte cohésive σ_{coh} variant de 800 à 2000 MPa, et l'énergie cohésive Γ varie de 30 à 90 kJ/m^2 . La figure 4.12 illustre les prédictions des résistances globales à la fissuration associées à ces paramètres.

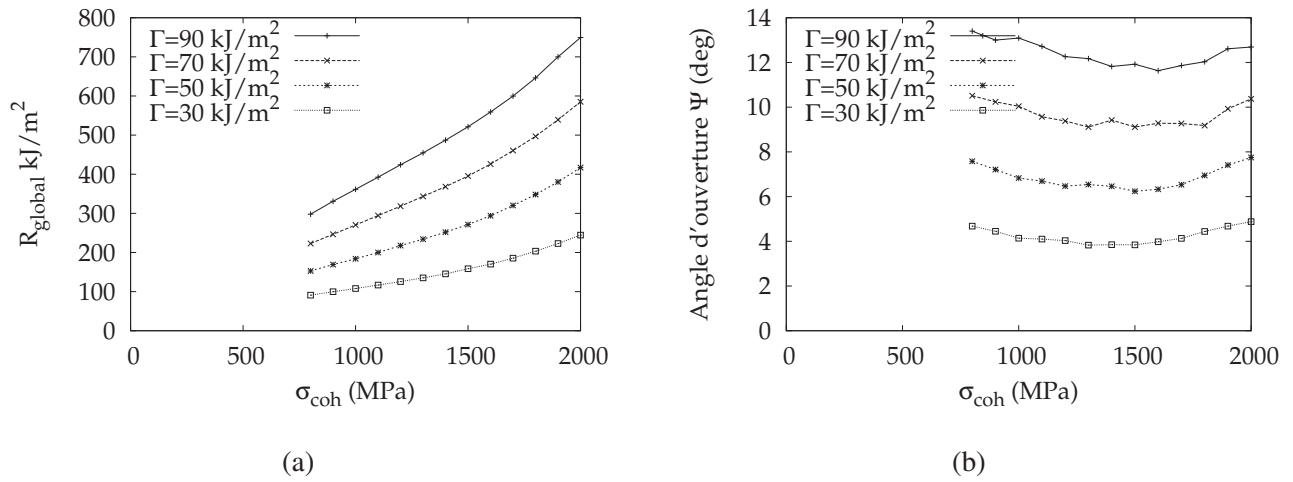


FIGURE 4.12 – Influence des paramètres de cohésion de l'interface sur les prédictions de R_{global} (a) et Ψ (b).

On observe des évolutions de R_{global} et Ψ relativement similaires au cas de la géométrie DCB, présentées dans la partie 1.2. En effet, le taux de dissipation d'énergie globale R_{global} augmente avec σ_{coh} et Γ , tandis que Ψ présente deux régimes, selon si σ_{coh} est supérieure ou inférieure à σ_0 . Ainsi, les interprétations de ces évolutions formulées dans le cas de l'étude de la géométrie DCB sont jugées pertinentes de la même façon dans le cas des points soudés.

Au vu des ces prédictions, la mesure de Ψ apparaît relativement indépendante de la contrainte cohésive σ_{coh} lorsque cette dernière est du même ordre de grandeur que σ_0 , et décrit ainsi principalement l'influence de l'énergie de rupture Γ . Cela est cohérent avec l'interprétation faite dans le paragraphe 1.1.2. En revanche, la mesure de R_{global} apparaît fortement dépendante à la fois de la contrainte cohésive σ_{coh} et de l'énergie cohésive Γ .

2.3.2 Rôle de l'hétérogénéité zone fondue/métal de base

Dans ce paragraphe, le comportement élastoplastique de la zone fondue (ZF) ainsi que le comportement à rupture de l'interface sont fixés par les paramètres $\sigma_0=1300\text{MPa}$, $n=0,2$, $\sigma_{coh}=1300\text{MPa}$, et $\Gamma=50\text{kJ/m}^2$. La limite d'élasticité du métal de base (MB) varie de 370MPa à 860 MPa par l'intermédiaire du coefficient d'hétérogénéité $m = \sigma_{0ZF}/\sigma_{0MB}$. La figure 4.13 illustre les prédictions des résistances globales à la fissuration associées à ces paramètres.

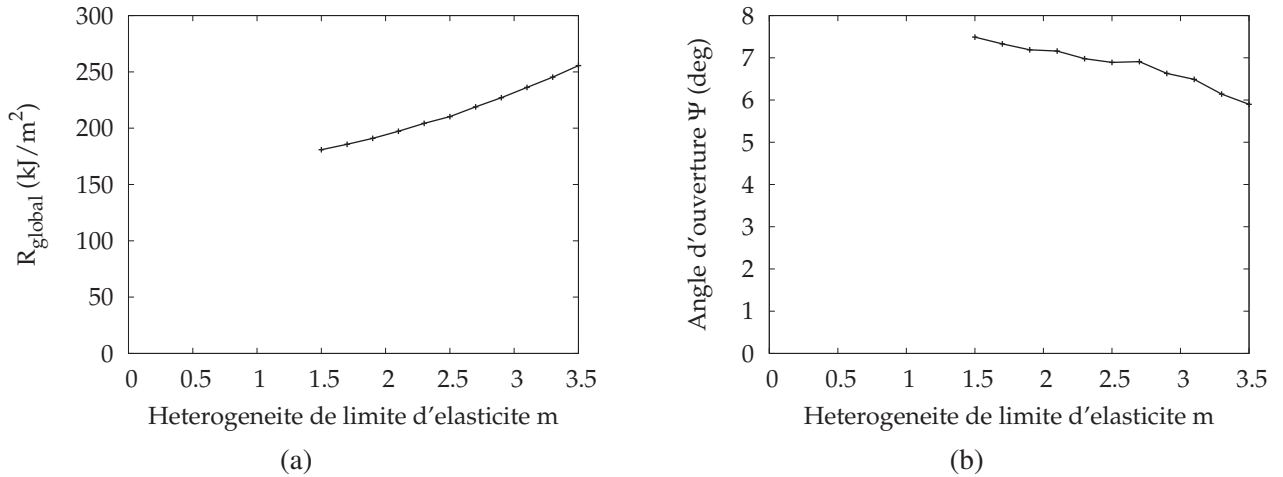


FIGURE 4.13 – Influence du paramètre m d'hétérogénéité des limites d'élasticité entre le métal de base et la zone fondue sur les prédictions de R_{global} (a) et Ψ (b).

Contrairement au cas de la géométrie DCB, l'hétérogénéité de comportement des tôles influence de façon non négligeable les mesures de résistance à la fissuration. En effet, la géométrie spécifique des éprouvettes dans le cas des points soudés implique que les parties de tôle de métal de base continuent de se déformer durant la transmission de la sollicitation au front de fissure au cours de la propagation.

2.4 Conclusions

Le modèle prédictif de la propagation de la fissure étudié dans la partie 1.2 est appliqué au points soudés. Il est mis en évidence que :

1. L'initiation de la fissuration n'est pas fidèlement reproduite par la prédiction numérique.
2. La géométrie du front de fissure au cours de la propagation est en revanche bien reproduite, et la dépendance à la mixité des modes du modèle cohésif est validée qualitativement.
3. Le modèle mis en place permet de proposer une interprétation de l'allure des courbes $\Psi - \Delta a$ rencontrées. En effet, à énergie de cohésion constante, la mesure de la résistance à la propagation de la fissure par l'angle Ψ présente un régime quasi permanent jusqu'à l'instabilité, de façon similaire aux observations expérimentales. Il est ainsi approprié de considérer cette mesure comme indicatrice de la résistance globale du matériau à la fissuration interfaciale. Le rôle de la lèvres de la fissuration semble au vu de ces résultats ne pas influencer significativement les mesures de Ψ , comme proposé en première interprétation dans le chapitre III.
4. Les mesures de Ψ et de R_{global} ne sont pas redondantes, et caractérisent différemment la résistance à la fissuration interfaciale des points soudés. R_{global} caractérise à la fois la contrainte et l'énergie cohésive, tandis que Ψ caractérise principalement l'énergie cohésive.

5. L'hétérogénéité de comportement des éprouvettes impacte de façon non négligeable les mesures de R_{global} et de Ψ par le fait de la géométrie spécifique des éprouvettes dans le cas des points soudés.

3 Conclusions

L'étude numérique présentée dans ce chapitre confirme tout d'abord l'observation expérimentale et la proposition d'Atkins *et al.* [Atkins 98]. En effet, la sollicitation à la pointe de la fissure lors de cet essai est principalement transmise par le moment fléchissant des poutres, restant constant au long de la propagation.

Dans ce cas R et Ψ constituent deux mesures indépendantes caractérisant la résistance globale et instantanée à la fissuration de l'éprouvette. Il est montré que pour une contrainte cohésive du même ordre de grandeur que la limite d'élasticité des poutres, la mesure de Ψ caractérise principalement l'énergie de cohésion, tandis que R semble caractériser le produit de l'énergie et de la contrainte cohésive.

Cette étude ne couvre qu'un cas de géométrie DCB, mais propose des pistes jugées intéressantes pour l'établissement d'une relation simple entre les mesures de R et Ψ et les paramètres cohésifs approchant la résistance locale à la fissuration.

L'application du modèle de prédiction, de R et Ψ à la fissuration interfaciale de points soudés par l'essai d'enfoncement de coin permet une interprétation plus avancée des observations expérimentales :

1. Les courbes $\Psi - \Delta a$ expérimentales sont bien reproduites par le modèle à paramètres cohésifs uniformes, ce qui indique que l'influence de la lèvres de la fissure est de second ordre lorsque des courbes de type 'Plateau' et 'Cloche' sont observées. La mesure de la valeur de Ψ atteinte dans ces cas est alors pertinente afin de décrire la résistance globale du point soudé à la fissuration interfaciale.
2. La considération de l'augmentation initiale des courbes $\Psi - \Delta a$ ne caractérise pas une augmentation de la résistance locale à la fissuration.
3. De la même façon que dans le cas de géométries DCB, Ψ caractérise principalement l'énergie de cohésion, tandis que R semble caractériser le produit de l'énergie et de la contrainte cohésive.

Ainsi dans le cas de la rupture interfaciale de points soudés, cette étude montre que les mesures de R et Ψ sont également adaptées à caractériser la résistance locale à la fissuration. Cette étude se limite toutefois à proposer des pistes à l'établissement d'une relation simple entre les mesures globales ($R; \Psi$) et la résistance locale ($\Gamma; \sigma_{coh}$).

Chapitre V

Résultats de caractérisation de ruptures de points soudés

Ce chapitre détaille les résultats de la caractérisation de points soudés par les méthodes expérimentales présentées dans le chapitre II, et selon les préconisations issues du chapitre III. Douze nuances d'aciers différentes sont caractérisées par les mesures du taux de dissipation d'énergie global R_{global} , et de la valeur stabilisée de l'angle d'ouverture de fissure Ψ durant la propagation de la fissure. L'étude bibliographique du chapitre I, ainsi que l'étude phénoménologique de la fissuration des points soudés du chapitre III indiquent que ces deux grandeurs caractérisent indépendamment la résistance rencontrée par la fissure au cours de sa propagation.

Les matériaux choisis pour l'étude de la rupture des points soudés sont présentés, ainsi que leurs paramètres de soudage. Enfin les résultats de mesures caractérisant leurs ruptures interfaciales sont détaillés.

1 Choix des matériaux et des conditions de soudage étudiés

1.1 Choix des matériaux

Des nuances d'acier DP et TRIP de 2 mm d'épaisseur furent étudiées. Ces aciers sont généralement produits dans une gamme d'épaisseur variant de 1 à 2 mm. Le choix d'une épaisseur de 2 mm permet d'étudier des éprouvettes d'une rigidité significative, dans l'objectif de générer des ruptures interfaciales. Des nuances réalisées en laboratoire dans le cadre de l'étude de l'influence de la composition chimique sont également étudiées. Lorsque ces tôles présentent un revêtement, ce dernier est désigné dans ce document par les lettres A, B, ou C.

1.1.1 Aciers Dual Phases

La table V.1 détaille les caractéristiques des aciers Dual Phase choisis dans cette étude. Les caractéristiques de soudabilité des nuances sont présentées dans le tableau V.3.

Nuance	Revêtement	épaisseur (mm)	Rm (MPa)
DP1	A	2	600
DP2	B	2	800
DP3	C	2	1000

TABLE V.1 – Caractéristiques des aciers DP étudiés.

1.1.2 Aciers TRIP

Quatre nuances d'aciers TRIP du même grade furent étudiées. Ces tôles d'acier TRIP sont tout d'abord comparées pour deux revêtements différents (B et C), puis pour deux provenances différentes (TRIP2 et TRIP3). Enfin, des tôles d'épaisseurs de 1 et 2 mm sont également étudiées (TRIP3.1 et TRIP3.2). Les compositions de ces produits diffèrent légèrement pour des raisons de procédé, et notamment en fonction des compatibilités de composition et de revêtement. La table V.2 détaille les caractéristiques de ces nuances.

Nuance	Revêtement	épaisseur (mm)	Rm (MPa)
TRIP1	B	2	800
TRIP2	C	2	800
TRIP3.2	C	2	800
TRIP3.1	C	1	800

TABLE V.2 – Caractéristiques des aciers TRIP étudiés.

1.1.3 Coulées synthétiques

Des nuances synthétiques d'épaisseur de 2mm furent réalisées au centre de recherche d'ArcelorResearch dans le cadre de la thèse de Florent Krajcarz, portant sur l'étude de l'effet de composition chimique sur la soudabilité des aciers. Un nombre suffisant de points soudés purent être réalisés pour l'étude par enfoncement de coin. La composition en carbone et en phosphore varie entre les quatre nuances. La teneur en phosphore varie de façon significative au dessous et au dessus des teneurs généralement utilisées dans les nuances commerciales. Ces tôles ne sont pas revêtues. La désignation de ces nuances dans le cadre de cette étude est par exemple bCbP, qui signifie des basses teneurs en carbone et en phosphore, tandis que la désignation hChP signifie de hautes teneurs en carbone et en phosphore. La table V.3 détaille leurs caractéristiques de soudabilité.

La faible quantité de matière disponible pour ces nuances a impliqué la détermination simplifiée du domaine de soudabilité. Ainsi la tenue en TC et le ratio de déboutonnage furent déterminés par un seul essai TC pour une douzaine d'intensités de soudages par nuances.

1.1.4 Évaluation de la soudabilité des nuances par l'essai de traction en croix

Les caractéristiques de soudabilité des nuances étudiées basées des essais de Traction en Croix (TC) sont présentées dans le tableau V.3. Les intensités de soudage et les tenues en Traction en Croix décrivent le domaine de soudabilité. L'intensité de base de domaine en zone arrachée I_{bas-za} correspond à l'intensité suffisante pour produire un diamètre de zone fondue de 6 mm, tandis que l'intensité de soudage en bouton I_{bas-b} suffit à générer des boutons de 6 mm lors de l'essai de traction en croix. L'intensité de haut de domaine I_{haut} est l'intensité maximale permettant de former des points soudés sans entraîner d'expulsion de la matière à l'interface des tôles.

La nuance TRIP2 ne présente pas d'intensité de soudage permettant l'obtention de bouton de diamètre supérieur à 6 mm lors de l'essai de Traction en Croix. Cette nuance ne présente donc pas d'intensité de soudage de bas de domaine de soudabilité en bouton I_{bas-b} . Les deux nuances TRIP3.1 et TRIP3.2 furent soudées sans connaissance exacte de leurs domaines de soudabilité, et les domaines de soudabilité de nuances similaires furent considérés.

1. CHOIX DES MATÉRIAUX ET DES CONDITIONS DE SOUDAGE ÉTUDIÉS

Nuance	I_{bas-za} (kA)	I_{bas-b} (kA)	I_{haut} (kA)	TC_{bas-za} (daN)	TC_{bas-b} (daN)	TC_{haut} (daN)
DP1	8,8	10,1	10,9	1000	1300	1600
DP2	7,7	10	11,6	1000	1600	2100
DP3	7,7	9,7	10,1	780	1100	1300
TRIP1	7,1	8,2	10,1	800	1100	1300
TRIP2	7,5	-	9,8	850	-	1300
TRIP3.2	nc	nc	nc	nc	nc	nc
TRIP3.1	nc	nc	nc	nc	nc	nc
bCbbP	7,6	8,4	10,8	1400	1350	1750
bCbP	7,6	9,2	11,6	1000	1700	1900
bChP	6,8	-	9,2	600	-	1000
hChP	6,8	-	9,6	500	-	730

TABLE V.3 – Soudabilité des aciers étudiés.

avec

I_{bas-za}	Intensité de bas de domaine de soudabilité en diamètre de zone arrachée
I_{bas-b}	Intensité de bas de domaine de soudabilité en diamètre de bouton
I_{haut}	Intensité de haut de domaine de soudabilité
TC_{bas-za}	Tenue en Traction en Croix de bas de domaine de soudabilité en zone arrachée
TC_{bas-b}	Tenue en Traction en Croix de bas de domaine de soudabilité en bouton
TC_{haut}	Tenue en Traction en Croix de haut de domaine de soudabilité

1.2 Soudage des matériaux de l'étude

1.2.1 Instrumentation

L'ensemble des points soudés de cette étude furent réalisés sur la même machine "Schlatter" du laboratoire d'ArcelorResearch à Maizières-lès-Metz. Les paramètres de soudage utilisés furent déterminés selon la norme internationale NF EN ISO 18278-2. Pour le soudage homogène de tôles de 2 mm revêtues, cette norme spécifie les conditions de soudage suivantes :

Diamètre des électrodes	8 mm
Effort de soudage	500 daN
Temps d'accostage	70 périodes
Nombre de pulse	4
Temps de chaud	9 périodes
Temps de froid	2 périodes
Temps de forgeage	20 périodes
Refroidissement des électrodes	eau (6l/min)

TABLE V.4 – Paramètres de soudage pour des tôles de 2 mm selon la norme NF EN ISO 18278-2, avec une période correspondant à 20 ms dans un système électrique à 50Hz.

1.2.2 Choix des intensités de soudage

Les intensités de soudage utilisées pour chacune des nuances étudiées sont résumées dans le tableau V.5, ainsi que les résultats de caractérisation par l'essai de traction en croix (TC) pour ces conditions de soudage. Les résultats de caractérisation de ces nuances par l'essai TC a guidé le choix des conditions de soudage utilisées.

Ainsi, les nuances DP1 et C085 P002 constituent les références de bonne soudabilité avec les tenues TC maximales, et un ratio de déboutonnage de 1. Ce ratio indique qu'aucune fissuration ne progresse à travers la zone fondue lors de l'essai TC pour ces points soudés. A l'inverse, les nuances C067 P105 et C110 P105 sont les références de mauvaise soudabilité, car présentant les tenues en TC les plus faibles, et des ratios de déboutonnage nuls, indiquant des ruptures interfaciales.

La nuance DP2 fut étudiée pour deux intensités de soudage différentes afin de rechercher la cause de son comportement particulier en traction en croix. En effet, son ratio de déboutonnage diminue avec l'intensité de soudage, malgré l'augmentation de la tenue en TC, entre les intensités 9 et 10 kA. La quantification de la résistance à la fissuration interfaciale pourrait dans ce cas permettre une meilleure compréhension de la soudabilité de cette nuance.

Nuance	Intensité (kA)	TC (daN)	ratio de déboutonnage
DP1	10,7	1600	1,0
DP2	9	1300	0,75
	10,0	1600	0,65
DP3	7,7	700	0
	9	1100	0,8
TRIP1	9,0	1200	0,75
TRIP2	9,0	1100	0,5
TRIP3.2	9,3	nc	nc
TRIP3.1	7,9	nc	nc
bCbbP	10,1	1700	1
bCbP	9,2	1600	1
bChP	8,4	800	0,7
hChP	8,4	700	0,5

TABLE V.5 – Intensités de soudage choisies pour les aciers étudiés, et comportement en Traction en Croix associé.

L'acier DP3 est étudié pour deux intensités de soudage inférieures à l'intensité de bas de domaine de soudabilité en déboutonnage. Ils présentent des diamètres de zone fondue de l'ordre de 5 et 7 mm respectivement, et une tenue en TC suffisante pour considérer qu'un joint de résistance relative s'est formé. La différence de tenue en TC entre ces deux conditions de soudage est tout d'abord liée à la différence de dimensions des joints créés. La différence de résistance à la fissuration interfaciale des matériaux fondus pour ces deux conditions est en revanche inconnue. L'essai d'enfoncement de coin est utilisé afin de quantifier cette résistance.

Les quatre nuances d'acier TRIP ainsi que les coulées synthétiques furent soudées en milieu de domaine de soudabilité.

2 Résultats des mesures et interprétations

2.1 Synthèse

Cette partie présente le résumé des caractérisations effectuées lors des essais d'enfoncement de coin. Chaque campagne d'essai étudiant une nuance à une intensité de soudage donnée est caractérisée par les grandeurs suivantes : le nombre d'essais considérés, les moyennes des dimensions des joints soudés prélevés, les moyennes des mesures de résistance à la fissuration interfaciale, et un commentaire sur l'allure des courbes $\Psi - \Delta a$ généralement rencontrées par campagne d'essai.

Les évolutions comparées de R_{global} et de Ψ sur l'ensemble des points soudés sont illustrées par la figure 5.1, les nuances d'aciers sont classées en fonction du taux de dissipation global R_{global} moyen mesuré par campagne d'essais. Les figures 5.2 et 5.3 illustrent les mesures de R_{global} et Ψ présentant les valeurs minimales et maximales mesurées par les barres d'erreurs. Les valeurs de tenues en traction en croix (TC) associées aux mêmes nuances et conditions de soudage sont également illustrées sur ces figures. Le tableau V.6 résume ces mesures.

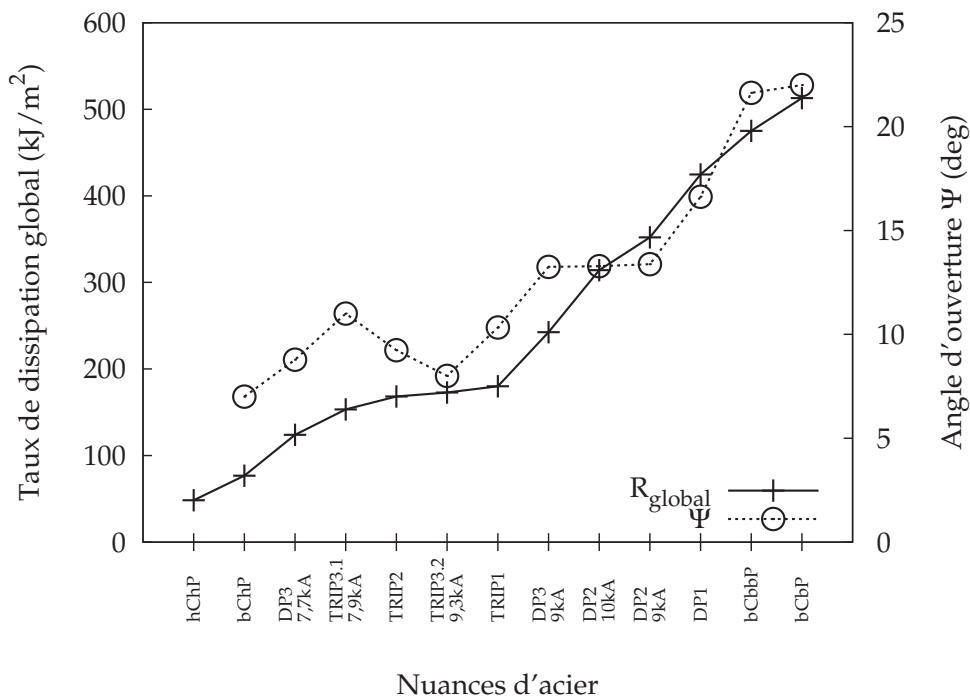


FIGURE 5.1 – Récapitulatif des mesures de taux de dissipation d'énergie global R_{global} , et de l'angle d'ouverture de fissure Ψ .

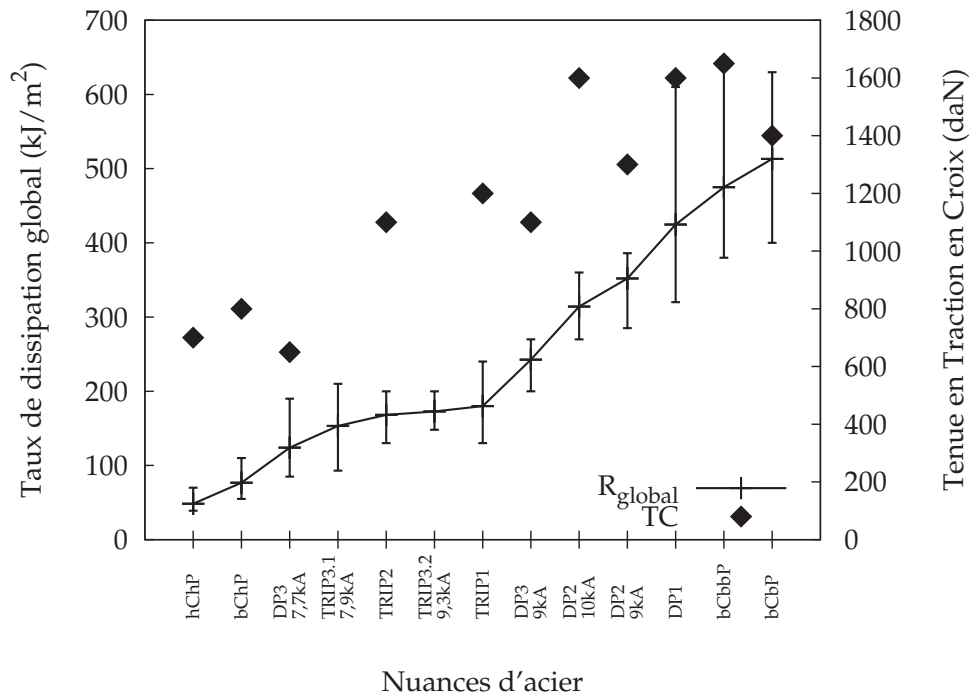


FIGURE 5.2 – Récapitulatif des mesures de taux de dissipation d'énergie global R_{global} , et tenues en traction en croix associées.

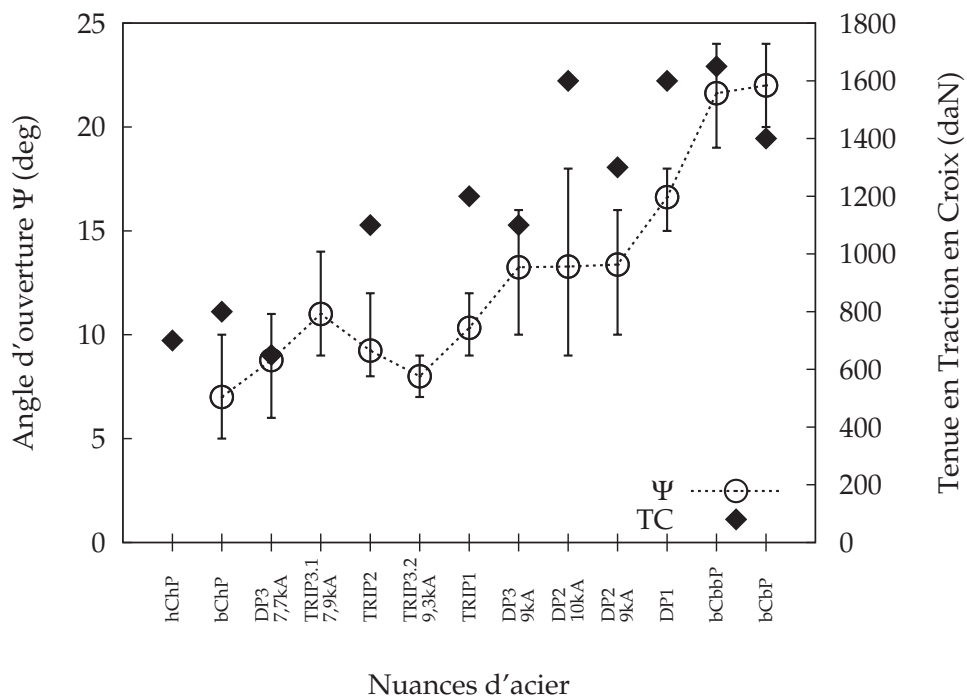


FIGURE 5.3 – Récapitulatif des mesures de l'angle d'ouverture de fissure Ψ , et tenues en traction en croix associées.

Nuance	Intensité (kA)	N	Rayon (mm)	Aire du joint (mm ²)	R_{global} (kJ/m ²)	Ψ (deg)	Allure majoritaire de $\Psi - \Delta a$
DPI	10,7	8	4,11 [3,71 ; 5,31]	5,82 [4,10 ; 7,65]	425 [320 ; 610]	16,6 [15 ; 18]	Cloche
DP2	9,0	8	3,19 [2,76 ; 3,58]	4,58 [2,55 ; 6,89]	352 [285 ; 386]	13,4 [10 ; 16]	Droite
	10,0	7	4,07 [3,66 ; 4,46]	5,33 [2,20 ; 7,96]	314 [270 ; 360]	13,3 [9 ; 18]	Droite
DP3	7,7	9	2,68 [2,50 ; 2,88]	7,91 [4,10 ; 12,08]	124 [85 ; 190]	8,8 [6 ; 11]	Droite
	9,0	8	3,33 [3,12 ; 3,54]	6,42 [5,16 ; 8,57]	243 [200 ; 270]	13,3 [10 ; 16]	Plateau
TRIP1	9,0	3	3,40 [3,37 ; 3,43]	6,92 [4,28 ; 9,42]	180 [130 ; 240]	10,3 [9 ; 12]	Plateau
TRIP2	9,0	17	3,82 [3,67 ; 3,95]	9,32 [7,14 ; 11,23]	168 [130 ; 200]	9,2 [8 ; 12]	Plateau
TRIP3.1	7,9	10	2,85 [2,80 ; 2,95]	5,54 [3,14 ; 6,42]	153 [93 ; 210]	11 [9 ; 14]	Cloche
TRIP3.2	9,3	5	3,92 [3,06 ; 4,43]	6,70 [3,59 ; 8,45]	173 [148 ; 200]	8 [7 ; 9]	Plateau
bCbbP	10,1	8	4,17 [3,89 ; 4,32]	10,54 [6,79 ; 14,07]	475 [380 ; 650]	21,6 [19 ; 24]	Plateau
bCbP	9,2	5	3,52 [3,22 ; 3,91]	8,57 [5,21 ; 11,72]	513 [400 ; 630]	22 [20 ; 24]	Plateau
bChP	8,4	6	3,84 [3,04 ; 4,82]	11,08 [5,57 ; 20,72]	77 [55 ; 110]	7 [5 ; 10]	Droite
hChP	8,4	5	3,49 [3,31 ; 3,80]	9,24 [7,74 ; 11,33]	48 [39 ; 70]	-	-

TABLE V.6 – Synthèse des caractérisations des ruptures interfaciales des nuances étudiées, avec N le nombre d'essai. Les valeurs en gras sont les valeurs moyennes, tandis que les valeurs entre crochets sont les valeurs minimales et maximales.

2.1.1 Mesures de R_{global}

L'analyse des différences entre les valeurs maximales et minimales par campagne d'essai révèlent des variations significatives de la mesure de R_{global} , atteignant jusqu'à la moitié de la valeur moyenne. Ainsi seules les valeurs moyennes sont considérées. La classification des nuances d'acier en fonction de cette mesure est globalement similaire à la classification basée sur la tenue en TC. Il apparaît clairement que les nuances à faibles teneurs en phosphore et carbone présentent les résistances à la fissuration les plus élevées, elles sont suivies des aciers Dual Phases, puis des aciers TRIP, et enfin les nuances à fortes teneurs en phosphore et carbone sont les moins résistantes.

2.1.2 Mesures de Ψ

Les résultats des mesures de Ψ présentent elles aussi des variations significatives par campagne d'essai, atteignant jusqu'à la moitié de la valeur moyenne. La comparaison des valeurs moyennes conduit à une classification similaire à celle basée sur les mesures de R_{global} , à l'exception de la nuance TRIP3.1. La cause de cette différence est attribuée à l'épaisseur plus faible de tôles de cette nuance, permettant une ouverture par pliage des tôles plus importante. De plus, les ruptures très rapides observées pour la nuance C110P105 n'ont pas permis la mesure de Ψ .

2.2 Discussion des mesures

2.2.1 Corrélation entre R_{global} et Ψ

Les mesures de R_{global} et de Ψ pour une même épaisseur de tôles fournissent sensiblement la même classification des points soudés. L'interprétation de cette observation au vu des résultats de l'étude paramétrique du paragraphe 2.3.1 du chapitre IV indique que l'énergie de séparation évolue plus significativement que la contrainte d'initiation de l'endommagement sur cet ensemble de matériaux étudiés.

2.2.2 Cas de la nuance DP2

Les deux intensités de soudage étudiées présentent des résistances à la fissuration interfaciale similaires au vu de la reproductibilité des mesures. La tenue en TC de l'ordre de 20% supérieure pour l'intensité de soudage 10 kA est ainsi attribuée à la dimension des points soudés, également supérieure de l'ordre de 25%. De plus lors de l'essai TC, le ratio de déboutonnage est plus important dans le cas du matériau soudé à 9kA. Cette différence peut être expliquée par le fait que les mesures de R_{global} indiquent que les zones fondues soudées à 9kA sont sensiblement plus résistantes que celles soudées à 10kA. Toutefois, cette différence de résistance est faible en regard des barres d'erreurs, et n'est pas confirmée par les mesures de Ψ .

2.2.3 Cas de la nuance DP3

L'intensité de soudage de 9kA pour cette nuance permet d'obtenir des résistances à la fissuration comparables aux autres aciers DP étudiés dans ces campagnes de caractérisation, malgré le fait que cette intensité ne soit pas comprise dans le domaine de soudabilité. L'intensité de soudage 7,7kA produit des points soudés dont la résistance à la fissuration est parmi les plus faibles des nuances étudiées, ce qui est en accord avec les résultats de caractérisation issus de l'essai TC. En revanche l'essai TC ne permet pas de quantifier la différence de résistance des matériaux soudés dans ces deux conditions. La méthodologie de mesure de R_{global} et de Ψ quantifie une résistance des zones fondues deux fois plus importante pour l'intensité de soudage de 9 kA que pour l'intensité 7,7 kA.

2.2.4 Cas des nuances TRIP

L'ensemble des nuances TRIP étudiées présentent des résistances à la fissuration similaires au vu de la reproductibilité des mesures. La nuance TRIP1 apparaît toutefois sensiblement plus résistante à la fois sur les mesures de R_{global} et de Ψ . Dans le cas de la nuance TRIP3.1, d'épaisseur 1mm, les mesures de R_{global} classent cette nuance dans le même ordre de résistance que les autres nuances TRIP étudiées, et tendent donc à montrer que ces mesures ne dépendent pas significativement de l'épaisseur des tôles étudiées. Les mesures de l'angle d'ouverture apparaissent en revanche plus sensibles à l'épaisseur, une plus faible épaisseur entraînant un angle d'ouverture plus important. Les résultats de caractérisation de ces nuances par la tenue en TC les classent comme nuances intermédiaires dans l'ensemble des nuances étudiées ici, de la même façon que les mesures de R_{global} et de Ψ .

2.2.5 Cas des nuances synthétiques

Ces nuances permettent de déterminer les comportements extrêmes des points soudés étudiés dans cette étude. Les faibles teneurs en phosphore et carbone offrent les résistances les plus élevées, tandis que les fortes teneurs en carbone et phosphore présentent les résistances les plus faibles. L'étude de ces nuances permet de plus de mettre en évidence que les mesures de résistance à la fissuration sont plus discriminantes que les mesures de tenues en TC. En effet, les points soudés résistants forment des ruptures en bouton dans le cas de l'essai en TC, impliquant la rupture soit des ZAT, soit du métal de base, et ne quantifient donc pas la résistance des zones fondues. Le fait de générer des ruptures interfaciales dans tous les cas lors de l'enfoncement de coin implique une meilleure discrimination des points soudés par cette méthode.

La comparaison des mesures R_{global} et de Ψ dans le cas des nuances bCbbP et bCPb indiquent une résistance sensiblement supérieure pour la nuance comportant 0,026% de phosphore par rapport à celle n'en comportant que 0,002%. Cette observation est en accord avec la mesure de la tenue en TC si l'on norme cette tenue par les dimensions des joints soudés. En effet la différence de tenue en TC entre ces deux nuances n'est pas aussi grande que leur différence de rayon de zone fondue, comme l'indique la table V.3. Ce comportement est inattendu, et consititue une piste de recherches ultérieures.

2.2.6 Comparaison des différentes nuances

Il apparaît au vu de ces résultats que la composition chimique des tôles est un paramètre de premier ordre dans la résistance à la fissuration interfaciale de leurs points soudés, comme le montre l'étude des nuances synthétiques. L'ensemble des points soudés d'aciers TRIP présente une résistance inférieure aux aciers DP, dont les grades varient de 600 à 1000 MPa, hormis le cas de l'acier DP3 soudé à 7,7kA, largement en dessous du domaine de soudabilité. La composition des aciers TRIP nécessitant des éléments gammagènes afin de stabiliser l'austénite résiduelle à température ambiante, il est proposé que cette composition affecte la résistance à la fissuration des zones fondues de leurs points soudés. La quantification du rôles des différents éléments d'additions n'a pas été entreprise dans cette étude.

3 Conclusions

3.1 Méthodologie de mesures

Les mesures de la résistance à la fissuration par le taux de dissipation d'énergie R et l'angle d'ouverture de fissure Ψ ont été appliquées à caractériser les zones fondues de points soudés. La mesure de R_{stable} fut jugée trop incertaine, et la mesure de R_{global} est préférée. Les courbes $\Psi - \Delta a$ montrent dans la plupart des cas un régime de type plateau. Ces deux mesures sont indépendantes et caractérisent la résistance rencontrée par la fissure à travers les zones fondues des points soudés, et fournissent des résultats à l'allure très similaire.

Le dispositif de mesure permet d'étudier la résistance à la fissuration interfaciale des assemblages soudés, et permet de quantifier ce qui jusqu'à présent devait se limiter à des interprétations qualitatives des résultats de l'essai TC. La différence de résistance de zones fondues présentant des ruptures interfaciales et en bouton lors de l'essai TC peut par exemple être quantifiée par cette méthodologie.

3.2 Discussion des mesures issues de l'essai TC

Au vu des résultats de la campagne de caractérisation, les classifications des résistances des points soudés issues des caractérisations en TC et par l'essai d'enfoncement de coin ne présentent pas de différences significatives. Les sources de mauvaise reproductibilité des mesures de R et Ψ liées au prélèvement des éprouvettes, détaillées au chapitre III, ne permettent pas d'interprétations très fines des différences de résistances mesurées. Concernant l'influence des dimensions des points soudés sur la tenue en TC, les interprétations des résultats ci dessus confirment qu'il est approprié de normaliser cette tenue en fonction des dimensions du joint. Cela permet dans le cadre de cette étude une meilleure corrélation des mesures de résistance à la fissuration interfaciale par l'essai en coin et des tenues en TC.

Conclusion

1 Conclusions des travaux

Problématique

Le besoin de caractérisation de la résistance à la fissuration interfaciale des points soudés a été identifié dans la revue bibliographique afin d'améliorer la compréhension de la soudabilité des aciers à Très Haute Résistance. Deux facteurs différents furent proposés pour expliquer les occurrences importantes de ruptures interfaciales de ces points soudés lors de l'essai de traction en croix :

1. le métal de base de ces tôles étant plus résistant, une sollicitation plus importante peut être transmise à la pointe de l'entaille bordant le point soudé, et engendrer de cette façon plus de ruptures interfaciales que dans le cas d'aciers de grades moins élevés.
2. le matériau de la zone fondue présente une résistance à la fissuration dégradée en comparaison des zones fondues d'aciers de grades moins élevés.

Il est proposé que la quantification du rôle du second facteur uniquement est la plus pertinente afin de comparer la soudabilité des aciers de haut et de bas grades.

Développement d'une méthodologie de caractérisation

Afin de quantifier la résistance des zones fondues indépendamment de la tenue du métal de base, la méthodologie préalablement existante de l'essai d'enfoncement de coin fut développée et a permis de provoquer des ruptures interfaciales reproductibles pour des points soudés d'aciers de haut et de bas grades.

La revue bibliographique dédiée à la caractérisation de la résistance à la fissuration a permis d'identifier les mesures du taux de dissipation d'énergie R et de l'angle d'ouverture de la fissure Ψ comme les plus appropriées. Ces deux mesures décrivent en effet la résistance instantanée rencontrée globalement par la fissure, et constituent donc deux descriptions indépendantes pertinentes du phénomène de fissuration.

L'observation des mécanismes de fissuration des points soudés lors de l'essai d'enfoncement de coin a révélé deux mécanismes locaux de séparation de la matière : une région d'ouverture de fissure en mode I, et une lèvres de fissure, en cisaillement (mode II). La mesure de la résistance instantanée par le taux de dissipation d'énergie R_{stable} est jugée trop incertaine au vu de l'évolution du front de fissuration. Cette étude valide toutefois la pertinence des mesures de R_{global} et de la valeur plateau de Ψ dans le cas des points soudés, et permet de considérer ces deux scalaires uniquement afin de décrire leur résistance à la fissuration interfaciale.

Validation numérique de la pertinence des mesures

Le fait que l'essai d'enfoncement de coin provoque un type de rupture unique pour des points soudés d'aciers de haut et de bas grades permet la mise en place d'un modèle prédictif simple de la réponse des éprouvettes. Cela n'est pas le cas de l'essai de traction en croix, pour lequel des descriptions indépendantes de plusieurs mécanismes de rupture sont requises dans un même modèle numérique.

Ainsi, l'utilisation de modèles numériques d'évaluation de la relation entre les grandeurs mesurées expérimentalement et les grandeurs contrôlant le mécanisme local investigué a permis de quantifier la pertinence des mesures lors de l'essai d'enfoncement de coin. Le choix de ne considérer que deux scalaires dans la description de la rupture interfaciale de points soudés est validé. Il est de plus montré que l'originalité de l'étude de la propagation stable plutôt que de l'initiation de la fissure est sa faible dépendance au comportement du métal de base et au comportement d'écrouissage du matériau. Des pistes intéressantes sont proposées pour l'établissement d'une relation entre les mesures de résistance globale à la fissuration avec des paramètres cohésifs modélisant la propagation de la fissure.

Réponse à la problématique

La possibilité de générer des ruptures interfaciales reproductibles, offerte par la méthodologie développée dans ces travaux, fournit une base indispensable à l'étude du rôle microstructural dans la résistance à la fissuration interfaciale des points soudés. La réponse des éprouvettes à la sollicitation étant majoritairement contrôlée par les propriétés de leur zone fondue, de plus larges campagnes de caractérisations sont capables de compléter la compréhension et le contrôle des propriétés des matériaux soudés. De plus, la mesure des variations de résistance à la fissuration dans la zone fondue apparaît accessible par cette méthode, sans pour autant avoir été atteinte dans ces travaux.

Des campagnes de caractérisations de la résistance à la fissuration interfaciale de points soudés furent conduites sur des aciers de haut et de bas grades. Les deux mesures indépendante de R et Ψ fournissent sensiblement la même classification des points soudés. Cette classification est de plus globalement similaire à celle basée sur la tenue en traction en croix, lorsque les dimensions des points soudés sont prises en considération. Pour les nuances d'aciers étudiées, les zones fondues d'aciers TRIP sont toutes moins résistantes que celles des aciers DP de grades supérieurs et inférieurs. L'étude de l'influence de la teneur en carbone et en phosphore sur quatre nuances de coulées synthétiques confirme le rôle fragilisant connu de ces éléments d'addition. Le rôle de la composition des tôles, plutôt que de leur grade, apparaît primordial au vu des résultats de ces campagnes de caractérisations.

Prédiction du comportement de points soudés sous différentes sollicitations

Les travaux de caractérisation développés dans cette étude contribuent à l'élaboration de modèles prédictifs du comportement à rupture des points soudés sous différentes sollicitations, au même titre que les travaux investiguant la déchirure du métal de base afin de caractériser les ruptures en déboutonnage. En effet, la quantification indépendante des résistances des différentes zones constituant un point soudé permet la prédiction du comportement des points soudés complets sous une sollicitation mécanique donnée. L'avancée des travaux visant à déterminer les paramètres cohésifs modélisant la fissuration à l'interface des points soudés n'a toutefois pas abouti à une quantification absolue de ces paramètres.

2 Perspectives

Méthodologie d'essai d'enfoncement de coin

Tout en étant la seule méthodologie existante qui permette la caractérisation de la fissuration stable dans l'interface de points soudés, elle reste plus adaptée aux géométries DCB. Le défaut principal de l'application plus large de cette méthodologie aux points soudés est la nécessité de prélever une portion de joint soudé suffisamment réduite afin de permettre sa rupture interfaciale. Ce prélèvement implique une faible reproductibilité de l'influence relative de la lèvres de la fissure sur l'ensemble de la fissuration. Ses perspectives d'applications concernent ainsi plus l'étude de la résistance à la fissuration de joints soudés par apport de matière, plus à même d'être réalisée sur des éprouvettes de géométrie DCB.

La méthodologie existante peut de plus être adaptée à l'étude de joints soudés par molette ou par laser par recouvrement de tôles sans modification majeure du dispositif. Le prélèvement d'une portion des joints formés sera en revanche de la même façon nécessaire afin d'assurer une rupture interfaciale reproductible.

Caractérisation de la résistance locale à la fissuration par les mesures de résistance globale

Les perspectives de ce travail concernent principalement l'établissement d'une relation entre les mesures de résistance à la fissuration globale instantanée R et Ψ avec des modèles numériques locaux de séparation de la matière dans le cas de solides élastoplastiques. Des pistes intéressantes sont établies pour l'étude de cette relation avec des paramètres cohésifs. Il est de plus préconisé d'utiliser des essais de géométrie DCB plutôt que de types standards (C(T), M(T), SE(B), ...) afin de contrôler la sollicitation appliquée en pointe de fissure. L'étude d'une description de l'état de chargement à rupture d'un matériau élastoplastique par l'effort tranchant et le moment fléchissant des poutres en pointe de fissure apparaît comme une perspective à court terme de ces travaux.

Utilisation de l'outil numérique dans l'interprétation de l'essai de traction en croix

L'application d'études numériques paramétriques telles que présentées dans le chapitre IV à des sollicitations mécaniques différentes peut participer à améliorer la compréhension de la réponse des points soudés sous des sollicitations différentes, sans connaissance *a priori* des comportements locaux à rupture des matériaux. La construction d'un modèle prédictif de la tenue en traction en croix pourrait par exemple se baser sur des modèles cohésifs modélisant la fissuration interfaciale ainsi que la déchirure du métal de base. L'étude paramétrique d'un tel modèle pourrait ainsi déterminer la tendance globale du rôle de la tenue du métal de base sur l'effort atteint à la rupture.

Soudabilité des aciers THR

Les résultats des caractérisations menées dans ces travaux tendent à montrer un rôle primordial de la composition des tôles, plutôt que de leur grade, dans la résistance à la fissuration des matériaux soudés. Ainsi, les directions de recherches prises par le centre ArcelorResearch de Maizières-lès-Metz apparaissent appropriées.

Annexe A

Aciers THR

Cette annexe présente les principales informations relatives à l'élaboration des aciers à Très Haute Résistance (THR), et en particulier les aciers DP et TRIP. Les propriétés mécaniques usuelles de ces familles d'aciers sont de plus détaillées.

Introduction

Les aciers étudiés dans le cadre de ce projet entre dans l'appellation AHSS (Advanced High Strength Steels), qui présentent aujourd'hui des combinaisons de propriétés mécaniques parmi les plus intéressantes. L'utilisation de ces aciers dans l'industrie automobile est encore récente, et constitue un moyen de réduction de la masse des véhicules : le groupe WorldAutoSteel prévoit en 2006 que son utilisation doit permettre la réduction de la masse des caisses en blanc de 25% sans surcoût de production, et en améliorant leur rigidité [AHSS3 06].

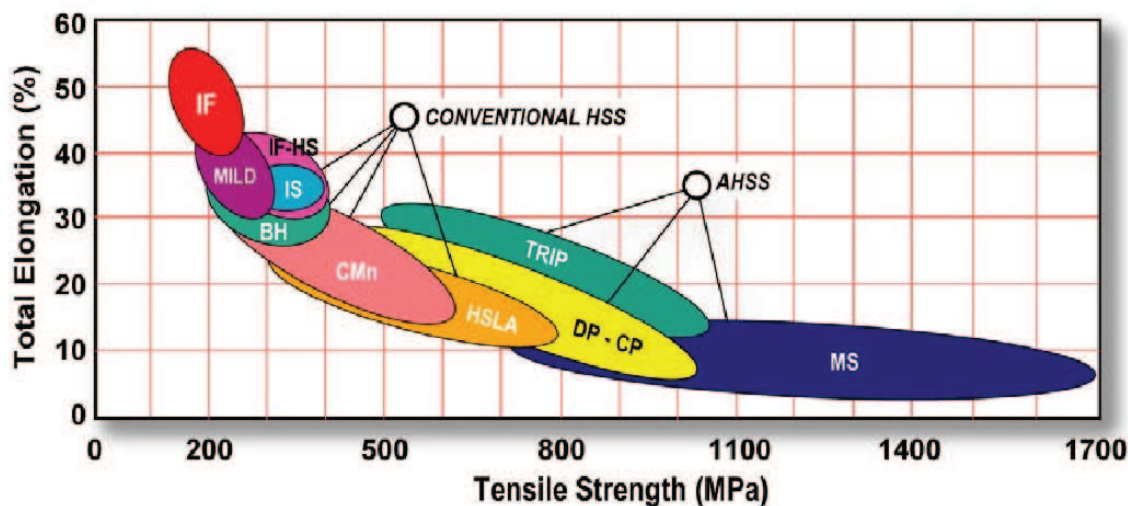


FIGURE A.1 – Propriétés de tenue et d'élongation à rupture de différentes nuances d'aciers [AHSS3 06].

Les aciers DP et TRIP sont des aciers multiphasés. Ces aciers sont conçus suivant les principes des composites : la présence de phases dures et de phases ductiles permet l'obtention de meilleures caractéristiques mécaniques.

- les aciers DP (Dual Phase), pouvant être vus comme la déclinaison moderne de l'acier damassé, mais où la distinction entre la matrice de phase ductile (ferrite), et la seconde phase dure (martensite) se fait plus finement, au niveau du grain. L'augmentation de la fraction volumique de la seconde phase améliore généralement la tenue de l'acier.
- les aciers TRIP (TRAnsformation Induced Plasticity), ayant une microstructure de matrice ferrite contenant de l'austénite résiduelle. Des phases dures comme la martensite et la bainite sont présentes en quantité variable pour une fraction volumique d'austénite résiduelle de plus de 5%. Sous charge, l'austénite se transforme partiellement en martensite, et durcit le matériau en plastifiant la matrice à son voisinage.
- à titre de comparaison, les aciers HSLA (High Strength Low Alloy) sont des aciers peu alliés présentant généralement une structure ferrite + perlite, durcis par affinement de la taille de grain et par addition d'éléments d'alliage en solution solide.

Ces 3 types de nuances constituent les grandes familles de ce que l'on appelle en français les aciers THR (Très haute Résistance). La figure A.1 illustre les propriétés de tenue et d'élongation à rupture de différents aciers. Les aciers DP et TRIP présentent à la fois de hautes tenues et de hautes élongations, et sont ainsi adaptés à l'élaboration des structures fortement sollicitées d'une automobile, comme la caisse en blanc lors d'un crash.

1 Aciers Dual Phase

En 1996, Llewellyn et Hillis constate que la production des aciers DP n'est pas encore largement répandue malgré leurs excellentes propriétés. Après un recuit intercritique formant les phases ($\alpha + \gamma$), une microstructure essentiellement constituée de ferrite et d'environ 20% de martensite peut être développée pour certaines compositions d'aciers appropriées, et fournir une combinaison très intéressante de propriétés mécaniques. Par le contrôle de la composition et du traitement thermique, la structure dual phase requise peut être générée par laminage à froid, via des systèmes de recuit par fournée ou de recuit continu, et également par laminage à chaud [Llewellyn 96].

Les propriétés reconnues des aciers DP sont de hautes limites d'élasticité combinées à de grandes ductilités, un écrouissage continu, une grande formabilité, et une bonne finition de surface [Kumara 08].

1.1 Composition

Il existe des aciers DP dits "bas carbone" contenant moins de 0,1% en masse de carbone. Les aciers DP à concentration en carbones plus élevées sont dits "hauts carbones". Les éléments de micro-alliages jouent un rôle important dans la structure et les propriétés mécaniques de l'acier. La table A.1 présente la composition en éléments d'alliages principaux de la nuance d'acier DP780 étudiée.

$10^{-3}\%$ masse	C	Mn	P	S
DP 780 HC	130	1940	15	2

TABLE A.1 – Composition en éléments d'alliage principaux de la nuance d'acier DP780 étudiée.

1.2 Obtention

De façon générale, un acier DP est obtenu à partir d'un acier ferritique-perlitique après un recuit intercritique éventuellement suivi d'une tenue à une température intermédiaire, puis d'une trempe. Les phases en

présence à température ambiante dans les aciers Dual Phase sont une matrice ferritique et une phase durcissante martensitique et/ou bainitique (figure A.2).

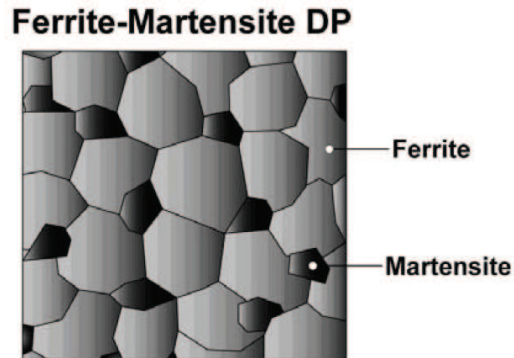


FIGURE A.2 – Schéma représentant des îlots de martensite dans la matrice ferritique [AHSS3 06].

Les aciers DP réalisés dans l'industrie automobile sont majoritairement de type ferrite-martensite, ils sont issus de la coulée continue, suivi d'un laminage à chaud ou à froid. Le laminage à froid est généralement préféré car permettant l'obtention de tôles plus minces, plus aptes à être mises en forme. La microstructure à deux phases (ferrite α + martensite α') est obtenue en laminage à chaud à partir de la phase austénite par un refroidissement contrôlé et un maintien dans le domaine intercritique (phases ferrite α et austénite γ), suivi d'une trempe transformant l'austénite en martensite α' . En laminage à froid, un recuit intercritique permet la formation des phases ferrite et austénite à partir de phases ferrite et perlite, une trempe provoque ensuite la transformation de l'austénite contenue dans la matrice ferritique (figure A.3).

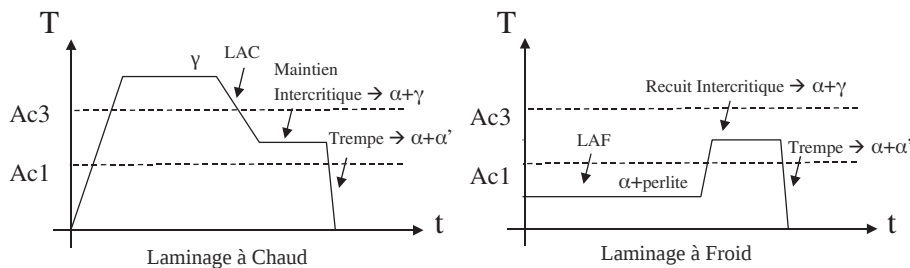


FIGURE A.3 – Cycles thermiques permettant l'obtention de microstructure dual phase par laminage à chaud et à froid [AHSS3 06].

1.3 Influence de la fraction volumique de la phase à haute résistance sur les propriétés mécaniques de l'acier DP

La figure A.4 illustre les travaux expérimentaux de Kumara [Kumara 08] sur un acier micro-allié au Niobium. En ajustant les paramètres de refroidissement consécutif au recuit intercritique de l'acier, les auteurs contrôlent la fraction volumique de bainite ou de martensite dans la matrice ferritique, et comparent les propriétés mécaniques des différentes nuances obtenues.

Les nuances ferrite-bainite sont plus ductiles que les nuances ferrite-martensite, et présentent des contraintes à rupture plus faibles.

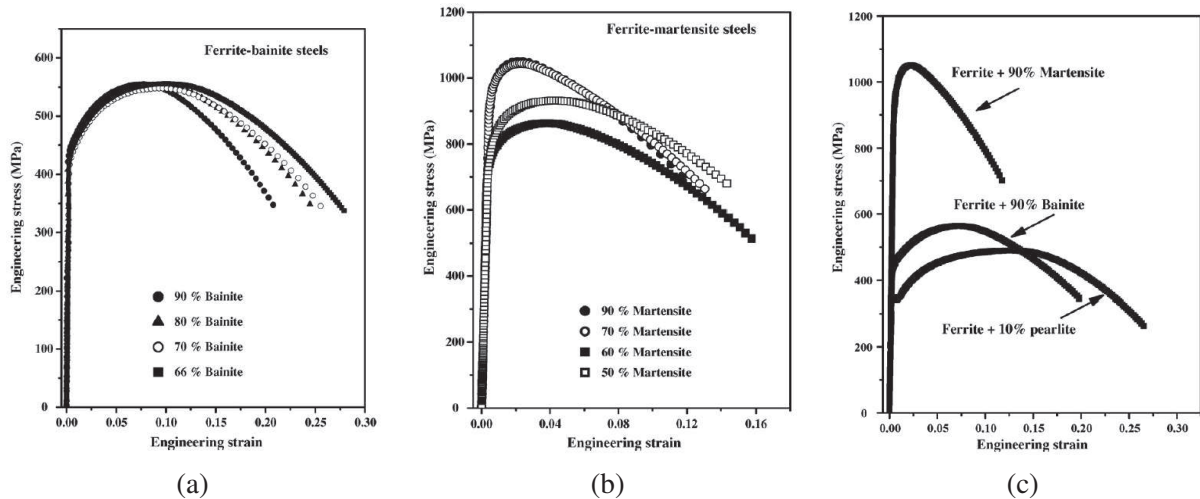


FIGURE A.4 – Influence de la fraction massique de bainite (a), et de martensite (b) sur les propriétés mécaniques lors d'un essai de traction. (c) Comparaison des courbes contraintes-déformations d'aciers à 0,08% de carbone, de microstructure ferrite-bainite, ferrite-martensite et ferrite-perlite [Kumara 08].

2 Aciers TRIP

Les aciers TRIP sont des aciers Dual Phase renforcés d'un effet de plasticité induite par transformation. Ils sont considérés comme des aciers prometteurs car, comme les aciers DP, ils offrent une excellente combinaison de haute tenue mécanique et de ductilité. Leur microstructure multiphasée se compose d'une matrice ductile et de phases durcissantes. La particularité de ces nuances est le fait qu'elles contiennent de l'austénite résiduelle, grâce à certains éléments d'alliage permettant sa stabilisation à température ambiante. Sous charge, sa stabilité n'est plus assurée et l'austénite résiduelle se transforme en martensite, provoquant une plastification de la matrice avoisinante. Ce phénomène à plasticité induite par transformation implique un durcissement du matériau au cours d'un chargement.

2.1 Composition

Les éléments de micro-alliage jouent un rôle important dans la structure et les propriétés mécaniques de l'acier, ils déterminent la stabilité de l'austénite métastable résiduelle dans la matrice. La table A.2 présente la composition en éléments d'alliages principaux de la nuance d'acier TRIP800EZ 2mm étudiée.

$10^{-3}\%$ masse	C	Mn	Al	S
TRIP800EZ 2mm Florange	217	1638	1414	2

TABLE A.2 – Composition en éléments d'alliages principaux de la nuance d'acier TRIP800EZ 2mm Florange étudiée.

2.2 Influence des éléments d'alliages

Les éléments d'alliages ont un rôle important dans la structure finale du matériau, ils peuvent être classés en deux catégories : Les éléments alphagènes, qui favorisent la stabilité de la phase ferrite (α), et les éléments gammagènes, qui favorisent la stabilité de la phase austénite (γ), comme le présente la table A.3.

Éléments alphagènes	Chrome	
	Molybdène	
	Titane	
	Niobium	
	Zirconium	
	Aluminium	
Éléments neutres	Silicium	Augmente le risque de fissuration à chaud au soudage
	Soufre	Réduit l'aptitude au soudage
	Phosphore	Réduit l'aptitude au soudage
Éléments gammagènes	Nickel	
	Carbone	
	Azote	
	Manganèse	Réduit le risque de fissuration à chaud au soudage
	Cuivre	

TABLE A.3 – Principaux éléments d'alliage et commentaires quant à leur influence [Blanc 07].

2.3 Obtention

Les aciers TRIP sont obtenus dans des conditions proches des aciers Dual Phase. Un recuit dans le domaine intercritique forme un mélange biphasé de ferrite α et austénite γ , suivi d'une tenue à température intermédiaire (entre A_{c1} et M_s) permettant la formation de bainite α_B (figure A.5.a). Les phases en présence à température ambiante dans les aciers à plasticité induite par transformation sont : la matrice Ferrite α , les phases durcissantes bainite α_B , martensite recuite α' et austénite résiduelle γ_r (figure A.5.b).

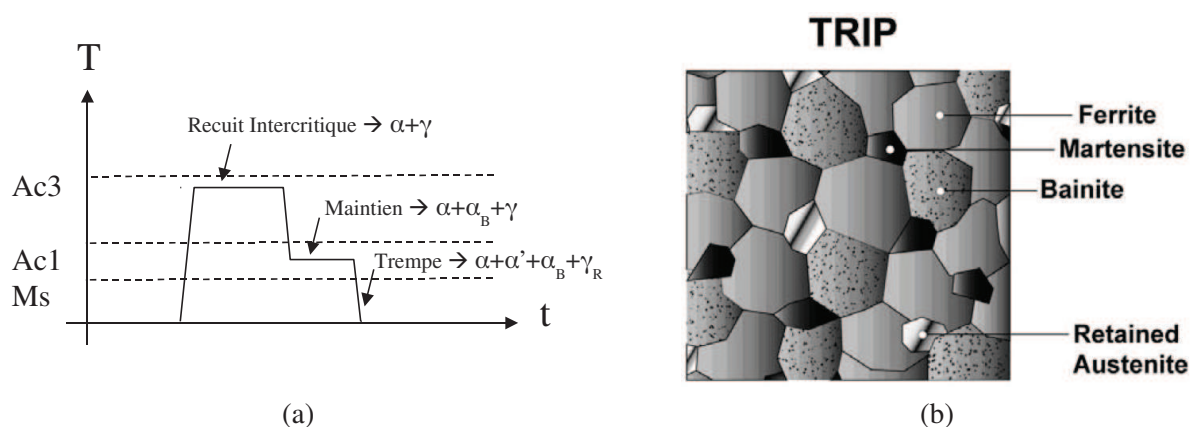


FIGURE A.5 – Cycle thermique d'obtention d'une microstructure d'acier TRIP, et schéma représentant la matrice ferritique et les phases durcissantes [AHSS3 06].

Une forte teneur en carbone et en silicium résulte en une forte fraction volumique d'austénite résiduelle, le carbone étant gammagène, et le silicium facilitant la transformation ferrite-bainite, assurant un fort taux de carbone dans l'austénite résiduelle, et donc améliorant sa stabilité.

2.4 Propriétés mécaniques

Durant la déformation, les secondes phases dispersées dans la matrice ferritique α créent un fort taux d'écrouissage, comme observé dans les aciers DP. De plus, l'austénite γ résiduelle se transforme progressive-

ment en martensite α' avec la déformation, qui diminue sa stabilité. Cette transformation s'accompagne d'une augmentation de volume générant localement de fortes contraintes de compression, écrouissant la matrice avoisinante, et stabilisant l'austénite non transformée. Comme illustré sur la figure A.6, le taux d'écrouissage d'un acier TRIP reste important à haut niveau de déformation, lorsque celui de l'acier DP commence à diminuer.

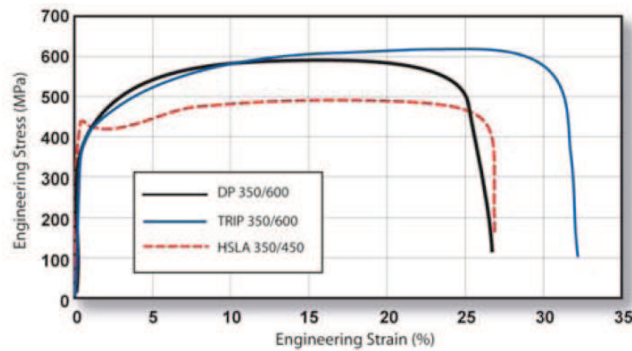


FIGURE A.6 – Comparaison du comportement mécanique en traction de différentes nuances d'aciers [AHSS3 06].

Les aciers TRIP peuvent par exemple être optimisés afin de présenter de haut taux d'écrouissage pour fournir un excellent niveau d'absorption d'énergie en crash. En revanche, les besoins en éléments d'alliage spécifiques aux aciers TRIP dégradent leur soudabilité en soudage par point [AHSS3 06].

Annexe B

Caractérisation du comportement mécanique des zones fondues

Cette annexe présente les travaux de caractérisation du comportement mécanique de zones fondues de points soudés d'aciers DP780GA. L'originalité de cette étude est qu'elle se base sur des essais de compressions uniaxiales d'éprouvettes cylindriques prélevées dans les zones fondues [Lacroix 09]. Cette méthodologie est simple à mettre en oeuvre, et à la connaissance des auteurs elle n'est pas utilisée dans le domaine du soudage par point.

Le premier paragraphe présente la problématique de la caractérisation mécanique des zones fondues. Ensuite le prélèvement des éprouvettes suivi de l'instrumentation de l'essai de compression uniaxiale sont présentés. La méthode d'analyse de l'enregistrement d'effort et de déplacement est ensuite détaillée, permettant la détermination de la courbe contrainte-déformation de la zone fondue jusqu'à une déformation de l'ordre de 0,7. Une comparaison des résultats avec les données disponibles pour ces matériaux est ensuite présentée.

1 Problématique

Contexte

Cette étude s'inscrit dans le cadre des travaux d'élaboration de modèles numériques de compréhension et de prédiction du comportement à rupture de points soudés sous diverses sollicitations. Des méthodes inverses se basent sur des comparaisons entre des courbes $F - u$ d'essais de rupture de points soudés expérimentales et simulées afin de caractériser la résistance des différentes zones des points soudés. Afin de réduire le nombre d'inconnues à identifier de façon inverse, il est utile de caractériser le comportement élastoplastique intrinsèque des matériaux séparément de leur comportement à rupture, dépendant de l'état de chargement local. Pour cela, il est proposé dans cette annexe d'étudier le comportement élastoplastique des zones fondues de points soudés au delà de la déformation de striction en traction.

Contraintes

Les contraintes techniques liées à la caractérisation du comportement mécanique des zones fondues de points soudés sont les suivantes :

- Les dimensions des zones fondues sont de l'ordre de 3x6x6 mm pour des tôles de 2mm. Ces dimensions sont trop faibles pour les moyens de caractérisation classique telles que les machines de tractions conventionnelles.
- La microstructure des zones fondues est hétérogène, comme l'illustre la figure B.1 sur une section transverse d'un point soudé d'acier DP780GA.
- La déformation de striction en traction attendue est de l'ordre de quelques pourcents, invalidant les résultats conventionnels d'essais de traction pour des déformations supérieures [Tong 05].

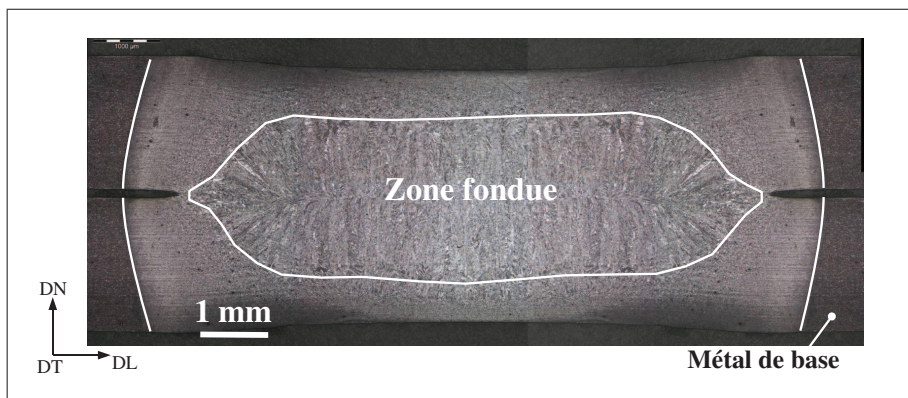


FIGURE B.1 – Observation micrographique d'une coupe transverse d'un point soudé d'acier DP780GA après attaque au nital.

Le comportement élastoplastique sans endommagement du matériau est recherché afin d'alimenter des modèles numériques dissociant le comportement mécanique de l'endommagement. Ainsi, l'instrumentation d'un essai de traction sur des éprouvettes prélevées dans une zone fondue doit permettre la mesure des déformations locales lorsque ces dernières se localisent au centre de l'éprouvette. Les travaux de Tong *et al.* [Tong 05] se basent sur une observation vidéo *in situ* afin de mesurer par corrélation d'images l'amplitude des déformations à la surface de cette zone. Seule cette région centrale de l'éprouvette est donc caractérisée lors d'un essai de traction, tandis qu'une géométrie d'éprouvette complexe doit être réalisée afin de s'adapter au mors de bridage de la machine de traction utilisée. Cette méthodologie étant relativement lourde de mise en oeuvre, une méthode différente est étudiée dans cette annexe, se basant sur un essai de compression uniaxiale.

Choix de méthodologie

L'essai de compression uniaxiale présente deux caractéristiques très adaptées à la problématique :

- Il permet de caractériser le comportement de l'ensemble du volume d'éprouvettes cylindriques. Une telle géométrie d'éprouvette est réalisable relativement aisément dans la zone fondue d'un point soudé.
- La déformation de l'éprouvette lors de l'essai reste relativement homogène pour un grand niveau de déformation. Ainsi, une analyse de l'enregistrement brute de la courbe $F - u$ de l'essai permet la détermination de la loi $\sigma - \varepsilon$ décrivant le comportement élastoplastique du matériau.

Toutefois, les limitations de cette méthodologie sont les suivantes

- Il est connu que les essais de compression présentent une incertitude maximale pour les petites déformations, lors desquelles la mise en place des jeux de la machine s'effectue. La détermination précise de la limite d'élasticité ainsi que de la déformation de striction peut donc être délicate par cette méthode.
- L'analyse de l'essai suppose qu'aucune localisation de la déformation ne se produit dans le volume de l'éprouvette durant cet essai. Il est toutefois connu que le frottement entre les tas et les faces supérieures et inférieures de l'éprouvette entraîne une localisation de la déformation en "croix de forgeron", et un effet de tonneau visible sur la surface cylindrique de l'éprouvette. La réalisation d'une lubrification optimale de ce contact doit donc être recherchée.

2 Prélèvement des éprouvettes

Le prélèvement d'éprouvettes cylindriques dans une zone fondue de point soudé est conduite par la découpe d'un cube de 5x5mm de coté, et de hauteur égale à la hauteur de l'assemblage soudé entre les faces des électrodes. Cette découpe est réalisée par une tronçonneuse de précision. La figure B.2 illustre cette découpe.

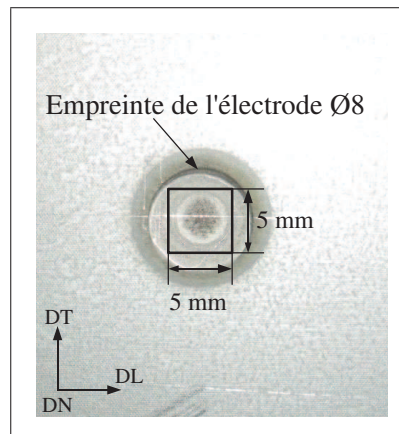


FIGURE B.2 – Prélèvement d'un cube de 5x5x4 mm dans la zone fondue d'un point soudé par découpe, basée sur les empreintes des électrodes de soudage.

Le parallélépipède ainsi formé est ensuite tourné de façon à former une surface cylindrique de diamètre de 4 millimètres environ à partir des quatre faces découpées. Les faces supérieures et inférieures de ce cylindre, brutes de soudage, sont ensuite reprises par dressage afin de les rendre parallèles, normales à la génératrice de la surface cylindrique. Une éprouvette de compression dans la direction normale (DN) des tôles est ainsi

formée, de hauteur de 3,5 millimètres environ. Des éprouvettes de compression dans une direction comprise dans le plan formé par les directions de laminage (DL) et transverse (DT) sont également réalisées à partir des parallélépipèdes découpés. Elles sont assimilées dans cette annexe à des compression dans la direction DL.

Les opérations de tournage et de dressage sont réalisées sur une machine de tournage conventionnelle, et requièrent une maîtrise et un savoir-faire considérable de la part de l'opérateur de tournage. Les dimensions des éprouvettes sont mesurées individuellement afin de s'affranchir des variations de dimension éventuelles entre les différentes éprouvettes.

La réalisation d'éprouvettes par électro-érosion n'a pas été entreprise dans cette étude. Il est considéré que les opérations d'usinage n'affectent pas significativement l'écrouissage de l'ensemble du volume des éprouvettes. La figure B.3 illustre la zone prélevée sur une coupe transverse d'un point soudé, dans le cas d'une éprouvette de compression orientée selon DN.

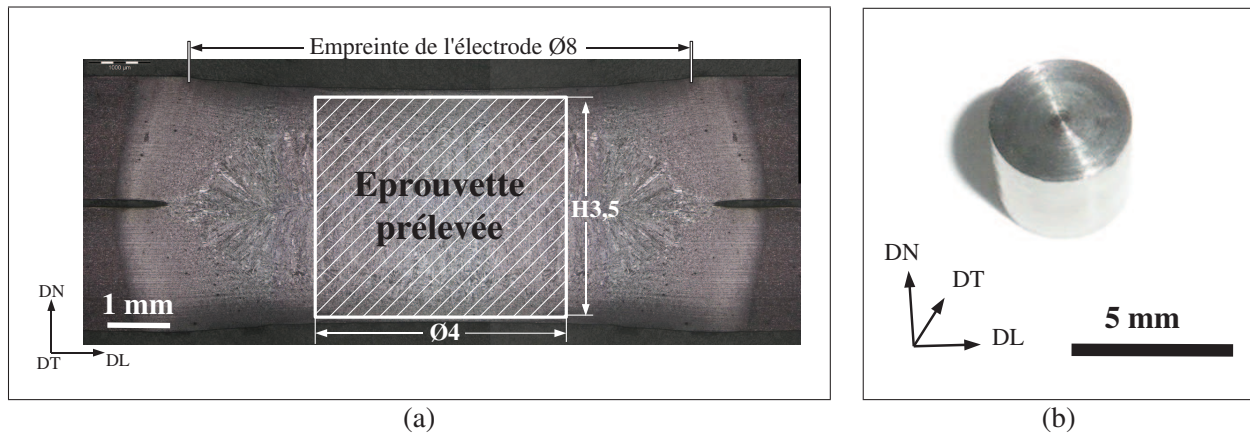


FIGURE B.3 – (a) Prélèvement d'un cylindre de diamètre 4 mm et de hauteur 3,5 mm dans la zone fondue d'un point soudé, par découpe, tournage et dressage. (b) Exemple d'éprouvette prélevée, orientée selon DN.

On observe que la zone fondue colonnaire, décrite par Naït Oultit [Oultit 08], est extraite par cette méthodologie. Cette zone constitue la majeure partie du volume de la zone fondue, son refroidissement lors du soudage est contrôlé par les électrodes. Les parties périphériques de la zone fondue avoisinant l'entaille ont été qualifiées de zone fondue fine par Naït Oultit car présentant un refroidissement différent, influencé par la présence de l'entaille.

3 Instrumentation de compression uniaxiale

Cette partie présente la mise en oeuvre de l'essai de compression uniaxiale sur les zones fondues à partir des moyens de caractérisation conventionnels disponibles. La machine utilisée est une machine de compression Schenck à pilotage hydraulique (figure B.4.a). Elle est équipée d'une cellule de force de calibre 100kN.

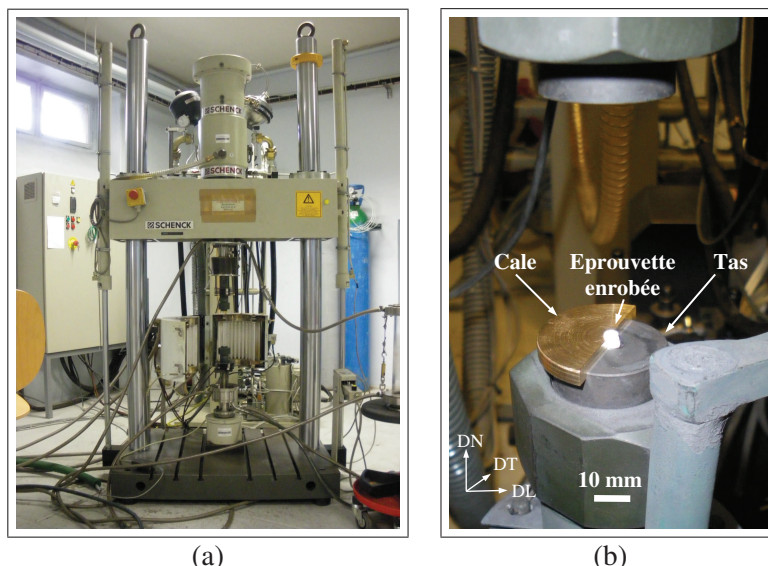


FIGURE B.4 – (a) Machine de compression Schenck utilisée. (b) Mise en position par une cale d'une éprouvette enrobée de téflon au centre du tas inférieur.

Des tas spécifiques furent réalisés afin de résister à l'application de l'effort sur une zone d'aussi faibles dimensions que celles des éprouvettes de zones fondues. Pour cela, un acier Z200C12 fut trempé à l'huile après un chauffage à 975°C de 45 minutes, puis revenu à 200°C pendant 2 heures.

La complaisance à vide de la machine est mesurée. Il est conclu que l'élasticité de la machine est linéaire, et de pente $9,093 \cdot 10^{-6} \text{ mm/N}$. La vitesse de compression est asservie pour une vitesse de déformation de l'éprouvette de 0,01.

Les éprouvettes sont enrobées de 2 couches de film téflon sur l'ensemble de leur surface extérieure afin de réduire le frottement au contact entre les faces supérieures et inférieures et les tas de la machine. Chaque couche de téflon présente une épaisseur de 0,075 mm. Une cale de positionnement est utilisée afin de positionner l'éprouvette au centre du tas inférieur (figure B.4.b).

Le capteur de déplacement LVDT est calibré avec une précision de 0,01mm pour une course de 10 mm, il mesure le déplacement de la traverse supérieure, tandis que le tas inférieur reste fixe. Le signal délivré par le capteur décompose la course totale de 100 mm en 2 octets, donc 65536 bits. 1 bit sur 2 est utilisé pour le signe, ainsi 32768 bits sont utiles. La table B.1 résume les incertitudes de mesures des signaux de déplacement et de force.

δu	2% de la valeur lue + $3 \mu\text{m}$
δF	2% de la valeur lue + 50N

TABLE B.1 – Incertitudes de mesures de déplacement u et d'effort F .

4 Analyse de l'enregistrement

Ce paragraphe détaille les étapes de traitement des acquisitions de force F et de déplacement u conduisant à la détermination de la loi de comportement du matériau. La figure B.5 illustre une éprouvette prélevée selon la direction DN avant et après compression.

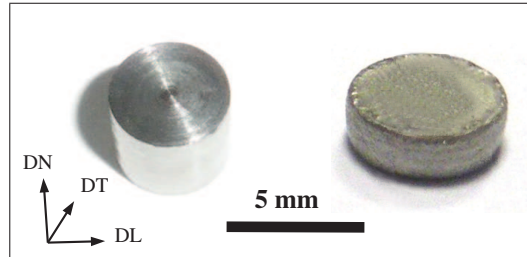


FIGURE B.5 – Exemple d'éprouvette prélevée, orientée selon DN, avant et après compression.

Observations qualitatives de la déformation d'une éprouvette

La figure B.6 illustre une coupe transverse d'une éprouvette de compression orientée selon DN après compression. Une attaque au nital permet de révéler la microstructure déformée. On observe tout d'abord que les arêtes extérieures, situées à gauche et à droite de la figure B.6, présentent un bombé limité. On peut en conclure que la surface cylindrique de l'éprouvette ne présente pas un effet de tonneau significatif. Cet effet étant d'autant plus important que le frottement de contact entre l'éprouvette et les tas est important, on en déduit que le frottement est limité.



FIGURE B.6 – Observation micrographique d'une coupe transverse d'une éprouvette de compression orientée selon DN après compression.

L'observation de la microstructure révélée par l'attaque confirme le fait que la zone fondue colonnaire constitue la majeure partie du volume de l'éprouvette prélevée. La zone affectée thermiquement représente toutefois une épaisseur significative sur les parties supérieures et inférieures de l'éprouvette. La zone fondue colonnaire est constituée principalement de martensite, formée à partir de dendrites d'austénite. Ces dendrites sont initialement majoritairement verticales, orientées par le mouvement du front de solidification, (figure B.1). La figure B.6 présente la morphologies de ces dendrites après déformation. Ces dendrites présentent un bombé significatif, ce qui indique que le champ de déformation dans l'éprouvette ne fut pas uniforme, mais dépend de la position dans l'éprouvette. Ainsi, même si un effet de tonneau extérieur significatif n'est pas observé, il apparaît qu'un champ de déformation hétérogène se produise lors de l'essai. Il est toutefois difficile de quantifier l'amplitude de cette hétérogénéité, et la description du phénomène de déformation lors de l'essai est approchée par un champ de déformation uniforme.

Déplacement de compression appliqué

Le déplacement mesuré u_m par le capteur LVDT est celui de la traverse supérieure, et non celui du tas supérieur. La déflexion de la machine entre la traverse et le tas, ainsi qu'entre le tas inférieur et le bâti inférieur impliquent que le déplacement effectivement appliqué u_{eff} à l'éprouvette soit inférieur à u_m .

Le déplacement final effectivement appliqué u_{f-eff} est mesurable en fin d'essai, au retour élastique près. On peut exprimer le retour élastique en fonction de la hauteur finale comprimée h_{fc} et de la hauteur finale libre h_{fl} . Si l'on considère l'état libre comme référence, et l'état comprimé comme déformé

$$\begin{aligned}\varepsilon_e &= \ln\left(\frac{h_{fc}}{h_{fl}}\right) = \frac{\sigma_f}{E} \\ h_{fc} &= h_{fl} \cdot \left(e^{\frac{\sigma_f}{E}}\right)\end{aligned}\quad (B.1)$$

La hauteur finale libre h_{fl} de l'éprouvette est mesurée au pied à coulisse. u_{f-eff} s'exprime alors en fonction de la hauteur initiale de l'éprouvette h_0 , $u_{f-eff} = h_{fc} - h_0$. On applique alors une correction de l'ensemble de la mesure de déplacement : on postule que l'erreur de mesure du déplacement peut être décrite par une déflexion élastique linéaire de la machine lorsque l'effort F est supérieur à 20kN. Lorsque l'effort est inférieur à 20kN, il est proposé de considérer que la compression des couches de téflon entraîne la réduction de leur épaisseur linéairement avec F jusqu'à une épaisseur nulle pour $F=20$ kN. Ainsi la mesure corrigée u_c s'exprime en fonction du coefficient de complaisance du système c .

$$u_c = u_m - c \cdot F \quad (B.2)$$

Le coefficient de complaisance est alors déterminé en fin d'essai de compression en fonction du déplacement final mesuré u_{f-m} , de l'effort mesuré final F_f et du déplacement final effectivement appliqué u_{f-eff} .

$$c = \frac{u_{f-m} - u_{f-eff}}{F_f}$$

De cette façon, le déplacement corrigé final coïncide avec le déplacement final mesuré, la figure B.7.a illustre un exemple de courbe $F - u_c$ expérimentale. De plus, la mesure du diamètre de l'éprouvette avant et après compression permet de vérifier la conservation de son volume aux incertitudes de mesures près. La figure B.7.a illustre un exemple d'enregistrement, et la figure B.7.b illustre la correction de déplacement appliquée.

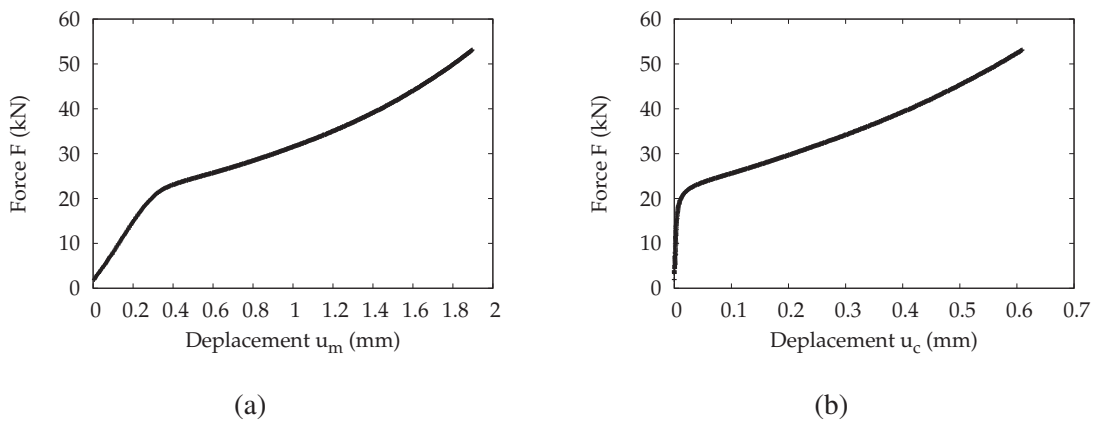


FIGURE B.7 – (a) Exemple d'enregistrement l'effort F en fonction du déplacement mesuré u_m . (b) Courbe effort-déplacement corrigé $F - u_c$ associée.

Courbe contrainte-déformation

Les contraintes et déformations sont calculées en fonction des grandeurs expérimentales u_c et F en supposant qu'un champ de déformation uniforme dans l'éprouvette décrit le phénomène. Ainsi

$$\begin{aligned} \varepsilon &= \ln \left(\frac{h_0 - u_c}{h_0} \right) & V &= S \cdot h = V_0 = S_0 \cdot h_0 \\ & \text{avec} & & \\ \sigma &= \frac{F}{S} & S &= S_0 \cdot \frac{h_0}{h_0 - u_c} \end{aligned} \quad (\text{B.3})$$

Les incertitudes $\delta\varepsilon$ et $\delta\sigma$ sont calculées en fonction des incertitudes δu , δh_0 , δS_0 et δF . Ainsi

$$\begin{aligned} \delta\varepsilon &= \delta \left(\ln \left(\frac{h_0 - u_c}{h_0} \right) \right) = \frac{u \cdot \delta h_0 - h_0 \cdot \delta u}{h_0 \cdot (h_0 - u)} \\ \delta\sigma &= \delta \left(\frac{F \cdot (h_0 - u_c)}{S_0 \cdot h_0} \right) = \frac{-F \cdot S_0 \cdot h \cdot \delta u + F \cdot S_0 \cdot u \cdot \delta h - F \cdot h^2 \cdot \delta S_0 + F \cdot h \cdot u \cdot \delta S_0 + S_0 \cdot h^2 \cdot \delta F - S_0 \cdot h \cdot u \cdot \delta F}{S_0^2 \cdot h_0} \end{aligned} \quad (\text{B.4})$$

On considère dans cette étude que les mesures au pied à coulisse sont exactes, et $\delta h_0 = \delta S_0 = 0$.

Correction liée au frottement entre le tas et les éprouvettes

Ce paragraphe décrit l'application de la correction d'Avitzur au dépouillement de l'essai de compression uniaxiale. Si on suppose que la déformation est homogène dans le cylindre, c'est-à-dire pas d'effet de tonneau, on peut écrire les champs de vitesse et de vitesse de déformation suivant dans un repère de coordonnées cylindriques $\dot{u}$

$$\begin{pmatrix} \dot{u}_\theta = 0 \\ \dot{u}_r = -\frac{r}{2 \cdot h} \cdot \dot{u} \\ \dot{u}_z = \frac{z}{h} \cdot \dot{u} \end{pmatrix}, \quad \begin{pmatrix} \dot{\varepsilon}_\theta = \frac{\dot{u}_r}{r} = -\frac{\dot{u}}{2 \cdot h} \\ \dot{\varepsilon}_r = -\frac{\dot{u}}{2 \cdot h} \\ \dot{\varepsilon}_z = \frac{\dot{u}}{h} \end{pmatrix}, \quad \text{avec } \dot{u} \leq 0, \text{ ainsi } \text{trace}(\dot{\varepsilon}) = 0$$

Ce champ de déplacement correspond à la compression d'un cylindre restant cylindrique. Si on considère que le frottement sur les faces inférieures et supérieures induit un cisaillement selon la loi de Tresca

$$\tau = \bar{m} \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{3}}$$

Le tenseur des contraintes est alors inconnu dans le cylindre, en revanche on peut écrire le bilan énergétique

$$\dot{W}_{total} = \dot{W}_p + \dot{W}_{frottement}$$

Avec

$$\begin{cases} \dot{W}_p = \int_V \bar{\sigma} \cdot \bar{\varepsilon}_p \cdot dV, & \bar{\varepsilon}_p = -\frac{\dot{u}}{h}, & \dot{W}_p = -\bar{\sigma} \cdot S \cdot \dot{u} \\ \dot{W}_{frottement} = \int_{contact} \tau \cdot \dot{u}_r \cdot dS, & \dot{W}_{frottement} = -\frac{\bar{m} \cdot \bar{\sigma} \cdot d \cdot S \cdot \dot{u}}{3\sqrt{3}h} \\ \dot{W}_{total} = F \cdot \dot{u} \end{cases} \quad (\text{B.5})$$

Ainsi

$$\bar{\sigma} = \frac{F}{S} \left(1 + \frac{\bar{m} \cdot d}{3\sqrt{3}h} \right)^{-1} \quad (\text{B.6})$$

La valeur du coefficient de frottement de Tresca $\bar{m}$ considérée est de 0,05. Cette valeur de coefficient de frottement n'a pas été déterminée expérimentalement, mais est la valeur la plus adaptée au frottement acier-acier utilisée pour cette machine. Ce calcul permet une correction de la valeur de la contrainte, impliquant une diminution de quelques dizaines de MPa. La figure B.8.a illustre la courbe $\sigma - \varepsilon_p$ résultant de l'analyse de l'enregistrement $F - u_m$ illustré plus haut.

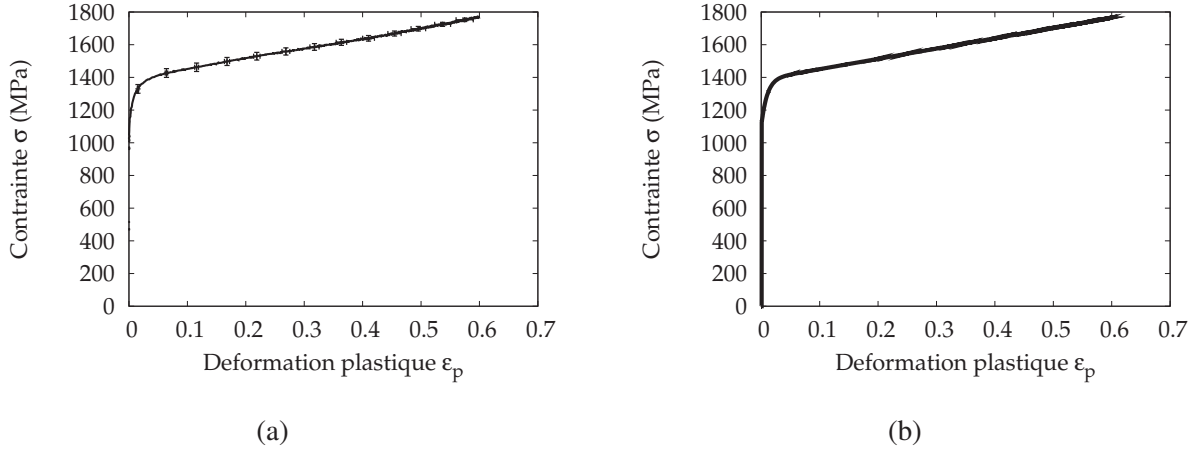


FIGURE B.8 – (a) Exemple de courbe $\sigma - \varepsilon_p$ résultant de l'analyse de l'enregistrement illustré précédemment. Les barres d'erreur illustrent l'incertitude de mesure induites sur ε et σ . (b) Loi de Voce analytique décrivant le comportement élastoplastique identifié du matériau.

Détermination de la loi de comportement élastoplastique du matériau

La courbe contrainte-déformation plastique $\sigma - \varepsilon_p$ issue de la compression uniaxiale est idéalisée par une loi de Voce. La déformation plastique ε_p est déduite de la déformation ε par la relation $\varepsilon_p = \varepsilon - \sigma/E$. La loi de Voce exprime de façon analytique la contrainte d'écoulement σ en fonction de la déformation plastique ε_p en fonction de quatre coefficients par la relation

$$\sigma = \sigma_0 + (\sigma_\infty - \sigma_0) \cdot \left(1 - e^{-\delta \cdot \varepsilon_p} \right) + \alpha \cdot \varepsilon_p$$

La limite d'élasticité σ_0 est déterminée comme étant la contrainte d'écoulement pour une déformation plastique de 0,002. A ce niveau de déformation, l'incertitude de mesure est de 0,001 sur la déformation, et 25 MPa sur la contrainte (figure B.8.a). Le coefficient α caractérise le régime linéaire d'écrouissage, il est identifié comme étant la pente la courbe $\sigma - \varepsilon_p$ lorsque ε_p est supérieure à 0,2. Le coefficient δ ajuste l'étendue en déformation du coude formé par la courbe entre la limite d'élasticité et le régime linéaire d'écrouissage, tandis que σ_∞ pilote la valeur de la contrainte à la fin du coude. La table suivante présente les valeurs de ces coefficients identifiés dans le cas de l'exemple présenté par la figure B.8.a. La loi ainsi identifiée est illustrée en figure B.8.b.

σ_0 (MPa)	σ_∞ (MPa)	δ	α (MPa)
1120	1390	100	630

TABLE B.2 – Identification des coefficients de la loi de Voce décrivant le comportement élastoplastique du matériau.

Déformation de striction

Ce paragraphe décrit l'application du critère de Considère au cas de l'essai de compression. Ce critère permet la détermination de la déformation de traction ε_n à partir de laquelle une localisation de la déformation se produit, ou déformation de striction. En effet, au delà de cette déformation la force de traction diminue, ayant atteint son maximum pour $\varepsilon = \varepsilon_n$.

L'effort de traction s'exprime de la façon suivante $F = \sigma \cdot S$ avec $S = S_0 \cdot e^{-\varepsilon}$. On peut alors exprimer ε_n par le critère de Considère

$$\frac{\partial F}{\partial \varepsilon} = 0|_{\varepsilon=\varepsilon_n} \quad (\text{B.7})$$

Dans le cas d'une loi d'écrouissage de type loi de Voce, on peut exprimer σ en fonction de ε_p , et en considérant $\varepsilon = \varepsilon_p$ il est possible de poser le problème. En revanche sa résolution n'est pas directe.

$$\frac{\partial F}{\partial \varepsilon} = 0 \text{ si } \alpha - \alpha \cdot \varepsilon - \sigma_\infty - (\delta + 1) \cdot (\sigma_0 - \sigma_\infty) \cdot e^{-\delta \cdot \varepsilon} = 0 \text{ (solution 1)}$$

Pour approcher la déformation à striction dans le cas d'une loi de comportement quelconque, considérons une loi de la forme $\sigma = \sigma_0 \cdot \varepsilon^{n(\varepsilon)}$. Le critère de Considère s'exprime

$$\begin{cases} F = \sigma_0 \cdot \varepsilon^{n(\varepsilon)} \cdot S_0 \cdot e^{-\varepsilon} \\ \frac{\partial F}{\partial \varepsilon} = \sigma_0 \cdot S_0 \cdot e^{-\varepsilon} \cdot \varepsilon^{n(\varepsilon)-1} \cdot \left(n(\varepsilon) + \varepsilon \cdot \frac{\partial n}{\partial \varepsilon} \cdot \ln(\varepsilon) - \varepsilon \right) \\ \frac{\partial F}{\partial \varepsilon} = 0 \text{ si } n(\varepsilon) + \varepsilon \cdot \frac{\partial n}{\partial \varepsilon} \cdot \ln(\varepsilon) - \varepsilon = 0 \end{cases} \quad (\text{B.8})$$

De plus, on peut exprimer le coefficient d'écrouissage n

$$\begin{cases} \ln(\sigma) = \ln(\sigma_0) + n(\varepsilon) \cdot \ln(\varepsilon) \text{ alors } n(\varepsilon) = \frac{\ln(\sigma/\sigma_0)}{\ln(\varepsilon)} \\ \frac{\partial n}{\partial \varepsilon} = \frac{1}{\sigma \cdot \ln(\varepsilon)} \cdot \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} - \frac{1}{\varepsilon \cdot (\ln(\varepsilon))^2} \cdot \ln\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right) \end{cases} \quad (\text{B.9})$$

Ainsi

$$\frac{\partial F}{\partial \varepsilon} = 0 \text{ si } \varepsilon = \frac{\varepsilon}{\sigma} \cdot \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \text{ (solution 2)} \quad (\text{B.10})$$

On démontre que les solutions 1 et 2 appliquées à une même loi de comportement coïncident. La solution 2 peut ainsi être appliquée sur des lois de comportement quelconques. La déformation de striction ε_n peut donc être estimée par cette méthode sur les courbes $\sigma - \varepsilon$ résultant des essais de compression uniaxiale. La figure B.9 illustre l'évolution de $\frac{\varepsilon}{\sigma} \cdot \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$ en fonction de la déformation pour l'exemple de l'essai illustré plus haut. La déformation de striction $\varepsilon_n=0,040$ est donnée par l'intersection de $\frac{\varepsilon}{\sigma} \cdot \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon}$ avec la droite $\varepsilon = \varepsilon$.

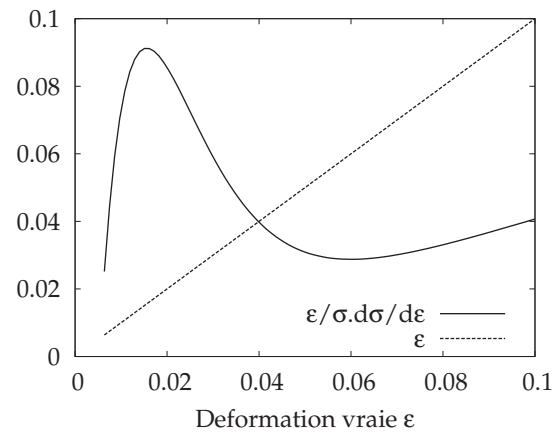


FIGURE B.9 – Évolution de $\frac{\varepsilon}{\sigma} \cdot \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ en fonction de la déformation pour l'exemple de comportement illustré précédemment. L'abscisse de l'intersection de cette courbe avec la droite $\varepsilon = \varepsilon$ donne la déformation de striction $\varepsilon_n=0,040$.

5 Résultats

Cette partie présente le résumé des essais de caractérisation conduits sur les zones fondues d'acier DP780, et les compare avec les résultats de différentes méthodologies de caractérisation.

Synthèse des caractérisations

La figure B.10 illustre les courbes $\sigma - \varepsilon$ résultant de quatre essais de compressions d'éprouvettes orientées selon DN, et un essai orienté selon DL.

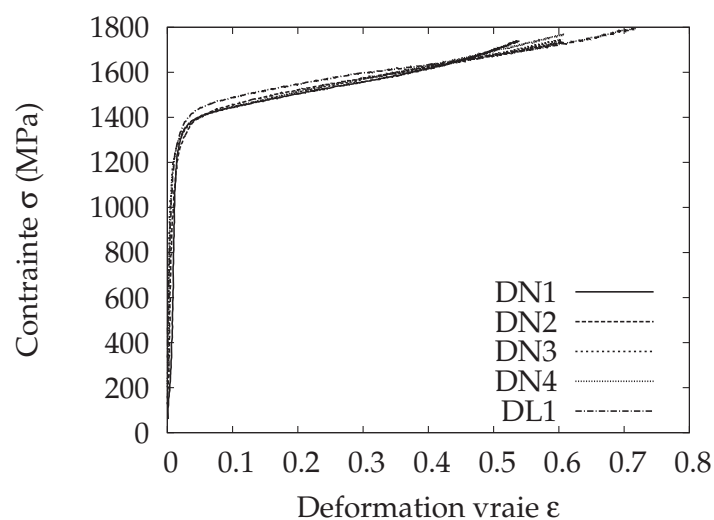


FIGURE B.10 – Courbes $\sigma - \varepsilon$ résultant de quatre essais de compressions d'éprouvettes orientées selon DN, et d'une éprouvette orientée selon DL.

epr.	σ_0 (MPa)	σ_∞ (MPa)	δ	α (MPa)	ε_n
DN1	1120	1390	110	575	0,033
DN2	900	1400	100	600	0,042
DN3	1200	1400	50	585	0,050
DN4	1120	1390	100	630	0,040
DL1	1150	1455	55	460	0,052
Moy.	1098	1407	83	570	0,043

TABLE B.3 – Résumé des paramètres de comportement élastoplastique identifiés sur les 5 essais.

Au vu du résumé des paramètres de comportement identifiés présentés par la table B.3, la reproductibilité des résultats est jugée satisfaisante. Les paramètres de comportements moyens listés dans ce tableau correspondent à la moyenne des paramètres identifiés sur chaque essai, et non aux paramètres décrivant la moyenne des courbes $\sigma - \varepsilon$ mesurées.

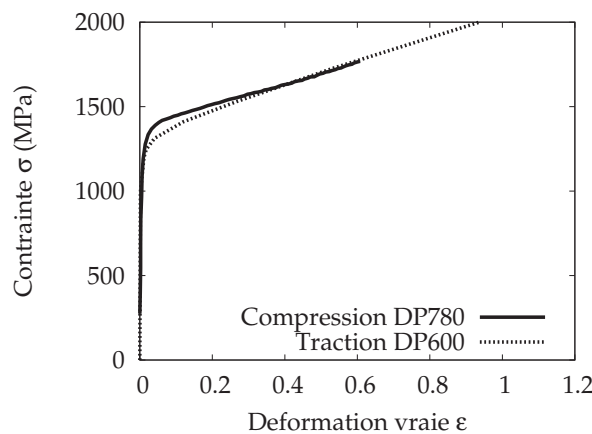
Comparaison avec les résultats d'indentation

Les mesures de dureté ne permettent pas une évaluation précise de la loi de comportement, mais leur utilisation simple permet l'obtention rapide d'ordres de grandeurs de contrainte d'écoulement par la méthode de Tabor [Tabor 51]. Ainsi pour une zone fondue de point soudé d'acier DP780, la dureté Vickers est de 450 HV0.05. Cette mesure permet l'évaluation du point de la loi de comportement pour $\varepsilon = 0,08$, $\sigma = 3 \cdot 450 = 1350$ MPa.

Or la loi de comportement mesurée, et corrigée par la prise en compte de frottement, donne une contrainte d'environ 1430 MPa pour une déformation vraie de 0,08, les mesures sont donc cohérentes.

Comparaison avec une sollicitation de traction

Les résultats des travaux de Tong *et al.* [Tong 05] sont comparés dans ce paragraphe avec les résultats des essais de compressions. Ces travaux constituent, à la connaissance de l'auteur, la référence bibliographique la plus proche des travaux présentés dans cette annexe. Il s'agit d'essais de traction sur des éprouvettes prélevées dans des zones fondues d'acier DP600, et mises en formes par électro-érosion. La section utile des éprouvettes est de 0,5x0,5 mm.

FIGURE B.11 – Courbes $\sigma - \varepsilon$ résultant des essais de compressions, et de l'essai de traction détaillé dans l'article de Tong *et al.* [Tong 05].

L'instrumentation de l'essai permet la mesure du champ de déformation à la surface de l'éprouvette, et permet ainsi de quantifier l'amplitude de la déformation de traction dans la section où se localise la déformation après la striction. Cette mesure permet de plus de déterminer l'aire courante de cette section de l'éprouvette, et ainsi de déterminer la valeur de la contrainte de traction de cette section. La courbe $\sigma - \varepsilon$ du matériau est donc construite par ces mesures. De plus, la section rompue après la rupture de l'éprouvette est également mesurée, permettant de déduire la déformation et la contrainte décrivant l'état de chargement moyen de la section centrale de l'éprouvette précédant sa rupture. La figure B.11 illustre la comparaison des courbes $\sigma - \varepsilon$ résultant de ces travaux, avec la courbe résultant des essais de compressions.

On observe que les résultats des deux méthodologies différentes, caractérisant deux matériaux différents, présentent des résultats en bon accord pour des déformations supérieures à 0,4. Les sources de différence de contrainte d'écoulement pour les déformations inférieures pouvant être aussi bien liées aux matériaux étudiés ou à un artefact de mesure, il n'est pas possible d'interpréter cette différence.

La déformation de striction ε_n mesurée par Tong *et al.* sur les zones fondues d'acier DP600 est de 0,064, sensiblement supérieure à la déformation de striction mesurée par les essais de compression sur les zones fondues d'acier DP780, de 0,043.

6 Conclusions

La méthodologie mise en place et présentée dans cette annexe permet de caractériser le comportement élastoplastique de zones fondues de points soudés par des moyens d'essais conventionnels. Les résultats de courbes $\sigma - \varepsilon$ sont en accord avec les résultats d'indentation, ainsi qu'avec les travaux existant les plus proches. La particularité de la méthode présentée dans ce document est sa simplicité de mise en oeuvre avec des moyens de caractérisation conventionnels. L'impact de l'opération d'usinage nécessaire à la mise en forme de l'éprouvette sur l'écrouissage du matériau ne fut en revanche pas quantifié.

Les informations directement extraites par cette méthodologie sont essentielles à la mise en place d'un modèle numérique de comportement d'un point soudé, car permettent de dissocier l'identification du comportement élastoplastique et de l'endommagement du matériau.

Annexe C

Algorithme de corrélation d'images

Cette partie détaille les méthodes mises en place pour la mesure des déplacements et des déformations sur une séquence d'images. La corrélation d'images est employée pour l'approximation discrète de la mesure des champs de déplacements, les déformations sont déduites par moyennes de surface des gradients de déplacements.

1 Corrélation d'images

La corrélation d'images vise à déterminer les déplacements de motifs présents sur deux images, initiale et déformée. Une image est pour cela considérée comme un signal bi-dimensionnel, et le décalage du signal initial permettant un maximum de vraisemblance avec le signal déformé est recherché. Ce décalage est le déplacement moyen du signal considéré.

1.1 Produit d'inter-corrélation

Dans un cas uni-dimensionnel, considérons $f(x)$ le signal initial, et $g(x)$ le signal déformé. La vraisemblance h entre ces deux signaux peut être évaluée par leur produit de convolution, encore appelé produit d'inter-corrélation [Hild 03]

$$h(d) = (g \star f)(d) = \int_{-\infty}^{\infty} g(x)f(x-d)dx$$

Avec d un décalage appliqué au signal initial. La détermination du déplacement u inconnu entre les deux signaux revient à rechercher le maximum de la vraisemblance en fonction du décalage d . Si les deux signaux sont de type crêteaux, d'une longueur de 256 périodes, décalés de $u=20$ périodes l'un par rapport à l'autre comme illustré en figure C.1.a, l'évolution de $h(d)$ associée à ces signaux est illustrée en figure C.1. Le maximum de cette fonction est atteint en $d = u$.

Le maximum du produit d'inter-corrélation permet de déterminer le déplacement moyen d'un signal indépendamment des différences de valeurs moyennes entre les signaux initiaux et déformés.

1.2 Transformée de Fourier

Le calcul du produit d'inter-corrélation peut être conduit dans l'espace réel, mais également dans l'espace de Fourier. L'intérêt étant l'utilisation des fonctions de Transformée de Fourier Rapide, ou Fast Fourier Transform (FFT). Ces fonctions sont d'une grande utilité dans le domaine du traitement du signal, car permettent le traitement rapide d'opérations sur les signaux.

La transformée de Fourier $\tilde{f}$ d'un signal f continu rapidement décroissant à l'infini s'exprime

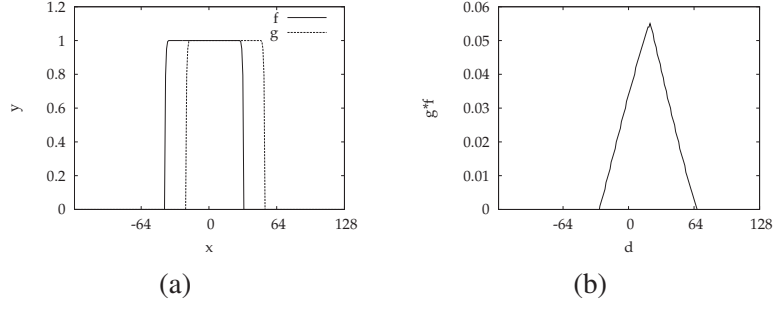


FIGURE C.1 – Signaux continus décalés (a), et produit d'inter-corrélation (b).

$$\tilde{f}(\xi) = [F(f)](\xi) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{\infty} f(x) e^{-2\pi i \xi x} dx$$

La décomposition en fréquence ξ du signal f est ainsi calculée. La transformée inverse est définie par

$$f(x) = [F^{-1}(\tilde{f}(\xi))](x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{\infty} \tilde{f}(\xi) e^{+2\pi i \xi x} d\xi$$

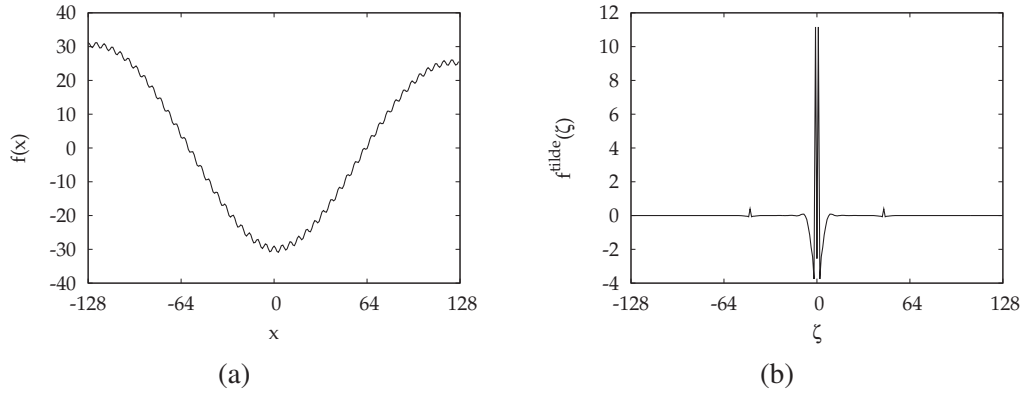


FIGURE C.2 – Signal discret (a) et sa décomposition en fréquence (b).

Le produit d'inter-corrélation de fonctions f et g continues peut s'écrire dans l'espace de Fourier de la façon suivante :

$$g \star f = \sqrt{2\pi} F^{-1}[F(g)\overline{F(f)}]$$

Le traitement numérique d'images manipule des signaux échantillonnés, dans ce cas les transformées de Fourier s'écrivent sous la forme de sommes. Si l'échantillonnage de f s'écrit

$$f_n = f(x_0 + n\Delta X), n \in [0, N]$$

Et les transformées de Fourier

$$\tilde{f}_k = [F(f)]_k = \frac{1}{\sqrt{N}} \sum_{n=0}^{N-1} f_n e^{-2\pi i n k / N}$$

$$f_n = [F^{-1}(\tilde{f})]_n = \frac{1}{\sqrt{N}} \sum_{k=0}^{N-1} \tilde{f}_k e^{+2\pi i n k / N}$$

Le développement des algorithmes de FFT, tout d'abord par Cooley et Tuckey, permet de réduire considérablement le nombre d'opérations de ces transformations, pour un résultat exact. Le calcul direct de la transformée d'un signal échantillonné requiert $O(N^2)$ opérations, tandis que le calcul par FFT requiert $O(N \log(N))$ opérations. La figure C.2 illustre la décomposition en fréquence résultant d'une transformée de Fourier rapide sur un signal de 256 points. Le produit d'inter-corrélation de deux signaux échantillonnés peut alors être calculé rapidement et de façon exacte.

$$g \star f = \sqrt{N} F^{-1} [F(g) \overline{F(f)}]$$

La figure C.3.a illustre deux fonctions créneaux discrètes de 32 points pour lesquelles le produit d'inter-corrélation est calculé. La fonction f subit tout d'abord un fenêtrage de Hanning, comme détaillé dans le paragraphe suivant. Cette fonction fenêtrée $f_{Hanning}$ est ensuite décalée d'une période et devient f_{decal1} . Le produit d'inter-corrélation entre les fonction f_{decal1} et $f_{Hanning}$ est illustré par la figure C.3.b, maximal pour $x=1$.

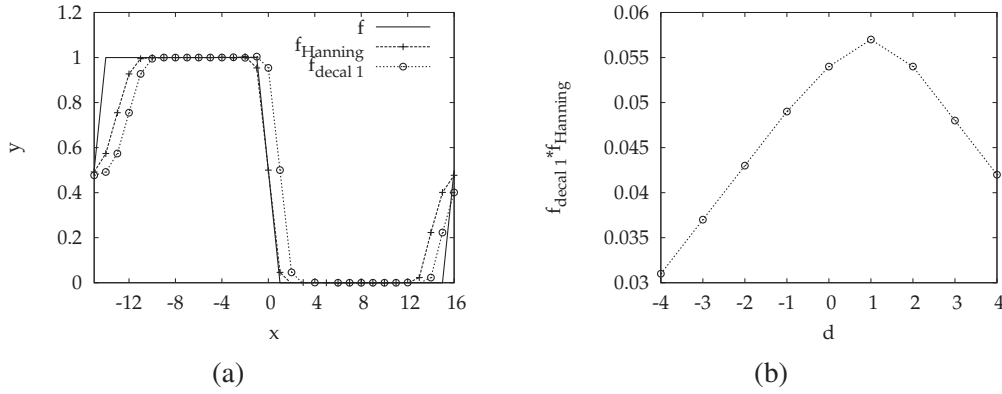


FIGURE C.3 – (a) Signal discret f , fenêtrage $f_{Hanning}$, et décalage d'une période f_{decal1} . (b) Produit d'inter-corrélation $f_{decal1} \star f_{Hanning}$ maximal pour $x=1$.

1.3 Utilisation de la transformée de Fourier

Certaines contraintes sont liées à l'utilisation de la transformée de Fourier :

1. Tout d'abord, l'utilisation des transformées de Fourier les plus rapides limite les traitements à des signaux de taille en puissance de 2.
2. Ensuite, les signaux réels et transformés doivent être modifiés afin de garantir la stabilité de la transformée.
 - le signal réel doit être rapidement décroissant à l'infini. Une atténuation du signal à ses extrémités est alors systématiquement effectuée [Hild 03]. Une fenêtre de Hanning peut être utilisée.
 - l'amplitude de la décomposition en fréquence doit également rapidement décroître pour de hautes fréquences. Un filtrage passe-bas des fréquences est alors également effectué systématiquement [Hild 03]. Un filtrage gaussien est utilisé.

La figure C.4 illustre ces deux opérations sur un signal de type créneau échantillonné sur 128 points.

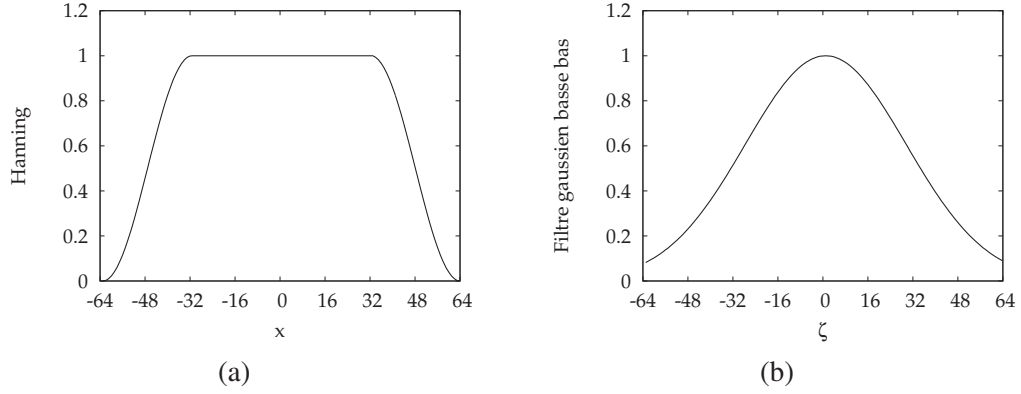


FIGURE C.4 – Fenêtre de Hanning et filtre gaussien passe bas en fréquence.

Certaines propriétés de la transformée de Fourier sont en revanche très utiles. La première concerne la translation d'une fonction réelle : le décalage subpixel.

$$F(f(x-a))_k = e^{-2\pi i a k / N} \tilde{f}_k$$

Cette propriété permet de décaler un signal discret d'une amplitude inférieure à sa discrétisation. Cette méthode est utilisée abondamment dans cette étude. La figure C.5.a montre un signal créneau f , après fenêtrage et filtrage formant le signal $f_{Hanning}$, et son décalage d'une demi-période formant $f_{decal0,5}$. La figure C.5.b illustre le produit d'inter-corrélation entre les créneaux décalé et initial. Le maximum de $f_{decal0,5} \star f_{Hanning}$ ne coïncide pas avec les périodes de discrétisation, l'interpolation du pic de cette fonction est alors nécessaire afin de mesurer ce décalage.

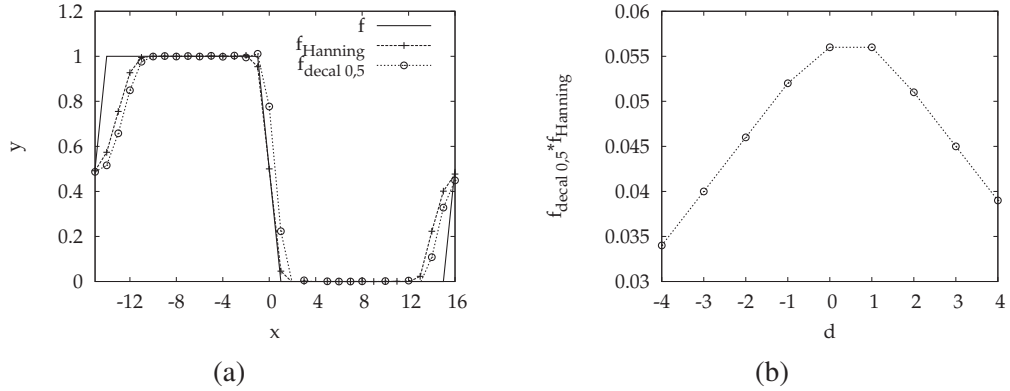


FIGURE C.5 – (a) Signal discret f , fenêtrage $f_{Hanning}$, et décalage d'une demi-période $f_{decal0,5}$. (b) Produit d'inter-corrélation $f_{decal0,5} \star f_{Hanning}$ maximal entre $x=0$ et $x=1$.

1.4 Mesure de déplacement subpixel

L'exemple de la figure C.5 montre que l'interpolation du produit d'inter-corrélation $h(d)$ au voisinage de son maximum est nécessaire. Cette interpolation permet de déterminer le déplacement moyen d avec une meilleure résolution que l'échantillonnage du signal. Dans le cas de corrélation d'images, on parle de précision sub-pixel [Hild 03].

L'interpolation de la géométrie du pic en une gaussienne permet de calculer de façon immédiate la position u du maximum $h(u)$ de la fonction h . Pour cela, la position au pixel près d_m du maximum de h , ainsi que des deux pixels avoisinants sont considérés, d_{m-1} et d_{m+1} . Considérons la gaussienne $E(x)$ définie comme

$$E(x) = A \cdot e^{-\frac{(x-\mu)^2}{2\sigma^2}}$$

Avec A , μ et σ respectivement l'amplitude, la moyenne et l'écart-type de la gaussienne.

Dans un but de simplification, écrivons le logarithme de l'intensité de la gaussienne comme un polynôme $Z(x)$

$$Z(x) = \ln(E(x)) = a_0 + a_1 \cdot x + a_2 \cdot x^2$$

Afin de décrire le pic par ce polynôme, les coefficients a_0 , a_1 et a_2 sont déterminés de la façon suivante :

$$Z(d_{m-1}) = a_0 + a_1 \cdot d_{m-1} + a_2 \cdot d_{m-1}^2 = \ln(h_{m-1})$$

$$Z(d_m) = a_0 + a_1 \cdot d_m + a_2 \cdot d_m^2 = \ln(h_m)$$

$$Z(d_{m+1}) = a_0 + a_1 \cdot d_{m+1} + a_2 \cdot d_{m+1}^2 = \ln(h_{m+1})$$

L'échantillonnage d'une image étant régulier, il est possible de considérer $d_{m-1} = -1$, $d_m = 0$, $d_{m+1} = 1$, ainsi le système précédent peut se réécrire

$$\begin{bmatrix} 1 & -1 & 1 \\ 1 & 0 & 0 \\ 1 & 1 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} a_0 \\ a_1 \\ a_2 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \ln(h_{m-1}) \\ \ln(h_m) \\ \ln(h_{m+1}) \end{bmatrix}$$

En $d=u$, la relation suivante est vérifiée

$$\frac{\partial Z}{\partial d} = 0|_{d=u}$$

Finalement, l'interpolation du maximum d'inter-corrélation conduit à

$$u = \frac{-a_1}{2a_2} = \frac{\ln\left(\frac{h_{m-1}}{h_{m+1}}\right)}{2\ln\left(\frac{h_{m-1} \cdot h_{m+1}}{h_m^2}\right)}$$

Cette détermination du décalage entre l'image initiale et déformée est donc d'une précision inférieure au pixel, ou subpixel. Ce décalage est appliqué à l'image déformée comme le détaille le paragraphe 1.3, et le pic de corrélation est à nouveau recherché. Cette opération est répétée jusqu'à quatre fois si la valeur du pic de corrélation déterminée est supérieure à la valeur de l'itération précédente, comme le détaille le paragraphe 3 dédié à l'implémentation de la méthode.

1.5 Application aux images

Les images sont des signaux bi-dimensionnels traités de façon analogue aux exemples mono-dimensionnels précédemment détaillés. La figure C.6 illustre un exemple d'image de 512x512 pixels (figure C.6.a), décalée de façon subpixel de 76,3 pixels vers la droite (figure C.6.b). La figure C.6.c illustre le résultat du calcul du produit d'inter-corrélation entre ces deux images. Le maximum se trouve à une ordonnée nulle et une abscisse $x=76$.

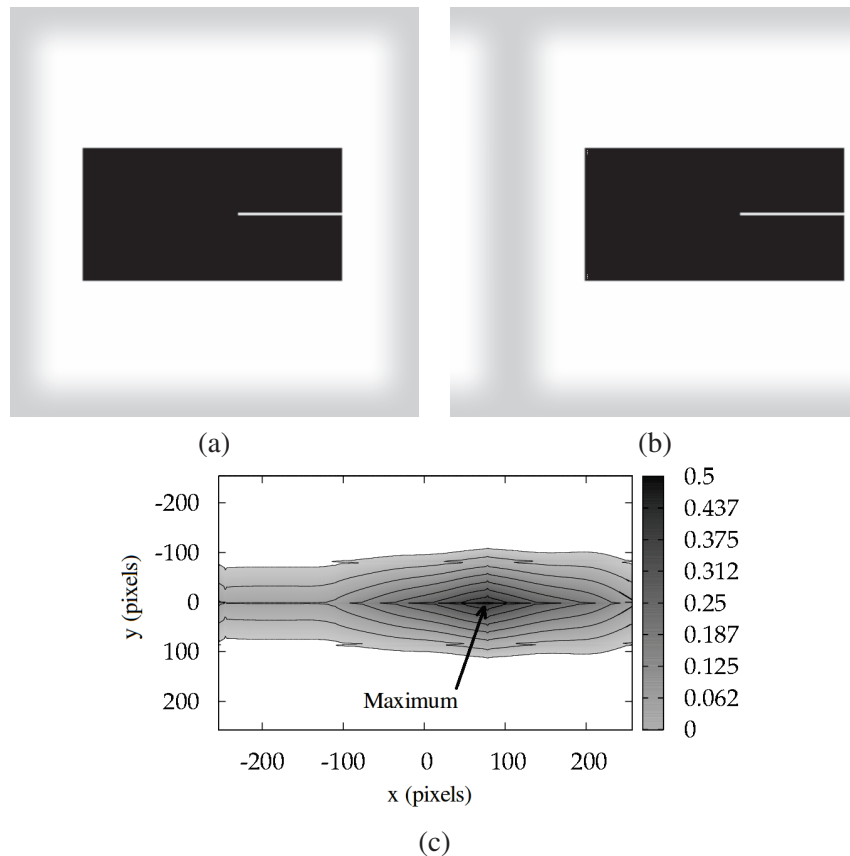


FIGURE C.6 – (a) Image initiale de 512 x 512 pixels après fenêtrage de Hanning et filtrage gaussien. (b) Image décalée de 76,3 pixels en abscisse, 0 pixels en ordonnées. (c) Produit d'inter-corrélation associé montrant un maximum pour une ordonnée y nulle et une abscisse $x=76$.

La détermination subpixel du décalage entre les images est conduite comme le détaille le paragraphe 1.4 dans le cas mono-dimensionnel.

1.6 Approximation discrète de la mesure d'un champ de déplacement

L'utilisation de l'algorithme présenté plus haut permet la mesure du déplacement moyen entre une image initiale et une image déformée de façon subpixel. Il est possible d'approcher la mesure de champs de déplacements entre images grâce à cet algorithme en mesurant les déplacements moyens d'un ensemble de portions d'images réparties sur l'image initiale. Cette opération revient à discrétiser la mesure en un ensemble de régions d'intérêt. Après une définition de la notion de région d'intérêt, cette partie présente la méthode de mesure des déplacements d'un ensemble de régions d'intérêts.

1.6.1 Région d'Intérêt

Une région d'intérêt (Region Of Interest ou ROI en anglais) est une partie de l'image étudiée sur laquelle le déplacement moyen est mesuré. Elle est définie par la position de son centre et sa taille, conditionnant la qualité de la corrélation.

1. Une région d'intérêt de petite taille rend compte d'un déplacement localisé, mais est plus sensible au bruit de mesure
2. Une région d'intérêt de grande taille filtre davantage l'information de déplacement.

Le calcul du produit d'inter-corrélation requiert les opérations de fenêtrage du signal, puis de filtrage de sa décomposition en fréquence.

1.6.2 Grille de Régions d'Intérêt

Le champ de déplacement d'une image déformée par rapport à une image initiale est construit par une discrétisation de l'image en une grille. En chaque noeud de cette grille est associée une région d'intérêt. Cette grille est définie par sa période p qui échantillonne le champ de déplacement. La mesure du déplacement en chaque noeud de cette grille se déroule de façon indépendante des mesures aux noeuds voisins.

La figure C.7.a illustre un exemple d'image étudiée, enregistrée lors de la fissuration d'un point soudé par enfoncement de coin. La grille de régions d'intérêt considérée pour l'approximation discrète du champ de déplacement vertical avec l'image la succédant dans l'enregistrement est illustrée par les points noirs, correspondant aux centres des régions d'intérêt. Le résultat des mesures des déplacements verticaux à ces points est illustré par la figure C.7.b. La période de discrétisation de cette grille est volontairement choisie large, de 50 pixels, afin d'illustrer l'approximation discrète de la mesure du champ de déplacement. Les régions d'intérêt sont choisies de 64 pixels de côté, comme l'illustre le rectangle blanc de la figure C.7.a. Ainsi, 24x19 régions d'intérêt constituent la discrétisation de la mesure du champ de déplacement sur ces images.

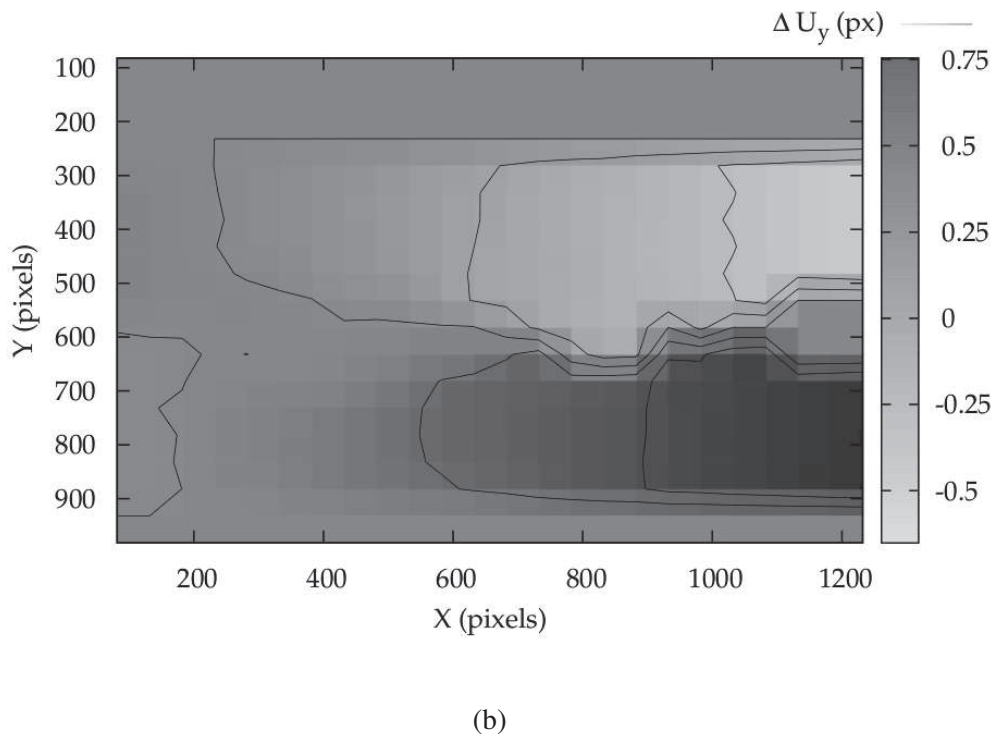
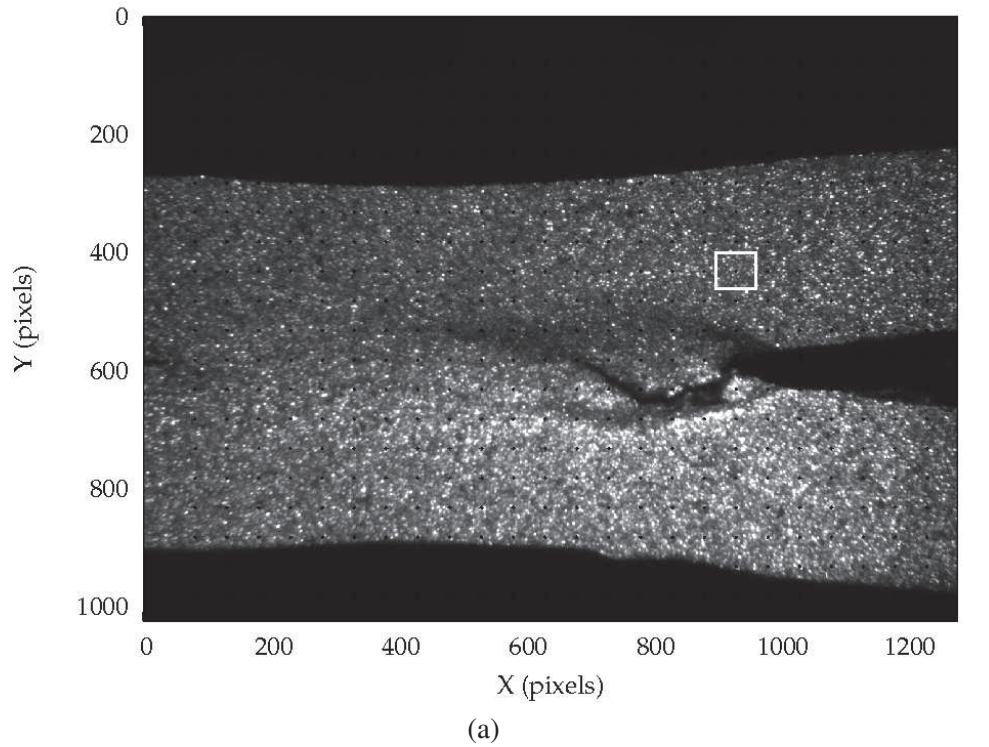


FIGURE C.7 – (a) Exemple d'image étudiée de 1280x1024pixels, sur laquelle une grille large de régions d'intérêt est définie par une période de 50 pixels. Les points noirs illustrent les positions des centres des régions d'intérêt ainsi définies. Le rectangle blanc illustre les dimensions de 64x64 pixels de chacune des régions d'intérêt. (b) Résultat des mesures du déplacement vertical en chacun de ces points.

1.7 Incertitudes de mesure

La détermination de l'incertitude de mesure du déplacement est présentée dans ce paragraphe. L'attention est portée sur la mesure de déplacements inférieurs au pixel. Les mesures de déplacements rigide de ROI supérieurs au pixel présentent seulement une incertitude liée à la partie décimale du déplacement. Cette incertitude est déterminée pour une image de référence présentant un motif contrasté généré aléatoirement, et ensuite pour une image extraite d'une séquence enregistrée durant la propagation de fissure dans un point soudé par l'essai d'enfoncement de coin.

Afin de déterminer l'incertitude de mesure, l'image initiale considérée est étirée d'un pixel selon la direction horizontale. Cet étirement est appliqué par une fonction d'interpolation spline bi-cubique des niveaux de gris de l'image. Ainsi un gradient de déplacement uniforme est appliqué sur l'image, et l'amplitude du déplacement appliqué en chaque point est connue, variant de 0 à 1 pixel selon la position horizontale. Les mesures des déplacements d'une grille de régions d'intérêt entre l'image initiale et déformée sont ensuite comparées aux déplacements appliqués, la différence observée constitue l'erreur de mesure.

Une grille régulière de 30x30 régions d'intérêt est générée sur l'image initiale, ainsi chaque amplitude de déplacement appliquée est mesurée en 30 points différents (selon la direction verticale), et la moyenne et l'écart type de l'erreur de cette mesure peut être déterminée. De plus, cette opération est conduite pour 30 amplitudes de déplacements intermédiaires entre 0 et 1 pixel (selon la direction horizontale).

L'influence de la taille des régions d'intérêt sur la précision de la mesure peut donc être déterminée. Les tailles considérées sont des puissances de 2 afin de permettre l'utilisation des algorithmes les plus rapides des transformations de Fourier. Ainsi les tailles étudiées sont de 16, 32, 64 et 128 pixels de coté.

1.7.1 Image de référence

La figure C.8.a illustre l'image de référence de 1024x1024 pixels, présentant un motif contrasté généré aléatoirement, ayant subi un filtrage gaussien passe-bas en fréquence. L'étirement de l'image d'un pixel dans la direction horizontale n'est pas illustré, car difficilement observable visuellement. Les résultats de détermination de l'incertitude de mesure sont illustrés par les figures C.8.b, c, d, et e pour les tailles de régions d'intérêt de 16, 32, 64 et 128 pixels respectivement. L'écart-type de l'erreur de mesure est illustré par les barres d'erreur.

1.7.2 Image expérimentale

La figure C.9.a illustre une image enregistrée expérimentalement lors de la fissuration d'un point soudé par l'essai d'enfoncement de coin, dans les conditions expérimentales décrites dans le chapitre II. Le sablage de la surface permet de créer un relief qui génère un motif contrasté lors de l'éclairage. Cette opération a pour principal avantage d'être très rapide de réalisation. Les parties noires de l'image ne couvrant pas la surface de l'échantillon sont coupées, et les dimensions de l'image considérée sont de 1060x600 pixels. L'étirement de l'image d'un pixel dans la direction horizontale n'est pas illustré, car difficilement observable visuellement. Les résultats de détermination de l'incertitude de mesure sont illustrés par les figures C.9.b, c, d, et e pour les tailles de régions d'intérêt de 16, 32, 64 et 128 pixels respectivement. L'écart-type de l'erreur de mesure est illustré par les barres d'erreur.

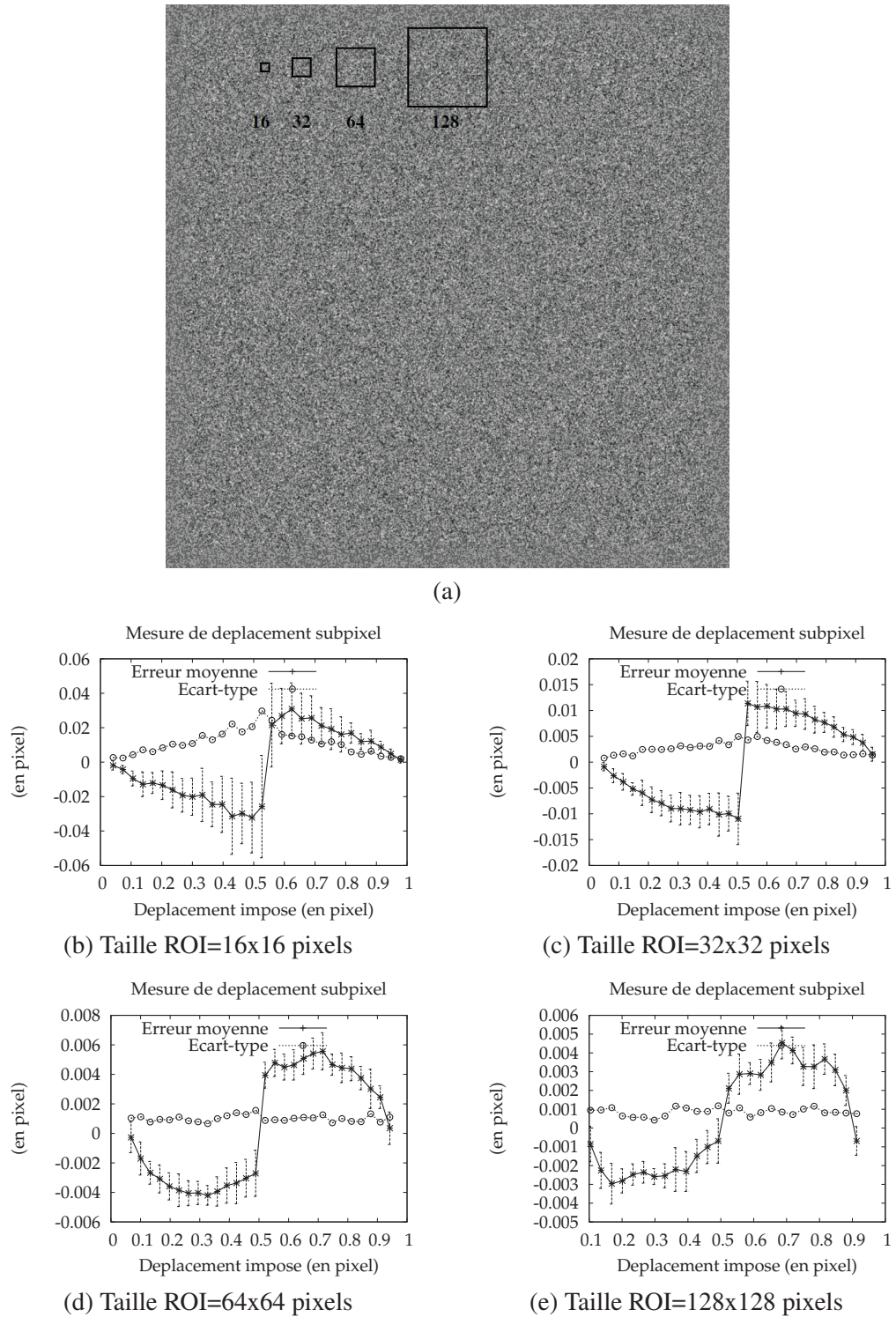
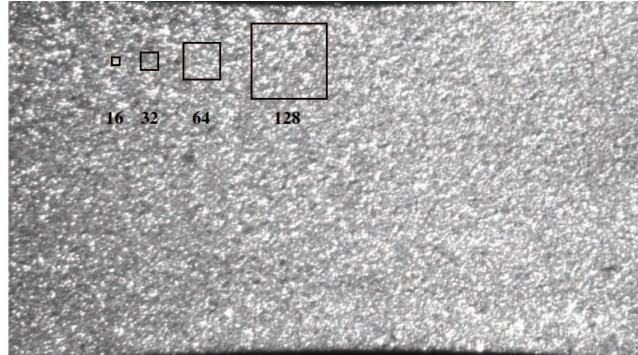
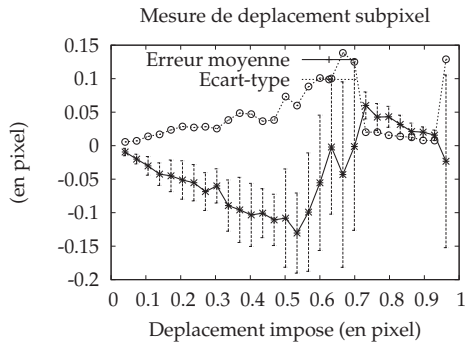


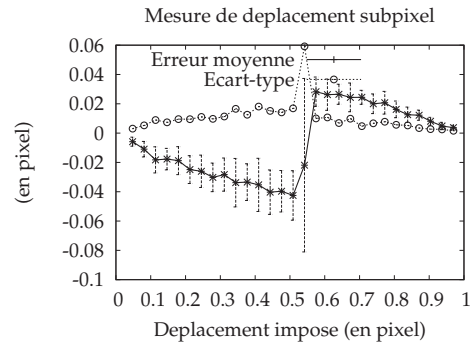
FIGURE C.8 – (a) Image de référence initiale de 1204x1024 pixels et illustrations des dimensions des ROI étudiées. Résultats des déterminations des incertitudes de mesures de déplacements pour les différentes tailles de régions d'intérêt, l'écart-type est illustré à la fois par les barres d'erreur et par les courbes à motifs en cercles.



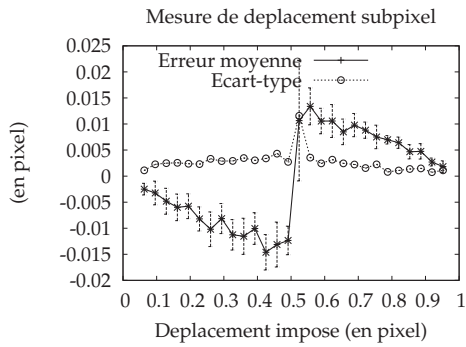
(a)



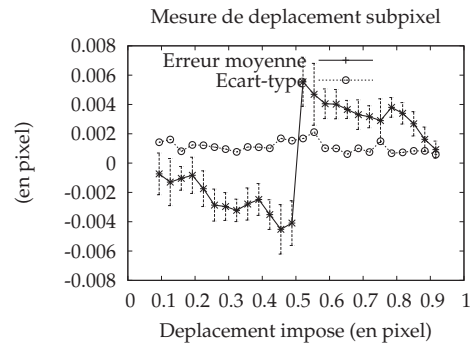
(b) Taille ROI=16x16 pixels



(c) Taille ROI=32x32 pixels



(d) Taille ROI=64x64 pixels



(e) Taille ROI=128x128 pixels

FIGURE C.9 – (a) Image expérimentale initiale de 1060x600 pixels et illustrations des dimensions des ROI étudiées. Résultats des déterminations des incertitudes de mesures de déplacements pour les différentes tailles de régions d'intérêt, l'écart-type est illustré à la fois par les barres d'erreur et par les courbes à motifs en cercles.

1.7.3 Résultats

On observe que pour la majorité des cas étudiés, l'erreur de mesure est maximale lorsque le déplacement appliqué est de 0,5 pixel. On observe de plus que l'erreur moyenne de mesure ainsi que l'écart-type de l'erreur de mesure est d'autant plus faible que la taille des régions d'intérêt est élevée. La table C.1 résume ces mesures.

Image \ Taille ROI (pixels)	16x16	32x32	64x64	128x128
Référence	0,035±0,035	0,012±0,005	0,005±0,001	0,004±0,001
Expérimentale	0,05±0,13	0,03±0,06	0,015±0,01	0,006±0,001

TABLE C.1 – Incertitudes en pixel des mesures du déplacement pour les deux images étudiées, en fonction de la taille des régions d'intérêt.

Une taille de régions d'intérêt de 64x64 pixels est choisie pour le reste des travaux. Une incertitude de mesure de déplacements de 0,015 pixels est donc attendue dans le cas de surfaces sablées observées dans les mêmes conditions.

1.8 Traitement d'une séquence d'images

La mesure du décalage d'une région d'intérêt d'une image à une autre étant mise en place, il est possible de suivre cette région d'intérêt sur une séquence de n images. Pour cela, deux méthodes sont disponibles :

- Méthode Lagrangienne : la détermination des décalages des ROI prises sur l'image initiale et sur une image courante i est conduite en une étape. Pour cette méthode, l'incertitude de mesure est identique à chaque nouvelle image traitée. En revanche une altération du motif au cours de l'enregistrement affectera la qualité de la mesure.
- Méthode Lagrangienne-réactualisée : le motif de référence de chaque ROI est ré-actualisé à chaque nouveau couple d'images i et $i + 1$ traité. La portion de l'image $i + 1$ présentant le meilleur produit de corrélation avec la portion de l'image i devient le motif de référence de la ROI, et est ensuite recherché sur l'image $i + 2$. Pour cette méthode, l'incertitude de mesure des déplacements est accumulée à chaque nouveau couple d'images. Cette méthode permet en revanche de minimiser l'influence d'altérations éventuelles du motif au cours de l'enregistrement.
- Méthode Eulérienne : la régénération d'une grille régulière de régions d'intérêt à chaque nouveau couple d'image permet la mesure discrète du champ de déplacement incrémental entre les images. Le déplacement total depuis l'instant initial n'est en revanche pas déterminé.

2 Mesures des déformations locales

La détermination du champ de déformation associé au champ de déplacement mesuré par corrélation d'image est primordiale car elle fournit dans le cadre de cette étude l'information pertinente résultant de l'observation. Étant basé sur la mesure d'une approximation discrète d'un champ de déplacement, la qualité de cette détermination réside en sa sensibilité à l'incertitude de mesure. Une méthode de calcul du tenseur des déformations linéarisé par moyenne de surface est présentée dans ce paragraphe, visant à réduire la sensibilité à l'incertitude de mesure présent sur le champ de déplacement considéré. Pour l'application du calcul des déformations, la période p de la discrétisation de la mesure des déplacements est fixée à 5 pixels. Ainsi, une grille régulière de régions d'intérêt est générée sur chaque image considérée, comme l'illustre la figure C.10.a et b. La discrétisation du champ de déplacement résultant de la mesure est illustrée par la figure C.10.c.

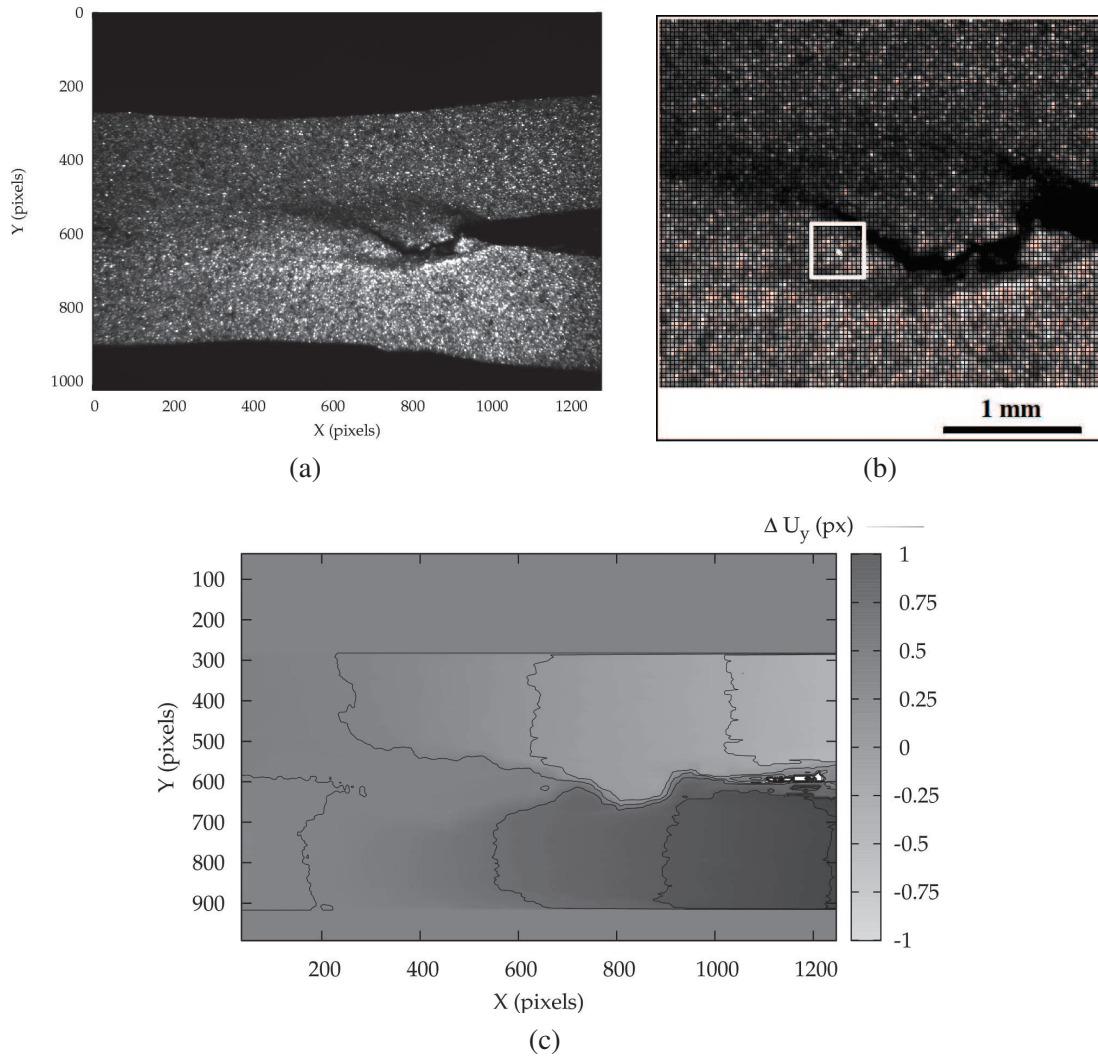


FIGURE C.10 – (a) Exemple d'image acquise et (b) définition des points de mesure du champ de déplacement sur cette image, au voisinage de la pointe de la fissure. Chaque intersection du réseau de lignes noires indique la position d'un point de mesure (centre d'une région d'intérêt), la période est ici de 5 pixels. La taille des régions d'intérêt est illustrée en blanc (de 64 pixels de côté). (c) Mesure du champ de déplacement vertical incrémental ΔV en pixels entre l'image en (a) et sa suivante dans la séquence expérimentale.

2.1 Formulation des déformations

Le tenseur des déformations de Green Lagrange s'écrit

$$\underline{\underline{E}} = \frac{1}{2} (\underline{\underline{F}}^T \underline{\underline{F}} - \underline{\underline{I}}) \text{ et } \underline{\underline{F}} = \underline{\underline{I}} + \underline{\underline{H}}$$

avec $\underline{\underline{F}}$ le tenseur gradient de la transformation, et $\underline{\underline{H}}$ le tenseur gradient du déplacement. Le tenseur des déformations de Green Lagrange s'exprime encore

$$\underline{\underline{E}} = \frac{1}{2} (\underline{\underline{H}} + \underline{\underline{H}}^T + \underline{\underline{H}}^T \underline{\underline{H}})$$

ou enfin

$$E_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial U_i}{\partial X_j} + \frac{\partial U_j}{\partial X_i} + \frac{\partial U_p}{\partial X_i} \cdot \frac{\partial U_p}{\partial X_j} \right)$$

Selon la convention de sommation sur l'indice répété, (ici p).

L'hypothèse de petites perturbations conduit à considérer comme négligeable le terme d'ordre 2 dans l'expression du tenseur de Green-Lagrange. Cette hypothèse conduit au tenseur des déformations linéarisé.

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial U_i}{\partial X_j} + \frac{\partial U_j}{\partial X_i} \right)$$

2.2 Moyennes de surface

La déformation moyenne sur une fenêtre du domaine fait intervenir les termes de gradient du déplacement

$$U_{i,j} = \frac{\partial U_i}{\partial X_j}$$

La moyenne sur une fenêtre S_k de ces termes peut s'écrire par une intégrale de surface

$$\langle U_{i,j} \rangle^k = \frac{1}{S_k} \iint_{S_k} \frac{\partial U_i}{\partial X_j} . ds$$

Le théorème de la divergence indique

$$\iint_S \text{div} \vec{A} . ds = \int_{\Omega} \vec{A} . \vec{n} . dl$$

ou encore

$$\iint_S A_{,j} . ds = \int_{\Omega} A . n_j . dl$$

Avec Ω le contour de la fenêtre de moyenne S , et $\vec{n}$ la normale locale à Ω . Il s'ensuit que la moyenne du gradient du déplacement s'exprime par une intégrale de contour

$$\langle U_{i,j} \rangle^k = \frac{1}{S_k} \int_{\Omega_k} U_i . n_j . dl$$

Les gradients moyens du déplacement sont calculés par une somme sur un contour, et sont ainsi particulièrement adaptés au traitement numérique d'un champ de déplacement.

En considérant une transformation par rapport à sa configuration initiale, cette formulation des gradients moyens présente quelques simplifications si l'on choisit des fenêtres de moyenne rectangulaires orientées selon la base formée par les axes horizontal et vertical des images. En effet, dans ce cas les termes n_j s'annulent sur deux cotés du contour. Considérons une fenêtre de moyenne présentant 4 cotés, C_1 orienté selon $O\vec{x}$, C_2 selon $O\vec{y}$, C_3 selon $O\vec{x}$, C_4 selon $O\vec{y}$. Les gradients moyens de déplacements s'expriment alors

$$\begin{aligned} \langle U_{x,x} \rangle^k &= \frac{1}{S_k} \left(\int_{C_4} U_x \cdot dl - \int_{C_2} U_x \cdot dl \right) \\ \langle U_{x,y} \rangle^k &= \frac{1}{S_k} \left(\int_{C_3} U_x \cdot dl - \int_{C_1} U_x \cdot dl \right) \\ \langle U_{y,x} \rangle^k &= \frac{1}{S_k} \left(\int_{C_4} U_y \cdot dl - \int_{C_2} U_y \cdot dl \right) \\ \langle U_{y,y} \rangle^k &= \frac{1}{S_k} \left(\int_{C_3} U_y \cdot dl - \int_{C_1} U_y \cdot dl \right) \end{aligned}$$

Finalement, le calcul des gradients moyens de déplacement est basé sur des sommes de déplacements. Le cas du calcul de la déformation verticale linéarisée ε_{yy} est illustré dans la suite de ce paragraphe, car étant la grandeur d'intérêt dans ces travaux. La figure C.11 illustre l'exemple de champ de déplacement vertical considéré, ainsi que la définition d'une fenêtre de moyenne pour le calcul de ε_{yy} . Cette fenêtre englobe un ensemble de noeuds de la grille de régions d'intérêt, en fonction du facteur de moyenne m .

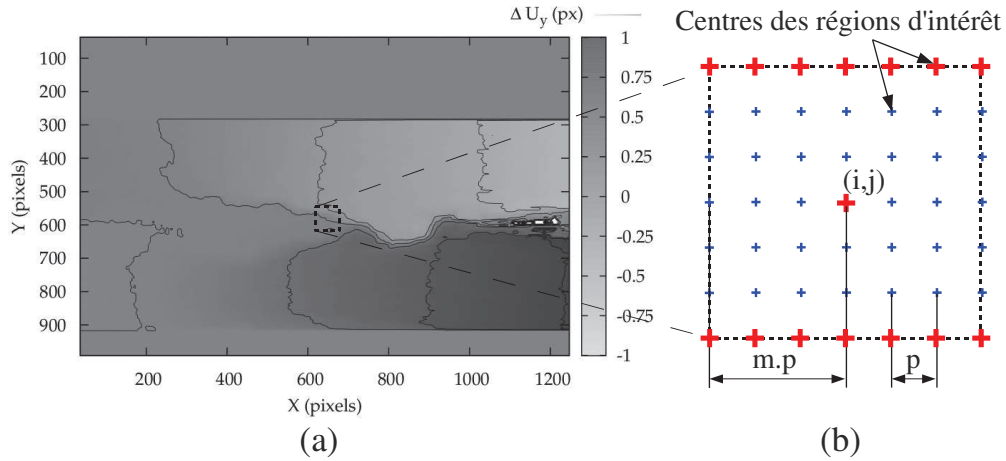


FIGURE C.11 – (a) Champ de déplacement vertical considéré et taille de la fenêtre de moyenne pour le calcul de la déformation ε_{yy} . (b) Illustration de la fenêtre de moyenne constituée d'un ensemble de noeuds de la grille de régions d'intérêt de période p pixels (croix). Sa dimension est contrôlée par le facteur de moyenne $m=3$.

Au point central d'une fenêtre de moyenne, de coordonnées (i, j) comme l'illustre la figure C.11.b, la déformation linéarisée verticale ε_{yy} s'exprime en fonction des déplacements mesurés aux noeuds de la grille d'ordonnées $j \pm m \cdot p$ (en rouge sur la figure C.11.b).

$$\varepsilon_{yy} = \frac{1}{2 \cdot m \cdot p} \left(\frac{\sum_{x=-m}^m U_{y(i+x, j+m)}}{2m+1} - \frac{\sum_{x=-m}^m U_{y(i+x, j-m)}}{2m+1} \right)$$

2.3 Incertitude de mesure

Dans le cadre de ces travaux, le facteur de moyenne m est fixé à 3. Ainsi, la détermination de la déformation ε_{yy} est associée à une région de $m \cdot p \times m \cdot p = 15 \times 15$ pixels. De plus, l'incertitude de la détermination de la déformation $\Delta\varepsilon$ est donnée en fonction de l'incertitude de la mesure du déplacement aux noeuds de la grille ΔU . Ainsi, dans le cas d'images expérimentales de propagation de fissures dans les points soudés $\Delta U = 0,015$ pixels est

$$\Delta\varepsilon = \frac{\Delta U}{m \cdot p} = \frac{0,015}{15} = 0,001$$

Dans l'application de quantification de l'étendue de la localisation de la déformation en pointe de fissure, détaillée dans la partie III.2, l'amplitude des déformations contenant l'information visée se situe entre 0,002 et 0,01, comme l'illustre la figure C.12. La capacité de cette méthode de mesure à mettre en évidence la localisation d'un phénomène de déformation est limitée par le choix des tailles des régions d'intérêt de 64×64 pixels, dont seul le déplacement rigide moyen est mesuré. La qualité de la mesure des déformations est jugée suffisante pour cette application.

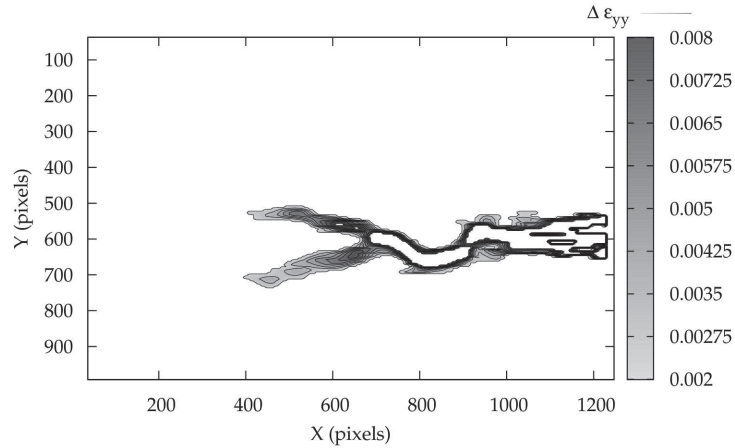


FIGURE C.12 – Iso-valeurs du champ de déformation verticale ε_{yy} de 0,002 à 0,008 définissant l'étendue de la localisation de la déformation déterminée à partir de l'exemple de discrétisation du champ de déplacement.

3 Implémentation

L'algorithme mis en place réalisant les traitements présentés dans cette annexe est basé sur les travaux de Villert [Villert 08]. Un programme en langage C fut développé lors de ses travaux permettant la détermination du produit de corrélation de signaux de deux dimensions par transformée de Fourier rapide, dans le cas d'images en niveaux de gris de 8 bits. La poursuite du développement de ces travaux a constitué à l'adaptation de l'algorithme au traitement de séquences d'images de type PNG, sa parallélisation de type OpenMP, ainsi que la manipulation de champs discrets de déplacements et de déformations. Le diagramme C.13 illustre l'algorithme de détermination du déplacement subpixel d'une région d'intérêt d'une image i à une image j .

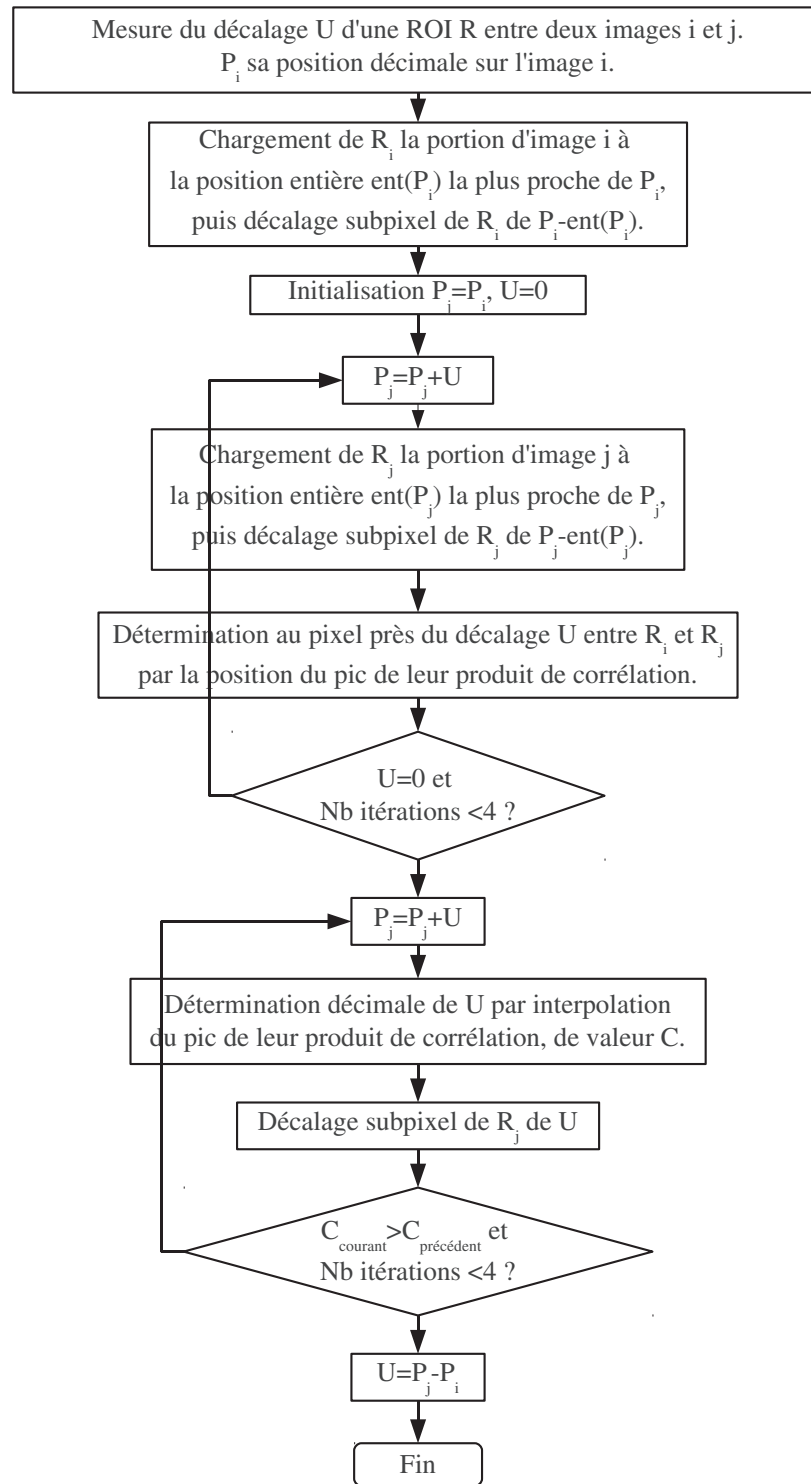


FIGURE C.13 – Diagramme résumant les étapes de traitement mises en place pour la détermination du déplacement subpixel d’une région d’intérêt d’une image i à une image j , implémenté par les travaux de Villert [Villert 08].

Annexe D

Modèle par éléments finis de l'essai DCB

1 Construction du modèle par éléments finis

La construction du modèle de prédiction des valeurs moyennes de R et de Ψ au cours de la propagation de fissure pour un essai DCB est présentée. Les définitions de la géométrie du modèle, du maillage utilisé, ainsi que des conditions aux limites choisies sont tout d'abord détaillées. Les modèles de comportements d'écrouissage et de décohésion sont ensuite présentés. Les méthodes mises en place afin de prédire les taux de dissipations d'énergie durant la propagation stable R_{stable} , ainsi que l'angle d'ouverture de fissure Ψ sont de plus présentés. Enfin, la sensibilité du modèle de prédiction à la taille de mailles est discutée.

1.1 Géométrie et Maillage

La figure D.1 rappelle la géométrie de l'essai DCB, et la figure D.2 illustre le maillage du modèle réalisé sous ABAQUS [Hibbit 94]. Les dimensions de base des poutres sont une longueur de 70 mm, une hauteur h et une largeur b de 10 mm. L'étude analytique du pliage élastique des poutres a montré dans le paragraphe I.4.1.1 que l'état de chargement en pointe de fissure se décrit majoritairement par le moment fléchissant des poutres dans le cas de géométries présentant un rapport a/h supérieur à 3. La longueur initiale de fissure considérée dans ce modèle est de 30 mm.

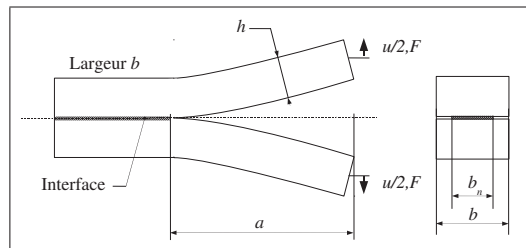


FIGURE D.1 – Géométrie de l'éprouvette de l'essai dit 'Double Cantilever Beam' ou DCB.

Le maillage des poutres est réalisé par des éléments hexaédriques quadratiques à intégration réduite de type C3D20R par ABAQUS, le maillage est régulier. L'épaisseur de l'interface est fixée à 0,1 mm, et est maillée par des éléments hexaédriques cohésifs de type COH3D8 sous ABAQUS. La répartition des éléments est irrégulière afin d'être régénérée automatiquement par ABAQUS CAE en fonction de ses dimensions. La taille des éléments de poutres est de 1 mm de côté. La taille des éléments d'interface est de 0,6 mm de côté.

La liaison entre les surfaces des poutres et l'interface cohésive est assurée par une contrainte de jonction (ou 'Tie' en anglais) entre ces dernières, permettant de joindre les surfaces dont les maillages ne sont pas coïncidents.

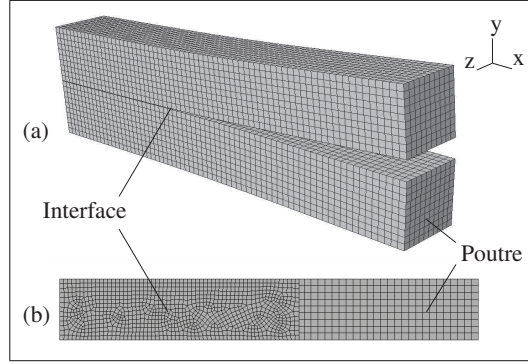


FIGURE D.2 – Maillage de l'éprouvette de l'essai DCB. (a) Maillage des deux poutres. (b) Maillage de l'interface.

1.2 Conditions aux limites

Les conditions aux limites appliquées sur le modèle correspondent à une sollicitation d'ouverture simple des poutres. Ainsi les centres des deux faces sollicitées (figure D.3) sont liés de façon rigide à ces dernières, et un déplacement d'ouverture totale u est appliqué. Les autres composantes du déplacement sont imposées nulles.

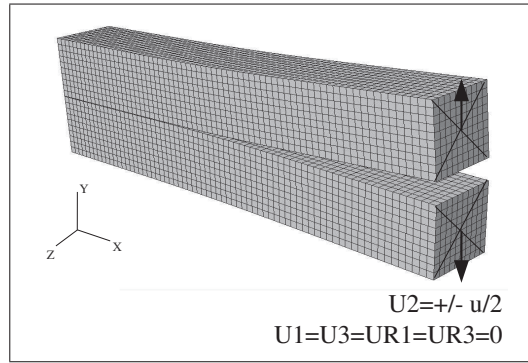


FIGURE D.3 – Conditions aux limites du modèle numérique.

1.3 Modèles de zones cohésives

Le modèle cohésif utilisé est une loi de traction-séparation décrite par une rigidité cohésive E_{coh} , une contrainte cohésive σ_{coh} , et un déplacement cohésif δ . L'aire sous cette courbe détermine l'énergie cohésive Γ . La rigidité cohésive est considérée proche de l'infini, et fixée à 10^9 MPa/mm. Ainsi Γ s'exprime en fonction de σ_{coh} et de δ

$$\Gamma = \frac{\sigma_{coh} \cdot \delta}{2} \quad (D.1)$$

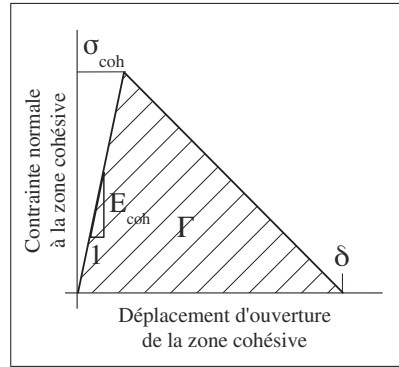


FIGURE D.4 – Comportement des éléments cohésifs de l'interface. Le statut de l'élément est de 1 jusqu'à sa séparation complète.

L'initiation de l'endommagement ou de la décohésion de l'interface débute lorsque la contrainte normale à l'interface σ_n atteint la contrainte cohésive, dans le cas où la sollicitation est purement normale à l'interface. Dans le cas de sollicitations combinées en cisaillement, l'initiation de la décohésion débute lorsque la fonction quadratique suivante atteint la valeur de 1 (option QUADS d'ABAQUS).

$$\left(\frac{\langle \sigma_n \rangle}{\sigma_{coh}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{c1}}{\sigma_{coh}}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{c2}}{\sigma_{coh}}\right)^2 = 1 \quad (D.2)$$

avec

- σ_n contrainte normale à l'interface,
- σ_{c1} contrainte de cisaillement dans la première direction,
- σ_{c2} contrainte de cisaillement dans la seconde direction,
- $\langle x \rangle = x$ si $x > 0$, $= 0$ si $x < 0$.

La dégradation de l'interface au cours du chargement suivant l'initiation de la décohésion se produit par une diminution linéaire de la contrainte normale en fonction de déplacement cohésif. Une décharge après l'initiation se produit de façon linéaire jusqu'à l'origine de la loi de traction-séparation, présentant alors une rigidité dégradée. Les recharges suivantes se déroulent alors sur la même droite de rigidité dégradée jusqu'à atteindre l'enveloppe de décroissance de la contrainte. A la fin de la dégradation, l'aire totale Γ sous la courbe de traction-séparation a été dissipée, indépendamment de la mixité de la sollicitation.

1.4 Comportement élastoplastique à écrouissage linéaire des poutres

Le comportement élastoplastique des poutres est paramétré par une loi d'écrouissage isotrope linéaire, caractérisée par un module de Young E de 210 000MPa, une limite d'élasticité σ_0 , et un écrouissage décrit par le coefficient n en fonction de la déformation plastique ϵ_p de la manière suivante

$$\sigma = \sigma_0 \cdot (1 + n \cdot \epsilon_p) \quad (D.3)$$

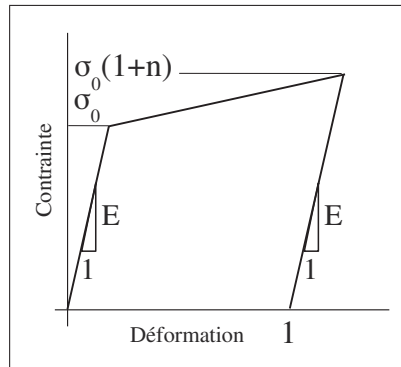


FIGURE D.5 – Comportement élastoplastique à écrouissage linéaire des poutres.

De plus, l'hétérogénéité de comportement de la poutre est modélisée par deux zones à limite d'élasticité distinctes : la partie de la poutre en amont du front d'entaille initial, et la partie en aval de ce front. Cette hétérogénéité est paramétrée par un coefficient m quantifiant le ratio de limite d'élasticité de ces deux zones, ou 'mismatch'. Ainsi, les parties des deux poutres en amont du front de fissure initial présentent une limite d'élasticité de σ_0/m , et un coefficient d'écrouissage n identiques. Les calculs sont menés en se basant sur la théorie des grandes déformations.

1.5 Récapitulatif des paramètres du modèle

Les paramètres internes fixés dans la mise en place de ce modèle sont

- L'épaisseur initiale de l'interface de 0,1 mm,
- La rigidité élastique initiale de l'interface $E_{coh} = 10^9$ MPA/mm,
- La rigidité des poutres $E=210\,000$ MPa.

Le modèle ainsi mis en place est capable de simuler la fissuration de l'interface lors de l'application d'un déplacement d'ouverture en fonction des paramètres suivants :

- La contrainte cohésive σ_{coh} et l'énergie cohésive de l'interface Γ .
- La limite d'élasticité des poutres σ_0 , leur coefficient d'écrouissage n et leur hétérogénéité m .
- Les dimensions des poutres h et b .
- La largeur de l'interface b_n , et la longueur initiale de fissure a_0 .

2 Caractérisation du régime stationnaire de la propagation de fissure

Ce paragraphe détaille tout d'abord les données de sortie du modèle éléments finis, puis présente l'ensemble des données extraites d'une simulation en chaque incrément de temps numérique afin de calculer le taux de dissipation d'énergie R_{stable} et l'angle d'ouverture de fissure Ψ durant sa propagation. Le caractère reproductible de la résistance à la fissuration prédite au cours de la propagation est validé pour ce cas de géométries, et est attribué à la reproductibilité de l'état de chargement en pointe de fissure.

2.1 Sorties du modèle

Le déplacement imposé au bras supérieur ainsi que l'effort de réaction à ce point sont enregistrés durant la simulation. Cet enregistrement constitue les grandeurs $u/2$ et F considérées dans cette étude. La figure D.6 illustre cet enregistrement. Les énergies internes de l'ensemble du modèle sont également enregistrées : l'énergie totale de déformation (notée W_{ext}), l'énergie de déformation plastique U_d , l'énergie dissipée dans la décohesion de l'interface U_{coh} et l'énergie de déformation élastique U_e .

De plus, le status des éléments d'interface est enregistré afin de permettre d'exploiter l'avancée de la fissure Δa et l'aire rompue A , comme le présente le paragraphe suivant.

2.2 Calcul de l'aire rompue

A partir de l'information de status des éléments d'interface, l'aire de la zone complètement séparée peut être calculée. Pour cela l'intégrale de contour dans le plan interfacial est réalisée sur une face dans le plan (XZ) de chacun de ces éléments, et la somme des aires de ces éléments fournit l'aire totale rompue A à l'instant considéré. La figure D.6 illustre l'évolution de A au cours d'une simulation. Les paramètres associés à cette simulation sont les suivants : $h=10$ mm, $b=10$ mm, $b_n = b$, $a_0 = 4 \cdot h$, $\sigma_{coh}=1000$ MPa, $\Gamma=10$ kJ/m², $\sigma_0=1400$ MPa, $n=0,6$ et $m=1$.

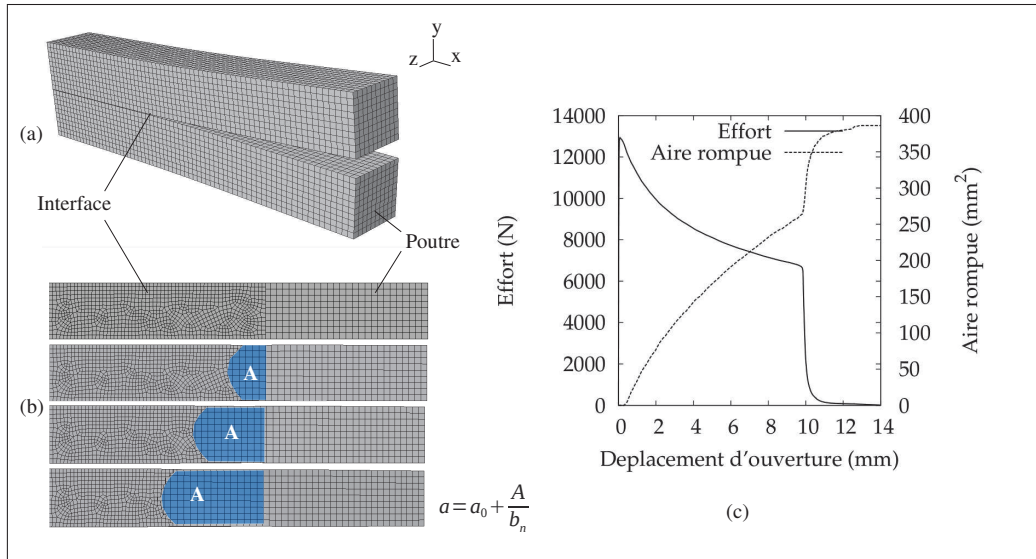


FIGURE D.6 – Exemple d'évolution de l'interface de l'éprouvette de l'essai DCB. (a) Maillage des deux poutres. (b) Évolution des éléments cohésifs complètement séparés, et relation approchant l'avancée de fissure. (c) Courbe $F - u$ et aire rompue A en fonction du déplacement d'ouverture appliqué u .

On observe que le front de fissuration se courbe au cours des premiers millimètres de la propagation, et sa

géométrie reste stable sur la suite de la propagation de la fissure. L'avancée de la fissure Δa est approchée en fonction de l'aire rompue par la relation suivante

$$\Delta a = \frac{A}{b_n} \quad (\text{D.4})$$

2.3 Détection de la propagation stable de fissure

Le modèle numérique de l'essai DCB est mis en place afin de caractériser la propagation stable de la fissuration. Pour cela les instants de la simulation correspondant à l'initiation et à l'instabilité de la fissuration sont détectés, et R , M et Ψ sont extraits entre ces deux instants.

- L'initiation est détectée lorsque l'aire rompue A dépasse une valeur seuil, ici 40mm^2 .
- L'instabilité est détectée par la chute du moment fléchissant en pointe de fissure M .

2.4 Détermination des taux d'énergie

La connaissance simultanée des énergies internes et de l'aire rompue permet d'étudier leurs évolutions relatives. La figure D.7.a illustre W_{ext} , U_p , U_{coh} et U_e en fonction de A pour l'exemple de simulation présenté en figure D.6. La dérivée de $U_d = W_{ext} - U_e = U_p + U_{coh}$ en fonction de l'aire rompue est illustrée au cours de la propagation par la figure D.7.b.

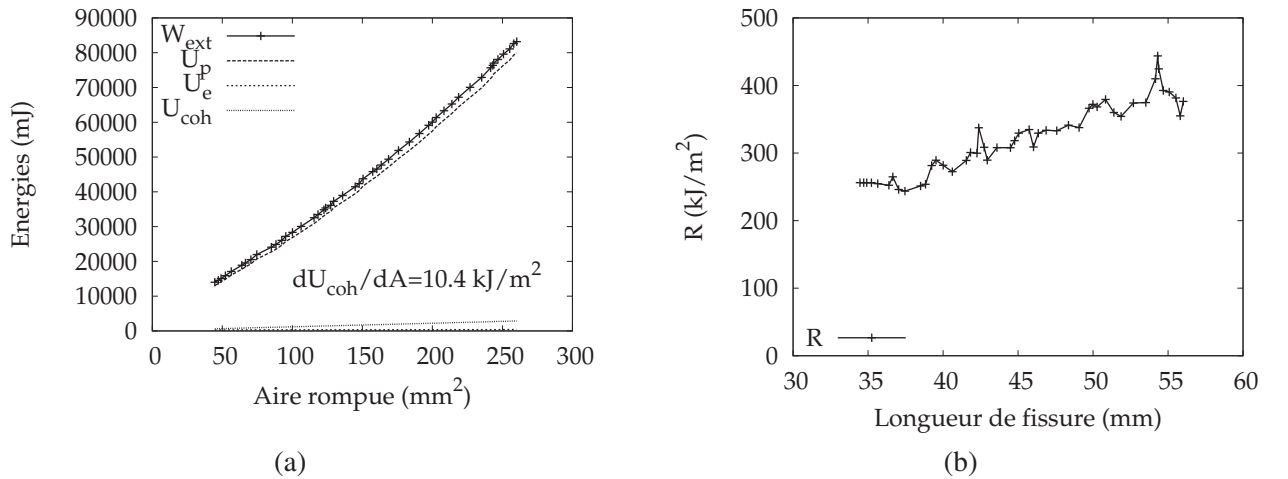


FIGURE D.7 – (a) Exemple d'évolution des énergies internes en fonction de l'aire rompue A . (b) Dérivée instantanée de U_d en fonction de l'aire rompue.

On observe que dans ce cas, l'énergie de déformation plastique U_p représente la grande majorité de l'énergie interne totale. Ces énergies présentent une évolution linéaire avec l'aire rompue, et leurs pentes caractérisent les taux d'énergies respectifs. Ainsi, sur cet exemple, le taux d'énergie dissipée dans la décohésion de l'interface est calculé, et une valeur de $\partial U_{coh}/\partial A \approx 10 \text{ kJ/m}^2$ est obtenue. Ceci permet de confirmer que la simulation a bien permis la propagation de la fissure en dissipant une énergie $\partial U_{coh}/\partial A = \Gamma$ dans la décohésion de l'interface.

De plus, l'énergie de déformation plastique U_d se rapproche d'une évolution linéaire en fonction de l'aire rompue au cours de la propagation. Sa pente définit le taux de dissipation d'énergie R , et croît dans un premier temps et tend vers une valeur stabilisée, d'environ 400 kJ/m^2 dans ce cas de simulation, 40 fois supérieure à l'énergie de cohésion. La valeur moyenne de R au cours de la propagation de fissure prédite est considérée afin d'associer une valeur unique de R à une simulation.

2.5 Extraction de l'angle d'ouverture de fissure Ψ

La détermination de la longueur courante de la fissure présentée dans le paragraphe précédent permet de définir la position de mesure de l'ouverture courante do de fissure. Le déplacement d'ouverture do est déterminé comme le double du déplacement vertical du point de l'arête gauche de la poutre supérieure, comme l'illustre la figure D.8, situé à une distance l de la pointe de la fissure. Pour cela, les deux noeuds de l'arête les plus proches de ce point sont recherchés, et le déplacement d'ouverture est calculé par l'interpolation linéaire du déplacement vertical entre ces deux noeuds. La distance l espaçant la pointe de la fissure et le point de mesure de l'ouverture de fissure est fixée à 3 mm, valeur identique à celle utilisée expérimentalement (partie III.1).

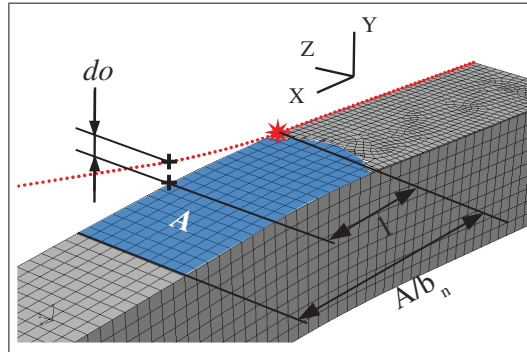


FIGURE D.8 – Méthode de mesure de l'ouverture de fissure do sur le modèle numérique de l'essai DCB sur une illustration du maillage déformé lors de la propagation de la fissure sur une poutre du modèle. L'étoile illustre la position de la pointe de la fissure considérée. L'ouverture do est donnée par le déplacement vertical interpolé entre les noeuds de l'arête du maillage à une distance l de la pointe de fissure.

Ainsi l'angle d'ouverture de fissure peut être déterminé au cours de la fissuration. De plus, le produit de l'effort par longueur de fissure courante détermine le moment de pliage des poutres en pointe de fissure M . La figure D.9 montre les évolutions de M et de Ψ mesurées sur les résultats du modèle éléments finis présenté sur la figure D.6. Au vu de ces résultats, on considère que le moment M est constant lors de l'avancée de la fissure, ainsi que l'angle d'ouverture Ψ . Leurs valeurs moyennes durant la propagation seront considérées par la suite de cette étude.

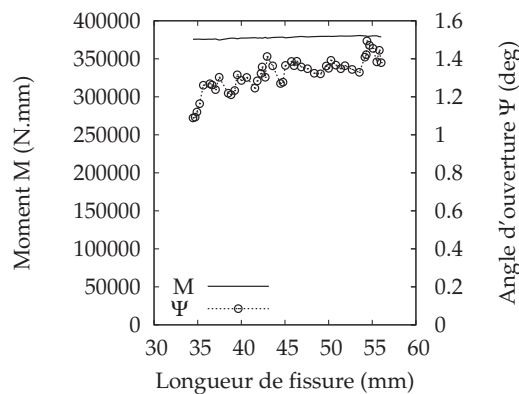


FIGURE D.9 – Exemple d'évolution du moment fléchissant des poutres en pointe de fissure M et de l'angle d'ouverture de fissure Ψ en fonction de l'aire rompue.

2.6 Rôle de l'état de chargement

Ce paragraphe présente les prédictions du modèle mis en place dans le cas de géométries d'éprouvettes n'assurant pas la reproductibilité de l'état de chargement en pointe de fissure au cours de la propagation. Pour cela, la géométrie des poutres présentée plus haut est choisie, $h=10$ mm, $b=10$ mm et $b_n = b$, tandis que deux longueurs de fissure initiale a_0 sont considérées. La première est fixée à 10 mm, portant le rapport a_0/h à 1, la seconde est fixée à 50 mm, portant la rapport a_0/h à 5. Les paramètres cohésifs choisis pour cette simulation sont $\sigma_{coh}=1000$ Mpa, $\Gamma=10$ kJ/m², et les paramètres de comportement des poutres sont $\sigma_0=1000$ MPa et $n=0,2$. La figure D.10 illustre les courbes $F - u - A$ prédites, ainsi que l'évolution des énergies internes au cours de la fissuration.

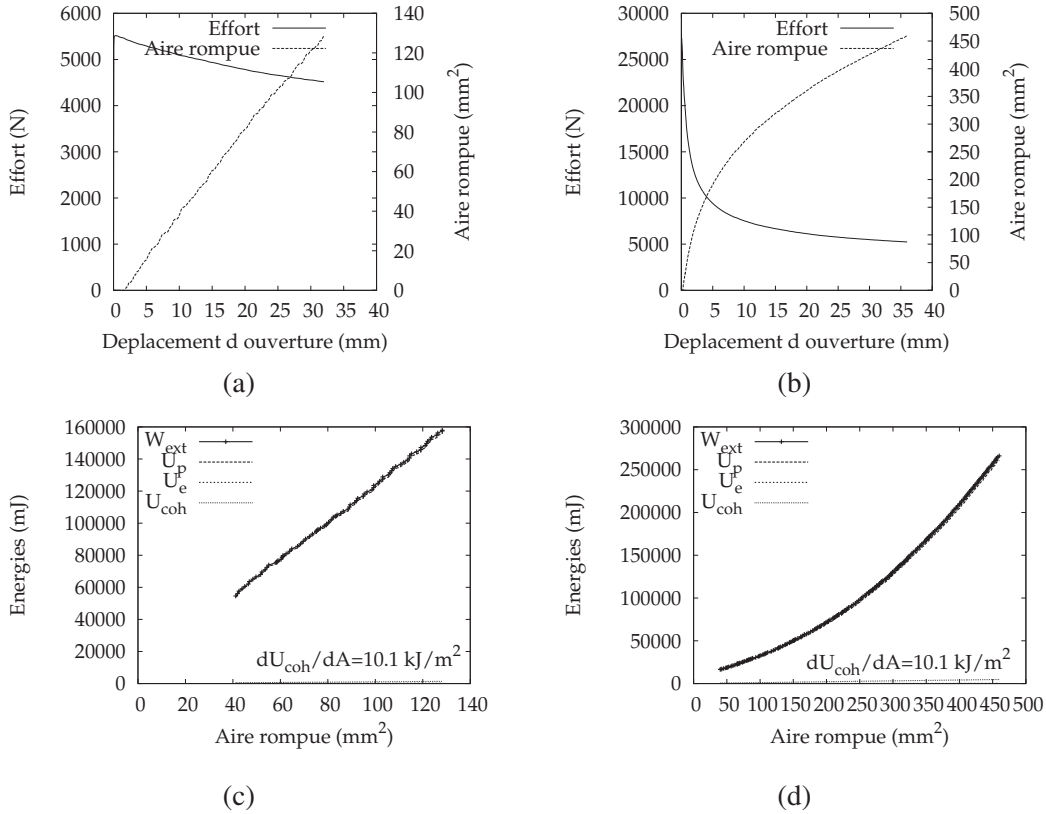


FIGURE D.10 – (a) Courbe $F - u - A$ et (c) évolutions des énergies internes durant la simulation avec longueur initiale de fissure de 50 mm. (b) et (d) Idem pour une longueur de fissure initiale de 10 mm.

On observe tout d'abord que dans le cas d'une longueur de fissure initiale de 10 mm, l'effort à l'initiation de la fissuration est beaucoup plus élevé que dans le cas d'une longueur de fissure initiale de 50 mm. De plus, dans les deux cas, l'énergie de déformation plastique U_p représente la quasi totalité de l'énergie de déformation interne W_{ext} (les courbes sont quasi confondues sur les figures D.10.c et d). En revanche, l'évolutions de W_{ext} avec l'aire rompue A est quasi-linéaire dans le cas de la grande longueur de fissure initiale, tandis que cette évolution est de plus en plus importante dans le cas de la faible longueur de fissure initiale. L'évolution de la résistance à la fissuration au cours de la propagation de la fissure est quantifiée par R et Ψ , comme le montre la figure D.11.c et d. L'évolution simultanée du moment fléchissant en pointe de fissure est présentée par les figures D.11.a et b.

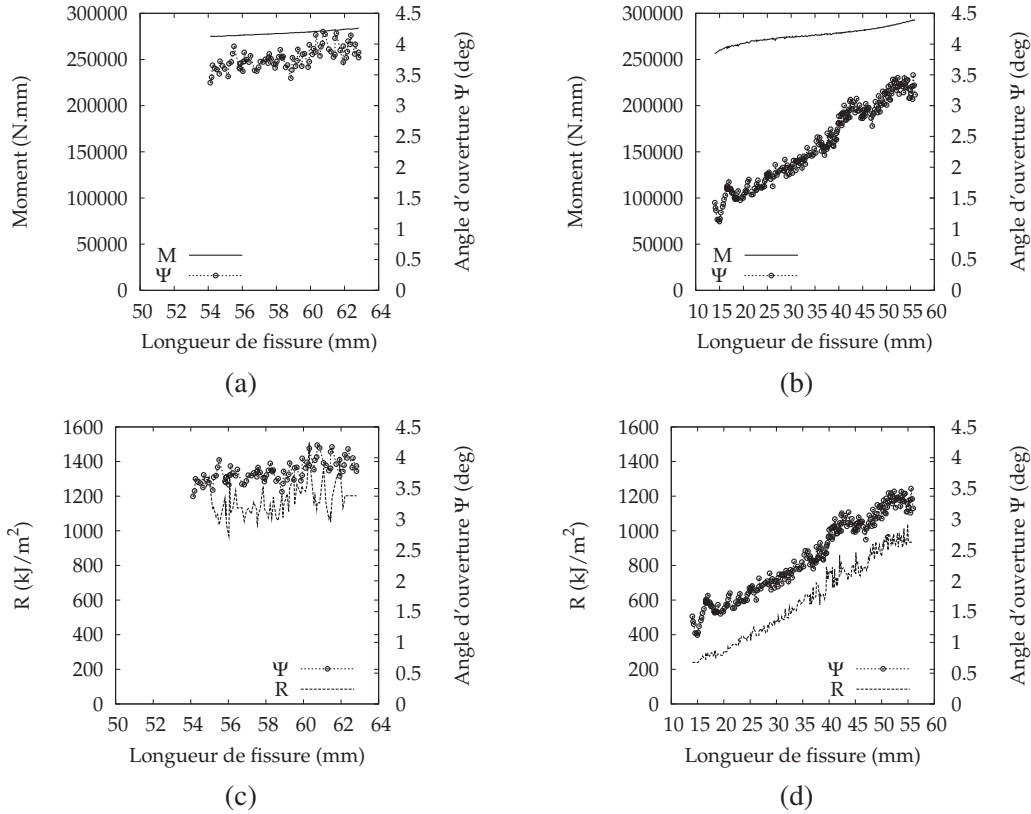


FIGURE D.11 – (a) Évolutions Ψ et du moment fléchissant en pointe de fissure, et (c) de R durant la simulation avec longueur initiale de fissure de 50 mm. (b) et (d) Idem pour une longueur de fissure initiale de 10 mm.

Dans le cas d'une longueur de fissure de 50 mm, on observe que Ψ , R et M augmentent sensiblement jusqu'à la longueur de fissure de 60 mm. Dans le cas de la longueur initiale de fissure de 10 mm, ces mêmes grandeurs augmentent à partir de valeurs très inférieures, et tendent à se stabiliser lorsque la longueur de fissure augmente, mais n'atteignent pas les mêmes valeurs pour les mêmes longueurs de fissure. Or dans l'étude expérimentale détaillée dans la partie III.1, il est observé que les mesures de Ψ , R et M sont constantes au cours de la propagation de la fissure. Ces observations sont interprétées de la manière suivante :

1. Lorsque le rapport a/h est faible, le moment fléchissant des poutres ne représente pas complètement la sollicitation en pointe de fissure, l'effort tranchant doit donc être considéré afin de décrire cette dernière.
2. La résistance à la fissuration prédite pour des paramètres cohésifs constants augmentant avec la longueur de fissure, il est conclu qu'elle est dépendante de l'état de chargement. Ainsi, les mesures de Ψ et R ne caractérisent la résistance à la fissuration d'un matériau que pour un état de chargement donné.
3. Toutefois, il apparaît que le modèle numérique proposé est incapable de reproduire l'observation expérimentale : la constance de Ψ , R et M au cours de la propagation de la fissure pour un rapport a/h supérieur à 3.
4. Pour une longueur de fissure initiale suffisante, une avancée de fissure significative peut être atteinte sans évolution significative de R et Ψ , comme le montre la figure D.11.c.

De plus, il est à noter que le même modèle numérique basé sur des éléments linéaires C3H8R est à même de simuler une propagation de fissure à Ψ , R et M constants. Une compréhension plus complète de la réponse du modèle numérique n'a pas été atteinte. Il est proposé de considérer la valeur moyenne de Ψ , R et M mesurés à partir d'une longueur de fissure de 40 mm.

2.7 Sensibilité aux tailles de mailles

L'étude de la sensibilité à la taille de maille permet de déterminer les limites de validité des résultats obtenus. La tailles des éléments d'interface et de poutres dans les trois dimensions sont paramétrées dans ce paragraphe, avec X la direction de propagation de la fissure, Y la direction normale, et Z la direction transverse. Pour cette étude, une longueur de fissure initiale a_0 de 40 mm est choisie, et les paramètres de comportement sont fixés : $\sigma_0 = \sigma_{coh} = 1000$ MPa, $n=0,2$, $m=1$ et $\Gamma=10$ kJ/m². La figure D.12 illustre la dépendance des prédictions de R et Ψ à la taille de éléments d'interface. Dans ce cas, la taille des éléments de poutres est de 1 mm dans les directions X et Y, et de 1,25 mm dans la direction Z.

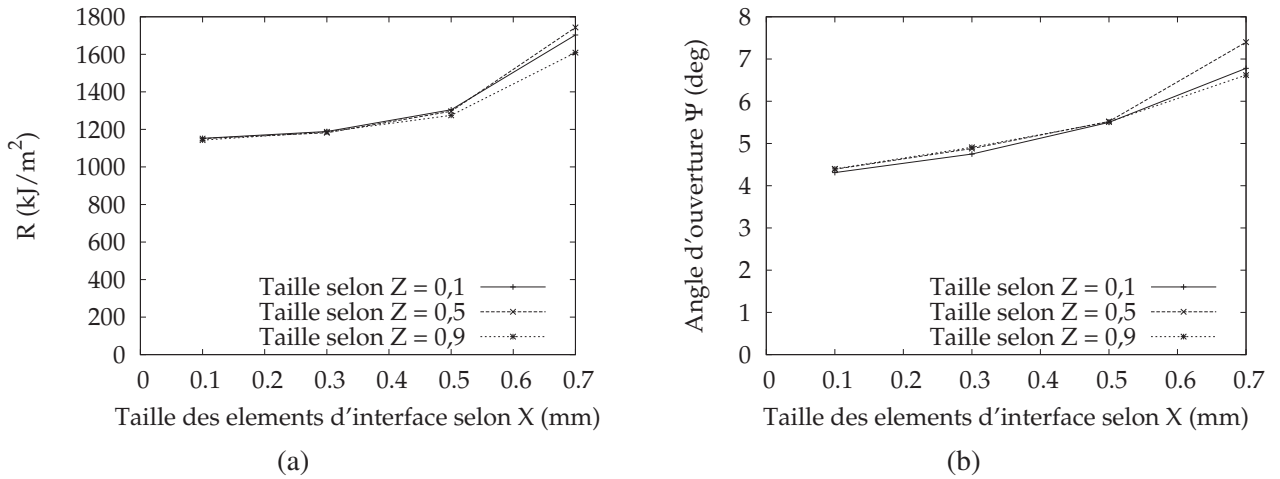


FIGURE D.12 – Influence de la taille des éléments d'interface sur la prédiction de R (a) et Ψ (b). La taille des éléments retenue pour les études paramétriques est de 0,6 mm selon X, et 0,8 mm selon Z.

La figure D.13 illustre la dépendance des prédictions de R et Ψ à la taille de éléments des poutres. Dans ce cas, la taille des éléments d'interface est de 0,6 mm dans les deux directions, et la taille des éléments de poutre dans la direction Z est de 1,25 mm.

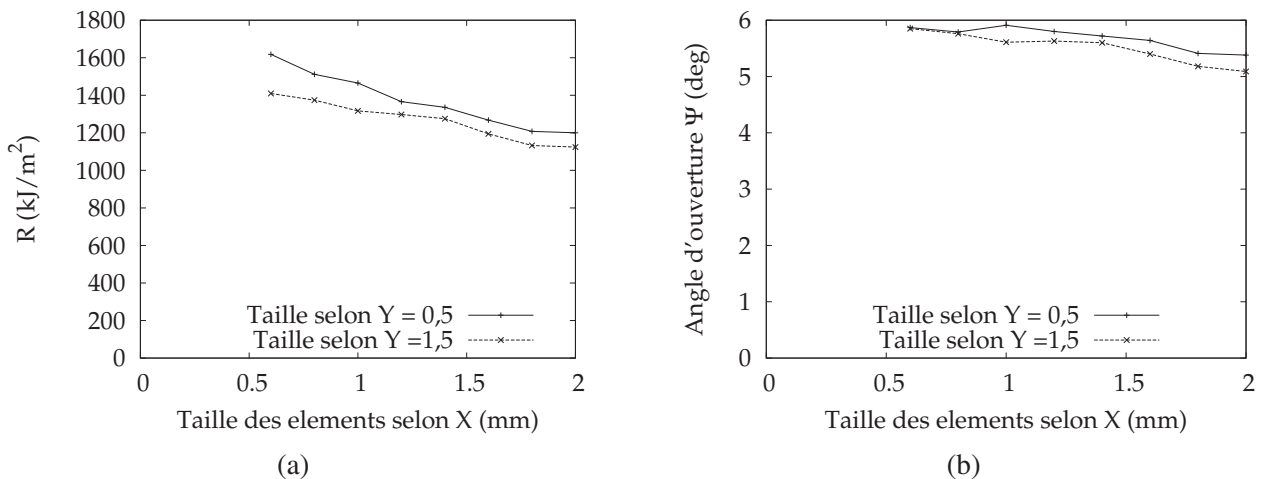


FIGURE D.13 – Influence de la taille des éléments de poutre sur la prédiction de R (a) et Ψ (b). La taille des éléments retenue pour les études paramétriques est de 1,1 mm selon X et Y, et de 1,2 mm selon Z.

Une dépendance significative des prédictions du modèle aux tailles de mailles est observée, le moment fléchissant des poutres prédit en pointe de fissure durant la propagation ne montre en revanche pas de dépendance notable aux tailles d'éléments du modèle. On observe que pour les tailles étudiées, la prédiction de R ne semble pas montrer de convergence en fonction de la taille d'éléments des poutres. La taille des éléments retenue est de plus déterminée afin de permettre la réalisation d'études paramétriques dans des temps limités. Ainsi, les prédictions sont dépendantes du maillage considéré, et les études paramétriques détaillées dans le chapitre IV ne sont conduites que sur un seul maillage. L'interprétation des résultats doit donc se limiter à des comparaisons relatives, plutôt que des raisonnements quantitatifs sur les valeurs prédites.

2.8 Conclusion

Un modèle numérique est proposé afin de prédire la relation entre $(\sigma_{coh}; \Gamma)$ et $(R; \Psi)$. Dans le cas de longueurs de fissures suffisantes, ce modèle est capable d'approcher l'observation expérimentale, qui est une propagation de fissure à moment M , taux de dissipation d'énergie R et angle d'ouverture Ψ constants pour des paramètres de comportement des poutres et de l'interface donnés. L'étude de la relation entre ces paramètres et les grandeurs $(R; \Psi)$ mesurables peut être entreprise. Toutefois, la dépendance du modèle à la taille de mailles conduit à ne pas étudier de façon quantitative le rôle des dimensions du modèle. Ainsi les dimensions sont fixées à $h = b = b_n = 10$ mm, $a_0 = 40$ mm. De plus, la taille des éléments de poutre est fixée à 1 mm de côtés dans les trois directions, et la taille des éléments d'interface est fixée à 0,33 mm dans la direction X, et 0,4 mm dans la direction Z.

De plus, l'augmentation de R et de Ψ au cours de la propagation semble être contrôlée par un artefact numérique qui n'a pas été expliqué. En effet cette augmentation n'est pas observée expérimentalement, et le modèle basé sur des éléments linéaires, et non quadratiques, ne produit pas cette augmentation. Ainsi, un besoin de compréhension plus complète de ce modèle reste à satisfaire. Néanmoins, cette augmentation est limitée dans le cas de longueurs de fissures initiales suffisantes, satisfaisant un rapport a_0/h supérieur à 4.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [AFNOR 05] AFNOR. *NF EN ISO 18278-2 - Soudage par résistance. Soudabilité. Partie 2 : Méthodes alternatives d'évaluation des tôles d'acier pour le soudage par points.*, 2005. Cité pages 15, 34 et 73.
- [AHSS3 06] AHSS3. *Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines Version 3*, September 2006. Cité pages 19, 35, 163, 165, 167 et 168.
- [Anderson 94] Anderson. *Fracture mechanics : fundamentals and applications - 2nd edition*. CRC Press LLC, 1994. Cité pages 16, 48, 51, 52, 53, 54 et 70.
- [ASTM 09] ASTM. *ASTM E 1280-09, Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*. American Society of Testing and Materials Standards, January 2009. Cité pages 44, 52 et 53.
- [Atkins 98] A. G. Atkins, Z. Chen & B. Cotterell. *The essential work of fracture and JR curves for the double cantilever beam specimen : an examination of elastoplastic crack propagation*. Proceedings of the Royal Society of London. Series A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences, vol. 454, no. 1971, pages 815–833, March 1998. Cité pages 16, 55, 70 et 147.
- [Atkins 99] A.G. Atkins. *Scaling laws for elastoplastic fracture*. International Journal of Fracture, vol. 95, no. 1, pages 51–66, January 1999. Cité pages 15 et 41.
- [Barenblatt 62] GI Barenblatt. *The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture*. Advances in Applied Mechanics, vol. 7, pages 55–129, 1962. Cité page 62.
- [Begley 72] J.A. Begley & J.D. Landes. *The J-integral as a fracture criterion*. In ASTM STP 514, pages 1–20. Richard Roberts, Ed., America, Society for Testing and Materials, 1972. Cité page 51.
- [Blanc 07] G Blanc. *Amélioration par traitement thermique de surface des propriétés mécaniques superficielles des aciers inoxydables sans dégrader la tenue à la corrosion*, 2007. Cité page 167.
- [Broberg 95] KB. Broberg. *Critical Review Of Some Methods In Nonlinear Fracture Mechanics*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 50, no. 2, pages 157,164, 1995. Cité pages 15, 37, 38 et 113.
- [Brocks 04] W. Brocks, P. Anuschewski & D. Hellmann. *A concept for scaling JR-curves by plastic constraint factors*. International Journal of Fracture, vol. 130, no. 1, pages 455–469, November 2004. Cité pages 56 et 57.
- [Broek 82] David Broek. *Elementary engineering fracture mechanics*, 3rd edition. Martinus Nijhoff publishers, 1982. Cité pages 15, 39, 40, 46, 48 et 129.
- [Chang 72] Ming Du Chang, K. L. Devries & M. L. Williams. *The Effects of Plasticity in Adhesive Fracture*. The Journal of Adhesion, vol. 4, no. 3, page 221, 1972. Cité page 70.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [Chen 03] C.R. Chen, O. Kolednik, I. Scheider, T. Siegmund, A. Tatschl & F.D. Fischer. *On the determination of the cohesive zone parameters for the modeling of micro-ductile crack growth in thick specimens*. International Journal of Fracture, vol. 120, no. 3, pages 517–536, 2003. Cité page 64.
- [Cognard 86] J. Cognard. *Use of the wedge test to estimate the lifetime of an adhesive joint in an aggressive environment*. International Journal of Adhesion and Adhesives, vol. 6, no. 4, pages 215–220, October 1986. Cité page 70.
- [Cornec 03] Alfred Cornec, Ingo Scheider & Karl-Heinz Schwalbe. *On the practical application of the cohesive model*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 70, no. 14, pages 1963–1987, September 2003. Cité page 63.
- [Cotterell 77] B. Cotterell & J. K. Reddel. *The essential work of plane stress ductile fracture*. International Journal of Fracture, vol. 13, no. 3, pages 267–277, June 1977. Cité page 58.
- [Cotterell 05] B. Cotterell, T. Pardoen & A.G. Atkins. *Measuring toughness and the cohesive stress-displacement relationship by the essential work of fracture concept*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 72, no. 6, pages 827–848, April 2005. Cité page 58.
- [Deng 00] X. Deng, W. Chen & G. Shi. *Three-dimensional finite element analysis of the mechanical behavior of spot welds*. Finite Elements in Analysis and Design, vol. 35, no. 1, pages 17–39, April 2000. Cité pages 15 et 33.
- [Dugdale 60] D.S. Dugdale. *Yielding of steel sheets containing slits*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol. 8, no. 2, pages 100–104, May 1960. Cité page 62.
- [Ernst 81] H.A. Ernst, P.C. Paris & J.D. Landes. *Estimations on J-Integral and Tearing Modulus T from a Single Specimen Test Record*. In Fracture Mechanics : thirteen Conference, ASTM STP 743, pages 476–502. Richard Roberts, Ed., America, Society for Testing and Materials, 1981. Cité pages 51, 52 et 53.
- [Gould 05] J.E. Gould & W. Peterson. *Advanced materials require advanced knowledge - Understanding resistance spot weld performance on AHSS*, 2005. Cité pages 15, 34 et 35.
- [Griffith 20] A.A. Griffith. *The phenomenon of rupture and flow in solids*. Philosophical Transactions of the Royal Society, vol. A221, pages 163–198, February 1920. Cité pages 39 et 45.
- [Gurson 77] A.L. Gurson. *Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : Part I - Yield criteria and flow rules for porous ductile media*. J. Engng. Materials and Technology, pages 2–15, 1977. Cité page 62.
- [Heerens 09] J. Heerens & M. Schödel. *Characterization of stable crack extension in aluminium sheet material using the crack tip opening angle determined optically and by the [δ]5 clip gauge technique*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 76, no. 1, pages 101–113, January 2009. Cité pages 16, 59, 60, 61 et 93.
- [Hertzberg 76] Richard W. Hertzberg. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. John Wiley and Sons, 1976. Cité pages 15, 37, 38, 39 et 45.
- [Hibbit 94] Hibbit, Karlsson & Sorensen. *ABAQUS/Standard user's manual, volume Vol. I & II (ver. 5.4)*. Inc., Pawtucket, Rhode Island, 1994. Cité page 201.
- [Hild 03] François Hild. *Mesure de champs de déplacement par corrélation d'images et applications en mécanique des solides*. Notes de cours IPSI, LMT-Cachan, 2003. Cité pages 94, 183, 185 et 187.
- [Hutchinson 68] J.W. Hutchinson. *Singular Behavior at the End of a Tensile Crack in a Hardening Material*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol. 16, pages 18–31, 1968. Cité pages 50 et 51.

- [Irwin 57] G.R Irwin. *Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate*. Journal of Applied Mechanics, vol. 24, pages 361–364, 1957. Cité page 45.
- [Joyce 96] James A. Joyce. *Manual on Elastic-Plastic fracture : Laboratory test procedures*. American Society For Testing And Materials, 1996. Cité pages 48 et 50.
- [Kanninen 73] M. F. Kanninen. *An augmented double cantilever beam model for studying crack propagation and arrest*. International Journal of Fracture Mechanics, vol. 9, no. 1, pages 83–92, November 1973. Cité page 69.
- [Kim 01] Yun-Jae Kim, K. -H. Schwalbe & R. A. Ainsworth. *Simplified J-estimations based on the Engineering Treatment Model for homogeneous and mismatched structures*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 68, no. 1, pages 9–27, January 2001. Cité page 54.
- [Kou 02] Sindo Kou. *Welding metallurgy*. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, NJ, USA, 2002. Cité page 33.
- [Kumara 08] A Kumara, SB Singh & KK Ray. *Influence of bainite/martensite-content on the tensile properties of low carbon dual-phase steels*. Materials Science and Engineering A, vol. 474, page 270–282, 2008. Cité pages 19, 164, 165 et 166.
- [Lacroix 09] R Lacroix, A Lens, G Kermouche, JM Bergheau & H Klöcker. *Caractérisation mécanique locale d'un point soudé d'acier à Très Haute Résistance*. In 19ème Congrès Français de Mécanique- S20 Endommagement-rupture, 623, Marseille, 2009. Cité page 169.
- [Lacroix 10a] R Lacroix, J Monatte, A Lens, G Kermouche, JM Bergheau & H Klöcker. *Spot Weld Strength Determination using the Wedge Test, In Situ Observations and Coupled Simulations*. Applied Mechanics and Materials, vol. 24-25, pages 299–304, 2010. Cité page 79.
- [Lacroix 10b] R Lacroix, J Monatte, A Lens, G Kermouche, JM Bergheau & H Klöcker. *The wedge test : an innovative method for in situ analysis of spot weld failure*. In Sheet Metal Welding Conference XIV, paper 3-1, Detroit, Michigan, May 2010. Cité page 79.
- [Leblond 94] J. B. Leblond, G. Perrin & P. Suquet. *Exact results and approximate models for porous viscoplastic solids*. International Journal of Plasticity, vol. 10, no. 3, pages 213–235, 1994. Cité page 62.
- [Li 93] Z. F. Li & C. E. Turner. *Crack-opening angle and dissipation-rate analysis of R-curves for side-grooved pieces of HY130 steel in bending*. Journal of Materials Science, vol. 28, no. 21, pages 5922–5930, 1993. Cité pages 57 et 61.
- [Li 02] Weizhou Li & Thomas Siegmund. *An analysis of crack growth in thin-sheet metal via a cohesive zone model*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 69, no. 18, pages 2073–2093, December 2002. Cité page 67.
- [Llewellyn 96] DT Llewellyn & DJ Hillis. *Dual phase steels*. Ironmaking & Steelmaking, vol. 23, pages 471–478, 1996. Cité page 164.
- [Memhard 93] D. Memhard, W. Brocks & S. Fricke. *Characterization of ductile tearing resistance by energy dissipation rate*. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, vol. 16, no. 10, pages 1109,1124, 1993. Cité pages 53, 56 et 57.
- [Newman 03] J. C. Newman, M. A. James & U. Zerbst. *A review of the CTOA/CTOD fracture criterion*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 70, no. 3-4, pages 371–385, February 2003. Cité page 59.
- [O'Donoghue 97] P. E. O'Donoghue, M. F. Kanninen, C. P. Leung, G. Demofonti & S. Venzi. *The development and validation of a dynamic fracture propagation model for gas transmission*

- pipelines*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, vol. 70, no. 1, pages 11–25, January 1997. Cité page 93.
- [Oikawa 07] H Oikawa, T Sakiyama, T Ishikawa, G Murayama & Y Takahashi. *Resistance Spot Weldability of High Strength Steel (HSS) Sheets for Automobiles*. Nippon Steel Technical Report, vol. 95, pages 39–45, January 2007. Cité pages 15, 35 et 36.
- [Oultit 08] B. Naït Oultit, A. Lens & H. Klöcker. *Mechanical behaviour of Advanced High-Strength Steel resistance spot welds*. Livonia, MI, 2008. Cité pages 15, 36, 77, 128 et 172.
- [Pardoen 99] T. Pardoen, Y. Marchal & F. Delannay. *Thickness dependence of cracking resistance in thin aluminium plates*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol. 47, no. 10, pages 2093–2123, October 1999. Cité page 58.
- [Payen 06] G Payen. *Design of an in situ experiment to study local strains on spot-welded specimens*. PhD thesis, Travail de Fin d’Etude, Thèse de Master Recherche, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2006. Cité page 79.
- [Philips 08] N.R. Philips, M.Y. He & A.G. Evans. *A wedge fracture toughness test for intermediate toughness materials : Application to brazed joints*. Acta Materialia, vol. 56, pages 4593,4600, 2008. Cité page 70.
- [Pineau 06] A Pineau. *Development of the Local Approach to Fracture over the Past 25 years : Theory and Applications*. International Journal of Fracture, vol. 138, no. 1-4, pages 139–166, 2006. Cité page 62.
- [Rice 68a] J.R Rice. *A path independant integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks*. Journal of Applied Mechanics, vol. 35, pages 379,386, 1968. Cité pages 50, 51 et 53.
- [Rice 68b] J.R Rice & G.F. Rosengren. *Plane Strain Deformation Near A Crack Tip In A Power-Law Hardening Material*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol. 16, pages 1,12, 1968. Cité pages 50 et 51.
- [Rice 73] J.R. Rice, P.C. Paris & J.G. Merkle. *Further Results on the J-Integral Analysis*. Progress in Flaw Growth and. Fracture Toughness Testing, ASTM STP 536, pages 231–245, 1973. Cité page 52.
- [Rossillon 07] F Rossillon. *Influence des conditions de soudage sur le comportement en fatigue d’un acier THR Dual Phase soudé par point*. PhD thesis, Universite Blaise Pascal – Ecole Doctorale Sciences pour l’Ingénieur Clermont II, November 2007. Cité page 33.
- [Rutter 53] JW Rutter & B Chalmers. *A Prismatic Substructure Formed During Solidification Of Metals*. Canadian Journal of Physics, vol. 31, no. 1, pages 15–39, 1953. Cité page 32.
- [Scheider 06] I. Scheider, M. Schödel, W. Brocks & W. Schönfeld. *Crack propagation analyses with CTOA and cohesive model : Comparison and experimental validation*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 73, no. 2, pages 252–263, January 2006. Cité pages 16, 63 et 93.
- [Shet 02] C. Shet & N. Chandra. *Analysis of Energy Balance When Using Cohesive Zone Models to Simulate Fracture Processes*. Journal Of Engineering Materials And Technology, vol. 124, pages 440–450, October 2002. Cité pages 16, 62 et 63.
- [Siegmund 99] T. Siegmund & W. Brocks. *Prediction of the Work of Separation and Implications to Modeling*. International Journal of Fracture, vol. 99, no. 1-2, pages 97–116, 1999. Cité page 64.
- [Siegmund 00] T. Siegmund & W. Brocks. *A numerical study on the correlation between the work of separation and the dissipation rate in ductile fracture*. Engineering Fracture Mechanics, vol. 67, no. 2, pages 139,154, 2000. Cité pages 37, 39, 63, 64 et 67.

- [Sumpter 04] J. D. G. Sumpter. *Energy rates and crack stability in small scale yielding*. International Journal of Fracture, vol. 130, no. 3, pages 667–681, December 2004. Cité page 46.
- [Sun 06] X Sun, EV Stephens & MA Khaleel. *Effects of Fusion Zone Size on Strength and Failure Modes of Advanced High-Strength Steel Spot Welds*. In Sheet Metal Welding Conference XII, Livonia, MI, May 2006. Cité page 73.
- [Sutton 01] Michael A. Sutton, Jeffrey D. Helm & Michael L. Boone. *Experimental study of crack growth in thin sheet 2024-T3 aluminum under tension-torsion loading*. International Journal of Fracture, vol. 109, no. 3, pages 285–301, 2001. Cité pages 16, 60 et 61.
- [Tabor 51] D Tabor. *Hardness of metals*. Clarendon Press, Oxford, United Kingdom, 1951. Cité page 180.
- [Tong 05] Wei Tong, Hong Tao, Nian Zhang, Xiquan Jiang, Manuel Marya, Louis Hector & Xiaohong Gayden. *Deformation and fracture of miniature tensile bars with resistance-spot-weld microstructures*. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 36, pages 2651–2669, 2005. 10.1007/s11661-005-0263-4. Cité pages 20, 170 et 180.
- [Turner 90] C.E. Turner. *A re-assessment of ductile tearing resistance, part I: the geometry dependence of J-R curves in fully plastic bending. part II: energy dissipation rate and associate R curves on normalized axes*. In D. Firraro, éditeur, *Fracture behaviour and design of materials and structures*, volume 2. Warley, 1990. Cité pages 15, 40 et 55.
- [Turner 94] C. E. Turner & O. Koloednik. *A Micro And Macro Approach To The Energy Dissipation Rate Model Of Stable Ductile Crack Growth*. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, vol. 17, no. 9, pages 1089–1107, 1994. Cité pages 52 et 55.
- [Tvergaard 82] V Tvergaard. *On localization in ductile materials containing spherical voids*. Int. J. Fracture, pages 237–252, 1982. Cité page 64.
- [Tvergaard 92] Viggo Tvergaard & John W. Hutchinson. *The Relation Between Crack Growth Resistance And Fracture Process Parameters In Elastic-Plastic Solids*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol. 40, no. 6, pages 1163,1399, 1992. Cité page 37.
- [Villert 08] Sébastien Villert. *Analyse des déformations élastiques locales par la technique EBSD*. PhD thesis, Ecole des Mines de Saint Etienne, 2008. Cité pages 21, 94, 198 et 199.
- [Westergaard 39] H.M. Westergaard. *Bearing Pressures and Cracks*. Journal of Applied Mechanics, vol. 6, pages 49–53, 1939. Cité page 48.
- [Zhang 97] Shicheng Zhang. *Stress Intensities at Spot Welds*. International Journal of Fracture, vol. 88, no. 2, pages 167–185, November 1997. Cité pages 16 et 75.
- [Zhang 01] Shicheng Zhang. *Fracture mechanics solutions to spot welds*. International Journal of Fracture, vol. 112, no. 3, pages 247–274, December 2001. Cité page 76.
- [Zhang 06] Hongyan Zhang & Jacek Senkara. *Resistance welding : fundamentals and applications*. CRC Press, 2006. Cité pages 15, 29, 31 et 32.
- [Zhou 06] Bin Zhou, M.D. Thouless & S.M. Ward. *Predicting the failure of ultrasonic spot welds by pull-out from sheet metal*. International Journal of Solids and Structures, vol. 43, no. 25-26, pages 7482–7500, December 2006. Cité pages 15, 33, 73 et 76.

N° d'ordre : 2011 EMSE 0604

Rémi LACROIX

CHARACTERIZATION OF INTERFACIAL FAILURES OF ADVANCED HIGH STRENGTH STEELS SPOT WELDS

Speciality : Material Science and Engineering

Keywords : Spot welds, Crack propagation, in situ, Wedge test

Abstract :

Characterization of spot weld strength is a key industrial issue, particularly in the case of Advanced High Strength Steels. Today, the most widely used mechanical test evaluating this strength is the Cross Tensile Test. However, investigating the role of the different zones of one spot weld based on this test is difficult.

A wedge test has been developed in order to characterize interfacial failures of spot welds. A cross section of one spot weld is observed while a wedge is inserted in between the two welded sheets. A CCD camera records the observation of the propagating crack.

The limited sheet bending occurring during crack propagation allows the spot weld classification based on the total energy dissipated per unit fractured area to be efficient. Furthermore, the stable crack propagation is characterized by the in situ measurement of the crack opening angle. Finite element simulations of the test are carried out to estimate a relation between these measurements and the material resistance, approached by a cohesive zone model.

Interfacial failures of spot welds of DP and TRIP steels have been investigated. The experimental measurements allow to estimate parameters of a cohesive zone model representative of the molten material failure, providing reliable and appropriate data for simulations of the mechanical behavior of the complete spot weld.

École Nationale Supérieure des Mines
de Saint-Étienne

N° d'ordre : 2011 EMSE 0604

Rémi LACROIX

CARACTERISATION DE LA RUPTURE INTERFACIALE DE POINTS
SOUDÉS D'ACIERS A TRES HAUTE RESISTANCE

Spécialité: Science et Génie des Matériaux

Mots clefs : Points soudés, Fissuration, in situ, Enfoncement de coin

Résumé :

La détermination de la tenue mécanique de points soudés est un enjeu industriel important, et en particulier dans le cas d'aciers à Très Haute Résistance. Actuellement, l'essai de traction en croix est l'essai mécanique le plus répandu caractérisant la tenue des points soudés. Toutefois, l'étude de l'influence des différentes zones constituant le point soudé sur la tenue est difficile en se basant sur cet essai.

Un essai d'enfoncement de coin a été développé afin de caractériser les ruptures interfaciales des points soudés. Une section transverse d'un point soudé est observée tandis qu'un coin est inséré entre les deux tôles soudées. Une caméra CCD enregistre l'observation de la propagation de la fissure.

Le pliage limité des tôles durant la fissuration rend efficace la classification des différents points soudés par l'énergie totale dissipée par unité de surface rompue. De plus, la mesure in situ de l'angle d'ouverture de fissure caractérise la fissuration stable de la zone fondue. Des simulations par éléments finis de l'essai sont conduites afin d'estimer un lien entre ces mesures et la rupture du matériau, modélisée par des zones cohésives.

La rupture interfaciale de points soudés d'aciers DP et TRIP a été étudiée. Les mesures expérimentales permettent d'estimer les paramètres de modèles cohésifs représentatifs de la rupture de la zone fondue, constituant des données fiables susceptibles d'être utilisées dans toute simulation numérique du comportement du point soudé.