

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique  
Ecole Nationale Polytechnique



المدرسة الوطنية المتعددة التخصصات  
Ecole Nationale Polytechnique

**LGMD**

Département de Génie Mécanique  
Laboratoire de Génie Mécanique et de Développement

Thèse de Doctorat en sciences

*Spécialité : Génie Mécanique Option Construction Mécanique*

*Thème*

**Fissuration dans les multi-matériaux, caractérisation  
expérimentale et simulation numérique.**

Etudié par : Zebar Mohamed El Mahdi

*Magistère en Construction Mécanique de l'ENP*

Sous la direction de M. Mesrati Nadir professeur à l'ENP  
M. Hattali Mohamed Lamine Maître de conférences à l'Université Paris-Saclay

*Présentée et soutenue publiquement le 11/03/21*

*Devant le Jury Composé de :*

Président du jury	: M. RECHAK Said	Professeur	ENP
Directeur de thèse	: M. MESRATI Nadir	Professeur	ENP
Co-directeur	: M. HATTALI Mohamed Lamine	MCF	U. Paris-Saclay
Examineur	: M. BELKACEMI Yacine	MCA	ENP
Examinatrice	: Mme. DJAKNOUN Samira	Professeur	USTHB
Examineur	: M. HASSANI Salim	MR/A	CDTA

*ENP 2021*



REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE  
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique  
Ecole Nationale Polytechnique



المدرسة الوطنية المتعددة التخصصات  
Ecole Nationale Polytechnique

**LGMD**

Département de Génie Mécanique  
Laboratoire de Génie Mécanique et de Développement

Thèse de Doctorat en sciences

*Spécialité : Génie Mécanique Option Construction Mécanique*

*Thème*

**Fissuration dans les multi-matériaux, caractérisation  
expérimentale et simulation numérique.**

Etudié par : Zebar Mohamed El Mahdi

*Magistère en Construction Mécanique de l'ENP*

Sous la direction de M. Mesrati Nadir professeur à l'ENP

M. Hattali Mohamed Lamine Maître de conférences à l'Université Paris Saclay

*Présentée et soutenue publiquement le 11/03/21*

*Devant le Jury Composé de :*

Président du jury	: M. RECHAK Said	Professeur	ENP
Directeur de thèse	: M. MESRATI Nadir	Professeur	ENP
Co-directeur	: M. HATTALI Mohamed Lamine	MCF	U. Paris-Saclay
Examineur	: M. BELKACEMI Yacine	MCA	ENP
Examinatrice	: Mme. DJAKNOUN Samira	Professeur	USTHB
Examineur	: M. HASSANI Salim	MR/A	CDTA

ENP 2021

**ملخص:** تصف أطروحة الدكتوراه بعض امتدادات اختبارات الانحناء الرباعي لتحديد مقاومة الشق بين الطبقتين  $T$  في كل من الأنظمة المستقرة والأنظمة المؤقتة، بدلالة المزج بين أنماط الشق. تمت دراسة مجموعتين من العينات مادة مركبة ذات أساس من سبائك الألومنيوم: (1) الدوراليومين (ASTM 2017) / إيبوكسي بوليمر / PMMA ; (2) العينات مادة مركبة ذات أساس من سبائك الألومنيوم الدوراليومين (ASTM 2017) / الفولاذ المقاوم للصدأ (ASTM 301). التي تم الحصول عليها عن طريق تقنيات اللصق والطلاء بالرش الحراري على التوالي. تم دراسة الشق بين الطبقتين عن طريق الصيغ التحليلية و باستخدام طريقة العناصر المحدودة باستخدام برنامج ABAQUS. تم الحصول على الحل العددي لكل من الشق بين الطبقتين بدلالة طول الشق ، ومعاملات الاحتكاك و معامل المرونة المواد ومقارنته بالحلول عن طريق الصيغ التحليلية . سوف نقترح طريقة حول (أ) كيفية استكشاف موضع الشق العكسي في العينات المواد المركبة و تشققات خارج نقاط التحميل الداخلية (النظام العابر) لتوسيع نطاق قياس مقاومة الشق بين الطبقتين ، (ب) كيفية استخدام التحليل الرقمي في تحديد ومقاومة الشق بين الطبقتين من خلال قياس الامتثال التجريبي في نظام عابر ، (ج) نحاول الكشف عن لماذا الصلابة بين الطبقتين لديها علاقة قوية مع زاوية الطور.

**الكلمات الدالة** تطبق, طاقة الشق بين طبقات المواد, اختبار الانحناء رباعي النقطة, المزج بين أنماط الشق

**ABSTRACT** This thesis describes some extensions of four-point bending tests for determining the interfacial fracture toughness  $T$ , in both steady-state and transient regimes, as a function of the fracture mode mixity. Two sets of multimaterial systems were studied: (i) Aluminum alloy (ASTM2017)/epoxy/PMMA polymer and, (ii) Aluminum alloy (ASTM 2017)/stainless steel (ASTM 301) obtained by bonding and thermal spray coating techniques respectively. The interfacial fracture toughness was investigated by means of analytical and Finite Element Analysis using ABAQUS software. The numerical trend solution of both interfacial fracture toughnesses as function of crack length, and friction coefficient has been obtained and compared to an analytical one. We will propose a method on (i) how both reversed notch position in multimaterial systems and crack delamination beyond the inner loading points (transient regime) are explored to extend the measurement of interfacial fracture toughness, (ii) how the numerical analysis is used to determine the interfacial fracture toughness through an experimental compliance measurement in transient regime, and (iii) we attempt to reveal why the interfacial toughness has strong phase angle dependence

**Key Words :** Delamination ; Interfacial fracture energy ; Four-point bending ; Mixed mode

**Résumé :** Cette thèse décrit quelques extensions de l'essai de la flexion quatre points pour déterminer la ténacité inter faciale  $T$ , à la fois dans les parties en régime stationnaire et transitoire, en fonction de la mixité modale. Deux ensembles de systèmes en multi-matériaux ont été étudiés : (i) alliage d'aluminium (ASTM2017) / époxy / polymère PMMA et (ii) alliage d'aluminium (ASTM 2017) / acier inoxydable (ASTM 301) obtenus respectivement par des techniques de collage et de revêtement par projection thermique. La ténacité inter faciale a été étudiée au moyen d'une analyse analytique et par éléments finis à l'aide du logiciel ABAQUS. La solution de tendance numérique des deux fissures inter faciales en fonction de la longueur de la fissure et du coefficient de frottement a été obtenue et comparée à une solution analytique. Nous proposerons une méthode sur (i) comment à la fois la position de l'entaille inversée dans les systèmes multi-matériaux et la délamination de la fissure au-delà des points de charge internes (régime transitoire) sont explorées pour étendre la mesure de la ténacité inter faciale, (ii) comment l'analyse numérique est utilisée pour déterminer la ténacité inter faciale à la rupture grâce à une mesure expérimentale de la complaisance en régime transitoire, et (iii) nous essayons d'expliquer pourquoi la ténacité inter faciale a une forte dépendance de l'angle de phase.

**Mots clés :** Délaminage ; Énergie de fissure inter faciale ; flexion en quatre points ; mixité modale

# *Dédicaces*

*Je dédie cette thèse à ma très chère mère enseignante de langue française, à la mémoire de mon père ancien élève de l'Ecole Polytechnique d'Alger promotion génie civil 1970 que Dieu lui accorde sa clémence et sa miséricorde.*

*A mon frère, A tous ceux qui me sont chers à mes professeurs aussi à tous les étudiants de l'Ecole Nationale Polytechnique.*

# Remerciements

*Tout d'abord, je remercie Dieu tout puissant de m'avoir donné la volonté et le courage pour accomplir ce travail.*

*Mes remerciements s'adressent tout particulièrement à mon promoteur de thèse Monsieur le Professeur Mesrati Nadir qui a proposé, encadré et contribué à l'avènement de ce travail.*

*Merci à Monsieur Hattali Mohamed Lamine Maître de conférences à l'Université de Paris Saclay Co directeur de thèse pour m'avoir accueilli au Laboratoire FAST à l'Université Paris Saclay dans le cadre du stage de longue durée PNE (Programme national exceptionnel).*

*J'exprime à Monsieur Hattali toute ma reconnaissance, un Co Directeur de thèse exceptionnel. Merci pour sa disponibilité inconditionnelle envers moi, son optimisme contagieux, son dynamisme dans la recherche d'expériences originales. Merci pour avoir devancé de bien loin le cours de cette thèse et de m'y avoir guidé, à bout de bras. Merci pour sa diplomatie et ses talents de persuasion, pour sa gentillesse et sa franchise. Merci pour avoir été toujours prévenant et conciliant. Merci pour ses encouragements intarissables.*

*Merci aussi pour ses compétences techniques et scientifiques dans la thématique de la mécanique de la rupture et la simulation numérique pour avoir mis à ma disposition les différents dispositifs expérimentaux des plus récents, et bien d'autres sujets... et discussions Scientifiques très fructueuses sans lesquelles l'avènement de ce travail n'aurait jamais eu lieu je lui renouvelle mes remerciements pour sa disponibilité permanente, pour sa curiosité scientifique, pour son perfectionnisme dans le travail et pour la qualité des résultats qui en résultent, pour toutes ses relectures et corrections de ce mémoire, pour tout le soutien qu'il m'a offert sans cesse, très spontanément. Sa présence a été plus qu'indispensable durant ces quelques années et elle continue de l'être.*

*Je tiens à remercier aussi Monsieur le Professeur Marc Rabault Directeur du Laboratoire FAST Université de Paris Saclay d'avoir accepté de me recevoir pour le stage PNE durant l'année 2016-2017 et d'avoir facilité toute la procédure . Je tiens à remercier aussi Monsieur le Professeur émérite Jean Pierre Hulin pour sa gentillesse et sa sympathie*

*Je voudrais remercier Monsieur Alban Aubertin Ingénieur d'étude en instrumentation et techniques expérimentales (CNRS) et Lionel Auffray Ingénieur de recherche en conception et développement en expérimentation pour leur assistance technique pour les différents dispositifs expérimentaux.*

*Aussi je remercie chaleureusement le propriétaire et les employés de la société Algérie métallisation Rouïba d'avoir mis à ma disposition tout leur matériel de projection thermique pour compléter la réalisation de mes échantillons, et cela sans honoraire.*

*J'adresse mes respectueux remerciements au Professeur **Rechak Said** , d'avoir accepté de présider le jury .J'exprime vivement mes remerciements aux membres du jury Monsieur **Belkacemi Yacine** MCA à l'ENP, Mr. **Hassani Salim** MRA au CDTA, Mme. **Djaknoun Samira** Professeur à l'USTHB .*

*En finalité je remercie tous ceux qui ont contribué de près ou de loin pour m'aider à réaliser cette œuvre encore merci.*

# Table des matières

Liste des Tableaux

Liste des Figures

Nomenclature

Introduction générale.....	18
Problématique et état de l’art.....	22
CHAPITRE 1 : MULTI-MATERIAUX ET LEURS PROCEDES D’ELABORATION.....	29
1.1 Introduction .....	29
1.2 Les différents types de multi-matériaux .....	30
1.2.1 Les composites.....	30
1.2.2 Matériaux à gradient de propriétés.....	30
1.2.3 Multi-matériaux réalisé avec Collage .....	32
1.2.4 Multi-matériaux structures sandwich.....	33
1.2.5 Stratifiés .....	34
1.2.6 Assemblages mixtes.....	34
1.2.7 Le brasage .....	34
1.2.8 Multi matériaux réalisé avec soudure .....	35
1.2.9 Multi-matériaux à couches minces .....	36
1.2.10 Traitements de surface et revêtements .....	38
1.2.11 Multi-matériaux à revêtement ou couche projetée thermiquement .....	39
1.2.11.1 Projection à l’arc électrique .....	41
1.2.11.2 Projection par flamme.....	43
1.2.11.3 Projection plasma.....	46
1.2.11.4 Technique de projection par cold spray .....	47
1.2.11.5 Procédé PROTAL® .....	49
1.2.11.6 Frontières des paramètres des différentes techniques de projection thermique..	50
1.2.11.7 Formation et structure des dépôts .....	50
1.2.11.8 Pré-fissuration et porosité inter faciale .....	53
1.2.11.9 Contraintes résiduelles .....	53
1.2.11.10 Bilan des contraintes résiduelles .....	56
1.2.11.11 Les différentes formules analytiques .....	56
1.3 Les techniques de mesure des contraintes résiduelles .....	59

1.3.1 Les méthodes destructives .....	59
1.3.2 Les méthodes non destructives .....	59
<b>CHAPITRE 2 : ADHESION ET ADHERENCE DES MULTI-MATERIAUX ET LEURS METHODES DE CARACTERISATION .....</b>	<b>61</b>
2.1 Introduction .....	61
2.2 Adhésion et adhérence .....	62
2.2.1 Phénomènes à l'origine de l'adhésion .....	63
2.3 Mécanique de la rupture .....	69
2.3 .1 Approches énergétiques .....	70
2.3.2 Modes de fissuration .....	71
2.3.3 Cas du milieu hétérogène : multi matériaux élastiques.....	79
2.3.4 Nouvelles approches de modélisation à rupture des champs singuliers .....	79
2.4 Mécanique de la rupture inter faciale .....	80
2.4.1 Mesures de l'adhérence d'un revêtement sur un substrat .....	84
2.4.2 Influence de la fissure d'interface sur l'adhérence .....	84
2.5 Différents tests utilisés pour déterminer l'énergie de rupture interfaciale $G_c$ d'une interface .....	88
2.5.1 En mode I.....	89
2.5.2 En mode II.....	91
2.5.3 En mode mixte I/II .....	94
<b>CHAPITRE 3 MATERIAUX ETUDIES ET DISPOSITIFS UTILISES .....</b>	<b>102</b>
3.1 Introduction .....	102
3.2 Caractéristiques des différents matériaux constituant les éprouvettes.....	102
3.2 .1 Aluminium ASTM 2017 .....	102
3.2.2 Acier inoxydable ASTM 301 .....	103
3.2.3 Le polymère PMMA .....	105
3.2.4 Colle Epoxy UHU plus endfest 300.....	105
3.3 Les différents ensembles étudiés "revêtement / substrat" .....	106
3.3.1 Revêtements réalisés par projection thermique « Série A » .....	107
3.4 Caractérisation expérimentale de la fissuration inter faciale.....	111
3.4.1 Préparation des multi-matériaux .....	111
3.5 Amorçage des pré fissures à partir de l'entaille en utilisant la flexion 3 points.....	114
3.6 Essai mécanique de mesure de l'adhérence.....	115
3.6 .1 Principe de l'essai de la flexion 4-points .....	115
3.6 .2 Protocole expérimental .....	116
3.6 .3 Origines de la propagation asymétrique de quelques échantillons .....	118

3.6 .4	Interprétation de la courbe de charge d'un test de flexion 4-points.....	119
3.6 .5	Résultats expérimentaux de la Courbe de charge d'un test de flexion 4-points pour les différents échantillons utilisés .....	119
3.7	Conclusion .....	120
<b>CHAPITRE 4 ANALYSE DU COMPORTEMENT INTERFACIALE PAR COUPLAGE NUMERIQUE-EXPERIMENTALE .....</b>		
4.1	Introduction .....	122
4.2	Analyse de l'état de la fissure sous chargement de flexion quatre points .....	123
4.3.	Modélisation de l'essai de flexion quatre points .....	124
4.3. 1	Géométrie et conditions aux limites.....	124
4.3. 2	Détermination des paramètres de rupture de la fissure K et G .....	127
4.3. 3	Maillage .....	128
4.4	Etudes paramétriques script Python pour Abaqus .....	130
4.4.1	Variation du Module de Young du film.....	130
4.4.2	Variation du module de friction pour Appuis/ film .....	140
4.5	Résultats des simulations numériques .....	142
4.5.1	Modèle numérique utilisé pour la Simulation de l'essai flexion quatre points.....	142
4.5.2	Tendance du taux de restitution d'énergie sans prise en compte du coefficient de frottement.....	142
4.5.3	Méthode des courbes de surfaces en 3D pour l'exploitation des données et résultats .....	145
4.5.4	Taux de restitution d'énergie normalisé avec prise en compte du coefficient de friction.....	146
4.5.5	Taux de restitution d'énergie avec prise en compte de la friction appliqué aux séries A et B .....	148
4.5.6	Les facteurs d'intensité de contraintes inter faciaux et leurs angles de phases .....	148
4.5.7	L'angle de phase sans prise en compte de la friction.....	150
4.5.8	L'angle de phase avec prise en compte de la friction.....	153
4.5.9	Comparaison de la variation du taux de restitution d'énergie avec prise en compte de la friction par rapport à la complaisance .....	154
4.5.10	Tendance de complaisance normalisée .....	155
4.5.11	Complaisance en fonction des longueurs relatives pour les différents coefficients de frottement et épaisseurs relatives. ....	155
4.6	Démarche expérimentale et numérique couplée.....	157
4.6.1	Suivi de la longueur des fissures inter faciales .....	160
4.6.2	Tendances et paramètres influençant la ténacité inter faciale.....	163
4.7	Application du modèle de Shielding .....	163

4.8 Conclusion .....	166
Conclusion générale et perspective .....	168
Références bibliographiques .....	171

# Liste des tableaux

<b>Table 2.1.</b> Angle de contact liquide / solide et travail d'adhésion en fonction de L'atmosphère et de la température.....	66
<b>Table 3.1.</b> Composition chimique de l'alliage duralumin ASTM 2017 utilisé pour les substrats.....	103
<b>Table 3.2.</b> Caractéristiques mécaniques et métallurgiques de l'alliage duralumin ASTM 2017 utilisé pour les substrats [COMTE C., 2002].....	103
<b>Table 3.3.</b> Composition chimique de l'alliage ASTM 301 utilisé comme dépôt [GRUPPO LUCEFIN 2014]. .....	104
<b>Table 3.4.</b> Caractéristiques mécaniques et métallurgiques de l'alliage ASTM 301 utilisé comme dépôt [COMTE C., 2002].....	104
<b>Table 3.5.</b> Caractéristiques mécaniques et physiques du PMMA utilisé comme dépôt [COLOMBIÉ M., 2008], [TRELOAR L.R.G., 2008]. .....	105
<b>Table 3.6.</b> Caractéristiques mécaniques et physiques de la colle UHU plus endfest 300 [GRUPPO LUCEFIN 2014]. .....	106
<b>Table 3.7.</b> Dimensions et propriétés des échantillons.....	107
<b>Table 3.8.</b> Préparations chimiques des surfaces .....	108
<b>Table 3.9.</b> Les valeurs des coefficients du frottement dynamique pour les différents multi-matériaux.....	111
<b>Table 3.10.</b> Paramètres projection thermique « série A ».....	113
<b>Table 4.1.</b> Dimensions et propriétés des échantillons numériques.....	125
<b>Table 4.2.</b> Taux de restitution d'énergie critique Gc obtenu par la méthode de complaisance. ....	160

# Liste des figures

<b>Figure 1.1.</b> Pièces multi-matériaux dans le domaine aérospatial. ....	31
<b>Figure 1.2.</b> (a) Prothèse de hanche, (b) Implant dentaire. ....	32
<b>Figure 1.3.</b> Répartition de la contrainte de cisaillement dans le joint de colle. ....	33
<b>Figure 1.4.</b> Panneaux-sandwichs, collage Nida sur tôle d'aluminium. ....	33
<b>Figure 1.5.</b> Panneau stratifié. ....	34
<b>Figure 1.6.</b> Schémas de principe des différents procédés. ....	35
<b>Figure 1.7.</b> Différentes structures déposées par CVD et PVD en fonction de la température de dépôt par rapport à sa température de fusion ou de décomposition et également de la pression dans l'enceinte. ....	37
<b>Figure 1.8.</b> (a) Outils de coupe revêtus de TiN (b) rouleau de nivellement revêtu de CrN. ....	38
<b>Figure 1.9.</b> Principe fondamental de la projection thermique. ....	40
<b>Figure 1.10.</b> Principe de fonctionnement d'un pistolet arc électrique. ....	41
<b>Figure 1.11.</b> Principe de fonctionnement d'un pistolet flamme-fil. ....	43
<b>Figure 1.12.</b> Principe de fonctionnement d'un canon à détonation. ....	44
<b>Figure 1.13.</b> Principe de fonctionnement d'un pistolet hypersonique à tir continu. ....	45
<b>Figure 1.14.</b> Principe de fonctionnement d'une torche plasma. ....	46
<b>Figure 1.15.</b> Principe de la projection par gaz froid ou cold spray. ....	48
<b>Figure 1.16.</b> Schéma de principe de la projection thermique combinée à un traitement laser. ....	49
<b>Figure 1.17.</b> Vitesses des particules en fonction des différentes températures pour les procédés de projection thermique. ....	50
<b>Figure 1.18.</b> (a) Structure fragmentée après l'impact des particules (gauche) et (b) structure en forme de disque après l'impact des particules (droite) ....	51
<b>Figure 1.19.</b> Temps caractéristique de la construction du dépôt. ....	51
<b>Figure 1.20.</b> Représente schématiquement la coupe d'un revêtement brut de dépôt. ....	52

<b>Figure 1.21.</b> Coupes MEB d'une zone perturbée de l'interface <b>(a)</b> à faible grandissement <b>(b)</b> à plus fort grandissement à l'interface la projection sous air à la pression atmosphérique ou APS ("Atmospheric Plasma Spraying") Epaisseur du dépôt 300 $\mu$ m.....	52
<b>Figure 1.22.</b> Coupe optique de l'échantillon la projection sous air à la pression atmosphérique ou APS ("Atmospheric Plasma Spraying") Epaisseur du dépôt 130 $\mu$ m ASTM 2017 /Cu .....	53
<b>Figure 1.23.</b> Fissurations dans ZrO <sub>2</sub> +7% masse. Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , dues aux contraintes.....	54
<b>Figure 1.24.</b> Schématisation de l'apparition des contraintes thermiques en tension dans un bicouche.....	55
<b>Figure 2.1.</b> Énergies des liaisons en fonction de la distance d .....	63
<b>Figure 2.2.</b> Goutte de liquide sur un solide lisse définition de l'angle de mouillage.....	64
<b>Figure 2.3.</b> Illustration de l'accrochage mécanique du fait <b>(a)</b> de la géométrie du substrat et <b>(b)</b> du refroidissement des particules incidentes.....	67
<b>Figure 2.4.</b> Energie d'adhésion et d'adhérence en fonction de l'angle de mixité modale .....	69
<b>Figure 2.5.</b> Système de coordonnées et champ de contrainte local près du front de fissure. ..	72
<b>Figure 2.6.</b> Les trois modes de rupture.....	72
<b>Figure 2.7.</b> Variations caractéristiques de la ténacité K <sub>IC</sub> . .....	76
<b>Figure 2.8.</b> Comportement élastique non linéaire et comportement réel. ....	77
<b>Figure 2.9.</b> Contour arbitraire autour de l'extrémité d'une fissure.....	78
<b>Figure 2.10.</b> Fissure inter faciale entre deux matériaux différents. ....	80
<b>Figure 2.11.</b> Les paramètres ( $\alpha, \beta$ ) sont inscrits dans un parallélogramme.....	82
<b>Figure 2.12.</b> Schéma illustrant le modèle de zone utilisée pour déterminer les tendances de G <sub>i</sub> avec l'angle de phase sous chargement. ....	86
<b>Figure 2.13.</b> Intensité de contrainte à l'extrémité de la tête de la microfissure dans un réseau de microfissures équidistantes de macro fissure.....	87
<b>Figure 2.14.</b> Représentation de l'éprouvette compacte modifiée.....	89
<b>Figure 2.15.</b> Essais de clivage DCB .....	90
<b>Figure 2.16.</b> Eprouvette d'essai de flexion quatre points .....	91
<b>Figure 2.17.</b> Eprouvette d'essai de flexion trois points.....	92
<b>Figure 2.18.</b> Essais end notched flexure.....	92
<b>Figure 2.19.</b> Essai ELS .....	93
<b>Figure 2.20.</b> Essai de cisaillement par traction.....	94
<b>Figure 2.21.</b> Essai "bulge test" schéma des étapes de <b>(a)</b> gonflement et de <b>(b)</b> décollement. ....	94

<b>Figure 2.22.</b> Allure d'une courbe de gonflement-décollement.....	95
<b>Figure 2.23.</b> Principe de l'essai de flexion 4-points modifié pour la mesure d'adhérence dans des assemblages ou pour des systèmes couche mince sur substrat.....	96
<b>Figure 2.24. (a)</b> Principe du test de flexion 4-points ;( b) Courbe de charge caractéristique (force appliquée en fonction du déplacement des appuis).....	97
<b>Figure 3.1. (a)</b> Ancrage mécanique d'une particule fondue, (b) liaison ASTM 2017/ASTM 301 montrant l'ancrage mécanique entre dépôt et substrat. ....	107
<b>Figure 3.2.</b> Profilomètre mécanique DektakXT® (Bruker). ....	109
<b>Figure 3.3.</b> Profil 3D de surface de l'alliage d'aluminium ASTM 2017avec $Ra= 2.8 \pm 0.04\mu m$ . ....	110
<b>Figure 3.4.</b> Tribomètre cylindre-plan TRB3 de chez Anton-Paar. ....	110
<b>Figure 3.5.</b> Pistolet de projection à arc entre deux fils « ARC SPRAY 234». ....	112
<b>Figure 3.6.</b> L'essai de flexion trois points pour amorçage des fissures à partir de l'entaille avant montage dans le dispositif flexion quatre points. ....	115
<b>Figure 3.7.</b> Schéma présentant la géométrie d'un essai de flexion 4 points sur éprouvettes pré-entaillées. ....	115
<b>Figure 3.8.</b> Géométrie et conditions de charge des éprouvettes de flexion à quatre points entaillées avec fissures inter faciales symétriques, F et T représentant les forces appliquées et tangentielles. ....	116
<b>Figure 3.9</b> Machine de traction-compression électromécanique «INSTRON 5882».....	117
<b>Figure 3.10.</b> L'essai de flexion quatre points pour le bi matériau (éprouvette A1). ....	118
<b>Figure 4.1.</b> Conditions aux limites et chargement du multi-matériau essai de flexion 4 points. ....	124
<b>Figure 4.2.</b> Contours concentriques choisis par ABAQUS pour l'évaluation de J.....	126
<b>Figure 4.3.</b> Extraction des facteurs d'intensité des contraintes à partir des déplacements des points sur la lèvres de la fissure.....	127
<b>Figure 4.4.</b> Maillage du modèle de flexion 4 points.....	129
<b>Figure 4.5.</b> Les points sélectionnés dans la simulation d'un essai de la flexion 4 points pour le calcul de la flèche.....	139
<b>Figure 4.6.</b> Evolution du taux de restitution d'énergie $\mathcal{G}$ adimensionnelle pour les différents rapports des modules de Young $R=E2/E1$ et un rapport de coefficient de Poisson fixe $P =\nu1/\nu2=1$ en fonction de $a / l$ .....	143
<b>Figure 4.7.</b> Evolution du taux de restitution d'énergie $\mathcal{G}$ adimensionnelle pour les différents rapports des modules de Young $R=E2/E1$ et un rapport du coefficient de Poisson fixe $P =\nu1/\nu2=1$ en fonction de $\eta = h1/h2$ .....	144

- Figure 4.8.** Evolution du taux de restitution d'énergie  $\mathcal{G}$  adimensionnelle en fonction de  $\eta = h_1/h_2$  et différents rapports des modules de Young  $R=E_2/E_1$  avec un rapport de coefficient de Poisson  $P=\nu_1/\nu_2 =1$ . ..... 145
- Figure 4.9.** Evolution du taux de restitution d'énergie  $\mathcal{G}$  adimensionnelle en fonction de  $a/l$  et avec les différentes valeurs des coefficients de frottement  $\mu$ , les rapports du module de Young  $R=E_2/E_1=0.33$  et  $P=\nu_1/\nu_2 =1$  et l'épaisseur relative  $\eta = h_1/h_2 =0,066$  sont fixes..... 146
- Figure 4.10.** L'évolution du taux de restitution d'énergie normalisée  $G$  en fonction des longueurs relatives des fissures ( $a/l$ ) pour différents coefficients de frottement  $\mu$  avec. 147
- Figure 4.11.** L'évolution de l'angle de phase  $\psi =f(a/l)$  pour les différents  $R =E_2 /E_1$  avec  $\eta =h_1/h_2 =1$  et  $P=\nu_1/\nu_2 =1$  fixes ..... 150
- Figure 4.12.** L'évolution de l'angle de phase  $\psi =f(\eta)$  pour les différents  $R =E_2 /E_1$  avec un rapport de Poisson fixe  $P=\nu_1/\nu_2 =1$ . 151
- Figure 4.13.** L'évolution des facteurs d'intensité de contrainte réels et imaginaires en fonction du rapport d'épaisseur  $\eta$  pour les différents rapports du module de Young  $R =E_2 /E_1$  et un rapport de coefficient Poisson fixe  $P=\nu_1/\nu_2 =1$ . ..... 152
- Figure 4.14.** L'évolution de l'angle de phase  $\psi=f(a/l)$  pour les différents coefficients de frottement  $\mu$  et pour un rapport de module de Young relatif  $R =E_2 /E_1 =0.33$  et  $\eta =h_1/h_2 =1$   $P=\nu_1/\nu_2 =1$  fixes. .... 153
- Figure 4.15 .** Comparaison entre le déplacement vertical relatif  $u$  du milieu du multi-matériau et le taux de restitution d'énergie normalisé pour les différents coefficients de frottement  $\mu$  et avec  $P=\nu_1/\nu_2 =1$  et  $R =E_2 /E_1 =0.33$  fixes. .... 155
- Figure 4.16.** Le déplacement vertical relatif  $u$  du milieu du bi-matériau  $U_{ad}= f(a/l)$  pour différents coefficients de friction  $\mu$  avec  $P=\nu_1/\nu_2 =1$  et  $R =E_2 /E_1 =0.33$  fixes et différentes épaisseurs relatives. .... 156
- Figure 4.17.** Le déplacement vertical relatif  $u$  du milieu du bi-matériau et le taux de restitution d'énergie normalisée pour les différents coefficients de frottement  $\mu$  et avec  $P=\nu_1/\nu_2 =1$  et  $R =E_2 /E_1 =0.33$  fixes. .... 158
- Figure 4.18.** Coupes en MEB (Microscopie électronique à balayage) autour de la propagation de fissures inter faciales des éprouvettes A et B..... 162
- Figure 4.19.** Ténacité inter faciale en fonction de la caractéristique du mode mixte..... 165

# Nomenclature

$a$	Longueur de fissure inter faciale.
$b$	Largeur de l'éprouvette.
$2c$	Distance entre les deux appuis extérieurs.
$d$	Diamètre des appuis.
$E$	Module de Young d'un matériau.
$E_1$	Module de Young du film.
$E_2$	Module de Young du substrat.
$F$	Charge appliquée dans l'essai de flexion.
$F_p$	Charge critique appliquée dans l'essai de flexion.
$\psi$	Première mixité de mode (contribution relative des modes I et II).
$G$	Taux de restitution d'énergie.
$G_c$	Taux de restitution d'énergie critique.
$G_{SS}$	Taux de restitution d'énergie dans la partie stationnaire (Steady state).
$G_0$	Taux intrinsèque de restitution d'énergie inter faciale.
$\Delta G_c$	Rugosité initiale de l'interface.
$\gamma_a$	Energie adhésive intrinsèque.
$h_1$	Épaisseur du film.
$h_2$	Épaisseur du substrat.
$h_3$	Épaisseur de la couche intermédiaire (colle époxy).
$h$	Épaisseur totale de l'éprouvette la somme des épaisseurs film plus substrat plus couche intermédiaire quand elle existe.
$J$	Intégrale du contour.

$k$	Fonction du rapport $\lambda = D/l$ donnée par Budiansky.
KI	Facteur d'intensité de contrainte en Mode I.
KII	Facteur d'intensité de contrainte en Mode II.
KIII	Facteur d'intensité de contrainte en Mode III.
$l$	Distance entre un appui intérieur et un appui extérieur.
$L$	Longueur d'éprouvette.
$\mu$	Module de friction dynamique.
$\mu_{ci}$	Module de cisaillement
$\nu$	Coefficient de Poisson.
$\nu_1$	Coefficient de Poisson du film.
$\nu_2$	Coefficient de Poisson du substrat.
$\eta$	Epaisseur relative film sur substrat $\eta = h_1/h_2$ .
$P$	Rapport des coefficients de Poisson film/substrat $P = \nu_1/\nu_2$ .
$R$	Rapport des modules de Young $R=E_2/E_1$ .
$Ra$	Rugosité de surface.
$\psi$	Première mixité de mode (contribution relative des modes I et II).
$\sigma$	Contrainte.
$\tau$	Contrainte tangentielle.
$\mathcal{C}, U_{adimensionel}$	Complaisance.
$U_x$	Déplacement suivant l'axe des abscisses.
$U_y$	Déplacement suivant l'axe des ordonnées.
$\dot{W}p$	Taux de dissipation plastique proche du front de fissure.
$\dot{W}v$	Taux de dissipation viscoélastique en masse.
CTOD	Crack tip opening displacement.
FIC	Facteur d'intensité de contrainte.
MEB	Microscopie électronique à balayage.
MEPR	Mécanique élasto-plastique de la rupture.
MLR	Mécanique linéaire de la rupture.
MNLR	Mécanique non linéaire de la rupture

# Introduction générale

## Introduction générale

L'apparition de l'aluminium et de ses alliages au début du 20<sup>ème</sup> siècle a été un élément important du développement de l'aéronautique comme en témoigne son utilisation croissante jusqu'à devenir prédominante après la seconde guerre mondiale. Dès 1903, le carter du *Wright Flyer* des frères Wright est en aluminium. Mais le métal pur est **encore trop mou** pour être utilisé dans la structure des appareils soumis à de fortes contraintes mécaniques. C'est donc seulement avec la mise au point du Duralumin [DUPARC O., 2005] par Alfred Wilm entre 1906 et 1909, que les alliages d'aluminium ont atteint la résistance mécanique suffisante pour être largement utilisés dans la construction aéronautique. Le Duralumin a alors très vite supplanté le bois et la toile initialement employés, plus facile à travailler et à stocker, il est surtout un gage de sécurité. Il résiste en effet mieux au feu que le bois en cas d'accident, mais aussi aux contraintes et vibrations qui s'accroissent en même temps que la vitesse et l'altitude en vol augmentant. Son utilisation permet également de simplifier les structures des appareils et de dégager de l'espace, facilitant ainsi l'aménagement pour le transport de passagers, de matériel ou carburant supplémentaire [BALLY J., 1934], [BALLY J., 1936], [BALLY J., 1937]. Les alliages d'aluminium sont également très employés dans de nombreux domaines, tels que l'aéronautique et l'industrie automobile, car ils permettent d'alléger les pièces mécaniques tout en conservant une résistance suffisante pour supporter les efforts appliqués aux structures [ZANDER J., 2009]. Cependant les caractéristiques de surface (caractéristiques tribologiques, résistance à la corrosion,...) de ces alliages d'aluminium sont généralement **inférieures** aux matériaux conventionnels (acier). Ainsi le comportement en fatigue, l'usure ou la dureté des alliages d'aluminium présentent des propriétés moins intéressantes que les aciers couramment employés [KOBAYASHI T., 2000]. Le **recours** à des traitements de surfaces est souvent nécessaire et l'élaboration par projection thermique de revêtements présentant des caractéristiques appropriées à l'application visée est très employée.

Dans ce contexte, nous avons voulu étudier, dans un premier temps, la faisabilité de réalisation des dépôts de type ASTM 301 sur l'alliage ASTM 2017 par le procédé de projection thermique à l'arc électrique. L'alliage ASTM 2017, que nous avons utilisé dans notre étude comme substrat est très connu sous la dénomination de **Duralumin**. Il est très utilisé, à l'état T4 (mise en solution séparée, trempe et maturation), dans les domaines les plus variés. [DEVELAY R., 1992]. Il a une bonne usinabilité et une bonne dureté. Mais sa résistance à l'usure, à la corrosion et à l'anodisation est mauvaise [DEVELAY R., 1989]. Déposer une couche protectrice en acier inoxydable de nuance ASTM 301 sur un substrat en alliage ASTM 2017 nous paraît une bonne piste pour améliorer les propriétés d'usures, d'anti corrosion et augmenter la résistance mécanique de ce dernier aux températures élevées. Le procédé de projection thermique à arc électrique utilise souvent la nuance ASTM 301 pour le rechargement et la réparation des pièces, [PRONER A., 1999]. Elle fait partie de la famille des **Aciers inoxydables austénitiques** du type Fe-Cr-Ni représentant encore 80 % du marché mondial. Ceci est dû au fait que leur structure cristallographique et de type cubique à faces centrées leur confère une ductilité et une ténacité exceptionnelles depuis les températures cryogéniques jusqu'à plusieurs centaines de degrés Celsius. A ces propriétés intrinsèques, il faut ajouter une excellente **soudabilité** opératoire et métallurgique, ce qui facilite la mise en œuvre. Suivant le type d'application visé (c'est-à-dire les conditions de service) ainsi que les conditions de mise en œuvre, on a développé de nombreux alliages répondant à des utilisations plus spécifiques.

Néanmoins, sous l'effet des sollicitations et des contraintes rencontrées en service qui peuvent être mécaniques, thermiques, chimiques ou une combinaison de celles-ci, les pièces revêtues et

les structures multicouches sont assujetties à de multiples mécanismes de défaillance : rupture adhésive, écaillage, délaminage... Il s'ensuit une perte de fonction du revêtement. Pour garantir l'intégrité d'une telle structure multicouche, les propriétés d'adhérence des revêtements sur leur substrat doivent être optimisées, selon l'application visée. Outre leurs propriétés intrinsèques, les propriétés d'application des revêtements reposent aussi sur celles de leur substrat et, bien entendu, tout au long de leur vie, de leur adhérence à celui-ci lorsque le niveau des actions mécaniques supportées est faible, l'adhérence n'est pas le facteur le plus important ; mais elle devient essentielle lorsque l'intensité des efforts augmente. C'est pourquoi l'adhérence est devenue une problématique majeure dans le développement des revêtements obtenus par projection thermique.

Dans ce contexte, nous avons consacré l'essentiel de nos travaux à l'étude du comportement de rupture inter faciale du bi-matériau ASTM 2017 /ASTM301 réalisé par le procédé de projection thermique. Nous avons mis en place une démarche expérimentale basée sur le test de flexion 4 points, cherchant à évaluer l'adhérence des revêtements, complétée par une approche numérique.

On ne recense pas moins d'une centaine d'essais différents parmi lesquels l'essai normalisé de traction, des essais de cisaillement, de flexion ou encore des essais de ténacité sur éprouvette de mécanique de la rupture. Le nombre de ces essais illustre bien la difficulté d'estimer l'adhérence des revêtements qui par sa nature, ne peut être une propriété intrinsèque et ne peut être mesurée directement à l'aide d'un simple essai ; de plus, la plupart d'entre eux mettent en jeu des chargements mécaniques assez éloignés du mode de sollicitation supporté en service et se révèlent souvent peu fiables et peu reproductibles. D'autre part, ces essais ne fournissent pas de renseignements sur le mécanisme d'adhésion lui-même. L'essai de flexion quatre points était adapté sur une géométrie de multicouches et a été développé et mis en place à la fin de l'année 89 par, [CHARALAMBIDES P. G., 1989], [CHARALAMBIDES P. G., 1990]. Ce test mécanique présente l'avantage d'être simple à réaliser et donne une propagation stable des fissures. Il permet également d'accéder à l'énergie et à la ténacité de l'interface qui sont des paramètres physiques et mécaniques qui caractérisent le mieux les propriétés d'adhérence des interfaces et leur résistance à la rupture.

Comme le procédé de projection thermique engendre des contraintes résiduelles non négligeables. Nous avons trouvé utile de comparer nos résultats avec un multi matériau modèle que nous avons conçu avec un procédé engendrant de très faibles contraintes résiduelles. Il s'agit d'un multi matériau de type PMMA/ ASTM 2017 obtenu par collage en utilisant une résine de type époxy largement utilisée dans l'industrie.

Pour décrire notre démarche, ce mémoire de thèse s'articule autour de quatre chapitres.

Le **chapitre 1** propose une synthèse bibliographique sur les multi-matériaux et sur les différents procédés de leurs élaborations ; dont le procédé de projection thermique à l'arc électrique utilisé, et quelques exemples sur les microstructures de certains dépôts et interfaces.

Le **chapitre 2** présente une synthèse bibliographique sur les notions les plus importantes de la mécanique de la rupture inter faciale isotrope et aux notions d'adhésion et d'adhérence ; leurs causes et les différentes méthodes utilisées pour leur caractérisation.

Le **chapitre 3** est réservé à la caractérisation des matériaux, description des différents assemblages et démarches expérimentales retenues. Il recense les données expérimentales utiles à la modélisation de l'essai de flexion quatre points. Certaines données sont issues de la bibliographie, d'autres sont obtenues par l'expérimentation : rugosité, paramètres de projection thermique, résultats de l'amorçage des fissures par l'essai de flexion 3 points et le suivi optique de l'essai flexion 3 et 4 points). Deux séries d'éprouvettes multi-matériaux ont été étudiées : série 'A' métallique réalisée par projection thermique et série 'B' non métallique réalisée par procédé de collage.

Le **chapitre 4** expose et analyse les différents résultats de calculs éléments finis réalisés dans un premier temps sur une large gamme de variations de propriétés élastiques (module de Young) et géométriques des matériaux (épaisseur substrat, épaisseur dépôt, longueur de la fissure). Dans un second temps nous nous intéressons aux résultats obtenus sur nos deux séries A et B. Une méthode originale, appelée méthode de complaisance, couplant les résultats de calcul éléments finis et les résultats de l'expérimentation, a été mise en place et exploitée afin d'étendre l'exploitation de l'essai de flexion quatre points sur une large gamme de mixité modale. En confrontant nos résultats à la littérature scientifique issue du domaine des interfaces et en s'appuyant sur les images post-mortem décrivant la rugosité 2D de l'interface (modèle de Shielding), nous avons pu valider notre démarche ainsi que les résultats obtenus.

Ce rapport de thèse se termine par une conclusion générale qui relatera les principaux résultats obtenus sur les assemblages étudiés et une proposition de perspective.

# Problématique et état de l'art

## Problématique et état de l'art

Les fissures aux interfaces entre des matériaux différents est un phénomène critique qui a attiré l'attention des scientifiques et des ingénieurs dans de nombreux domaines, allant des produits naturels : comme la peau, les tissus dans les corps biologiques, les tiges de chanvre, et les couches géologiques ; aux produits industriels : comme les composites où on trouve le décollement des fibres, la décohésion des revêtements en couches minces, les barrières thermiques comme les revêtements dans les structures d'ingénierie, et des couches protectrices contre les différentes sollicitations ou agressions. [CLARKE DR., 2003], [GAN Z., 2004] [HATTALI ML., 2009], [HATTALI ML., 2010], [HATTALI ML., 2012], [RANJBAR M., 2012], [YANG W., 2015], [RICHARDS BT., 2016]. Ces structures en couches subissent des modes de défaillance complexes, souvent liés à la fissuration de l'interface. Par conséquent, pour concevoir des structures multicouches fiables, il est primordial de faire appel à la mécanique de la rupture inter faciale.

### Quels sont les effets de l'orientation de la sollicitation appliquée et de l'hétérogénéité ?

Quelques études de la littérature ont montré, au moins sur des systèmes modèles, qu'un facteur prépondérant pour **l'énergie de rupture inter faciale** est l'orientation de la sollicitation mécanique appliquée pour propager la fissure inter faciale [CAO H.C., 1989], [O'DOWD N.P., 1989]. Le résultat obtenu lors de la mesure de l'énergie de propagation de fissure peut varier d'au moins un ordre de grandeur selon que l'interface est sollicitée en contrainte normale ou tangentielle. La mécanique de la rupture classique intègre bien le fait que les valeurs critiques des facteurs d'intensité de contrainte sont supérieures en mode II ou III à celle du mode I, mais ceci y est sans grande conséquence pratique : dans un matériau **homogène**, la fissure peut le plus souvent s'orienter spontanément par rapport au tenseur de contraintes local qui la fait progresser, de manière à se propager en mode I avec un minimum de coût énergétique. Et la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte en mode I,  $K_{IC}$ , suffit alors à caractériser la tenue à la fissuration du matériau.

### Dans le cas présent d'une fissure d'interface qu'est ce qui change ?

Le plan de la fissure est au contraire imposé, dans un **champ de contraintes dont l'orientation dépend à la fois des efforts appliqués à l'éprouvette et de l'hétérogénéité des propriétés des deux composants du bi-matériau**. En effet, la simple différence des constantes d'élasticité engendre des perturbations locales du champ de contraintes appliquées, nécessaires pour rendre compatibles les déformations des matériaux accolés à l'interface. Ces effets de couplage élastique de deux matériaux 1 et 2 différents sont caractérisés classiquement par les paramètres de Dundurs  $\alpha$  et  $\beta$  [DUNDURS J., 1969].

D'où se déduit un troisième paramètre d'hétérogénéité utile  $\epsilon$ . L'hétérogénéité, qui modifie le champ de contraintes local en tête de fissure, doit donc être prise en compte pour déterminer, au-delà de la simple géométrie des efforts appliqués à l'éprouvette, quel mode de sollicitation exact provoque la propagation de cette fissure ?

### Quels sont les éléments influents de la mécanique de la rupture inter faciale utilisés pour étudier l'adhérence d'une interface bi matériaux ?

Au voisinage de l'extrémité d'une fissure d'interface, la manière la plus simple de décrire les champs de contraintes fait appel à des fonctions de la variable complexe. En raison des effets de couplage élastique, il n'est pas possible de traiter de manière indépendante les modes I, II et III comme on peut le faire en milieu homogène. Si le mode III demeure indépendant, en revanche, les modes I et II apparaissent couplés dans la partie réelle et la partie imaginaire d'un facteur d'intensité de contrainte complexe  $K = K_I + iK_{II}$

Sur une facette inter faciale ( $\theta = 0$ ) au voisinage du front de la fissure, les composantes de contraintes normales et tangentielles sont alors couplées

Les proportions de sollicitation en mode I et en mode II qui s'appliquent sur la fissure sont quantifiées à l'aide de l'angle de mixité modale  $\psi = \text{Arg}(K) = \text{Arctg}(K_{II}/K_I)$

La valeur de  $\psi$  ainsi définie présente l'inconvénient de dépendre du choix des unités de longueur utilisées. Aussi peut-on lui préférer l'angle  $\psi^*$ , qui ne dépend plus des unités de longueur, mais dépend encore de la distance  $r$  à la pointe de fissure.  $\psi^*$  représente le rapport contrainte tangentielle sur contrainte normale que subit une facette inter faciale située dans la zone singulière [LEGUILLON D., 2000\*] :

$$\psi^* = \text{Arctg}(\tau/\sigma) = \text{Arg}(K \cdot r^{i\varepsilon}) = \text{Arctg}[\text{Im}(Kr^{i\varepsilon})/\text{Re}(Kr^{i\varepsilon})]$$

Le champ de contraintes est non seulement divergent à l'approche de la pointe de fissure (point singulier), mais aussi que la mixité modale locale  $\psi^*$  évolue de plus en plus rapidement dans cette région dite de K-dominance, entraînant la présence d'oscillations de contraintes et de déplacements ; celles-ci n'ont heureusement que peu de conséquences pratiques, car dans la plupart des cas réels, elles n'apparaissent qu'en dessous d'une distance à la singularité de l'ordre des distances interatomiques, donc sans signification physique.

Une **modélisation analytique ou numérique** peut permettre de connaître ce champ de contraintes dans la région de K-dominance dans une situation donnée de fissuration inter faciale, par exemple sur une éprouvette d'essai d'adhérence [LEGUILLON J., 2002]. La détermination des conditions critiques de chargement  $K_c = K_{IC} + iK_{IIC}$  provoquant la propagation de la fissure permet alors de déterminer l'énergie de propagation  $G_{IC}$

Il y a beaucoup de travaux expérimentaux qui montrent que la résistance à la fissuration inter faciale dépend fortement de la mixité modale [WANG J.S., 1990], [EVANS A., 1990\*], [YUUKI R., 1994], [WU C., 2016].

La résistance à la rupture de l'interface peut être quantifiée par une énergie, la ténacité inter faciale à la rupture. Les apports à  $\Gamma$  viennent du travail d'adhésion et le travail dissipatif. Ce dernier peut représenter la plasticité, rugosité et effets de **shielding** de l'interface qui sont définis

par les frottements des lèvres de fissures qui augmentent avec le chargement en **mode II** et peut être considérablement plus grand que le travail d'adhésion [EVANS A., 1990\*], [DAUSKARDT R., 1998] La ténacité à la rupture inter faciale augmentée avec la contribution de l'augmentation du mode II. ainsi,  $\Gamma$  est **régié par la mixité modale**, qui met en relation les proportions relatives du glissement vers les modes d'ouverture avant le fond de fissure [EVANS A., 1990\*]. Il pourrait être principalement associé à l'effet de **shielding** des contacts dûs à la rugosité initiale de l'interface [EVANS A., 1989\*], [LIECHTI KM., 1992] ont étudié une interface verre / époxy et mesuré la ténacité inter faciale sur une large plage de la mixité modale. Il a été constaté qu'un effet de durcissement a été associé à une augmentation en plan positif et négatif des composantes de cisaillement. L'interface de la fissure est caractérisée par une courbe de ténacité, exprimant la ténacité inter faciale en fonction de la mixité modale.

La courbe de ténacité est une propriété de l'interface bimateriau et doit être invariante du type d'échantillon ou la géométrie de l'échantillon.

Le but du travail présenté ici est d'examiner la résistance à la fissuration inter faciale  $\Gamma$  en fonction de la mixité modale de fissure.

### **Quels sont les critères de qualification d'un essai d'adhérence ?**

On peut attendre deux types de résultats d'un essai d'adhérence, selon le contexte dans lequel on l'effectue :

- Soit on souhaite une simple comparaison à des valeurs de référence de la résistance mécanique en service d'une interface intégrée dans la structure en multi matériaux dont elle fait partie : il conviendra alors de procéder à des essais dans des conditions de géométrie et de sollicitation aussi proches que possible que celles de la pièce réelle dans sa situation d'intégrité initiale;
- Soit on recherche des informations absolues, quantifiables, d'ordre physico-chimique et physico mécanique sur l'adhérence inter faciale elle-même, et c'est alors **l'énergie critique de propagation de fissure inter faciale** qui apparait comme le paramètre pertinent à mesurer, indépendamment des conditions d'amorçage de la fissure.

### **Comment Caractériser l'adhérence ?**

Ce type de mesure d'énergie de propagation de fissure inter faciale exigera alors des éprouvettes spécifiques :

- Comportant une amorce de fissure préexistante (**entaille**) de longueur connue, pour éviter les aléas de l'étape d'amorçage ;
- Se prêtant à une modélisation précise du champ de contraintes afin de pouvoir relier à chaque instant de l'essai les conditions critiques de propagation de la fissure à une valeur numérique de  $G_{IC}$ , et calcule de la valeur de la mixité modale;

- Conçue de manière à ce que, dans le cas où l'un des matériaux du couple a un comportement fragile, la fissure inter faciale n'a pas tendance à quitter l'interface pour dévier en mode I vers ce matériau (signe approprié de la mixité modale par rapport à la disposition des matériaux 1 et 2) ;
- Et enfin, l'énergie de propagation mesurée dépendant fortement de la valeur de la mixité modale utilisée, il sera nécessaire, pour caractériser complètement la réponse d'une interface donnée, de disposer d'une gamme d'essais capables de couvrir la plage  $0 \leq \psi \leq \pi/2$ .

### **Comment choisir les bi matériaux ?**

Cette étude vise donc, tout d'abord, à élaborer des interfaces, en maîtrisant au mieux leurs caractéristiques métallurgiques, afin d'optimiser l'adhérence des revêtements, il est donc nécessaire d'établir des relations entre **microstructure et résistance de ces interfaces**. Cet objectif requiert non seulement une connaissance précise des interfaces mais aussi un essai de caractérisation de l'adhérence particulièrement sensible à leurs caractéristiques.

Le choix des matériaux a été fait après une étude technico-économique et motivé par la disponibilité de ses nuances connues et intéressantes dans le domaine aéronautique et de la mécanique générale.

Le système modèle ASTM 301 projeté sur ASTM 2017 a été retenu pour donner un caractère réel à l'étude. Rappelons que l'alliage d'aluminium duralumin de nuance ASTM 2017 a une bonne usinabilité et légèreté. Les alliages de la série 2000 présentent le meilleur comportement à chaud dans le domaine de températures comprises entre 100-250 °C. mais figurent parmi les alliages d'aluminium les moins aptes à l'anodisation et à une surface poreuse ce qui ne leur confère pas une résistance à la corrosion [TBA 1066-2005].

Connu pour ses bonnes propriétés tribologiques, sa bonne tenue à la corrosion, aux sollicitations mécaniques et aux chocs, l'acier ASTM 301 a été déposé sur le substrat ASTM 2017 en utilisant la technique de projection thermique à arc électrique. Cette technique étant disponible et très intéressante, elle permet de réaliser des dépôts épais allant de 100µm jusqu'à 3mm ; ce qui nous a permis de réaliser différentes épaisseurs de dépôts.

Le choix de la deuxième série de bi matériaux a été fait pour réaliser un bi matériau modèle développant peu de contraintes résiduelles.

On a collé du PMMA sur le ASTM 2017 en utilisant la résine époxy UHU ; le choix du PMMA a été motivé par ses caractéristiques très intéressantes pour l'étude dans le domaine de la mécanique de la rupture pour le suivi des fissures et des contraintes et faciès de rupture qui peuvent se faire facilement par dispositifs optiques et avec une grande précision à **cause de la transparence de ce matériau** aussi très utilisé dans l'aéronautique comme hublot d'avion, bateaux, l'automobile, l'électricité l'électronique, l'optique, dans l'énergie solaire dans les panneaux photovoltaïques, la résistance aux UV, font de lui un matériau très intéressant [PARDOS F., 2013].

### **Comment choisir l'essai de caractérisation ?**

Les essais rencontrés dans la littérature diffèrent également selon qu'ils s'appliquent à des bi matériaux massifs ou à des systèmes couche/substrat. Cette dernière classe de systèmes constitue à l'heure actuelle un champ d'application privilégié des essais d'adhérence, compte tenu du développement croissant des revêtements fonctionnels et des couches minces.

Quelques articles passent en revue diverses techniques de mesure de l'adhérence inter faciale ; aucun n'est exhaustif, car les techniques en question sont extrêmement nombreuses et diverses, et les articles sont souvent ciblés sur les systèmes couche/substrat [CAO H.C., 1989], [PAWEL, J.E., 1989], [VOLINSKI A.A., 2002].

Pour de nombreux tests la difficulté d'accéder à l'interface est probablement l'une des raisons pour laquelle le test de la flexion quatre points est beaucoup plus courant. Enfin, un défi frustrant et persistant pour les mesures de ténacité d'interface est de garder la fissure dans l'interface. Nous optons, d'utiliser un essai parmi les plus souvent pratiqués qui est l'essai de la flexion quatre points , qui répond par rapport aux deux types d'exigences précédemment définies, et en insistant sur ce qui permet d'accéder à une large mixité modale et à une mesure quantitative fiable de l'énergie de rupture inter faciale.

### **Quel est le principe de l'essai de la flexion quatre points ?**

Le développement du test de la flexion quatre points pour la mesure de la ténacité des fissures d'interface est largement attribué à Tony Evans et co-auteurs [CHARALAMBIDES P. G., 1989], [CHARALAMBIDES P.G., 1990]

Le test est remarquable et se distingue également par son impact en étendant la méthode à une dizaine d'années ou plus, [DAUSKARDT, R., 1998\*]. De nombreux raffinements de la méthode avec des applications à divers systèmes de matériaux peuvent être trouvés facilement dans la littérature.

Le test de la flexion quatre points est généralement préféré au test de la flexion trois points car le moment et la mixité modale sont constants entre les appuis intérieurs du dispositif. Cette particularité, rend l'analyse et l'exploitation des résultats et le développement des solutions analytiques plus simple et abordable [CHARALAMBIDES P. G., 1989].

Fréquemment, les échantillons pour la flexion utilisent des couches supplémentaires pour augmenter le taux de la libération d'énergie qui évolue autrement avec l'épaisseur du film ; Pour les films minces le substrat peut se fissurer ou se déformer plastiquement avant que le taux de libération d'énergie de l'interface n'atteigne sa valeur critique. Dans notre étude on utilisera des dépôts épais ce qui évitera ce problème.

L'ajout de couches supplémentaires de «raidisseur» augmente le taux de libération d'énergie pour les déplacements, ce qui implique que la fissure avancera avant la déformation indésirable du substrat. L'utilisation de couches de renfort est sujette de la même manière problèmes abordés ci-dessus elles doivent montrer un collage plus fort que l'interface d'intérêt présentant des propriétés mécaniques bien connues.

Si des **raidisseurs** sont ajoutés à des multicouches avec une contrainte résiduelle préexistante ou une courbure sans contrainte, il est extrêmement important de savoir si le processus de fixation du raidisseur modifie l'état de la contrainte dans le multicouche d'origine.

L'inconvénient de configuration de la flexion quatre points est qu'elle permet la mesure de la ténacité interfaciale uniquement pour une gamme assez limitée de mixité modale. Nos études préliminaires ont montré que cette mixité peut être augmentée en variant : (i) en variant l'épaisseur de la couche, (ii) d'inverser la position de l'entaille et, (iii) d'augmenter la longueur de la fissure interfaciale au-delà des appuis intérieurs. Pour ce dernier cas, nous avons proposé une méthodologie permettant de déterminer expérimentalement la résistance interfaciale

### **Que veut-on obtenir comme résultats ?**

Dans un premier temps, on cherche à caractériser la ténacité interfaciale de nos matériaux en fonction de l'angle  $\psi^*$  de chargement. La méthodologie développée repose sur la mesure de la complaisance expérimentale des bi-matériaux connaissant leurs propriétés mécaniques et géométriques.

Cette complaisance est utilisée dans les calculs EF pour calculer les énergies interfaciales (ténacité) en fonction des longueurs des fissures.

La longueur de la fissure est déterminée à partir de la courbe de simulation de complaisance en fonction de la longueur de la fissure ;

Connaissant la longueur de la fissure, nous pouvons déterminer les énergies de ruptures et les facteurs d'intensité de contrainte. Nous appelons cette méthode : Méthode de complaisance.

# Chapitre 1

## Multi-matériaux et leurs procédés d'élaboration

---

Ce chapitre bibliographique a pour objectif de décrire, dans un premier temps, les multi-matériaux leurs types et leurs procédés d'élaboration, ensuite nous nous focaliserons sur l'élaboration des revêtements par le procédé de projection thermique et les caractéristiques microstructurales et mécaniques qui en découlent. Les phénomènes décrits sont indispensables à une bonne compréhension des résultats.

---

## CHAPITRE 1 : MULTI-MATERIAUX ET LEURS PROCEDES D'ELABORATION

### 1.1 Introduction

Les matériaux composites sont vieux comme le monde. Il y a plusieurs millénaires, les artisans de l'Égypte ancienne augmentaient déjà les propriétés mécaniques des briques par une adjonction de paille courte à l'argile fraîche. Certains matériaux naturels comme le bois (fibre de cellulose dans une matrice de lignine) et l'os (mélange complexe de collagène et de phosphate de calcium) sont des matériaux composites [MERCIER JEAN P., 2002]. Les orfèvres des civilisations précolombiennes savaient revêtir des objets en cuivre par de l'or et de l'argent et avaient découvert comment traiter des alliages de ces trois métaux pour les enrichir superficiellement en or et en argent et cela plus de 1 000 ans avant l'avènement de la civilisation Inca [BERANGER G., 2005]. Il n'existe pas de définition simple d'un matériau composite. En effet, un grand nombre de matériaux modernes sont des alliages. Ils sont constitués d'un mélange à l'échelle microscopique de plusieurs phases, de structure et de composition chimique distinctes, concourant de manière synergique aux propriétés physiques, chimiques ou mécaniques des matériaux. D'une manière stricte, certains alliages (ex. polystyrène choc, ABS) peuvent être classifiés comme matériaux composites. Les polymères chargés par des substances minérales divisées ( $\text{TiO}_2$ - $\text{CaCO}_3$ ) constituent également des matériaux composites ou des céramiques comme la porcelaine [MERCIER JEAN P., 2002].

L'optimisation de l'adéquation matériau/fonction dans les applications technologiques de pointe conduit à l'utilisation de plus en plus fréquente de multi-matériaux, matériaux hybrides, composites, assemblages brasés ou collés, revêtements, multicouches structuraux ou matériaux à gradient de propriétés. Selon l'application visée, (barrière thermique, protection contre l'usure ou une atmosphère, oxydante, propriété optique, propriété électrique,... aux matériaux de l'aéronautique, de l'automobile, de la micro-électronique ou encore du biomédical...) différentes caractéristiques fonctionnelles sont attendues des interfaces solide/solide que contiennent ces pièces mécaniques, ou composantes monobloc hétérogènes, [DUPEUX M., 2004], [HATTALI ML, 2009], [HATTALI ML, 2010], [HATTALI ML, 2012]. Le besoin d'avoir plusieurs effets thermiques et/ou mécaniques des composants industriels dans une large gamme d'applications conduit à la fabrication de composants à la base de plusieurs matériaux. Ceci est nécessaire pour améliorer leur performance. Par exemple, le besoin de refroidissement sec d'un cylindre moteur conduit à le fabriquer en deux couches ; une en acier pour résister contre les contraintes mécaniques, et l'autre en aluminium pour améliorer son refroidissement et diminuer son poids [PAN. S. 2004]. De même pour le « vessel » d'un réacteur nucléaire qui doit assurer trois fonctionnalités : résistance contre les contraintes intérieures, isolation de l'extérieur et diminution de la corrosion du fluide d'échange tout en minimisant le coût de fabrication. Le fabricant a tout intérêt à utiliser un matériau inoxydable à l'intérieur, de l'acier au milieu et un matériau isolant à l'extérieur [WINTERTON R. H. S. 1981].

Théoriquement, il est très important d'avoir un contact parfait entre les différentes couches qui constituent un composant industriel donné. Ceci est nécessaire pour obtenir un transfert thermique idéal et une distribution équitable des contraintes sur ces différents matériaux. Cependant, il est évident que dans un matériau multicouche, il y a une influence mutuelle d'un matériau sur un autre, et il est presque impossible d'avoir une variation brusque des propriétés thermiques et mécaniques au niveau de l'interface entre deux matériaux. À ce niveau, on peut définir une zone dans laquelle les valeurs des propriétés thermiques et mécaniques sont supposées variables dans un domaine limité par celles des matériaux constituants. D'autre part,

les lois d'endommagements les plus connues, comme celles proposées par Lemaitre et Chaboche [LEMAITRE J., 1988], ne s'appliquent qu'à des matériaux simples et homogènes.

## 1.2 Les différents types de multi-matériaux

### 1.2.1 Les composites

On réserve de plus en plus la dénomination *matériaux composites* aux matériaux constitués d'une matrice continue renforcée par des fibres. Ces fibres résistantes sont noyées dans une matrice qui les maintient en place et assure la cohésion de l'ensemble. Les propriétés mécaniques des composites fibreux dépendent de la quantité, de la dimension et surtout de l'orientation des fibres. Les matériaux composites à base de fibres permettent de fabriquer des objets, des éléments de machine, des structures industrielles qui ne seraient pas réalisables avec les matériaux traditionnels. La plupart des matériaux de base des composites organiques fibreux (fibres de renfort et matrices) étaient déjà connus et utilisés au début des années 80. Ce qui a amené le développement de ce type de matériau dans les années 90, c'est en grande partie, le résultat de la révolution informatique qui est à la base de la conception et de la fabrication assistées par ordinateur (C.F.A.O) ainsi que l'introduction de la commande numérique sur les machines-outils. Certes, ces nouvelles méthodes de travail s'appliquent à tous les types de matériaux, mais c'est avec les matériaux composites qui sont presque toujours fabriqués sur mesure pour des applications spécifiques que ces méthodes trouvent leur pleine application. L'importance technologique des matériaux composites à base de fibres n'a cessé de croître durant la dernière décennie ; leur introduction a révolutionné certains domaines comme les technologies avancées, l'aéronautique, le domaine spatial pour les satellites en particulier, même l'automobile domaine plutôt traditionnel s'ouvre progressivement aux composites [MERCIER JEAN P., 2002].

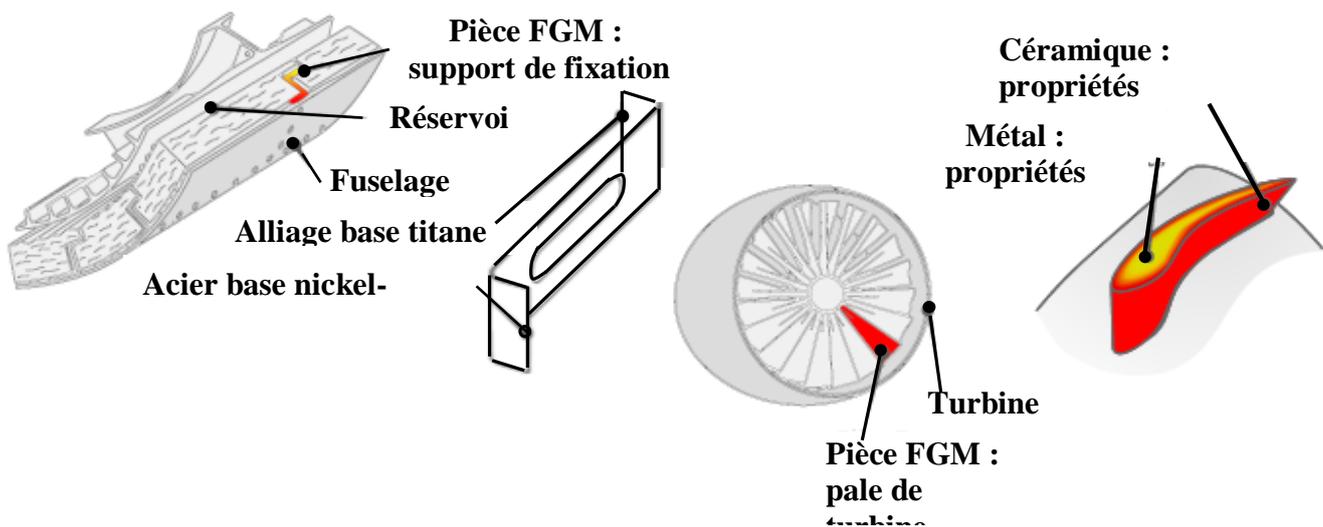
### 1.2.2 Matériaux à gradient de propriétés

Le concept de pièce matériaux à gradient de propriétés (Functionally Graded Materials - FGM) fut proposé à la fin des années 1980 pour développer des pièces capables de résister aux sollicitations thermiques et mécaniques dans les systèmes de propulsion et le fuselage des navettes spatiales [NINO M., 1988]. Une pièce peut être qualifiée de multi-matériau lorsqu'elle est composée d'au moins deux matériaux ou alliages primaires qui sont distribués continûment ou discontinûment à l'intérieur de la structure. Lorsque la distribution est continue, on parle alors de pièce multi-matériau à gradient continu [KAWASAKI A., 1997], dans ce cas, la composition et la microstructure du matériau changent graduellement à l'intérieur de la pièce. Cette distribution des matériaux permet de modifier les propriétés à l'intérieur même de la pièce. Des gradients de propriétés peuvent ainsi être réalisés au niveau mécanique, physique, chimique, etc...

- *Applications*

Il existe de nombreux domaines d'application pour les pièces FGM [MAHAMOOD R.M., 2012] ; Les deux principaux sont les domaines aérospatial et biomédical. Dans le domaine aérospatial, où le concept de FGM fit son apparition, les pièces multi-matériaux sont en majorité développées dans le but de résister à la fois à des sollicitations thermiques et mécaniques. Le centre de recherche de la NASA propose, par exemple, de développer des pièces FGM pour des navettes spatiales [DOMACK M.S., 2005], ces pièces sont des supports de fixation permettant de relier le réservoir au fuselage (*Figure 1.1 (a)*). Des analyses thermiques montrent que

pendant les phases de vol, la température du fuselage peut atteindre les 1000 °C tandis que celle du réservoir est proche des 400 °C. La conception de ces supports de fixation doit leur permettre de supporter ces contraintes thermiques en limitant les efforts de cisaillement et de flexion qui impactent leur durée de vie. Ici, l'utilisation d'un gradient de matériau - d'un alliage base titane à un alliage base nickel-chrome peut permettre de réduire les concentrations de contraintes et d'augmenter la durée de vie par rapport à une pièce en alliage base nickel-chrome. Des problématiques similaires existent sur d'autres pièces aérospatiales telles que les pales de turbines [QIAN X., 2003a], En effet, elles aussi sont soumises à de sévères sollicitations thermiques et mécaniques qui peuvent entraîner des déformations de la structure et des fissures. Dans ce cas, l'utilisation d'un gradient de matériau peut permettre de résoudre ces problèmes (*Figure 1.1. (b)*).



(a) Support de fixation Nasa

(b) Pale de turbine

**Figure 1.1.** Pièces multi-matériaux dans le domaine aérospatial.

Dans le domaine biomédical, les raisons pour utiliser un gradient sont plus variées [POMPE W., 2003], [WATARI F., 2004], [BALLA V.K., 2010a], [ESPAÑA F.A., 2010]. Il est possible, par exemple, d'utiliser un gradient de matériaux pour combiner les propriétés mécaniques et la résistance à l'usure sur une prothèse de hanche [BANDYOPADHYAY A., 2009]. Un acier inoxydable peut alors être utilisé pour la tige tandis qu'un alliage base chrome-cobalt peut être utilisé pour la tête (*Figure 1.2. (a)*). L'acier inoxydable est utilisé pour ses caractéristiques mécaniques et l'alliage base chrome-cobalt pour sa meilleure résistance au frottement. Des applications sont aussi envisageables avec une évolution des propriétés mécaniques et de biocompatibilité, sur des implants dentaires par exemple (*Figure 1.2(b)*) [WATARI F., 1997].

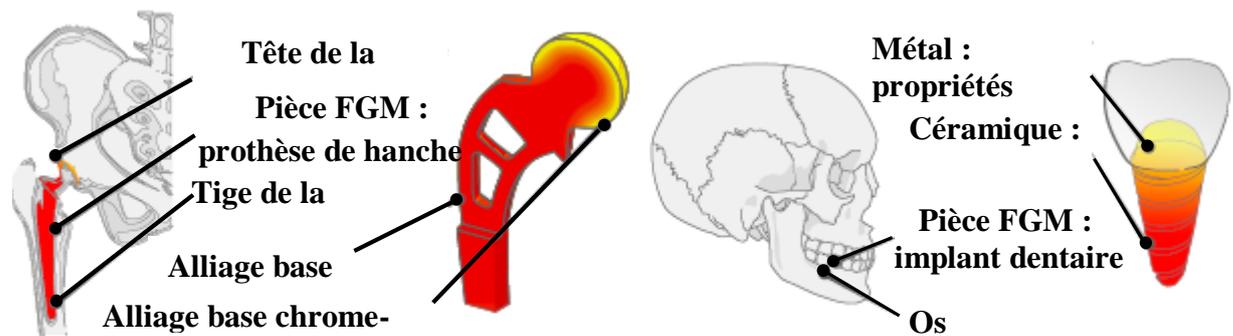


Figure 1.2. (a) Prothèse de hanche,

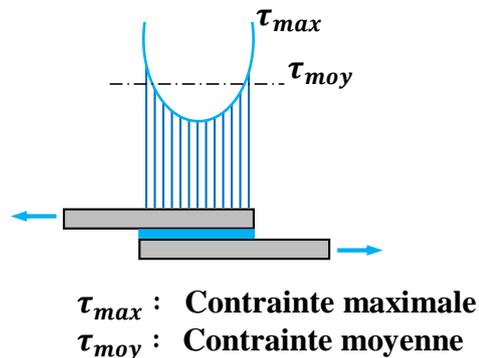
(b) Implant dentaire.

On trouve également des applications dans le domaine de l'électronique [MÜLLER E., 2003], de l'énergie nucléaire [YADROITSEV I., 2007], de la défense [LU L., 2011] ou de la production d'outillage [JIANG W., 2005].

### 1.2.3 Multi-matériaux réalisé avec Collage

Il est très utile de faire ici un peu d'historique. Le collage des métaux a commencé vers 1942, sous l'effet de deux événements la découverte par le Pr Castan de la société CIBA, des adhésifs époxydes, qui ont permis pour la première fois de réaliser des collages très solides sur métaux, grâce à leur adhérence et à leur résistance mécanique très élevées ; la seconde guerre mondiale, qui a conduit les Américains à produire en grandes séries des avions et des bateaux de guerre, et donc à rechercher des méthodes d'assemblage plus rapides que les assemblages mécaniques classiques (soudure, rivetage, boulonnage). On s'est donc enhardi progressivement, en remplaçant des assemblages tout mécanique, par des assemblages mixtes (soudé-collé, serti-collé), puis par des assemblages uniquement collés pour des pièces secondaires. Après la fin de la guerre, les constructeurs d'avions, tant civils que militaires (Boeing, De Havilland, Fokker, puis Sud Aviation, Aérospatiale, Dassault...) étaient prêts à utiliser davantage le collage pour des pièces métalliques de plus en plus importantes : raidisseurs, volets, gouvernails, renforts de carlingues, pales d'hélicoptères. L'arrivée des matériaux composites, dans les années 1965 à 1975, pour lesquels le collage est la principale méthode d'assemblage, et le développement de nouveaux adhésifs thermostables, résistant à hautes températures, ainsi que les exigences très élevées de la recherche spatiale, ont encore fait progresser le collage à un rythme très rapide [COGNARD P., 2003]. L'industrie automobile a commencé à utiliser le collage structural des métaux à partir de 1965-1970, d'abord pour le collage des raidisseurs de capots et de portes uniquement, puis pour le ferrage, et enfin depuis 1980 pour le collage, de plus en plus fréquent, de pièces composites, telles que celles de la carrosserie de la Renault Espace (par exemple). L'industrie électronique a mis à profit l'un des grands avantages du collage, à savoir la possibilité d'assembler de très petites pièces, et a utilisé les adhésifs cyanoacrylates, époxydes, acryliques... pour le montage de composants en surface (SMD), avec de très grandes cadences, permises par une réticulation accélérée aux rayons UV par exemple. Au début, on chercha à remplacer une ligne de soudure ou une ligne de rivets par une ligne de colle, mais les adhésifs époxydes, les plus utilisés pour le collage des métaux, ne résistent pas bien au pelage ni au clivage, et on s'est donc aperçu très vite qu'il fallait concevoir spécialement les pièces collées

en particulier, il faut que les pièces travaillent en cisaillement, et que les contraintes soient réparties sur une plus grande surface, comme le montre la (**Figure 1.3**) [COGNARD P., 2003].



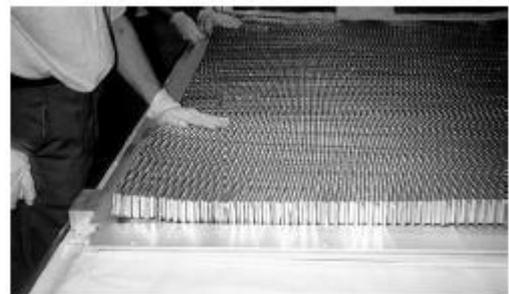
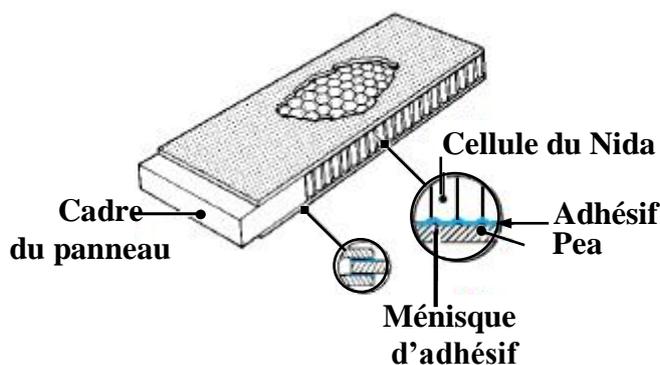
**Figure 1.3.** Répartition de la contrainte de cisaillement dans le joint de colle.

### 1.2.4 Multi-matériaux structures sandwich

Dans de nombreuses applications telles que l'aéronautique, le ferroviaire ou le bâtiment, le rapport entre rigidité mécanique en flexion et masse est primordial. Lorsqu'il s'agit de composants plats, la structure sandwich est une solution très pertinente. Cette structure consiste à associer deux matériaux différents :

- Un matériau de cœur, également dénommé matériau d'âme, léger et ne nécessitant que de faibles propriétés mécaniques.
- Deux peaux, également dénommées parements ou semelles, nécessitant de bonnes propriétés mécaniques afin de contribuer à l'inertie de flexion.

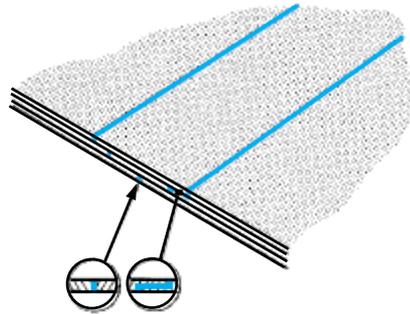
L'invention du panneau-sandwich (**Figure 1.4**) a constitué un puissant moteur de développement pour les adhésifs car sans le collage il n'y aurait pas eu de panneaux-sandwichs, et sans les panneaux sandwichs pas d'abaissement du poids des avions. La fabrication du nid d'abeilles aluminium n'a été elle-même possible que par le collage entre elles des feuilles minces d'aluminium [COGNARD P., 2003].



**Figure 1.4.** Panneaux-sandwichs, collage Nida sur tôle d'aluminium.

### 1.2.5 Stratifiés

L'empilement de tôles et de feuilles de natures diverses polymères, caoutchouc, bois...etc, est le principe de réalisation des stratifiés, formes de composites qui permettent d'allier, d'additionner les caractéristiques ou performances des matériaux constitutifs. (**Figure 1.5**). [COGNARD P., 2003].



*Figure 1.5. Panneau stratifié*

### 1.2.6 Assemblages mixtes

La combinaison du collage avec un autre mode d'assemblage peut s'avérer utile afin de :

- ✓ Maintenir les pièces à assembler en place pendant la prise de la colle,
- ✓ Une meilleure résistance mécanique de l'assemblage aux différentes sollicitations,
- ✓ Protéger le joint collé contre certaines contraintes nuisibles (pelage, humidité).

#### ➤ *Avantages et inconvénients du collage*

Le collage est en voie de rattraper les autres techniques d'assemblages et ceci dans beaucoup d'industries. Seules quelques industries lourdes mécaniques telles que les transports, l'électrotechnique (pour la fabrication de wagons de chemins de fer ou les paquebots ou les gros alternateurs), restent fidèles aux assemblages traditionnels, bien que l'on voit maintenant les planchers de TGV et de la navette trans-manche réalisés avec des panneaux-sandwichs Alu-Nida aluminium collés [COGNARD P., 2003].

### 1.2.7 Le brasage

Assemblage de composants par fusion d'un métal ou alliage d'apport (appelé aussi brasure) qui assure la liaison des pièces au cours de sa solidification, le point de fusion du métal ou alliage d'apport est inférieur à celui ou ceux des pièces à assembler.

- ✓ Brasage homogène (pièces à assembler de même nature)
- ✓ Brasage hétérogène (pièces à assembler de nature différente)

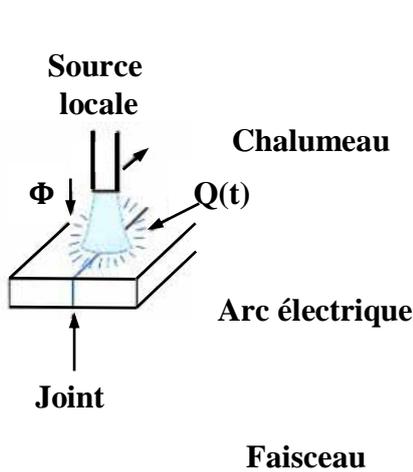
Peut être considéré de ce point de vue comme procédé avec apport de métal, encore que très distinct des autres procédés [BAFFIE T., 2006].

### 1.2.8 Multi matériaux réalisé avec soudure

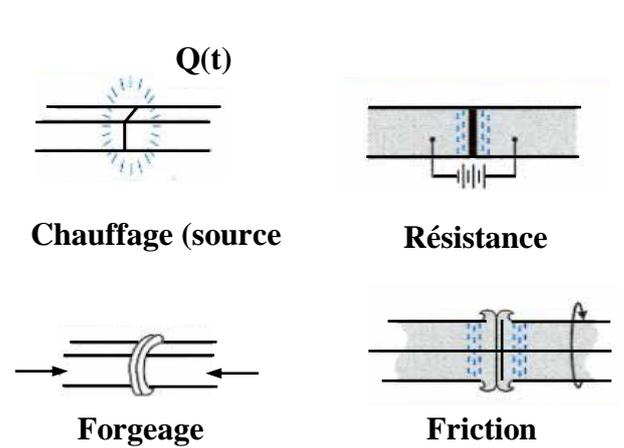
➤ *Durée ou vitesse d'exécution*

Ce sont des variables physiques qui traduisent en termes de puissance ou d'énergie les phénomènes thermiques et qui sont à prendre en compte dans l'installation de la liaison soudée. [CAZES R., 1995].

#### Effet thermique (fusion) avec ou sans apport de



#### Effet thermique + effet mécanique (forgeage)



#### Effet thermique + apport de métal (liaison)

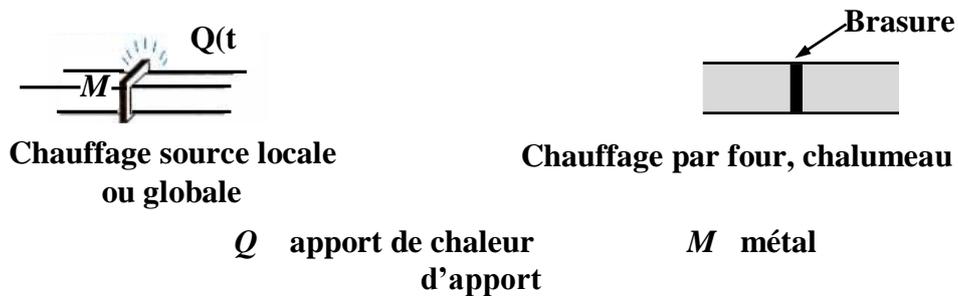


Figure 1.6. Schémas de principe des différents procédés

La température de fusion, d'une pression inférieure au seuil de déformation plastique et d'une durée permet d'obtenir sur certains métaux une liaison soudée grâce au phénomène de diffusion

inter cristalline s'exerçant entre les parties mises au contact à l'endroit de leur joint. À noter que, avec le cuivre et l'aluminium, métaux très conducteurs, la liaison s'installe à la température ambiante grâce à une pression élevée appliquée rapidement on a un soudage à froid, le (micro) soudage par ultrasons procède également à froid.

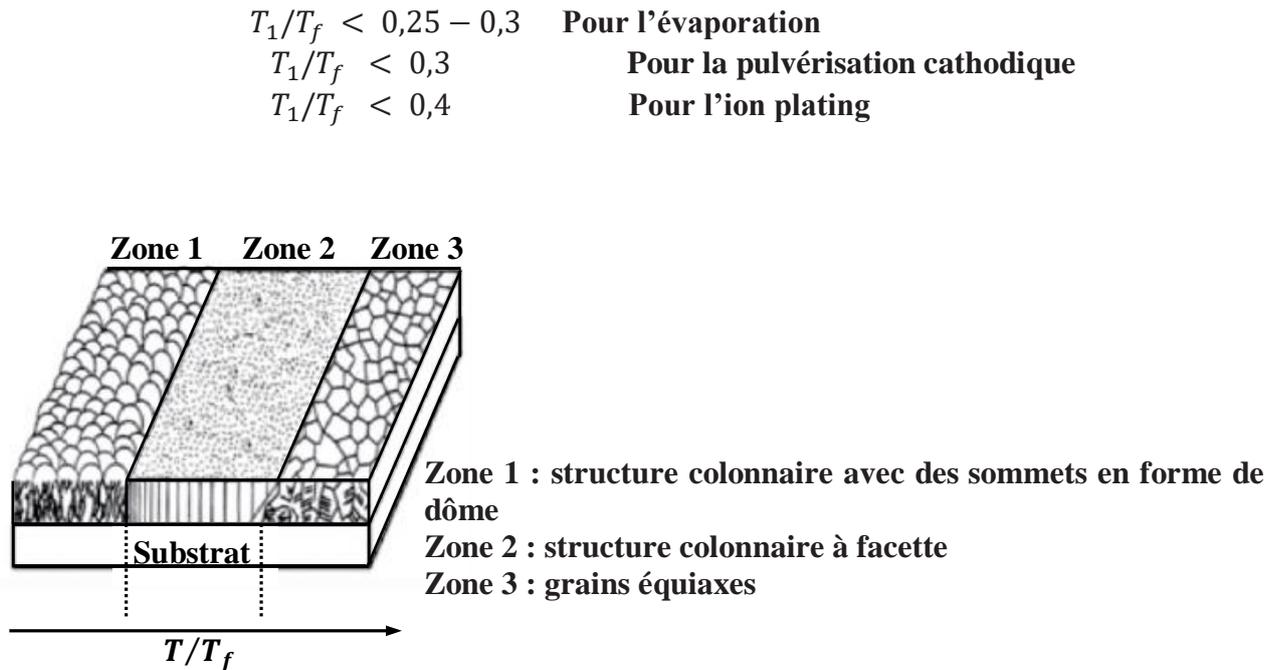
### ➤ Dimensions et morphologie des zones affectées par la fusion et par la chaleur

Elles ont une importance de premier plan dans le comportement des assemblages soudés sous les différentes contraintes auxquelles ils seront soumis ultérieurement tout au long de leur existence. Participant à la tenue de l'assemblage en service, les soudures doivent supporter les efforts statiques et dynamiques reçus par la pièce et ne doivent pas amener de fragilité dommageable. Toute soudure induit des déformations locales et retient des contraintes résiduelles. Elle peut comporter des défauts qui sont à prendre en compte et à examiner en regard des exigences constructives et fonctionnelles. La connaissance de ces effets, leur mesure, les vérifications dont ils sont occasionnellement ou systématiquement l'objet entrent dans la *validation* de l'ensemble de la procédure de soudage et de la pièce obtenue, laquelle validation doit satisfaire généralement à :

- ✓ Une normalisation, une réglementation ou un code de construction,
- ✓ Un cahier des charges particulier,
- ✓ des critères de résultat,
- ✓ Des exigences quant aux performances des équipements de soudage et de la qualification des soudeurs ou des opérateurs [CAZES R., 1995].

### 1.2.9 Multi-matériaux à couches minces

Les technologies basées sur l'exploitation des propriétés spécifiques des couches minces, se sont fortement développées à la fin du 20<sup>ème</sup> siècle et sont devenues l'une des voies les plus importantes de progrès tant en ce qui concerne la compréhension théorique des propriétés de la matière condensée que la miniaturisation ou le développement de nouvelles applications, dont la réalisation ne pourrait se faire sans cette technologie. L'une des principales difficultés d'emploi des couches minces concerne la reproductibilité de leurs caractéristiques. Aussi il va falloir comprendre comment fabriquer, puis caractériser une couche mince. Les couches minces trouvent de nombreuses applications pratiques dans divers domaines tels l'optique, l'électronique, les capteurs, la mécanique...barrière thermique de turbines à gaz, films d'emballages alimentaires, couches anti-reflets de vitrages etc... [ELLMER K., 2000]. Les dépôts minces (épaisseur inférieure à quelques  $\mu\text{m}$ ) sont essentiellement réalisés par CVD ou PVD éventuellement assistés par plasma, laser... Leur structure est différente de celle des dépôts épais projetés [STINTON D.P.1991], Leurs principaux avantages sont que les procédés et les conditions de dépôt permettent de contrôler la stœchiométrie, la morphologie et même l'orientation du dépôt [MOVCHAN B.A, 1969], [THORNTON J.A. 1977]. La phase de nucléation du dépôt s'arrête à une épaisseur d'environ 100 nm et sa phase de croissance commence alors. Le dépôt peut avoir une structure colonnaire ou granulaire, en fonction notamment de sa température de réalisation par rapport à sa température de fusion  $T_f$  (ou de décomposition) [PAWLOWSKI L., 2003]. Les analyses structurales des dépôts ont permis de créer un modèle de structure, comme indiqué sur la (*Figure 1.7*) . Naturellement, les changements de zones aux températures  $T_1$  et  $T_2$  De la (*Figure 1.7*) dépendent fortement du procédé utilisé pour réaliser le dépôt [PAWLOWSKI L., 2003].



**Figure 1.7.** Différentes structures déposées par CVD et PVD en fonction de la température de dépôt par rapport à sa température de fusion ou de décomposition et également de la pression dans l'enceinte

La nature du substrat a aussi une influence sur les propriétés physiques de la couche mince déposée. Ses propriétés physiques sont sensiblement différentes selon que la couche mince est déposée sur un substrat isolant amorphe (comme le verre) ou un substrat monocristallin (structure atomique ordonnée). Un autre avantage de ces dépôts est que certains sont faciles à appliquer sur des objets de forme complexe et non uniforme. Nous prendrons comme exemple les **nitrures** qui sont très utilisés en dépôts minces, en particulier pour le traitement des outils de coupe, mais qui ont tendance à s'oxyder lorsque la température est élevée, ce qui limite leur température d'utilisation à l'air. Outre ces matériaux, utilisés principalement pour leurs propriétés mécaniques et leurs résistances à l'usure (érosion, abrasion, frottement), il faut signaler **certaines oxydes** déposés en couches minces ou en multicouches pour des applications optiques ou électroniques. Par exemple les oxydes de hafnium  $\text{HfO}_2$ , d'yttrium  $\text{Y}_2\text{O}_3$ , de silicium  $\text{SiO}_2$  ou de titane  $\text{TiO}_2$  sont utilisés en optique. On utilise des dépôts transparents et conducteurs électriques pour les écrans à cristaux liquides, dépôts d'oxyde de zinc ( $\text{ZnO}$ ) ou d'oxyde d'indium ( $\text{In}_2\text{O}_3$ ) dopé (10 % en poids) à l'oxyde d'étain ( $\text{SnO}_2$ ) appelé « ITO » (Indium Tin-doped Oxide) qui présente une bonne conductivité électrique et une bonne transparence optique dans le domaine visible. ITO est aussi utilisé comme électrode transparente dans les cellules solaires. Au plan industriel les techniques de dépôts minces plasma (PVD, PACVD) permettent d'élaborer des dépôts d'épaisseurs de quelques dizaines de nanomètres à quelques dizaines de micromètres, voire plus. Une utilisation importante est le traitement des outils afin de réduire les coûts d'usinage, le temps d'immobilisation, la quantité de liquide de refroidissement et de déchets [ERKENS G., 2011]. Le but de ces dépôts sur des matériaux de substrat adaptés consiste à accroître le temps de vie de l'outil ainsi que la vitesse

de coupe et à diminuer le temps d'usinage. Naturellement de tels dépôts doivent avoir une dureté élevée, avec une très bonne ténacité, une très forte adhésion au substrat ainsi qu'une excellente tenue en température et stabilité thermique. Par exemple la (**Figure 1.8 (a)**) présente quelques outils ainsi traités et la (**Figure 1.8 (b)**) un rouleau de nivellement revêtu de CrN [FAUCHAIS P., 2013].



**Figure 1.8.** (a) Outils de coupe revêtus de TiN (b) rouleau de nivellement revêtu de CrN.

### 1.2.10 Traitements de surface et revêtements

- **Objectif :** conférer à la surface d'une pièce ou d'un composant des propriétés différentes de celles de la masse, le plus souvent en termes de :
  - ✓ Résistance à la corrosion,
  - ✓ Résistance à l'usure,
  - ✓ Tenue en fatigue (résistance à l'amorçage des fissures),
  - ✓ Aspect extérieur, esthétique.

Ces traitements peuvent être localisés, et ne concernent qu'une partie de la surface de la pièce. Les revêtements peuvent être **monocouches** ou bien **multicouches**, les couches internes assurant une meilleure compatibilité et une meilleure adhésion au substrat, la couche externe assurant la fonction superficielle. Les couches ont fréquemment des propriétés très différentes des matériaux massifs (dureté et limite d'élasticité élevées, module de Young un peu plus faible), liées à une **porosité** non négligeable, une **microstructure très éloignée de l'équilibre thermodynamique** et de **fortes contraintes résiduelles**, très sensibles aux conditions de dépôt. Leur adhésion est largement conditionnée par la préparation de surface du substrat (rugosité, décontamination, décapage, « activation » chimique...etc.

### 1.2.11 Multi-matériaux à revêtement ou couche projetée thermiquement

#### ➤ Généralités sur la projection thermique

Les impératifs techniques et économiques des industriels de tous les secteurs imposent la réduction des coûts et l'amélioration des performances. Pour faire face à ces exigences, de nombreux traitements de surface de principes différents ont été mis au point et sont aujourd'hui utilisés industriellement. Parmi ceux-ci figurent les dépôts par projection thermique dont l'adhérence à leur substrat fait l'objet de ce travail. Généralement économique et de mise en œuvre simple, la projection thermique permet d'adapter les surfaces de pièces aux diverses sollicitations auxquelles elles sont exposées en cours d'exploitation [SCHOOPM.U., 1917], [HORRI 1991], [HEIMANN R.B., 1996]. La première utilisation de la projection thermique remonte au début du 20<sup>ème</sup> siècle, en Suisse. M.U. Schoop eut l'idée d'utiliser un chalumeau oxyacétylénique pour projeter un métal à bas point de fusion sur un substrat [FAUCHAIS P., 2001], [BERNDT C.C., 2001]. Cette technique s'est développée sous le nom de schoopage et était utilisée pour protéger des pièces en acier par des revêtements de zinc et d'aluminium. Depuis, la projection thermique a donné lieu à de très nombreux développements ayant pour objectif d'étendre le champ d'application de la technique à de nouveaux matériaux et d'améliorer certaines propriétés des revêtements [FAUCHAIS P., 2001], [HOWES Jr., 1996]. Quelques dates ont particulièrement marqué la projection thermique [BERNDT C.C., 2001].

- 1911 : Utilisation de la projection à l'arc électrique par M.U. Schoop,
- 1951 : Invention de la projection plasma,
- 1955 : Naissance du canon à détonation,
- 1975 : Création de la projection plasma sous faible pression de gaz inerte,
- 1983 : Début de la projection à la flamme rapide (HVOF),
- 1991 : Emergence de la projection plasma sous gaz neutre à pression supérieure à la pression atmosphérique (système CAPS ®),
- 1993 : Prise de brevet du procédé PROTAL ®,
- 1995 : Développement de la projection froide ou "cold spray".

Aujourd'hui, la projection thermique est utilisée dans de nombreux secteurs industriels : l'automobile pour revêtir des cylindres de blocs moteurs [BARBEZAT G., 1999], [BARBEZAT G., 2004], [COOK D., 2003], l'aéronautique dans la réalisation de barrières thermiques [STÖVER D., 2003], les biotechnologies avec l'élaboration de prothèses de hanches [KHOR K.A., 2003] ; Le transport, la verrerie, l'armement, l'énergie, la papeterie, la chimie, le textile... etc.

#### • Principe et applications

La projection thermique consiste à propulser un matériau d'apport, totalement ou partiellement fondu par une source de chaleur, sur un substrat préalablement préparé par sablage. Le sablage a pour but de nettoyer la surface et de conférer une rugosité favorable à l'accrochage mécanique des particules projetées. La matière à projeter peut être sous forme de poudre, de fil, de cordon ou de baguette. La projection thermique permet à presque tous les matériaux d'être projetés à condition que leur température de fusion soit suffisamment inférieure à leur température de vaporisation [PRONER A., 1999].

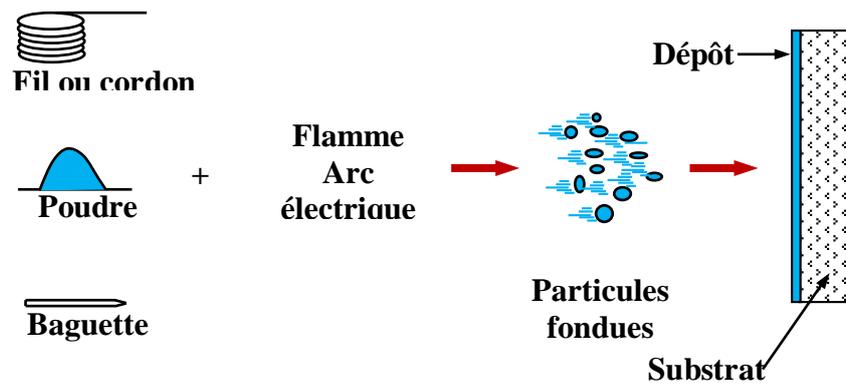


Figure 1.9. Principe fondamental de la projection thermique.

- **Les applications possibles des techniques de projection thermique**

Les applications possibles des techniques de projection thermique sont presque illimitées et concernent tous les secteurs industriels. Les dépôts obtenus par projection thermique sont souvent utilisés pour les applications suivantes :

- ✓ Isolation électrique, conductibilité électrique,
- ✓ Remise aux dimensions (rechargement),
- ✓ Projection contre les chocs,
- ✓ Frottement (glissement et anti glissement),
- ✓ Barrière thermique : aéronautiques pour la fabrication de turbine [ALPERINE S., 2001],
- ✓ Anti-abrasion anti usure, dureté,
- ✓ Anti corrosion,
- ✓ Anti adhérence.

- **Avantages d'utilisation de la projection thermiques :**

La projection thermique présente certains avantages, par rapport aux autres procédés de recouvrement de surface, associés aux quatre caractéristiques communes aux différentes techniques de projection [DEMARECAUX P., 1995] :

- La température du substrat peut être maintenue inférieure à 100°C, ce qui permet d'éviter la modification microstructurale du substrat et l'oxydation de la surface de la pièce pendant le dépôt. La réalisation de revêtements sur des pièces parachevées ou sur des pièces en aluminium, zinc, étain, matières plastiques, verres, ou encore sur cartons ou papiers est également possible.
- Les matériaux d'apport et les matériaux de base peuvent être choisis indépendamment les uns des autres. Leur combinaison permet d'optimiser le multi-matériau en vue d'une application particulière.

- La projection thermique peut être automatisée. Elle peut se prêter à la production, en grande ou petite série, ou même à l'unité, de revêtements sur des pièces de petite taille comme sur des pièces de grande taille.
- Le revêtement est localisé et d'épaisseur contrôlée. Il est possible, par exemple, de réparer des pièces par apport de matière sur les seules parties usées ou endommagées.

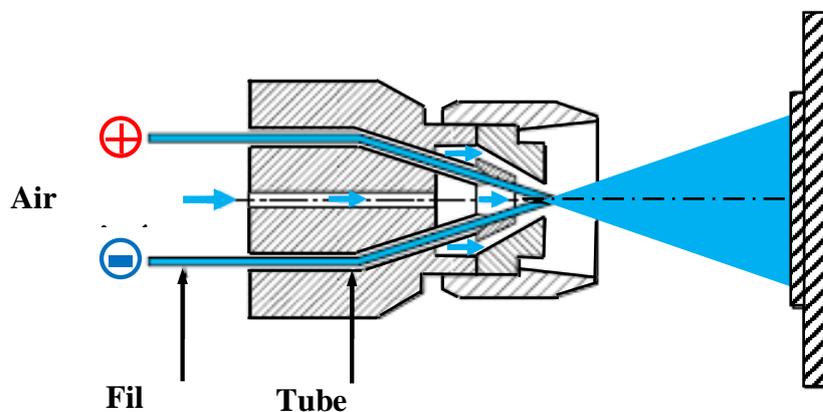
- **Les différentes techniques de projection**

Toutes les techniques de projection mettent en œuvre le même principe, fondre un matériau d'apport, puis le projeter sur le substrat. Les différents procédés en projection thermique sont définis principalement par la source de chaleur utilisée pour l'obtention de la fusion. [PRONER A., 1999], [ARAUJO P., 2000], [BEAUVAIS S., 2003] Cinq catégories sont distinguées :

- L'arc électrique,
- La flamme (classique, supersonique/HVOF : High Velocity Fuel),
- Le plasma (sous air, sous atmosphère contrôlée),
- Projection par cold spray,
- Procédé PROTAL®.

### 1.2.11.1 Projection à l'arc électrique

Le principe de la projection par arc électrique consiste à faire jaillir un arc électrique entre deux fils consommables, un jet d'air comprimé pulvérisant le métal fondu et le projetant sur le substrat [PRONER A., 1999]. Les pistolets à arc électrique sont alimentés par des générateurs à courant continu, sous des tensions d'arc comprises entre 25 et 40 V, pour des intensités allant de 100 à 500A. L'application d'un courant électrique sur les fils génère un arc électrique qui permet de les fondre (température d'environ 6000°C). Les fils fondus sont alors pulvérisés grâce à un jet d'air comprimé et projetés sur le substrat pour former le dépôt (*Figure 1.10*).



*Figure 1.10. Principe de fonctionnement d'un pistolet arc électrique.*

La température atteinte et l'énergie cinétique élevée acquise par les particules grâce au jet d'air comprimé ( $V=250\text{m/s}$ ) permettent des projections avec des caractéristiques de dépôts performantes :

- ✓ porosité de 5 à 10 %,
- ✓ épaisseur des dépôts de 0,2 à 3 mm,
- ✓ force d'accrochage : 20 à 40 MPa,
- ✓ taux horaire de dépôt de 5 à 30 kg/h.

Les seuls freins à son utilisation résident dans la nature des matériaux à projeter qui doivent être conducteurs, dans la structure grossière et le taux d'oxydation des dépôts relativement élevé en raison du transport des particules grâce à l'air comprimé. Le procédé de projection par arc électrique est un procédé manuel ou automatique, très simple à mettre en œuvre, il est particulièrement bien adapté aux impératifs de fiabilité et de reproductibilité imposés par la production en moyenne et grande séries, pour tous ses avantages nous avons opté de réaliser nos multi-matériaux par ce procédé de projection à l'arc électrique.

#### ➤ Amélioration du procédé Projection à arc électrique

Deux axes de développement, sur le matériel d'une part, et sur les matériaux d'apport d'autre part, permettent d'envisager un élargissement important du champ d'application de ce procédé :

- ✓ L'utilisation d'une double injection d'air comprimé (un jet central et un jet secondaire conique) permet la réduction de la taille des particules projetées ( $15\ \mu\text{m}$  en moyenne) ce qui diminue la porosité de moitié (2 à 5 %),
- ✓ Le remplacement de l'air comprimé secondaire par un gaz neutre (azote par exemple) se traduit par une baisse sensible du taux d'oxydation de dépôts,
- ✓ L'apparition sur le marché de fils fourrés conçus pour la projection thermique,
- ✓ Des études en cours pour la projection simultanée de fils de compositions différentes.

Les progrès récents sur le matériel, et sur les matériaux, en font aujourd'hui une alternative peu onéreuse à la projection plasma : coûts d'investissement et d'exploitation dans un ratio respectivement de 1/5 et 1/9 avec une qualité de dépôt similaire pour un certain nombre d'applications aéronautiques ou automobiles. Les matériaux les plus couramment utilisés sont le zinc, l'aluminium, le cuivre, le molybdène, et les aciers. Des matériaux issus de la technologie des fils fourrés, tels que des alliages du type NiCrAl, NiMoAl, ou FeCrCMn, des fils chargés en carbures de chrome ou de tungstène, ou encore des composites AISI chargés de graphite, sont aujourd'hui en plein essor. Le procédé de projection par arc électrique connaît donc un développement récent, en regard de ses performances techniques en progression et de son coût d'investissement faible [PRONER A., 1999].

### 1.2.11.2 Projection par flamme

La projection par flamme utilise l'énergie calorifique provenant de la combustion d'un gaz [PRONER A., 1999], [DALMAS D., 2001], [ARAUJO P., 2000]. Les matériaux qui fondent à une température inférieure à 2800°C (métaux, alliages métalliques, céramiques), et qui ne subliment pas, peuvent être projetés à la flamme. Ce processus ne permet pas toujours d'obtenir une forte densité et une très bonne adhérence du revêtement. Les raisons de ces limitations sont liées à la vitesse de la flamme et à la faible température atteinte par le matériau à projeter pendant la combustion de la flamme, trois types de procédés sont distingués :

- Projection flamme-poudre,
- Projection flamme-fil,
- Projection hypersonique (HVOF).

#### ➤ *La projection flamme-poudre*

Consiste à introduire un matériau sous forme de poudre dans une flamme oxy-combustible et à le propulser grâce à l'énergie cinétique transmise par les gaz de combustion.

#### ➤ *Le procédé flamme-fil*

La flamme ne sert qu'à fondre le métal d'apport, introduit en son centre sous forme de fil, de cordon, ou de baguette. Une fois fondu, le matériau d'apport est projeté sur le substrat par un courant d'air comprimé.

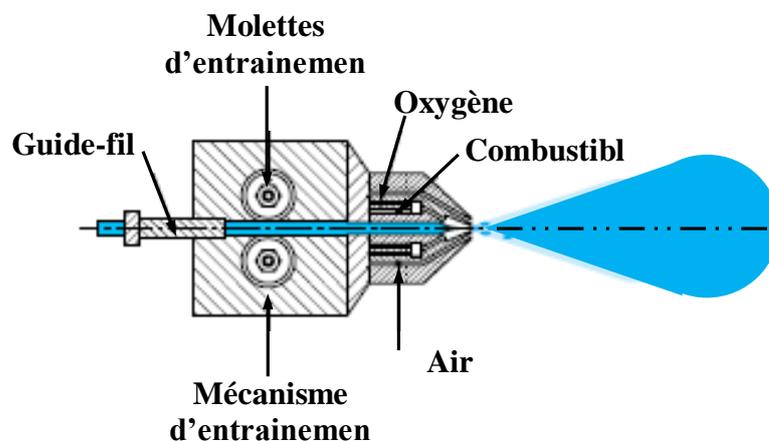


Figure 1.11. Principe de fonctionnement d'un pistolet flamme-fil.

➤ **Projection hypersonique (HVOF)**

Ce type de projection tient son nom de la vitesse de sortie des gaz qui se situe entre Mach 1 et Mach 2. Les particules fondues subissent une forte accélération et sont projetées à une vitesse hypersonique. Les revêtements réalisés par ce procédé possèdent d'excellentes qualités : faible porosité (< 2%), bonne adhérence et faible rugosité de surface. Cependant, ce procédé de projection est limité à des températures relativement faibles. Dans ces conditions la projection de matériaux céramiques à haut point de fusion n'est pas possible deux procédés présentent ce type de caractéristiques :

• **La projection hypersonique à tir discontinu**

Cette technique de projection consiste à introduire le matériau d'apport (sous forme de poudre) dans un tube appelé **canon à détonation** (Figure 1.12), en même temps que le gaz de combustion (oxygène, acétylène). Ce mélange explose grâce à une étincelle, à la fréquence de 8 allumages par seconde. La poudre est ainsi chauffée et éjectée à très grande vitesse (950 m/s) par l'onde de choc créée. Le régime de projection est donc discontinu. Entre chaque tir, un balayage avec un gaz neutre est pratiqué. Ce type d'installation permet d'obtenir des dépôts de caractéristiques remarquables du point de vue de la compacité (porosité inférieure à 1 %), de l'adhérence (souvent supérieure à 80 MPa) et de la rugosité ( $Ra = \pm 3 \mu m$ ), à des taux horaires de dépôts compris entre 3 et 5 kg/h. Les épaisseurs de dépôts sont en général limitées à 0,2 mm. Les matériaux les plus fréquemment utilisés sont les carbures de Cr ou de W avec liant métallique Ni ou Co, l'alumine, l'oxyde de chrome. Ce type de matériel n'est utilisé que pour les travaux de sous-traitance, principalement en raison des contraintes de mise en œuvre (dimension du canon, bruit...), dans les domaines de l'aéronautique, la sidérurgie, la chimie ou le textile.

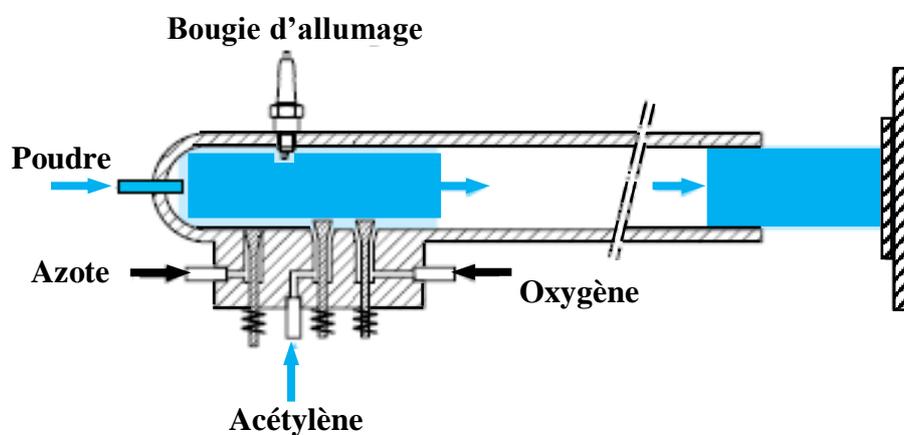


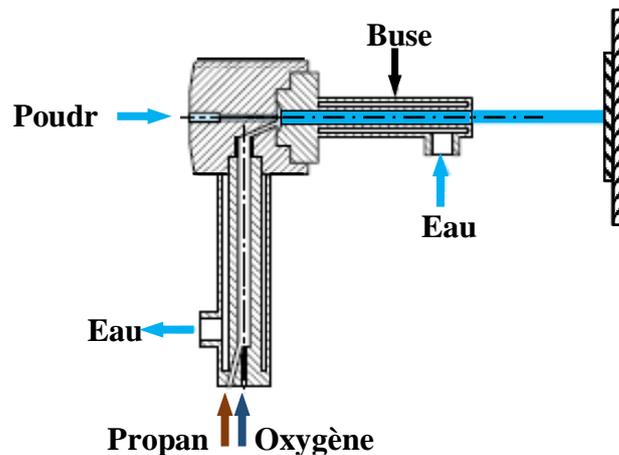
Figure 1.12. Principe de fonctionnement d'un canon à détonation.

- *La projection hypersonique à tir continu*

Cette variante des procédés flamme classique réside dans la vitesse très élevée acquise par les particules projetées grâce aux importantes pressions régnant dans la chambre de combustion. Deux procédés sont développés, leur différence tenant essentiellement à des critères d'ordre économique :

- ✓ le procédé **HVOF** : High Velocity Oxygen Fuel utilise la combustion de deux gaz : d'une part,  $O_2$  et, d'autre part, propane, propylène, tétrène ou hydrogène (**Figure 1.13**)
- ✓ le procédé **HVAF** : High Velocity Air Fuel L'HVAF utilise un mélange kérosène - air comprimé pour la combustion.

Les gaz de combustion pénètrent dans la chambre de combustion puis sont éjectés du pistolet sous l'effet de la pression élevée (5 à 7 bar). La poudre est injectée à l'aide d'un gaz neutre dans la flamme où elle est fondue et accélérée dans la tuyère à une vitesse proche de la vitesse hypersonique. Il convient de noter que la présence d'une flamme pilote (hydrogène-oxygène).



**Figure 1.13.** Principe de fonctionnement d'un pistolet hypersonique à tir continu.

est nécessaire à l'allumage de la flamme principale. Les pressions importantes nécessaires au procédé ne permettent pas l'utilisation de l'acétylène comme gaz combustible. Pendant leur temps de séjour très court dans la flamme, les particules sont amenées à l'état pâteux, l'énergie cinétique acquise dans la tuyère permettant la réalisation de dépôt d'excellente qualité : faible porosité (< 2 %), bonne adhérence (70 à 100 MPa) et faible rugosité de surface. Toutefois cela limite l'étendue des applications de ce procédé aux projections de métaux et alliages (Ni, Co, Inconel...), et aux projections de carbures (**Cr** ou **W**). Les dépôts d'oxydes sont réalisables (en système  $O_2/H_2$  notamment) mais restent peu usités industriellement. Si ce procédé est d'une relative simplicité d'emploi, le coût d'utilisation horaire a été longtemps un frein à son

développement industriel (la consommation en gaz pouvant atteindre 1000 L/min). L'aéronautique est aujourd'hui le principal utilisateur du procédé HVOF, en particulier pour les dépôts de WC/Co 88/12 résistants à l'abrasion, l'effet de vitesse d'impact des particules sur le substrat étant bénéfique du point de vue de la cohésion des dépôts, et la température limitée de la flamme (par comparaison avec le procédé plasma) permettant d'éviter la décarburation des matériaux en cours de projection [PRONER A., 1999].

### 1.2.11.3 Projection plasma

Le plasma est considéré comme le 4<sup>ème</sup> état de la matière (solide, liquide, gaz, plasma). C'est un gaz ionisé constitué de molécules, d'atomes, d'ions et d'électrons, l'ensemble étant électriquement neutre. Pour générer un plasma, trois éléments importants sont requis [PRONER A., 1999].

- ✓ Une source de puissance,
- ✓ Une décharge ionisant le gaz,
- ✓ Un couplage assurant le contact entre deux électrodes via le gaz plasma.

Pour ce procédé, deux propriétés du plasma conditionnent la vitesse et la température des particules projetées :

- ✓ La conductivité thermique qui détermine les transferts plasma particules et donc l'état de fusion des particules lors de leur impact sur le substrat,
- ✓ La viscosité qui permet de diminuer les entrées d'air dans le jet plasma, d'augmenter la longueur du jet et d'éviter les réactions chimiques des particules (oxydation en particulier),

Différentes techniques de projection plasma existent, adaptées aux divers milieux réactionnels sous pression atmosphérique, sous pression réduite, en atmosphère inerte, en milieu chimiquement réactif, ...etc.

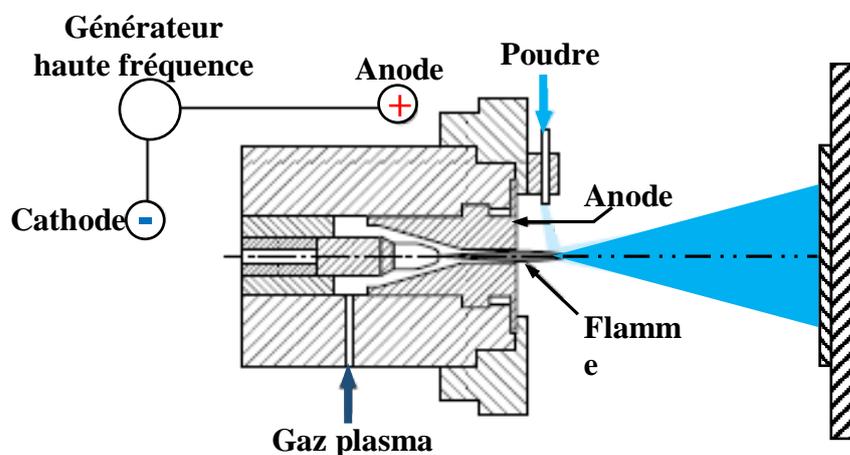


Figure 1.14. Principe de fonctionnement d'une torche plasma.

➤ *Principe de fonctionnement*

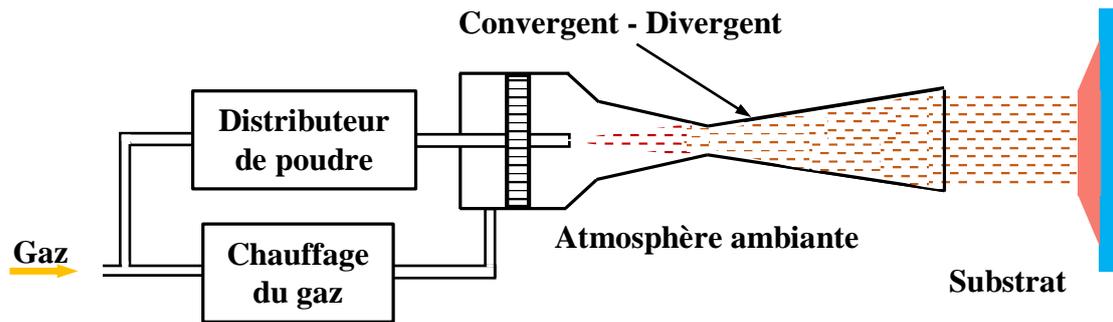
La torche plasma repose sur le principe suivant : un arc électrique est établi entre une cathode et une anode dans un plasma gazeux, amorcé par une décharge haute fréquence. Le flux gazeux, porté à très haute température, est concentré dans une tuyère, et s'échappe de la buse à vitesse élevée (**Figure 1.14**) C'est à l'intérieur de ce jet de plasma à haute énergie que l'on injecte le matériau d'apport sous forme de poudre à l'aide d'un gaz porteur. Les particules sont alors fondues et propulsées par ce jet de gaz sur le substrat. La projection plasma atmosphérique est le procédé le plus simple, mais pose des problèmes pour les matériaux facilement oxydables. Le contrôle de l'atmosphère permet de diminuer la porosité et d'améliorer l'adhérence en réduisant les phénomènes d'oxydation. On obtient avec les différentes techniques sous atmosphère contrôlée, un dépôt de haute densité pour des applications qui nécessitent des performances spécifiques [PRONER A., 1999].

#### 1.2.11.4 Technique de projection par cold spray

Dans les années 1980, l'équipe de Papyrin à l'Institut de Mécanique Théorique et Appliquée de l'Académie des Sciences Russes de Novosibirsk fait une découverte imprévue dans le domaine de l'aérodynamique. Lors d'une étude dans l'aérospatiale sur l'influence de particules sur la structure d'un flux biphasé et leur interaction avec un corps, l'équipe observe un phénomène inattendu : les particules adhèrent à la surface du corps soumis au flux. C'est ainsi que l'on attribue à Papyrin la découverte du cold spray [PAPYRIN, A., 2007]. Ce type de projection, pour laquelle les particules arrivent sur le substrat à l'état solide, a été présenté pour la première fois en 1995, dans une conférence de projection thermique [MC CUNE R.C., 1995]. Aujourd'hui, la technique de projection cold spray fait l'objet d'un grand intérêt dans de nombreux secteurs industriels tels que l'aéronautique [HAYNES J., 2003], ou l'automobile [MC CUNE R.C., 2003], et les revêtements de cuivre sont particulièrement étudiés du fait de leurs propriétés électriques et thermiques [KROEMMER W., 2003]. Ainsi, de nombreuses études portent sur l'optimisation du procédé mais le principe reste inchangé.

➤ *Principe de fonctionnement*

Lors de la projection par cold spray, un gaz sous haute pression est libéré dans une tuyère de Laval (i.e. convergent-divergent) pour atteindre des vitesses supersoniques en sortie de canon. Le gaz de projection est également préchauffé afin d'augmenter sa vitesse d'écoulement dans le convergent-divergent, une partie de son énergie thermique étant convertie en énergie cinétique. Les particules de poudre à projeter sont injectées axialement dans le flot de gaz, en entrée de tuyère, avant l'écoulement supersonique (**Figure 1.15**). La température des particules augmente ainsi, au contact du gaz de projection, en amont du convergent mais de façon limitée car le temps de chauffage est court. Le gaz se détend, en effet, rapidement dans le divergent et se refroidit. Les particules, quant à elles, sont accélérées dans l'ensemble de la partie divergente par le gaz de projection, tout en restant à des températures inférieures à la température de fusion du matériau à projeter [STOLTENHOFF T., 2002], [DYKHUIZEN R.C., 2003].



*Figure 1.15. Principe de la projection par gaz froid ou cold spray.*

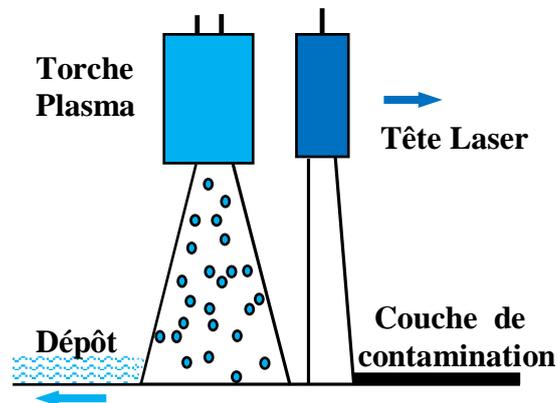
Du fait de la construction du revêtement à l'état solide, le procédé cold spray permet d'obtenir pour certains matériaux des dépôts denses [VAN STEENKISTE T.H., 1999], et présentant une oxydation équivalente à celle des particules de poudre avant projection [CHANG 2004], [HYUN 2003], [VAN STEENKISTE T.H., 1999], [STOLTENHOFF T., 2002]. Le procédé cold spray constitue, en outre, une projection précise, car la plume est inférieure à 10mm et présente un très bon rendement (de l'ordre de 70 % pour des revêtements de cuivre sur aluminium) [DYKHUIZEN R.C., 2003]. L'adhérence des particules cold spray au substrat et entre elles fait l'objet d'une attention croissante dans le domaine de la projection thermique. Lors de la projection cold spray, qui fait interagir des particules à l'état solide entrant en collision avec un substrat à grande vitesse, les mécanismes d'adhérence mis en jeu sont, en effet, encore mal connus. Toutefois, l'influence de deux paramètres sur l'adhérence des particules cold spray a été constatée.

- L'existence d'une vitesse critique d'impact de particules, en deçà de laquelle le matériau projeté n'adhère pas au substrat, a été mise en évidence dès les premières expériences de projection à froid [MC CUNE R.C., 1995].
- Ce type de projection occasionne la déformation plastique des matériaux en présence. Si les particules projetées et/ou le substrat utilisés sont durs ou fragiles, la projection cold spray devient difficilement réalisable [FUKANUMA H., 2004], [VAN STEENKISTE T.H., 1999].

Le procédé cold spray est donc particulièrement adapté au dépôt de poudres ductiles sur des substrats ductiles (tels que le cuivre sur de l'aluminium). Il permet la construction d'un revêtement allant de quelques microns à plusieurs centimètres à partir de poudres dont le diamètre moyen est généralement situé entre 1 $\mu$ m et 50 $\mu$ m impliquant la présence de nombreuses interfaces.

### 1.2.11.5 Procédé PROTAL®

La projection PROTAL (Projection Thermique Assistée par Laser) consiste à coupler un dispositif de projection thermique à un laser, qui vient modifier la surface du substrat quelques millisecondes avant l'étalement des premières particules projetées (*Figure 1.16*). Ce n'est que très récemment, grâce à une augmentation de la surface irradiée par le laser, que des projections HVOF ont pu être couplées au traitement laser PROTAL [COSTIL S., 2004]. L'intérêt attendu de ce procédé est de pouvoir réaliser la projection sans préparation préalable du substrat. Le sablage et le dégraissage ne sont alors plus nécessaires à la bonne adhérence des dépôts [FOLIO F., 2001], [COSTIL S.,\* 2004], [COSTIL S., 1998], [CODDET C., 1999]. Cela représente, d'une part, un intérêt économique, puisque les étapes de sablage sont supprimées, et technique, notamment pour les matériaux sensibles à l'effet d'entaille, e.g. le Ti [LIAO H., 2003] et pour les substrats ductiles. Dans ces derniers, les particules de sablage s'incrustent en effet, contaminant ainsi l'interface obtenue après projection [IWAMOTO N., 1983] et réduisant l'adhérence des dépôts [MARUYAMA T., 2004].



*Figure 1.16. Schéma de principe de la projection thermique combinée à un traitement laser.*

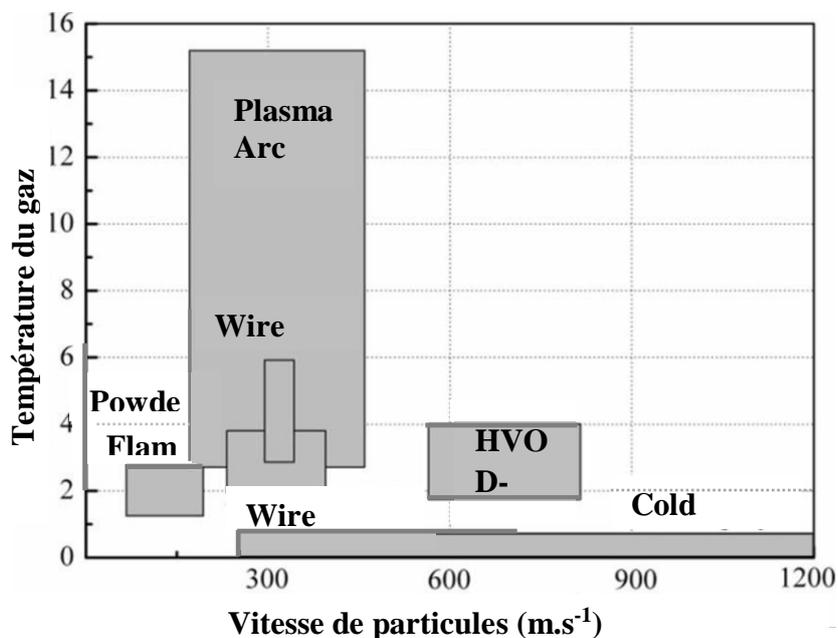
#### ➤ Rôle du traitement laser

La plupart des études relatives du procédé PROTAL supposent que l'irradiation laser des substrats mène à leur fusion superficielle. Le calcul analytique de l'élévation de la température en surface d'un substrat en alliage d'aluminium due à la radiation laser montre, de plus, que le temps de solidification du substrat est de l'ordre de la nanoseconde [CODDET C., 1999] alors que le temps entre le traitement laser et l'arrivée des premières particules projetées est de l'ordre de la milliseconde. Les premières particules projetées rencontrent donc un substrat solide dont la surface est physico chimiquement différente de celle des substrats non traités par laser. La pollution organique est, en effet, vaporisée. Quant aux oxydes en surface des substrats, la plupart des auteurs travaillant sur le sujet supposent que le traitement laser conduit à la suppression des couches superficielles d'oxydes [FOLIO F., 2001],[FOLIO F., 1999],[CODDET C., 1999],[COSTIL S., 1998],[VERDIER M., 2001] et que celle-ci n'a pas le temps de se reformer avant l'impact des premières particules projetées. L'étude de l'étalement de particules élémentaires montre que la mouillabilité des particules incidentes est supérieure lorsque le substrat est découpé par laser [VERDIER M., 2001], [LIAO H., 2003]. Cela semble confirmer

une modification de la nature de la surface des substrats par l'irradiation laser et peut expliquer la meilleure adhérence des dépôts projetés sur des substrats décapés par laser.

### 1.2.11.6 Frontières des paramètres des différentes techniques de projection thermique

Pour chaque type de projection thermique, de nombreux paramètres peuvent influencer sur la microstructure et l'adhérence des dépôts (distance de projection, gaz environnant, température du substrat nature état de surface, taille forme nature de poudre ...etc.) ainsi que sur les propriétés des interfaces. En faisant varier ces conditions, divers types d'interfaces peuvent être réalisées, présentant différentes adhérences. (*Figure 1.17*) présente la large gamme de température et de vitesse des principaux procédés de projection thermique. Chacun d'entre eux se distingue par des caractéristiques propres de jet énergétique (température ou vitesse) qui conditionne ainsi la nature des matériaux susceptibles d'être mis en forme [PAPYRIN, A., 2002].

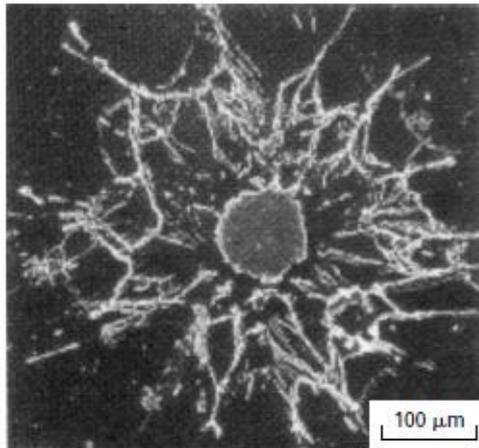


*Figure 1.17. Vitesses des particules en fonction des différentes températures pour les procédés de projection thermique*

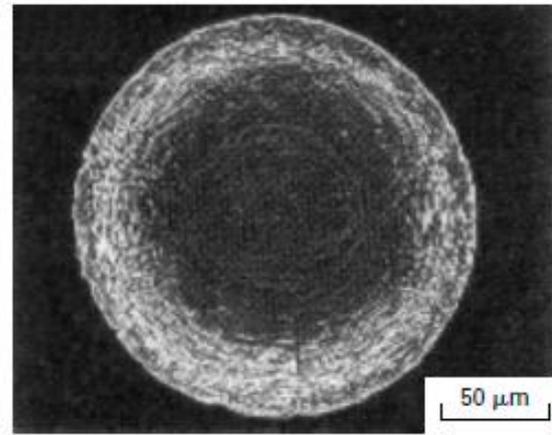
### 1.2.11.7 Formation et structure des dépôts

Les revêtements élaborés par projection thermique sont obtenus par empilements successifs de gouttelettes de matériau fondu. Ils possèdent alors une structure lamellaire. Les particules fondues s'écrasent et s'étalent sur le substrat ou sur des particules déjà déposées en formant de fines lamelles qui se conforment aux irrégularités de la surface. Le temps de solidification d'une particule projetée par plasma est de l'ordre de la microseconde [PRONER A., 1999]. Deux types de structures existent après impact [ROBERT C., 1998] (*Figure 1.18*) :

- Une structure « fragmentée », constituée d'un disque central de faible diamètre et de ramifications dirigées vers l'extérieur, et reliées ou non à celui-ci,
- Une structure en forme de disque, constituée à partir d'un écoulement continu et stable du liquide, allant du point d'impact de la particule vers la périphérie.



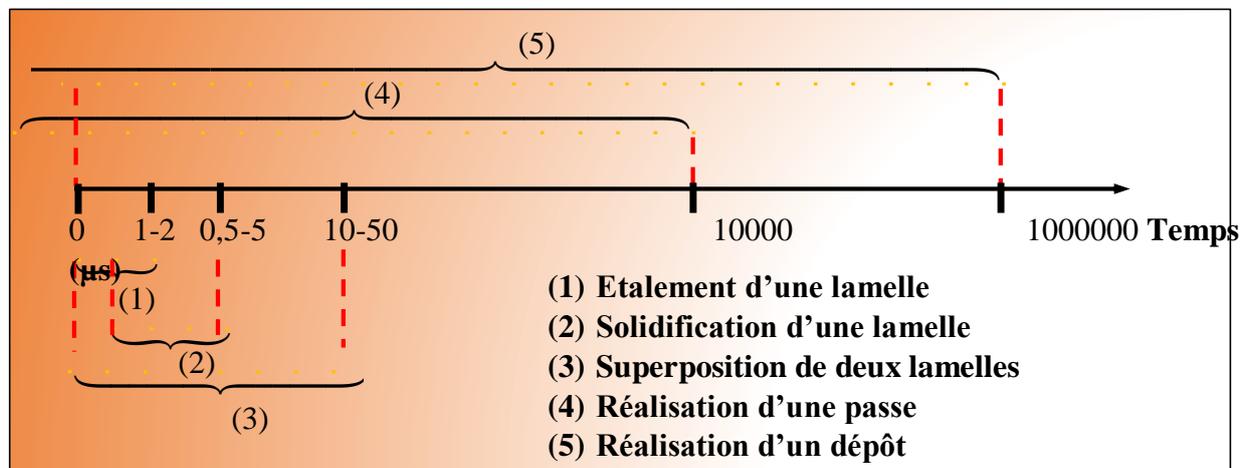
(a) Structure fragmentée



(b) Structure en forme de disque

**Figure 1.18.** (a) Structure fragmentée après l'impact des particules (gauche) et (b) structure en forme de disque après l'impact des particules (droite)

La réaction chimique des particules avec les gaz environnants et les transferts de chaleur avec le substrat (ou la couche précédemment déposée) vont affecter la qualité du dépôt, et en particulier le taux de porosité, le taux d'impuretés, les contraintes résiduelles et la structure métallurgique. Les revêtements réalisés par projection thermique comportent souvent des pores, des particules in fondues, des microfissures et des oxydes. La porosité provient soit de microcavités dues à un empilage imparfait des gouttelettes, soit de gaz enfermés pendant la solidification. Le taux de porosité varie de moins de 1% à 25% suivant les procédés et les matériaux utilisés [VARDELLE A., 2000], [FAUCHAIS P., 2004], [BARRADAS S., 2004].



**Figure 1.19.** Temps caractéristique de la construction du dépôt.

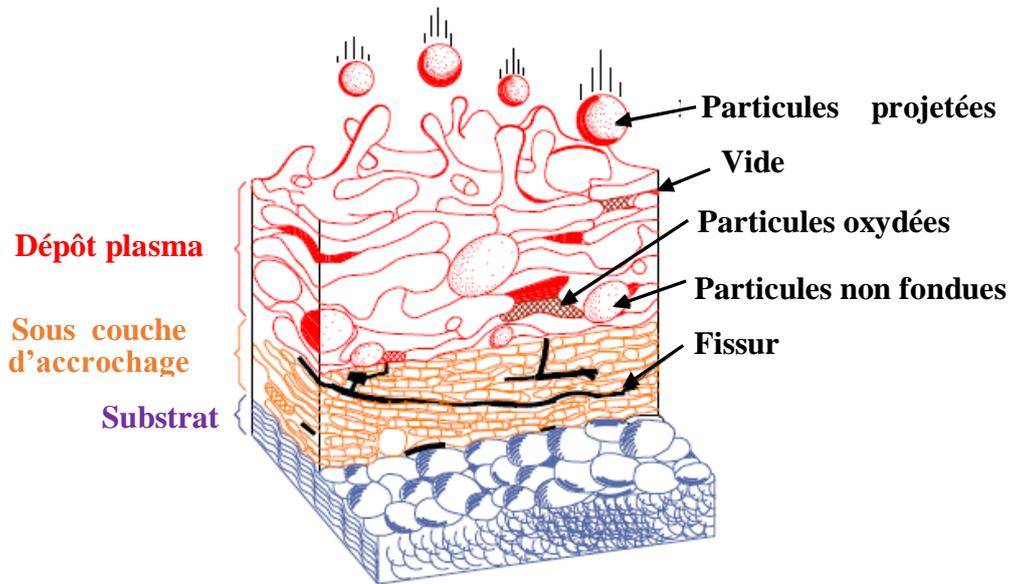


Figure 1.20. Représente schématiquement la coupe d'un revêtement brut de dépôt.

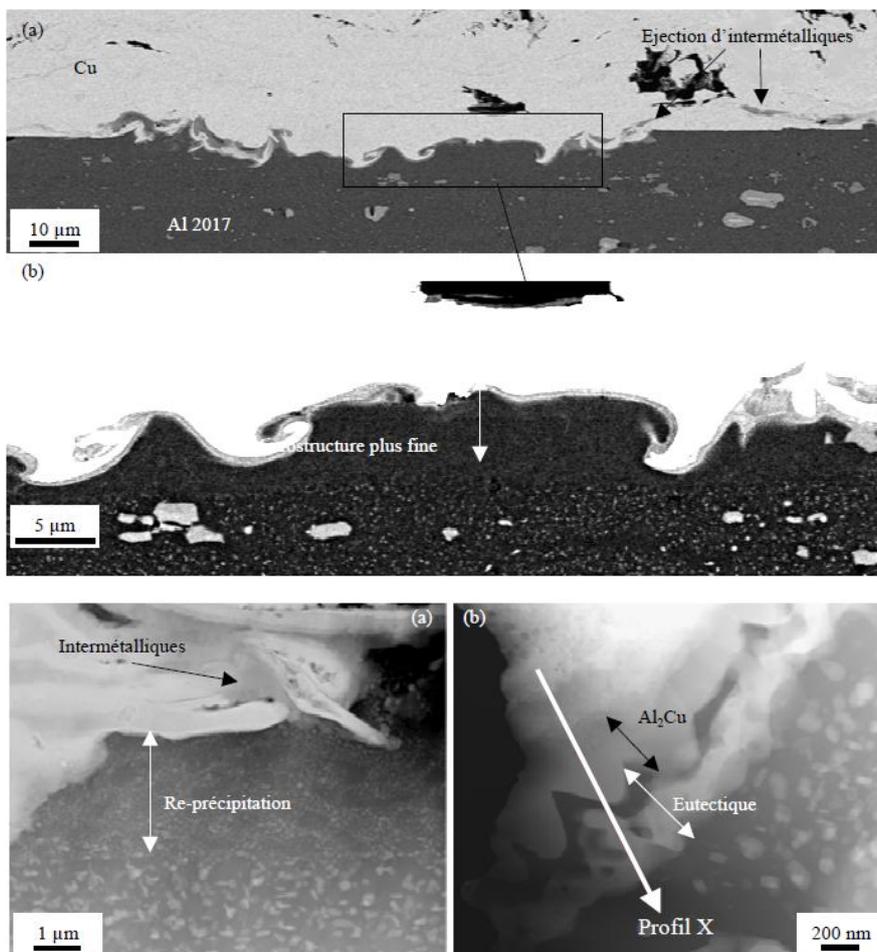


Figure 1.21. Coupes MEB d'une zone perturbée de l'interface (a) à faible grandissement (b) à plus fort grandissement à l'interface la projection sous air à la pression atmosphérique ou APS ("Atmospheric Plasma Spraying") Epaisseur du dépôt 300μm.

### 1.2.11.8 Pré-fissuration et porosité inter faciale

L'observation des interfaces post-projection a montré l'existence de défauts d'adhérence entre revêtement et substrat (*Figure 1.22*). On appellera ces défauts des "pré-fissures" pour ne pas les confondre avec les fissures formées lorsque l'interface est endommagée pendant l'essai d'adhérence par choc laser [BARRADAS S., 2004].



*Figure 1.22.* Coupe optique de l'échantillon la projection sous air à la pression atmosphérique ou APS ("Atmospheric Plasma Spraying") Epaisseur du dépôt 130 µm ASTM 2017 /Cu

La pré-fissuration de projection peut être attribuée à la présence de contraintes résiduelles dans le revêtement. Les régions non adhérentes peuvent également correspondre aux endroits où les mécanismes responsables de l'adhérence n'ont pu être mis en place. En effet, les températures de la particule ou du substrat peuvent ne pas être assez élevées pour entraîner une bonne mouillabilité du cuivre sur l'aluminium [DHIMAN R., 2003], [BIANCHI L., 1995], [FUKUMOTO, M., 1999], [SOBOLEV V.V., 1997], [LIMA C.R.C., 1999], et occasionner une épaisseur de diffusion suffisante et assurer l'adhérence du revêtement. Des pores ont également été formés à l'interface (*Figure 1.22*). Ils résultent probablement d'un mauvais empilement des particules, comme dans le reste du revêtement. Ils constituent toutefois des amorce de rupture potentielles lorsqu'ils sont localisés à l'interface. Les pores se distinguent des pré-fissures par leur longueur à l'interface. Si ils excèdent 50 µm, le défaut d'adhérence est considéré comme une pré-fissure.

### 1.2.11.9 Contraintes résiduelles

Suite à la projection thermique, des contraintes résiduelles apparaissent dans la pièce revêtue, en l'absence même de contraintes extérieures. Sous l'effet d'une sollicitation mécanique ou thermique externe, ces contraintes résiduelles s'ajoutent à la contrainte externe. Selon le signe de ces contraintes résiduelles, à savoir positives en tension et négatives en compression, la contrainte globale à appliquer pour atteindre la rupture du revêtement sera respectivement diminuée ou augmentée. Des contraintes résiduelles en tension sont donc néfastes d'un point de vue de la résistance à la rupture du matériau, alors que des contraintes en compression sont bénéfiques. Les contraintes résiduelles peuvent être préjudiciables aux propriétés mécaniques du revêtement mais également à la tenue de l'interface. C'est pourquoi, il est primordial de pouvoir identifier leur origine et de les quantifier.

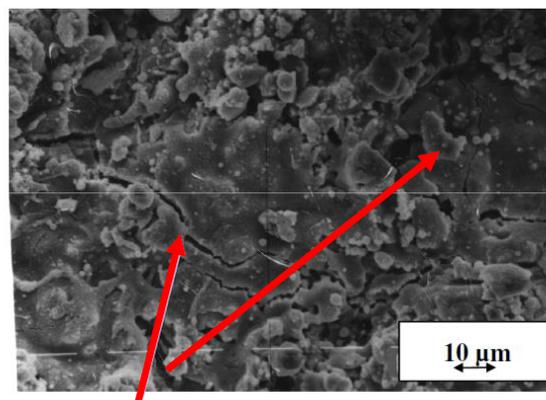
### ➤ Contributions des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont de diverses origines et sont considérées comme la somme de différentes contributions suivantes :

#### • Contrainte de trempe

Suite à leur impact sur le substrat, les gouttelettes projetées se solidifient très rapidement, à une vitesse de refroidissement de l'ordre de  $10^6 \text{ K.S}^{-1}$  à  $10^8 \text{ K.S}^{-1}$  [BIANCHI L., 1997], ce qui génère des contraintes appelées contraintes de trempe. En effet, la contraction thermique des lamelles lors de leur refroidissement est entravée par l'adhésion de ces dernières sur le substrat ou sur la couche de dépôt sous-jacente. Les lamelles ne peuvent donc pas se contracter librement. Il s'ensuit des contraintes de tension au sein même de la lamelle. Ces contraintes s'additionnent au fur et à mesure de l'empilement des lamelles. La présence de telles contraintes peut mener à la courbure ou la déformation de la pièce revêtue. Elles peuvent atteindre théoriquement 100 MPa au sein d'une lamelle, néanmoins les contraintes mesurées expérimentalement sont bien moindres. En effet, divers phénomènes de relaxation interviennent, selon la nature du matériau projeté, ce qui a pour avantage de limiter fortement les contraintes de trempe. Des mécanismes de microfissurations verticales intra-lamellaires apparaissent dans le cas de céramiques projetées, et des phénomènes de fluage et de déformation plastique dans le cas de métaux projetés [CLYNE T.W. 1996],[KURODA S., 1992].

Les phénomènes de microfissuration étant les plus efficaces, les contraintes de trempe sont d'ordinaire moins importantes dans les revêtements céramiques ( $< 50 \text{ MPa}$ ) que dans les métaux ( $\sim 100\text{-}300 \text{ MPa}$ ) [KURODA S., 1995]. Un autre mécanisme de relaxation possible est le glissement inter lamellaire ou inter facial dû à des contacts imparfaits entre «splats» ou avec le substrat. Ce dernier cas peut traduire une mauvaise adhérence du revêtement sur son substrat. C'est pourquoi il est important de pouvoir limiter ces contraintes au maximum [PAWLOWSKI L., 2003].



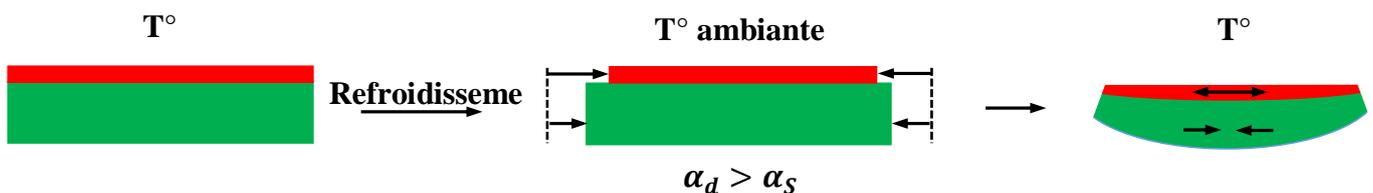
**Figure 1.23.** Fissurations dans  $\text{ZrO}_2+7\% \text{ masse. Y}_2\text{O}_3$ , dues aux contraintes.

- ✓ Contraintes sont une somme de : Contraintes de trempe,  $\sigma_{tr}$ ,
- ✓ Contraintes générées lors du passage de torche,
- ✓ Contraintes thermiques de refroidissement après dépôt,  $\sigma_t$ ,
- ✓ Contraintes de transformation de phase,  $\sigma_t$ ,
- ✓ Contraintes mécaniques de choc des particules (HVOF, CGSM).

Dans les céramiques, les contraintes de trempe augmentent légèrement avec la température de projection. Cette tendance provient d'une augmentation de la qualité du contact inter lamellaire avec la température. En revanche, dans les revêtements métalliques sensibles au fluage, tel que l'aluminium, la contrainte de trempe diminue avec la température de projection [KURODA S., 1995]. Les contraintes de trempe ne dépendent plus ni de la nature, ni de la topologie du substrat au-delà d'une épaisseur de dépôt de 10  $\mu\text{m}$  [KURODA S., 1990]. Elles ne dépendent plus que des caractéristiques d'impact de la gouttelette fondue, distance de projection, température du substrat...etc.

#### • Contraintes thermiques

Lors de l'étape de refroidissement de la pièce, de la température de projection à la température ambiante, l'écart entre les coefficients de dilatation thermique du substrat et du dépôt entraîne une différence de retraits de ces deux couches. Il résulte de cette différence de déformation et de la continuité des déformations à l'interface, un gradient de contraintes thermiques dans l'épaisseur, et donc la mise en flexion du bicouche. Ces contraintes peuvent être en tension (si  $\alpha_d > \alpha_s$ ) ou en compression ( $\alpha_d < \alpha_s$ ) au sein du dépôt, selon la nature des deux constituants.



**Figure 1.24.** Schématisation de l'apparition des contraintes thermiques en tension dans un bicouche.

Elles sont calculées comme étant proportionnelles à la différence des coefficients de dilatation thermique et à la variation de température entre la température ambiante et la température de projection, en contraintes planes :

$$\sigma_{th} = E_d (\alpha_d - \alpha_s) \cdot \Delta T \quad (1.1)$$

Pour atténuer ces effets thermiques, une sous-couche de coefficient de dilatation thermique intermédiaire peut être réalisée, ou bien encore une seconde couche peut être déposée à l'identique sur la face opposée du substrat afin de compenser les contraintes induites par la première. Cette dernière solution est fréquemment employée pour les applications optiques. Les contraintes thermiques peuvent tenter d'être limitées en contrôlant la température du substrat par un système de buses de refroidissement pulvérisant du gaz ou bien encore un système de refroidissement cryogénique. Elles sont fortement dépendantes de la température de projection.

- **Contraintes structurelles**

Des contraintes d'ordre structurelles peuvent également apparaître si la projection s'accompagne d'une transformation de phase du matériau projeté, ce qui provoque une variation du volume cristallin. C'est le cas par exemple lors de la projection de la zircone, qui passe de la phase quadratique à la phase monoclinique, ou encore de l'alumine qui passe de l'alumine  $\gamma$  à l'alumine  $\alpha$ . Ce type de contrainte est en général négligeable devant les autres contributions.

#### 1.2.11.10 Bilan des contraintes résiduelles

La contrainte résiduelle au sein du revêtement plasma correspond donc à la superposition des différentes composantes précédemment citées. Il est intéressant de noter que les contraintes de trempe sont systématiquement en tension alors que les contraintes d'origine thermique peuvent être en tension ou en compression selon la nature des matériaux en présence. Contrairement à la contrainte de trempe qui évolue faiblement, la contrainte thermique est aisément modulable en fonction de la température de projection. Dans le cas où les contraintes thermiques sont en compression dans le revêtement, il est donc possible d'ajuster la température de projection de manière à rendre globalement nulles les contraintes résiduelles dans le revêtement.

#### 1.2.11.11 Les différentes formules analytiques

La première formule proposée par Stoney [STONEY G.G., 1909] suppose un dépôt mince sur un substrat épais, et requiert un certain nombre d'hypothèses qui sont les suivantes :

- Matériaux homogènes et isotropes,
- Contacts inter faciaux et inter lamellaires parfaits,
- Matériaux parfaitement élastiques,

Dans ces conditions, les contraintes de trempe peuvent être calculées par la formule simplifiée :

$$\sigma_q = \frac{E_s e_s^2}{6(1 - \nu_s) e_d} \Delta K_q \quad (1.2)$$

Les contraintes thermiques sont également évaluées à partir de la variation de courbure  $\Delta K_{th}$  lors du refroidissement, après projection. La formule simplifiée proposée par Stoney dans le cas de dépôts minces se retrouve encore :

$$\sigma_{th} = \frac{E_s e_s^2}{6(1-\nu_s) e_d} \Delta K_{th} \quad (1.3)$$

Cependant, dans le cas des revêtements, dont l'épaisseur avoisine plusieurs centaines de micromètres, ne respectent pas l'hypothèse de couches minces ( $e_s \gg e_d$ ). Ainsi, Brenner [BRENNER A., 1949] propose une formule semi empirique pour laquelle l'erreur commise par rapport à la formulation théorique de Stoney n'excède pas quelques pourcents :

$$\sigma_q = \frac{E_s e_s (e_s + e_d \cdot k^{5/4})}{6(1-\nu_s) e_d} \Delta K_q \quad (1.4)$$

Où  $k$  est le rapport des modules de Young réduits du dépôt et du substrat.

- **Equation de Clyne**

Clyne [CLYNE T.W. 1996] propose l'équation suivante pour déterminer la valeur moyenne des contraintes résiduelles  $\sigma_R$  du revêtement :

$$\kappa = \frac{6E_r E_s (h+H) h H \Delta \varepsilon}{E_r^2 h^4 + 4E_r E_s h^3 H + 6E_r E_s h^2 H^2 + 4E_r E_s H^3 h + E_s^2 H^4} \quad (1.5)$$

Or 
$$\sigma_R = \frac{E_r}{1-\nu} \times \Delta \varepsilon \quad (1.6)$$

$$\sigma_R = \kappa \frac{E_r^2 h^4 + 4E_r E_s h^3 H + 6E_r E_s h^2 H^2 + 4E_r E_s H^3 h + E_s^2 H^4}{6h(1-\nu) E_s H (h+H)} \quad (1.7)$$

Où  $\kappa$  est le paramètre de courbure après projection  $E_s$  et  $E_r$  sont les modules d'élasticité de Young du substrat et du revêtement, respectivement,  $H$  et  $h$  sont les épaisseurs du substrat et du revêtement, respectivement,  $\nu$  est le coefficient de Poisson du revêtement.

### ➤ Approche de Chiu

Chiu [CHIU CC., 1992] a défini une contrainte résiduelle moyenne correspondant à la contrainte d'équilibre dans un composant revêtu réel comme :

$$\sigma_{Chiu} = \kappa \frac{E_s h_s^3 + E_c h_c^3}{6(h_c + h_s)h_c} \quad (1.8)$$

Cette contrainte résiduelle moyenne dans le revêtement sigma est égale à la moyenne arithmétique entre la contrainte résiduelle à la surface du revêtement et la contrainte résiduelle à l'interface dans le revêtement. Il est intéressant de noter que sigma converge vers 0 lorsque le ratio de  $h_s/h_c$  diminue. Par conséquent, cette approche est limitée à l'épaisseur du revêtement, car un revêtement épais déposé sur des substrats relativement minces présentera souvent une contrainte résiduelle moyenne dans le revêtement proche de 0.

### • Approche Godoy

Godoy et al [GODOY C., 2002] ont défini une contrainte normale moyenne dans le plan à l'interface dans le revêtement et une contrainte résiduelle à l'interface dans le substrat, qui est donnée comme valeur moyenne des équations (1.9) et (1.10) par :

Où le  $\delta$  est la distance de l'axe neutre qui a par définition une longueur axiale constante malgré la flèche

$$\sigma_c(y = 0) = -\Delta\varepsilon \cdot \frac{E'_c h_s E'_s}{h_c E'_c + h_s E'_s} - E'_c \kappa \delta \quad (1.9)$$

$$\sigma_c(y = 0) = \Delta\varepsilon \cdot \frac{E'_c h_c E'_s}{h_c E'_c + h_s E'_s} - E'_s \kappa \delta \quad (1.10)$$

### 1.3 Les techniques de mesure des contraintes résiduelles

Comme pour les techniques de mesure de l'adhérence, on recense de nombreuses méthodes de détermination des contraintes résiduelles dans un revêtement épais. Aucune méthode ne permet une détermination directe des contraintes résiduelles. En général, les déformations sont déterminées ou mesurées puis les contraintes sont calculées par l'intermédiaire des lois d'élasticité. On peut distinguer deux grandes familles ; les méthodes qui endommagent l'échantillon (méthodes destructives) et celles qui maintiennent l'échantillon intact (méthodes non destructives).

#### 1.3.1 Les méthodes destructives

Les méthodes destructives sont basées sur l'enlèvement de matière et le retour à l'équilibre des échantillons. La modification des déformations dans l'échantillon est mesurée et les contraintes sont calculées à partir des lois d'élasticité. On peut citer parmi ces techniques la méthode du trou [ASTM E 837-99] qui consiste à percer un trou dans le revêtement pour relaxer les contraintes. Les déformations sont mesurées en surface et le profil des contraintes peut être déterminé à l'aide d'une modélisation ; Les différentes méthodes sont souvent désignées par le mode d'enlèvement de matière utilisée :

- ✓ La méthode de découpage ou trépanage [PLAUT 2000],
- ✓ La méthode de la dissolution [FLAHAUT P., 1995],
- ✓ La méthode de la flèche [CLYNE T.W. 1996],
- ✓ La méthode du perçage [ASTM E 837-99], [MEASUREMENTS G 1988], [LU J., 1989],
- ✓ La méthode de Sachs [CHABENAT A., 1975].

#### 1.3.2 Les méthodes non destructives

Les méthodes non destructives sont généralement basées sur la détermination des paramètres cristallographiques et physiques. On remarque parmi ces techniques :

- ✓ Les méthodes magnétiques,
- ✓ La méthode par ultrasons [DON E., 2000],
- ✓ La méthode par effet Barkhausen [SIPAHI L.B., 1994], [KAMEDA J., 1987], [SILVÉRIO F., 2000],
- ✓ La méthode piézo-spectroscopiques (Raman),
- ✓ La méthode de diffraction des rayons X et des neutrons et le synchrotron.

Ces méthodes n'étant pas utilisées dans ce travail, nous ne cherchons pas à les décrire en détail.

## Chapitre 2

# Adhésion et Adhérence des multi-matériaux et leurs méthodes de caractérisation

---

L'adhérence d'un revêtement sur un substrat est souvent un facteur prédominant dans la détermination des performances des dépôts. Des essais d'adhérence simples et fiables sont nécessaires afin de garantir la reproductibilité du procédé de dépôt et l'intégrité des interfaces obtenues. L'objet de cette partie est de définir ce que l'on entend par adhérence, de décrire ses diverses causes et de présenter les différentes méthodes de son évaluation.

---

## CHAPITRE 2 : ADHESION ET ADHERENCE DES MULTI-MATERIAUX ET LEURS METHODES DE CARACTERISATION

### 2.1 Introduction

La nécessité de comprendre l'endommagement des multi-matériaux sous l'effet de sollicitations extérieures a conduit à la mise en place de concepts nouveaux en mécanique de la rupture. La théorie classique de l'endommagement développée pour les matériaux isotropes métalliques ou céramiques est insuffisante pour rendre compte des phénomènes qui interviennent par exemple dans un assemblage multi-matériaux. Les bi-matériaux et plus particulièrement les assemblages métal-céramique, du fait de la présence d'une interface, milieu non homogène, ont un comportement singulier vis-à-vis de la rupture. Celle-ci peut intervenir de plusieurs manières [EVANS A., 1990], [EVANS A., 1989], fragile ou ductile dans le volume de l'un ou l'autre des matériaux en général dans la céramique (rupture cohésive), adhésive suite à la propagation d'une fissure dans l'interface, mixte, suite à la déviation d'une fissure préexistante dans l'interface dans l'un ou l'autre des matériaux massifs. Le comportement vis-à-vis de la rupture d'un multi-matériau est fortement dépendant de la distribution des défauts dans les trois milieux céramique, zone inter faciale, métal, de la résistance intrinsèque de chaque milieu (énergies de rupture de chaque milieu), du niveau de la répartition des contraintes résiduelles, de la proportion relative du métal et de sa contrainte d'écoulement plastique. L'ensemble conduit à une anisotropie dans les mécanismes mis en jeu lors de sollicitations mécaniques, et l'endommagement peut intervenir soit par rupture fragile dans la céramique, soit par rupture fragile ou ductile dans l'interface ou encore par rupture ductile dans le métal. Les premiers chercheurs à s'être intéressés aux mécanismes de fissuration à l'interface entre deux matériaux sont *England et al.*, *Erdogan et al.* [ERDOGAN F., 1965], et *Rice et al.* [RICE J. 1965]. Les notations utilisées dans cette étude bibliographique sont celles développées par *Hutchinson et al.* [HUTCHINSON JW., 1987] et *Dundurs* [DUNDERS J., 1989], mais dans tous les cas, la condition minimale nécessaire au maintien de l'intégrité du matériau est une résistance suffisante des interfaces à la rupture par décohésion.

L'objet de la mécanique de la rupture est d'étudier l'influence des défauts sur la tenue en service d'une structure. En particulier quand et comment un tel défaut peut-il se propager ? Quelle est sa vitesse de propagation ? Est-il possible de l'arrêter ? Si oui comment l'arrêter ? Quelle est la taille critique d'un défaut qu'on peut admettre dans une structure ? Quelle est la durée de vie d'une structure comportant un tel défaut ? Quelle sont les valeurs admissibles des sollicitations que peut supporter une structure en service, sans conduire celle-ci à la rupture ? Quels sont les paramètres qui influent notablement sur l'évolution des défauts initialement contenus dans des structures ?

D'où l'intérêt ressenti pour la réalisation d'essais en mécanique de la rupture afin de se prémunir des effets néfastes et nuisibles que peuvent induire ces défauts. La mécanique de la rupture par sa réponse à ces questions, constitue une science de conception, d'analyse et de prévision de la propagation des défauts. En bref, la mécanique de la rupture est la « **science des défauts** ». La résistance mécanique des interfaces entre deux matériaux différents constitue donc un problème critique, tant d'un point de vue appliqué que d'un point de vue fondamental, car toutes les difficultés que pose sa caractérisation sont loin d'être résolues [DUPEUX M., 2004]. La caractérisation des matériaux permet tout d'abord de les connaître, ce qui peut permettre de les améliorer ; ensuite, permettre aux codes de calcul de fonctionner correctement et être capable

de calculer de grandes structures. Cette réponse montre que le besoin de caractérisation ne peut que s'accroître suite au développement des nouveaux matériaux et des nouveaux instruments de calcul [DEGIOVANNI A., 1994] et à différentes échelles d'observation et dans des conditions d'emploi variées [CARRON D., 2013].

## 2.2 Adhésion et adhérence

### ➤ Définition

Dans la langue française, il existe deux termes pour désigner deux notions qu'il convient de distinguer : l'adhésion et l'adhérence. Les anglo-saxons n'emploient que le mot "adhesion" dans la langue courante. Toutefois, certains auteurs [MITTAL K.L., 1977] ont ressenti le besoin d'introduire une nouvelle différenciation en parlant de "basic adhesion" et de "practical adhesion". "L'adhésion basique" correspond à l'adhésion francophone et "l'adhésion pratique" à l'adhérence en français. L'énergie d'adhésion peut être définie comme la différence entre deux états. Celui où deux surfaces sont libres et celui pour lequel dépôt et substrat sont liés. L'énergie d'adhésion est donc la somme de toutes les interactions interatomiques ou intermoléculaires physico-chimiques à l'interface. Elle s'écrit, selon Dupré :

$$W_{Adh} = \gamma_D + \gamma_S - \gamma_{DS} \quad (2.1)$$

Avec  $\gamma_D, \gamma_S$  et  $\gamma_{DS}$  respectivement les énergies de surface du dépôt, du substrat et de l'interface dépôt/substrat.

D'après la relation (2.1), le travail d'adhésion sera d'autant plus grand et l'interface d'autant plus forte que l'énergie d'interface  $\gamma_{DS}$  sera faible et que les énergies de surface du substrat et du dépôt seront grandes. Les essais utilisés pour déterminer l'adhésion des interfaces permettent de désolidariser dépôts et substrats. Les processus de décohésion mis en jeu lors de ces essais s'accompagnent de déformations plastiques au voisinage des zones endommagées dont l'énergie est prise en compte dans la mesure effectuée. Cela explique que les énergies mesurées sont toujours supérieures aux énergies d'adhésion et qu'elles dépendent du type d'essai utilisé. La grandeur mesurée se trouve être l'énergie d'adhérence  $G_c$ . Elle peut s'écrire :

$$G_c = W_{Adh} + U_{Plas} \quad (2.2)$$

Avec  $U_{Plas}$  l'énergie consommée par déformation plastique du dépôt, du substrat et des autres corps intervenant dans l'essai d'adhérence. La perte d'énergie lors des essais d'adhérence dépend de l'énergie d'adhésion  $W_{Adh}$  et lui est **supérieure**, si bien qu'il est impossible d'avoir

accès expérimentalement à la valeur de l'énergie d'adhésion [CHALKER P.R., 1991], [SILVERI E., 2003], [VOLINSKY A.A., 2002]. L'adhésion représente donc tous les phénomènes microscopiques liant deux corps alors que l'adhérence correspond à un phénomène comportant les aspects mécaniques. Elle dépend de la géométrie des corps en présence, de leur histoire et des contraintes appliquées (direction, intensité, durée de la charge), et d'une façon générale de tous les phénomènes dissipatifs d'énergie. Tout le long de ce mémoire, il sera question d'adhérence, puisqu'elle est la seule grandeur accessible.

## 2.2.1 Phénomènes à l'origine de l'adhésion

Les différents types de liaisons interatomiques peuvent être établis aux interfaces et conduire à l'adhésion des revêtements. Toutefois, les forces d'attraction correspondant à ces liaisons ne peuvent s'appliquer que si les deux matériaux sont suffisamment proches ( $< 0.5\text{nm}$ ) [WEISS H., 1995]. Pour assurer ce contact, l'étalement de particules liquides sur un substrat est souvent employé, mettant en œuvre des phénomènes de mouillage. Des impacts à grande vitesse, impliquant de la déformation plastique, peuvent également être utilisés. Les interfaces créées lors de ces divers procédés d'élaboration des dépôts diffèrent de par leurs épaisseurs et de par les mécanismes d'adhérence qui y prédominent. En plus des adhésions chimiques et physiques, qui se rapportent à des échelles atomiques, il existe deux principaux types de mécanismes microscopiques : la **diffusion** (avec ou sans formation de composés intermédiaires) et l'**ancrage mécanique**.

### 2.2.1.1 Liaisons interatomiques

#### ➤ Adhésion chimique

Les liaisons métalliques sont formées d'électrons délocalisés pour former un nuage électronique autour des ions métalliques positifs. L'énergie de cette liaison est comprise entre 100 et 400  $\text{kJ.mole}^{-1}$  et elle agit de façon isotrope. La liaison covalente, qui correspond à une adhésion de type chimique, est due à une redistribution des électrons périphériques, qui se déplacent sur des orbitales communes. Elle concerne des atomes particuliers et forme des liens directionnels. La liaison ionique résulte de l'association d'ions positifs et négatifs. C'est une interaction non orientée car le champ d'attraction des ions a une symétrie sphérique. De nombreuses liaisons, notamment celle des oxydes, sont intermédiaires entre les liens ioniques et covalents. Ils sont dits iono-covalents. Pour les céramiques, ces liaisons mixtes sont décrites par des taux d'ionocité. L'alumine  $\text{Al}_2\text{O}_3$  est ainsi considérée comme ionique à 63 % [PAULING L., 1960] ; Ce type de liaison correspond à une énergie de 600 à 1000  $\text{kJ.mole}^{-1}$  [WEISS H., 1995] [COGNARD P., 2002].

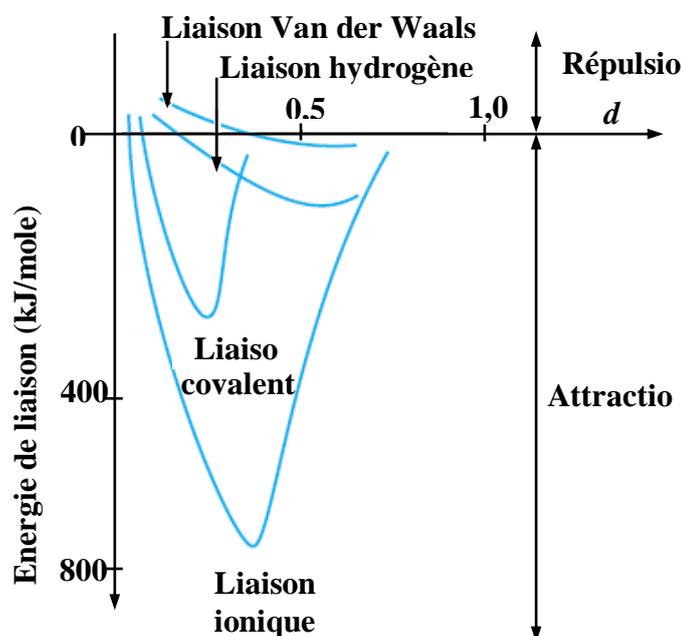


Figure 2.1. Énergies des liaisons en fonction de la distance  $d$

➤ *Adhésion physique*

Des groupements d'atomes, reliés par des liaisons covalentes ou iono-covalentes, peuvent être associés entre eux par des liaisons de faible énergie, mais de longue portée, dites de Van der Waals. Elles se produisent entre des distorsions de charges, dans les liaisons entre atomes composant des oxydes, par exemple.

➤ *Liaisons métal/oxyde*

Les liaisons entre métaux et oxydes ne sont pas encore bien comprises. Il est en effet difficile de comprendre comment des liaisons peuvent s'établir entre un corps à liaisons métalliques et un autre de type ionique ou covalent [DARQUE 2003]. Des liaisons peuvent néanmoins être formées par diffusion .

### 2.2.1.2 Mouillage

Le mouillage regroupe tous les phénomènes qui interviennent lorsqu'un *liquide est mis en contact avec un solide*, ce qui intervient lors de l'élaboration des interfaces par projection plasma. Une bonne adhésion implique un bon mouillage du substrat par le revêtement à l'état liquide. Une goutte de liquide sur une surface solide parfaitement lisse prend la forme d'une calotte ayant un angle de mouillage  $\theta$  avec la surface du substrat [SOBOLEV V.V., 1997] [VOLINSKY A.A., 2002] (Figure 2.2). L'énergie d'adhérence  $W_{Adh}$  dépend du mouillage, via la relation :

$$W_{Adh} = \gamma_L(1 + \cos\theta) \quad (2.3)$$

Avec  $\gamma_L$  l'énergie libre de surface du liquide.

Le mouillage total, réalisé pour  $\theta = 0$ , correspond donc au *maximum* du travail d'adhésion.

D'autre part, le mouillage peut être accompagné de transferts de masse à l'interface [DARQUE 2003]. L'étalement du liquide peut, en effet, être contrôlé par de la diffusion superficielle.

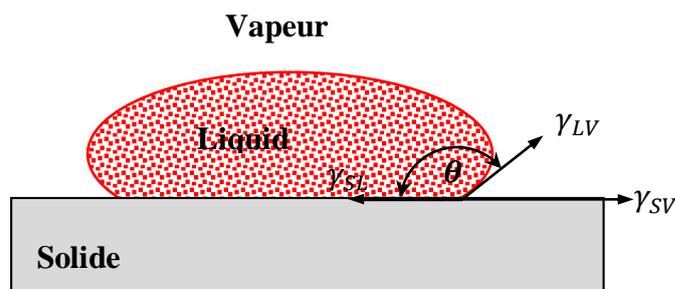


Figure 2.2. Goutte de liquide sur un solide lisse définition de l'angle de mouillage.

➤ **Les systèmes réactifs et non-réactifs**

Nous distinguerons deux grandes catégories de systèmes. Tout d'abord les systèmes non-réactifs comprenant les métaux qui ne forment pas de carbures et pour lesquels la dissolution du carbone est négligeable (par exemple le cuivre qui ne peut dissoudre plus de 1 ppm de carbone au voisinage de sa température de fusion). Ensuite nous nous intéresserons aux systèmes réactifs et là encore nous distinguerons deux types de réactivité : (i) la simple dissolution qui concerne principalement les métaux de type ferreux (Fe, Co, Ni, Pd), (ii) et la formation de carbures stables (Al, Si, Ti, Cr).

Pour ces systèmes, **non-réactifs** la plupart des résultats de la littérature ont été obtenus pour des substrats de graphite polycristallin. Ce type de substrat présente l'inconvénient majeur d'être difficile à polir, le clivage des grains pendant cette étape de préparation conduit généralement à des rugosités moyennes de l'ordre de 10<sup>2</sup> à 10<sup>3</sup> nm ; or de telles rugosités affectent grandement les valeurs des angles de contact à l'équilibre (plusieurs dizaines de degrés), et particulièrement pour les systèmes non-mouillants. Naidich et Kolesnichenko [NAIDICH Y. V., 1965] ont réalisé en 1965 une étude systématique de la mouillabilité du graphite par les métaux liquides en utilisant la méthode de la goutte posée. Depuis cette date, de nombreux autres travaux ont été consacrés à la mouillabilité dans ces systèmes, sans pour autant remettre fondamentalement en question les résultats de l'étude de Naidich et Kolesnichenko ainsi que les conclusions qui peuvent en être tirées. Nous avons choisi de présenter les résultats de ces auteurs car ils constituent un ensemble de résultats homogènes, dans la mesure où ils ont été obtenus avec un même protocole expérimental et des substrats identiques. Ceci présente un avantage considérable du fait qu'il est bien établi que l'atmosphère de travail exerce une influence importante sur la mouillabilité dans les systèmes métal/céramique en général [CHATAIN D., 1988]. Les résultats reportés dans le (*Tableau 2.1*) concernent des métaux non-réactifs vis à vis du carbone, c'est-à-dire ne formant pas de carbures stables et dans lesquels la solubilité du carbone est très faible (typiquement de l'ordre de 10<sup>-3</sup> at.%). Ces résultats ont été obtenus avec des substrats en graphite de "haute pureté", [NAIDICH Y. V., 1965]; [NAIDICH Y. V., 1981] a montré qu'aucun des métaux étudiés ne mouille le graphite : l'angle de contact est voisin de 140 degrés dans tous les systèmes. Par conséquent, le travail d'adhésion est faible : il ne représente que 10 % environ du travail de cohésion du métal, Dans une publication de revue [NAIDICH Y. V., 1981] , Naidich indique des valeurs d'angle de contact mesurées sur des substrats de diamant avec les mêmes métaux que ceux présentés dans le (*Tableau 2.1*) Comme dans le cas du graphite, le mouillage observé est mauvais et le travail d'adhésion varie de 5 à 30 % environ du travail de cohésion du métal. On citera Les travaux de la mouillabilité de l'alumine (céramique) par différents métaux liquides non réactifs avec l'alumine. de la référence [LUCAS, L. D., 1984] ainsi que les travaux de type métal/métal ou Alliages de [GILLILAND R.G., 1964] de plusieurs métaux liquides sur le béryllium testés à diverses températures dans l'atmosphère d'argon et sous vide. Aussi on citera d'autres travaux sur d'autres couples comme céramique sur graphite [MESRATI N., 1997] et Oxydes sur graphite [MESRATI N., 2000].

**Table 2.1.** Angle de contact liquide / solide et travail d'adhésion en fonction de l'atmosphère et de la température.

Métal liquide	Température (K)	Atmosphère	Angle de contact (deg)	$\gamma_{LV}$ (mJ/m <sup>2</sup> )	$\gamma_{LS}$ (mJ/m <sup>2</sup> )	$W_{AD}$ (mJ/m <sup>2</sup> )
Cuivre	1373	vide	140			316
Argent	1253	"	136	-	-	255
Indium	1073	"	142	-	-	106
Germanium	1373	"	148	-	-	98
Étain	1173	"	156	-	-	45
Plomb	1073	hydrogène	138	-	-	96
Antimoine	1173	"	140	-	-	84
Bismuth	1073	"	136	-	-	94
<i>(a) Angles de contact expérimentaux et valeurs du travail d'adhésion dans des systèmes non-réactifs graphite/métal pur [NAIDICH Y. V., 1965], [NAIDICH Y. V., 1981].</i>						
Plomb	1173	-	117±3	392	-	214
étain	1373	-	122±2	478	-	225
Or	1373	-	139±2	1131	-	277
Cuivre	1373	-	131±3	1283	-	441
Aluminium	1273	-	80±3	814	-	955
Nickel	1730	-	112±2	1782	-	1114
<i>(b) Données expérimentales sur la mouillabilité de l'alumine par différents métaux liquides non réactifs avec l'alumine. Les valeurs de <math>\gamma_{LV}</math> sont extraites de la référence [LUCAS, L. D., 1984]</i>						
Aluminium	983,15	Vide	142.5	831	2520	176
Aluminium	1033,15	Vide	132.0	726	2350	239
Aluminium	983,15	Argon	116.7	787	2220	434
Aluminium	1033,15	Argon	99.9	561	1960	464
ZR-5BE	1303,15	Vide	79.8	625	1940	549
ZR-5BE	1353,15	Vide	64.6	520	1770	614
ZR-5BE	1303,15	Argon	97.0	488	1780	576
ZR-5BE	1353,15	Argon	79.8	172	1690	569
TI-6BE	1348,15	Vide	13.2	492	1380	970
TI-6BE	1398,15	Vide	10.8	277	1590	548
TI-6BE	1348,15	Argon	8.6	424	1440	844
TI-6BE	1398,15	Argon	5.6	329	1530	660
© Valeurs d'angle de contact et travail d'adhésion de plusieurs métaux liquides sur le béryllium testés à diverses températures dans l'argon et sous vide [GILLILAND R.G., 1964]						

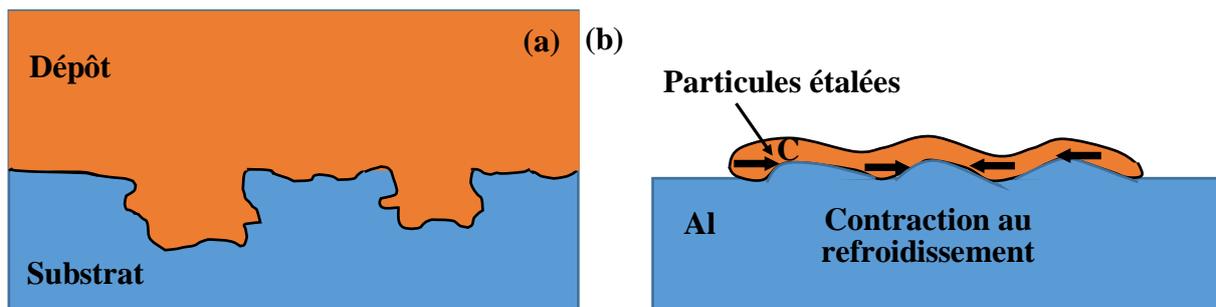
### 2.2.1.3 Mécanisme de Diffusion

Le phénomène de diffusion entraîne la formation d'une zone de transition dans laquelle un changement constant de la structure cristalline et de la composition est observé. Ce phénomène de diffusion nécessite une *solubilité* et un apport d'énergie suffisants, notamment sous forme de chaleur. Une inter diffusion peut aller jusqu'à la disparition complète de l'interface, déplacée ou remplacée par une zone de transition. Des phases intermédiaires, dont la composition est

constante, peuvent également être formées suivant les propriétés du couple métallurgique en présence. L'inter diffusion est généralement considérée comme bénéfique pour l'adhérence [RICHARD C.S., 1996], [PETOT C., 1995]. La formation de phases intermédiaires fragiles aux interfaces peut conduire à une mauvaise adhérence des revêtements [RICHARD C.S., 1996] [SHIN S.Y., 2002] ou au contraire l'améliorer [FOLIO F., 2001], [SOBOLEV V.V., 1997], [BAHBOU F., 2004], [MORKS M.F., 2002], [CALVO F.A., 1988].

#### 2.2.1.4 Ancrage mécanique

La rugosité du substrat est considérée comme un paramètre déterminant pour l'adhérence des revêtements. D'une part, son accentuation permet une pénétration du dépôt dans les aspérités du substrat et un emboîtement des deux matériaux (*Figure 2.3.(a)*). Ce phénomène, qui est souvent désigné par le terme vague d'ancrage mécanique'', conduit à une augmentation de l'adhérence des revêtements [SOBOLEV V.V., 1997],[BIANCHI L., 1995] [MARUYAMA T., 2004]. L'adhérence par ancrage mécanique peut résulter plus précisément de l'accroissement de l'énergie mécanique dû à la déviation de la rupture sur les irrégularités de l'interface au cours de l'essai d'adhérence. Dans le cas de revêtements obtenus par projection, l'ancrage mécanique peut également résulter de la contraction des particules lors de leur refroidissement (*Figure 2.3.(b)*). La contraction se trouve, en effet, contrariée par la rugosité du substrat, conduisant ainsi à un accrochage des particules.



*Figure 2.3. Illustration de l'accrochage mécanique du fait (a) de la géométrie du substrat et (b) du refroidissement des particules incidentes.*

La meilleure adhérence des dépôts réalisés sur des substrats rugueux peut également être issue d'une augmentation de l'*aire (surface)* de contact qui permet de multiplier le nombre de sites favorables à la formation de liaisons [DARQUE 2003], [SIEGMANN S., 1999]. Tous ces phénomènes bénéfiques à l'adhérence, découlant de la morphologie du substrat, expliquent l'utilisation très répandue du sablage pour préparer les substrats, avant de les revêtir par projection thermique, par exemple.

- **Remarque**

Il est rare que l'adhérence d'un couple donné soit attribuée à une seule des causes qui viennent d'être présentées. La plupart des interfaces adhésives mettent en jeu des mécanismes de création de liaison interatomiques. Cependant, la description des interfaces à des échelles atomiques n'est souvent pas suffisante. Les contributions microscopiques de l'ancrage mécanique et de la diffusion ne peuvent pas être négligées. Cependant, pour les revêtements réalisés par projection plasma, l'adhérence est générée essentiellement par deux types de liaisons [ZAAT J., 1983] l'accrochage mécanique et les liaisons physico-chimiques à différentes échelles. En considérant la solidification rapide des particules, leur vitesse de refroidissement et la microstructure lamellaire des dépôts, l'accrochage mécanique semble être le mécanisme principal qui engendre l'adhérence [AMADA S., 1993]. Le comportement mécanique du dépôt et en particulier l'adhésion dépend de la morphologie des particules écrasées, du contact entre les lamelles ainsi que de la rugosité du substrat.

### 2.2.1.5 Caractérisation de l'adhérence

D'un point de vue microscopique, nous avons vu que la force de la liaison à l'interface est caractérisée par le travail d'adhésion. L'adhérence est une notion macroscopique complexe liée aux énergies de rupture faisant intervenir l'énergie d'adhésion mais aussi tous les phénomènes accompagnant la propagation d'une fissure. Elle peut être déterminée grâce à des essais mécaniques cherchant à séparer les deux matériaux. Dans le cas de fortes pressions de contact, les revêtements peuvent être confrontés au risque de délaminage (ou décollement) à l'interface. Ce risque est d'autant plus grand que les contraintes de cisaillement sont élevées dans la zone de l'interface. La mesure de l'adhérence est donc de très haute importance pour l'amélioration des procédés puisqu'elle va permettre de comparer valablement l'action des différents paramètres d'élaboration. De nombreux essais différents ont été mis en œuvre pour caractériser l'adhérence. Généralement, On applique une action mécanique croissante jusqu'à la séparation du revêtement de son substrat. Pourtant ces essais ne rendent généralement pas bien compte du phénomène de délaminage inter facial [SIEGMANN ST., 2005]. Homogène à une contrainte, cette mesure est spécifique à chaque essai et ne peut généralement pas être comparée aux résultats obtenus par les autres essais. Entreprendre une classification des essais d'adhérence est néanmoins discutable car, quelles que soient les classes adoptées, les essais d'une même classe ne seront pas équivalents. D'une part, certains niveaux d'adhérence sont exprimés en contraintes, d'autres en énergie d'adhérence voire en d'autres unités (e.g. en dB dans le cas des essais par ultrasons [DUCOS M., 2004] De plus, le temps de sollicitation va également influencer sur la mesure de la contrainte d'adhérence. Certains essais sont quasi-statiques, d'autres dynamiques. Enfin, les champs de contraintes générés au voisinage des fronts de fissures sont variables d'un essai à l'autre et empêchent la comparaison directe des différentes techniques de détermination de l'adhérence [SILVERI E., 2003] [VOLINSKI A.A., 2003]. Un angle de mixité modale a été défini, afin de quantifier les parts de la sollicitation qui est appliquée à la fissure en mode I et en mode II. Cet angle s'écrit :

$$\Psi = \arctan \left( \frac{\sigma_{xy}}{\sigma_{yy}} \right) \quad (2.4)$$

avec  $\sigma_{xy}$  et  $\sigma_{yy}$  les contraintes tangentielles et normales à l'interface respectivement. Pour les essais de rupture inter faciale, l'énergie d'adhérence  $G_c$  mesurée comprend la dissipation due à

la plasticité en zone de décohésion, via l'énergie  $U_{\text{plas}}$  dans l'équation (2.2). Ce paramètre dépend du type d'ouverture que subit la fissure. De ce fait, l'énergie d'adhérence augmente avec la valeur de  $\psi$  (Figure 2.4). Là encore, la mixité modale n'est pas le seul paramètre influant sur l'évolution de l'énergie d'adhérence. La vitesse de propagation de fissure ainsi que le mouillage du milieu environnant en front de fissure vont également intervenir sur la mesure de l'énergie d'adhérence [LANGERON J.P., 1997],[BRACCINI M., 2003].

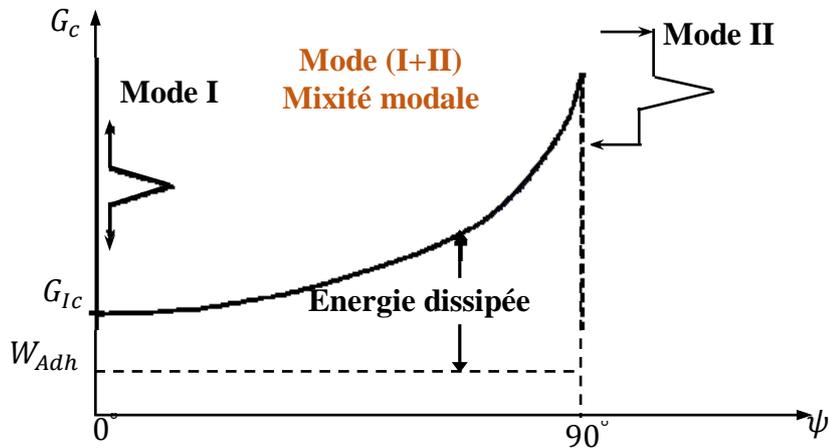


Figure 2.4. Energie d'adhésion et d'adhérence en fonction de l'angle de mixité modale [VOLINSKI A.A., 2003].

Certains essais se prêtent plus facilement à une modélisation et une analyse par la mécanique linéaire de la rupture qui permettent d'aboutir à une ténacité inter faciale. Cette valeur devrait en principe être indépendante du type d'essai [YAO Q., 1999], et devrait permettre de comparer les résultats de différents types d'essais. En effet, ces essais mesurent généralement les valeurs critiques de facteurs d'intensité des contraintes  $K_I$  ( $FIC$ ), ou le taux de restitution d'énergie  $G_i$  ; appliqué sur le défaut d'un revêtement (i peut être le mode I, II ou III, ou un mélange de modes). Le passage de  $G$  à  $K$  s'effectue par les relations classiques de la mécanique linéaire de la rupture. Avant de présenter les différentes méthodes, les principales notions de la mécanique de la rupture, nécessaires à la compréhension de ce qui suivra, vont être rapidement exposées.

### 2.3 Mécanique de la rupture

Il est important de connaître le mode de fissuration inter faciale afin d'interpréter les résultats expérimentaux et de déterminer la ténacité inter faciale ou l'énergie critique de rupture du couple revêtement/substrat. Dérivés des concepts de la mécanique de la rupture, de nombreux travaux ont montré que la résistance à la rupture inter faciale dépend du mode de rupture [TANG S., 2002], [HUTCHINSON J.W., 1991], [MITUL B.M., 2004], [TIPPUR H.V., 1993], [DOLLHOFFER J., 2000], [YUUKI R., 1994], pour préparer l'étude de la fissuration inter faciale, il convient de rappeler quelques éléments de la théorie de la rupture en milieu homogène.

### 2.3 .1 Approches énergétiques

#### ➤ Théorie de Griffith propagation de fissure

Une fissure est considérée comme une surface de discontinuité du déplacement et des contraintes. La théorie de [GRIFFITH, A. A. 1921] permet de décrire l'évolution d'une fissure à l'aide d'un critère de propagation fondé sur la notion de taux de restitution d'énergie. Cette approche Globale repose sur le raisonnement de Griffith qui en étudiant les processus de fissuration quasi-statique, note que l'énergie potentielle du système varie avec la surface fissurée. Cette énergie potentielle  $W_P$  est la somme de l'énergie interne élastique  $W_{élast}$  et de l'énergie potentielle externe des chargements appliqués  $W_{ext}$  ; Le taux de restitution d'énergie s'écrit comme la variation d'énergie potentielle à chargement constant par rapport à la surface fissurée.

$$G = -\frac{dW_p}{dS} \quad \text{avec} \quad W_P = W_{élast} + W_{ext} \quad (2.5)$$

Où  $S$  est l'aire de la surface fissurée.  $G$  est le taux d'énergie élastique restitué par la structure lors d'un accroissement de la fissure à chargement fixé. Il s'exprime par une différence d'énergie emmagasinée dans la structure avant et après l'éventuelle propagation d'un incrément infinitésimal de fissure.  $G$  permet d'établir un **critère de propagation de fissure** en le comparant au taux critique de restitution d'énergie  $G_c$  tel que :

$$G \geq G_c \quad (2.6)$$

Où  $G_c$  désigne la ténacité du matériau qui définit sa capacité à résister à la propagation de fissures. Ce critère, fondé sur une approche globale de la structure, s'affranchit de la notion de singularité de contraintes en front de fissure. Le calcul de la répartition des contraintes en front de fissure est à la base des approches locales [IRWIN, G. R. 1957]. On note cependant que la théorie de Griffith suppose la présence de la fissure mais ne permet pas de prévoir sa nucléation ou son amorçage.

#### ➤ Extension aux critères d'amorçage

Pour pouvoir simuler l'amorçage d'une fissure, des critères supplémentaires ont été proposés par [HASHIN, Z. 1996] et [LEGUILLON, D., 2000]. Un accroissement fini  $\Delta l$  de la fissure de longueur initiale  $l$  est considéré et le critère différentiel de Griffith est remplacé par une analyse

incrémentale. Le bilan d'énergie incrémental  $-\Delta W$  s'écrit directement à partir de la différence d'énergie potentielle avant et après la propagation de la fissure, soit

$$-\Delta W = W_p(l) - W_p(l + \Delta l) \quad (2.7)$$

L'amorçage de la fissure peut être décrit en considérant la structure initiale saine ( $l = 0$ ). L'amorçage se fait de manière discontinue jusqu'à une longueur  $\Delta l > 0$  et la condition d'amorçage devient :

$$-\frac{\Delta w}{\Delta S} \geq G_c \quad (2.8)$$

Parmi les travaux de la littérature on peut aussi mentionner une deuxième approche proposée par [FRANCFORT, G. A. 1998]. Elle consiste à remplacer le critère  $G \geq G_c$  par un principe de minimisation d'énergie de la structure parmi tous les états de fissuration possibles. Ce critère de Griffith "généralisé" permet d'amorcer une ou plusieurs fissures de longueur finie apparaissant à une valeur critique du chargement. Cette approche peut rendre compte d'évolutions spatio-temporelles quelconques de la fissuration (bifurcation, branchement). Une dernière piste pour pouvoir simuler à la fois l'amorçage et la propagation de la fissuration est d'utiliser les méthodes de la mécanique de l'endommagement. Les lois de comportement traduisent la perte des propriétés élastiques en définissant une variable d'endommagement  $D$ . Cette variable interne correspond à l'état d'endommagement :  $D = 0$  le matériau est sain,  $D = 1$  lorsque le matériau est totalement endommagé.

### 2.3.2 Modes de fissuration

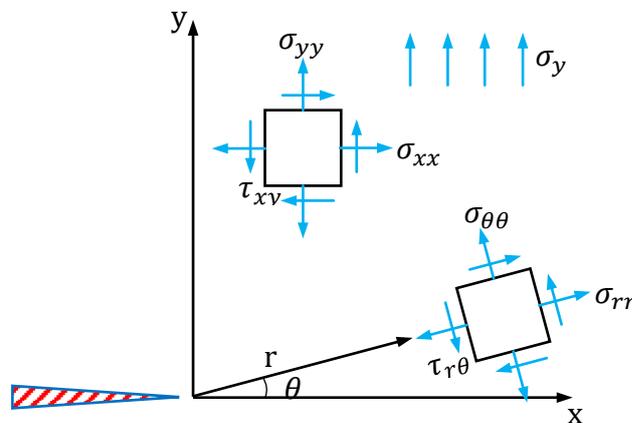
La mécanique linéaire de la rupture considère l'évolution d'un défaut modélisé par une fissure dans une structure soumise à un chargement mécanique externe. La représentation géométrique d'une fissure ainsi que le système de coordonnées rattaché permettant de décrire l'état de contraintes en front de fissure sont donnés (**Figure 2.5**) Dans le cas du problème plan en élasticité linéaire, les contraintes sont singulières à la pointe de la fissure. Suivant le problème étudié, trois types de propagations sont possibles (**Figure 2.6**).

➤ **Les trois modes de rupture**

Tout déplacement des lèvres de fissures se restreint à la combinaison de trois modes principaux notés I, II, III (*Figure 2.7*).

1. Le **mode I (Mode d'ouverture)** est un mode de traction les lèvres de la fissure se déplacent dans des directions opposées et perpendiculairement au plan de fissure ce mode est généralement le plus sévère (dangereux).
2. Dans le **mode II (Mode de cisaillement plan)** (ou glissement) les lèvres de la fissure se déplacent dans le même plan dans une direction perpendiculaire au front de fissure.
3. Pour finir dans le **mode III (cisaillement anti-plan)**, (ou déchirement) les lèvres de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction parallèle au front de fissure.

Ces trois modes élémentaires peuvent se combiner en un mode mixte, mais dans la réalité, c'est le **mode I** qui est le plus dangereux ; ce dernier est souvent responsable de la rupture, ce qui explique le développement particulier donné à l'étude de ce mode de rupture [FRANÇOIS, D., 1992].



*Figure 2.5. Système de coordonnées et champ de contrainte local près du front de fissure.*



*Figure 2.6. Les trois modes de rupture.*

### 2.3.2.1 Champ de contrainte et déplacement en front de fissure

En coordonnées polaires  $(r, \theta)$ , les contraintes et déplacements au voisinage d'une fissure sollicitée en mode I, II ou III sont décrits en élasticité linéaire par :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_\alpha}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^\alpha(\theta) + \dots \quad (2.9)$$

$$u_i = \frac{K_\alpha}{2\mu_{ci}} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} g_i^\alpha(\theta) + \dots \quad (2.10)$$

L'indice  $\alpha$  est égal à I, II ou III,  $\mu_{ci}$  est le module de cisaillement,  $K$  est le facteur d'intensité de contraintes. Les termes  $f_{ij}^\alpha(\theta)$  et  $g_i^\alpha(\theta)$  correspondent à des fonctions angulaires sans dimension.  $K_I, K_{II}, K_{III}$  correspondent aux facteurs d'intensité de contrainte en mode I, II, III. Ces facteurs sont fonction uniquement de la géométrie de l'éprouvette et de son chargement extérieur.

Dans un problème réel, la fissure est sollicitée en mode mixte. Dans cette configuration, la solution est une superposition des trois modes d'ouverture élémentaire. Par conséquent, au voisinage du front de fissure, le champ des contraintes s'exprime par :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^I(\theta) + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{II}(\theta) + \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}^{III}(\theta) \quad (2.11)$$

Les expressions ci-dessous donnent les champs des contraintes et des déplacements en front de fissure dans le système de coordonnées donné par la (**Figure 2.5**)

#### MODE I

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \tau_{xy} \\ \sigma_{yy} \end{bmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{bmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} u_x \\ u_y \end{bmatrix} = \frac{K_I}{2\mu_{ci}} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{bmatrix} \cos \frac{\theta}{2} \left( \chi - 1 + 2\sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ \sin \frac{\theta}{2} \left( \chi + 1 - 2\cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \end{bmatrix}$$

### MODE II

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \tau_{xy} \\ \sigma_{yy} \end{bmatrix} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{bmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} \left( 2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right) \\ \cos \frac{\theta}{2} \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{bmatrix}$$

$$\begin{bmatrix} u_x \\ u_y \end{bmatrix} = \frac{K_{II}}{2\mu_{ci}} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \begin{bmatrix} \sin \frac{\theta}{2} \left( \chi + 1 + 2\cos^2 \frac{\theta}{2} \right) \\ -\cos \frac{\theta}{2} \left( \chi - 1 - 2\sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \end{bmatrix}$$

### MODE III

$$\begin{bmatrix} \tau_{xz} \\ \tau_{yz} \end{bmatrix} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \begin{bmatrix} -\sin \frac{\theta}{2} \\ \cos \frac{\theta}{2} \end{bmatrix}$$

$$u_z = 2 \frac{K_{III}}{\mu_{ci}} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2}$$

$$\sigma_{ZZ} = 0 \quad \text{En contrainte plane}$$

$$\sigma_{ZZ} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \quad \text{En déformation plane}$$

$\mu_{ci}$  est le module de cisaillement du matériau :  $\mu_{ci} = \frac{E}{2(1+\nu)}$

Avec  $E$  module de Young du matériau,  $\nu$  Coefficient de Poisson du matériau.

**Le coefficient  $\chi$  vaut :**      $\chi = 3 - 4\nu$                       *En déformation plane*  
     $\chi = (3 - \nu)/(1 + \nu)$                       *En contrainte plane*

**Relation entre les facteurs d'intensité des contraintes et l'énergie de Griffith**

$$G = \frac{1}{2\mu_{ci}} [(1 - \nu^*)(K_I^2 + K_{II}^2) + K_{III}^2] \quad (2.12)$$

$\nu^* = \nu$                       *Déformations planes*

$\nu^* = \frac{\nu}{1+\nu}$                       *Contraintes planes*

**2.3.2.2 Critères de propagation brutale des fissures-Ténacité des matériaux**

Etant donné une fissure et un mode de sollicitation, l'expérience montre que la propagation brutale de la fissure intervient lorsque l'énergie de Griffith **G** atteint une valeur critique notée  $G_c$  ; pour les corps fragiles (verre par exemple), en considérant le seul mode I de fissuration et en supposant un état de déformation plane, Griffith prend pour valeur critique l'énergie de surface des surfaces créées, soit

$$G_{IC} = 2\gamma_S + \gamma_P \quad (2.13)$$

$\gamma_P$  : étant l'énergie de déformation plastique par unité de surface  $\gamma_P$  est très grand par rapport à  $\gamma_S$ , le rapport pouvant atteindre 1000.

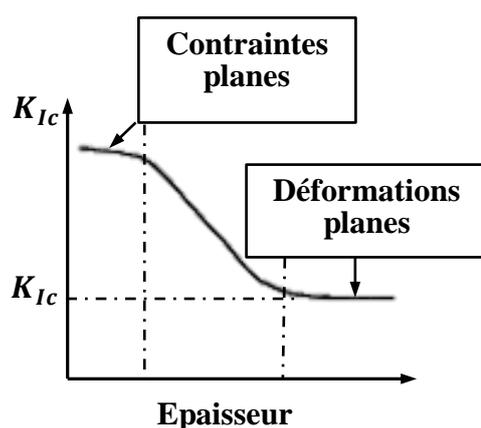
La valeur critique  $G_C$  correspond à une valeur d'intensité de contraintes notée  $K_C$  à laquelle elle est reliée par les formules mentionnées précédemment (2.12). Dans le cas général, on a :

$$G_C = \frac{K_{IC}^2 + K_{IIc}^2}{E'} + \frac{K_{IIIc}^2}{2\mu_{ci}} \quad (2.14)$$

$E' = E$                       *Contraintes planes*

$E' = E/(1 - \nu^2)$                       *Déformations planes*

La valeur critique  $K_c$ , appelée ténacité, est caractéristique du matériau et du mode de chargement. Il y a rupture lorsque le paramètre  $K$  atteint la valeur critique  $K_c$ . Le mode I étant le plus endommageant. C'est la valeur critique  $K_{Ic}$  qui est généralement utilisée pour caractériser les matériaux. L'épaisseur influence sur l'état de contraintes. Pour les éprouvettes d'essais de faible épaisseur (plaques), chargées en mode I dans leur plan, l'état de contraintes planes est prédominant et la valeur critique du facteur d'intensité de contrainte en mode I est élevée. Notamment pour les matériaux ductiles. Lorsque l'épaisseur augmente, on observe une transition vers un état de déformations planes, le facteur d'intensité de contrainte critique diminue et n'évolue plus au-delà d'une certaine épaisseur : c'est cette valeur minimale stabilisée du  $K_{Ic}$  qui définit la ténacité du matériau (*Figure 2.7*).



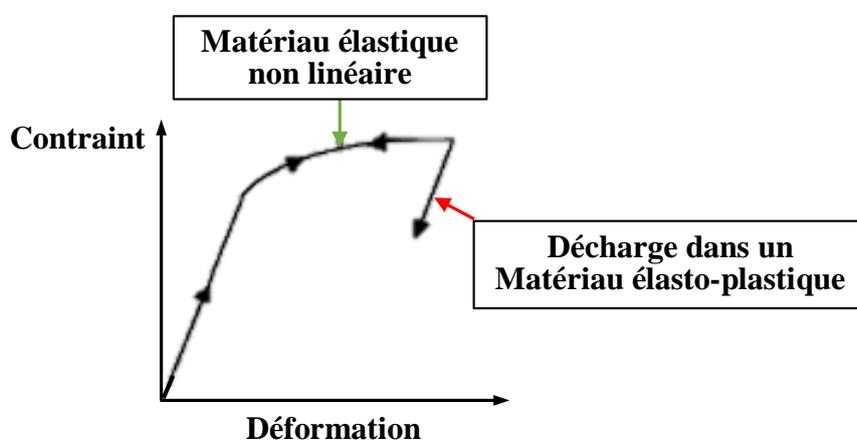
*Figure 2.7. Variations caractéristiques de la ténacité  $K_{Ic}$ .*

Les directions de la propagation de fissure et aussi une donnée importante pour l'analyse de la rupture. Les trois critères les plus utilisés pour le calcul numérique en 2D de la progression d'une fissure en régime élastique linéaire sont (i) la contrainte circulaire maximale ( $\sigma_{\theta max}$ ) ; (ii) le taux de restitution d'énergie maximal ( $G_{\theta max}$ ) et (iii) la densité minimale d'énergie de déformation ( $S_{\theta max}$ ) .

Pour le critère  $\sigma_{\theta max}$ , Erdogan et Sih [ERDOGAN F., 1963] ont considéré que la progression d'une fissure devrait se produire dans la direction qui maximise la contrainte circulaire dans la région proche du front de fissure. Pour Hussain [HUSSAIN M.A., 1974] la progression de la fissure doit se produire dans la direction où le taux de restitution d'énergie est maximal ; et enfin, Sih [SIH G.C., 1974] a supposé que la direction de propagation de la fissure est déterminée par la valeur minimale de la densité d'énergie de déformation proche du front de fissure. Bttencourt [BITTENCOURT T.N., 1996] a cependant montré que si dans une simulation numérique de la rupture on permet à la fissure de changer de direction, les trois critères fournissent fondamentalement les mêmes résultats.

### 2.3.2.3 Hypothèses non linéaires et élasto-plastiques pour le comportement à la rupture

L'application de la mécanique linéaire de la rupture (MLR) demeure valable tant que le comportement du matériau est élastique et linéaire, et tant que la plastification en front de fissure reste confinée dans une zone de faible taille par rapport aux dimensions des fissures et de la structure fissurée. Deux paramètres caractéristiques sont exploités dans le domaine de la mécanique de la rupture : (i) l'ouverture en front de fissure ou CTOD (crack tip opening Displacement) et, (ii) l'intégrale du contour notée  $J$  [SHIH C.F., 1981]. Ils décrivent tous les deux les champs de contraintes et de déplacements à l'extrémité d'une fissure et peuvent être utilisés comme critères de rupture. Les valeurs critiques de  $J$  et du CTOD conduisent à des valeurs de la ténacité des matériaux à peu près indépendants de la géométrie des structures, même lorsque la plastification à l'extrémité des fissures est importante. Nous ne présentons ici que la méthode de **l'intégrale  $J$** , car elle sera utilisée dans la suite de ce travail. L'intégrale de contour  $J$  est utilisée comme un paramètre caractéristique de l'état des contraintes au voisinage de l'extrémité d'une fissure dans les matériaux dont le comportement est non linéaire. La méthode a connu un grand succès car elle simplifie la description mathématique du comportement. Rice qui proposa ce paramètre [RICE, J.R., 1968], assimile en effet le comportement élasto-plastique à un comportement élastique non linéaire. L'approche de Rice qui repose sur une telle hypothèse doit néanmoins être utilisée avec précaution lorsque la variation de la contrainte n'est pas monotone. La (**Figure 2.8**) illustre la différence de comportement entre un matériau élasto-plastique et un matériau élastique non linéaire dans le cas d'une décharge élastique. Lors de la décharge, le chemin suivi par le matériau élastique non linéaire est très différent du chemin réel que l'on observe dans les matériaux élasto-plastiques. Si une relation unique lie la contrainte et la déformation dans un matériau élastique, linéaire ou non, ce n'est pas le cas pour un matériau élasto-plastique où une déformation donnée peut correspondre à plusieurs contraintes quand le matériau est déchargé ou soumis à des sollicitations cycliques. On voit donc l'avantage de considérer un matériau élastique plutôt qu'un matériau où les déformations sont irréversibles.



**Figure 2.8.** Comportement élastique non linéaire et comportement réel.

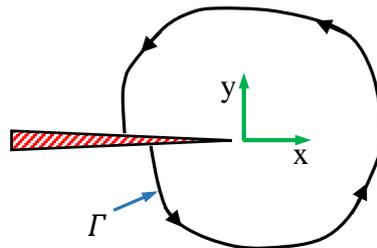
Le paramètre J est défini à partir de l'intégrale de contour suivante :

$$J = \int_{\Gamma} \left( w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (2.15)$$

Où  $\Gamma$  est un contour d'intégration entourant l'extrémité de la fissure (**Figure 2.10**), ds l'élément de longueur sur  $\Gamma$ ,  $T_i$  et  $u_i$  les composantes du vecteur contrainte et du vecteur déplacement en un point de  $\Gamma$ . La densité d'énergie de déformation  $w$  est définie quant à elle par :

$$\omega = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d \varepsilon_{ij} \quad (2.16)$$

Où  $\sigma_{ij}$  et  $\varepsilon_{ij}$  sont les composantes des tenseurs de contraintes et de déformations au point courant sur le contour  $\Gamma$



**Figure 2.9.** Contour arbitraire autour de l'extrémité d'une fissure.

Rice a montré que la valeur de cette intégrale est égale au taux de restitution d'énergie dans un matériau non linéaire. De plus dans le cas d'un matériau linéaire,  $J = G = \frac{K_I^2}{E'}$  ou G est l'énergie de Griffith

Avec  $E' = E$  En contraintes planes

$E' = \frac{E}{1-\nu^2}$  En Déformations planes

### 2.3.3 Cas du milieu hétérogène : multi matériaux élastiques

Lorsqu'une fissure rencontre une interface entre deux différents matériaux élastiques, les champs asymptotiques sont modifiés et le degré de la singularité peut être différent de celui obtenu dans le cas de matériau homogène. Williams, Rice et Sih [RICE, J., 1965] et England [ENGLAND A.H., 1965] ont étudié premièrement les champs mécaniques au voisinage de la pointe d'une fissure située au plan de l'interface de deux matériaux homogènes élastiques. Ils ont trouvé qu'il existe une oscillation dans les champs de contraintes et de déplacements. Cette oscillation peut être évitée en utilisant le modèle de contact frottant proposé par Comminou [COMMINOU M., 1977] et Atkinson [ATKINSON 1982]. Dans le cas d'une fissure perpendiculaire au plan de l'interface, Erdogan et al [ERDOGAN F., 1991] ont analysé la singularité et établi le champ de contraintes au voisinage du front de fissure. La plupart des études de fissures dans des multi matériaux traite les deux cas particuliers : *fissure dans le plan de l'interface et fissure perpendiculaire au plan de l'interface*. Cependant, dans les cas réels, une fissure peut se présenter avec une configuration plus générale, c'est-à-dire qu'elle peut rencontrer une interface avec un angle d'inclinaison quelconque. Bien que la singularité d'une telle fissure ait été déterminée par Fenner [FENNER D.N., 1976], les études relatives à cette configuration sont encore limitées. De ce fait, nous avons utilisé la méthode de l'expansion de Williams pour trouver les champs mécaniques au voisinage de la pointe d'une fissure touchant l'interface de deux matériaux élastiques avec un angle d'inclinaison quelconque. Notre analyse de la singularité des contraintes a montré les majeures différences entre les cas de fissure dans un milieu multi matériaux et dans un milieu homogène. Dans le cas d'une fissure touchant l'interface de deux matériaux élastiques avec un angle d'inclinaison quelconque, la forme de la singularité des contraintes est variée. La singularité peut être une seule valeur réelle, une paire de valeurs réelles ou une paire de valeurs complexes.

Ceci dépend de l'angle d'inclinaison  $\theta_0$  de la fissure par rapport à l'interface de deux matériaux. Il dépend également du rapport des caractéristiques mécaniques des deux matériaux considérés qui sont représentées par un angle de transition de la singularité, noté  $\theta_t$  :

- Lorsque  $\theta_t < \theta_0 < 90^\circ$ , la singularité a deux valeurs réelles ;
- Lorsque  $\theta_t < \theta_0 < \theta_t$ , la singularité prend la forme de deux valeurs complexes ;
- Lorsque  $\theta_0 = 90^\circ$ , ou  $\theta_t = \theta_0$  la singularité a une seule valeur réelle. C'est aussi le cas de matériau homogène.

Plusieurs exemples de configurations différentes ont montré la distribution des champs des contraintes au voisinage de fissure. Les facteurs d'intensité de contraintes sont calculés à partir du champ de déplacements relatifs des points situés sur les lèvres de fissure [LI J., 1997].

### 2.3.4 Nouvelles approches de modélisation à rupture des champs singuliers

Les méthodes classiques de la mécanique de rupture font souvent appel à la résolution d'un système différentiel d'équations d'ordre élevé qui gouverne le champ de contraintes au voisinage du front de fissure ou d'entaille (exemple : résolution de Williams). La solution analytique d'un tel système est souvent difficile, voire impossible, à obtenir pour les cas de milieux anisotropes et/ou multi matériaux. Dans ce qui suit on cite deux méthodes :

- **Méthode hamiltonienne**

Elle permet d'obtenir un système d'équations différentielles de premier ordre, plus facile à résoudre et qui permet d'aborder aisément les problèmes de multi matériaux. Récemment, des progrès remarquables ont été réalisés dans la réforme des théories classiques en mécanique des milieux continus. [BUI H.D] a explicitement donné le système hamiltonien de l'élasticité sous forme d'un système d'équations différentielles du premier ordre pour le couple (déplacement, contraintes) ; la variable décrivant l'évolution du front a été prise comme étant le « temps ». Cette démarche conduit à une nouvelle méthodologie de résolution des problèmes en élasticité. La méthode semi-inverse traditionnelle est donc remplacée par une méthode de résolution systématique et structurée. Le formalisme de Zhong [ZHONG W.X., 1995] a été appliqué, avec succès ; à la mécanique de la rupture pour trouver les champs asymptotiques au voisinage du front de fissure ( Li et Recho [LI J., 2002],[LI J., 2002\*]. Ces travaux ont montré que le système hamiltonien est un outil puissant dans la formulation en mécanique des milieux continus.

- **Méthode résolution par équations intégrales**

Elle est plus adaptée à être couplée avec la méthode des éléments finis et permettrait ainsi de résoudre des problèmes dont la géométrie est variée. La détermination du champ de contraintes au voisinage de la pointe d'une fissure ou d'entaille est faite classiquement avec le développement de Williams en introduisant les conditions aux limites de la surface libre sur les lèvres de l'entaille. A part dans le cas de fissures réelles, le calcul du facteur d'intensité de contraintes (FIC) est sujet à caution dans ce type d'approches.

## 2.4 Mécanique de la rupture inter faciale

Le problème spécifique d'une fissure se trouvant le long de l'interface de deux matériaux isotropes linéaires élastiques, est représenté sur la (Figure 2.10)

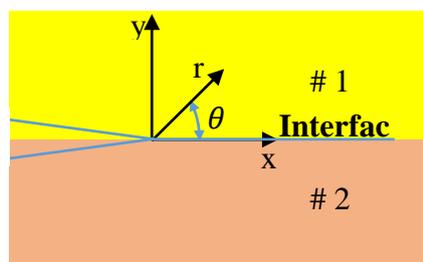


Figure 2.10. Fissure inter faciale entre deux matériaux différents.

On note par  $E_1$ ,  $\nu_1$  et  $\mu_{ci1}$  les caractéristiques mécaniques pour la moitié supérieure de l'interface ( $y > 0$ ), et par  $E_2$ ,  $\nu_2$  et  $\mu_{ci2}$  les caractéristiques mécaniques pour la moitié

inférieure de l'interface ( $y < 0$ ). Les deux matériaux 1 et 2 sont collés le long de la partie positive de l'axe des abscisses  $x$ . le champ de contrainte proche de la pointe d'une fissure interfaciale entre deux matériaux isotrope différents est une combinaison linéaire de deux types de champs. Le premier est un champ oscillant couplé (c'est-à-dire que les variations des contraintes dans les directions  $x$  et  $y$  sont de type sinusoidal, et interdépendantes) définie par un facteur d'intensité de contrainte complexe  $K = K_1 + i.K_2$  alors que le second est un champ non-oscillant mesuré par un facteur d'intensité de contrainte  $K_{III}$  du mode III. Les désignations  $K_1$  et  $K_2$  utilisant les chiffres arabes font référence aux grandeurs de la mécanique de la rupture interfaciale, au contraire de  $K_I$  et  $K_{II}$  qui font référence à la mécanique de la rupture classique. Le champ de contrainte proche de l'extrémité d'une fissure interfaciale est de la forme [HUTCHINSON JW., 1991], [VELJKOVIC J.M., 2003] :

$$\sigma_{xy} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \left[ Re(Kr^{i\varepsilon}) \sum_{xy}^I(\theta, \varepsilon) + Im(Kr^{i\varepsilon}) \sum_{xy}^{II}(\theta, \varepsilon) + K_{III} \sum_{xy}^{III}(\theta) \right] \quad (2.17)$$

Avec  $i = \sqrt{-1}$ ,  $r$  et  $\theta$  les coordonnées polaires du point considéré (**Figure 2.10**) par rapport au front de la fissure. Les indices  $x$  et  $y$  représentent les coordonnées  $x$ ,  $y$  et  $z$ .  $\sum_{xy}^{I,II,III}(\theta)$  sont des fonctions angulaires qui correspondent respectivement aux efforts de traction, cisaillement plan et cisaillement anti-plan à travers l'interface. Le paramètre  $\varepsilon$  s'appelle index oscillant il est défini par :

$$\varepsilon = \frac{1}{2\pi} \ln \left( \frac{1 - \beta}{1 + \beta} \right)$$

Où  $\beta$  est le paramètre de Dundurs [DUNDURS J., 1969] :

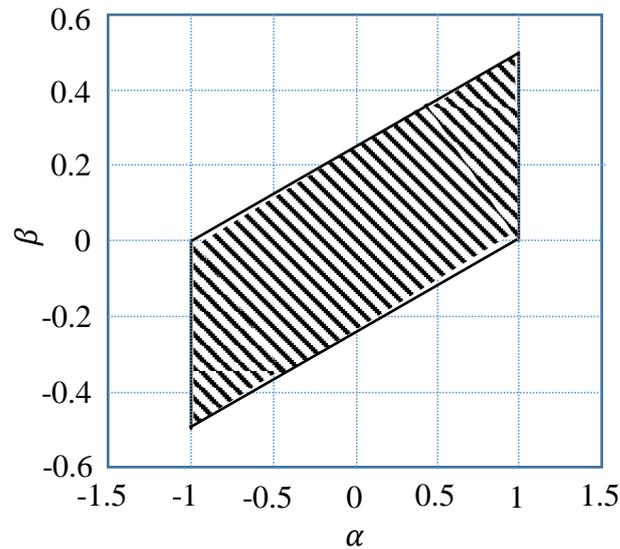
$$\alpha = \frac{\mu_{ci1}(\kappa_2 + 1) - \mu_{ci2}(\kappa_1 + 1)}{\mu_{ci2}(\kappa_1 + 1) + \mu_{ci1}(\kappa_2 + 1)}$$

$$\beta = \frac{\mu_{ci1}(\kappa_2 - 1) - \mu_{ci2}(\kappa_1 - 1)}{\mu_{ci1}(\kappa_2 + 1) + \mu_{ci2}(\kappa_1 + 1)}$$

avec  $\kappa = 3 - 4\nu$       En déformations planes

$\kappa = (3 - \nu)/(1 + \nu)$       En contraintes planes

La valeur de  $\alpha$  vérifie  $-1 \leq \alpha \leq 1$  et on a en déformations planes  $\frac{\alpha}{4} - 0.25 \leq \beta \leq \frac{\alpha}{4} + 0.25$ . Les valeurs  $(\alpha, \beta)$  s'inscrivent dans un parallélogramme (**Figure 2.11**) et on peut considérer en pratique que  $\beta$  possède une valeur faible avec  $\beta \approx \frac{\alpha}{4}$  [SCHMAUDER S., 1992]. L'adoption du couple  $(\alpha, \beta)$  Permet une représentation plus aisée du critère de déviation par une interface [SCHMAUDER S., 1992].



**Figure 2.11.** Les paramètres  $(\alpha, \beta)$  sont inscrits dans un parallélogramme.

Les contraintes le long de l'axe près de la pointe de la fissure inter faciale sont [RICE J., 1988]

$$\left\{ \begin{array}{l} (\sigma_{yy} + i\sigma_{xy})_{\theta=0} = \frac{Kr^{i\varepsilon}}{\sqrt{2\pi r}} = \frac{K_1 + iK_2}{\sqrt{2\pi r}} r^{i\varepsilon} \\ (\sigma_{yz})_{\theta=0} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \end{array} \right. \quad (2.18)$$

Ici  $r^{i\varepsilon} = \cos(\varepsilon \ln r) + i \cdot \sin(\varepsilon \ln r)$

C'est pourquoi la fissure inter faciale présente une singularité oscillante. Cette oscillation n'est pas rapide, parce que la déformation  $\varepsilon$  est faible et parce que la fonction logarithme varie lentement. Le facteur d'intensité de contrainte complexe  $K$  est composé d'une partie réelle  $K_1$  et d'une partie imaginaire  $K_2$ , qui jouent des rôles semblables aux facteurs conventionnels

d'intensité de contraintes du mode I ( $K_I$ ) et du mode II ( $K_{II}$ ), En revanche,  $K_{III}$  représente le facteur d'intensité de contrainte pour le mode III, qui a la même forme que pour une fissure dans un solide homogène.

Il existe une limitation pour la définition des champs de contraintes dans l'équation (2.18) ; en effet, quand  $r$  devient très petit (en front de fissure), le rapport de la contrainte de cisaillement à la contrainte de traction  $\sigma_{xy}/\sigma_{yy}$  ne peut pas se calculer. On considère alors ce rapport à une distance fixée  $\hat{L}$  et la relation (2.18) s'écrit :

$$(\sigma_{yy} + i\sigma_{xy})_{\theta=0} = \frac{K\hat{L}^{i\varepsilon}}{\sqrt{2\pi r}} \left(\frac{r}{\hat{L}}\right)^{i\varepsilon} \quad (2.19)$$

Où on reconnaît les quantités réelles et imaginaires :

$$\begin{cases} K1_{\hat{L}} = Re(K\hat{L}^{i\varepsilon}) \\ K2_{\hat{L}} = Im(K\hat{L}^{i\varepsilon}) \end{cases} \quad (2.20)$$

Qui décrivent les contraintes à une distance de  $r = \hat{L}$  de la pointe de la fissure [HUTCHINSON JW., 1991]. La longueur  $\hat{L}$  est arbitraire mais doit être constante pour un couple de matériaux. C'est-à-dire que  $\hat{L}$  doit être indépendante de la taille et du type d'échantillon [RICE J., 1990]. Par exemple,  $\hat{L} = 100\mu m$  convient à un grand nombre d'échantillons bi-matériaux fragiles, et constitue la référence utilisée pour de nombreux travaux [HUTCHINSON JW., 1991]. Les mixités de modes pour les champs oscillants sont définies par deux angles de phase,  $\psi$  et  $\phi$  qui correspondent aux relations suivantes :

$$\psi = \tan^{-1} \left( \frac{Im(K\hat{L}^{i\varepsilon})}{Re(K\hat{L}^{i\varepsilon})} \right) \quad \phi = \cos^{-1} \left( \frac{K_{III}}{\sqrt{|K|^2 + K_{III}^2}} \right) \quad (2.21)$$

L'angle  $\psi$  indique les proportions relatives des modes I et II, tandis que l'angle  $\phi$  représente la contribution du mode III. Le taux de restitution d'énergie  $G$  est lié à  $K$  et  $K_{III}$  par :

$$G = \frac{1-\beta^2}{E^*} |K|^2 + \frac{K_{III}^2}{2\mu^*_{ci}} \quad (2.22)$$

Avec

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1}{2} \left( \frac{1}{E'_1} + \frac{1}{E'_2} \right)$$

$$E' = \frac{E}{1-\nu^2}$$

$$E' = E$$

*En déformations planes*

*En contraintes planes*

Une propriété remarquable des fissures inter faciales est que leur ténacité  $K_c$  ou énergie critique de rupture  $G_c$ , c'est-à-dire la valeur critique de  $K$  ou  $G$  qui entraîne la propagation de la fissure, dépend du mode de chargement, et donc aussi de la mixité de mode. De nombreux montages expérimentaux ont été conçus pour évaluer l'influence du mode de chargement sur la ténacité.

#### 2.4.1 Mesures de l'adhérence d'un revêtement sur un substrat

Dans cette section, nous allons présenter un certain nombre de tests que nous avons choisi en raison de leur popularité soit dans le monde industriel du fait notamment de leur facilité de mise en œuvre, soit dans le monde académique du fait de leur rigueur. Cette liste est loin d'être exhaustive et nous renvoyons le lecteur vers d'autres sources bibliographiques pour avoir un plus large panel de tests [LACOMBE R., 2005], [DARQUE 2003]. Nous présentons dans la suite les méthodes générales de caractérisation de l'adhérence les plus utilisées.

#### 2.4.2 Influence de la fissure d'interface sur l'adhérence

##### ➤ **Modèle de Shielding**

La ténacité inter faciale,  $G_c$  dépend de nombreuses contributions : l'énergie adhésive intrinsèque,  $\gamma_a$  le taux de dissipation plastique proche du front de fissure,  $(\dot{W}_p)$ , le taux de dissipation viscoélastique,  $\dot{W}_v$ , et l'effet **Shielding** dû à la **rugosité** initiale de l'interface  $\Delta G_c$ . Par conséquent, le taux de restitution d'énergie peut s'exprimer comme :

$$G_c = \gamma_a + \dot{W}_p + \dot{W}_v + \Delta G_c \tag{2.23}$$

Les contacts des surfaces de fissures résistent au mouvement par frottement et blocage des aspérités, qui résultent de la croissance de la fissure le long d'une interface initialement rugueuse et modifient ainsi le taux de restitution d'énergie ou la résistance inter faciale au front de la fissure. L'idée de base était que, sous une charge normale ( $\psi = 0^\circ$ ), les aspérités ne se

toucheraient pas et il n'y aurait pas d'augmentation de  $G_c$  tous les autres effets dissipatifs étant nuls. Dans le cas où la charge de cisaillement est croissante ( $\psi > 0^\circ$ ), **les aspérités entreraient en contact et produiraient ainsi un effet de « Shielding » ou de durcissement**. Une illustration schématique du modèle de Shielding est représentée à la (*Figure 2.13. (a)*). Un modèle de zone fissurée est développé pour les conditions de contact représentées sur la (*Figure 2.13*) sans frottement. Alors,  $K_I^t = K_I$ , et l'ouverture de la fissure dépend uniquement de  $K_I$ , comme indiqué par :

$$u(r) = 8(1 - \nu^2)K_I \sqrt{r} / \sqrt{2\pi E} \quad (2.24)$$

Où  $r$  est la distance du front de fissure. Les contacts existent sur une longueur de zone  $L$ , qui remplit la condition :

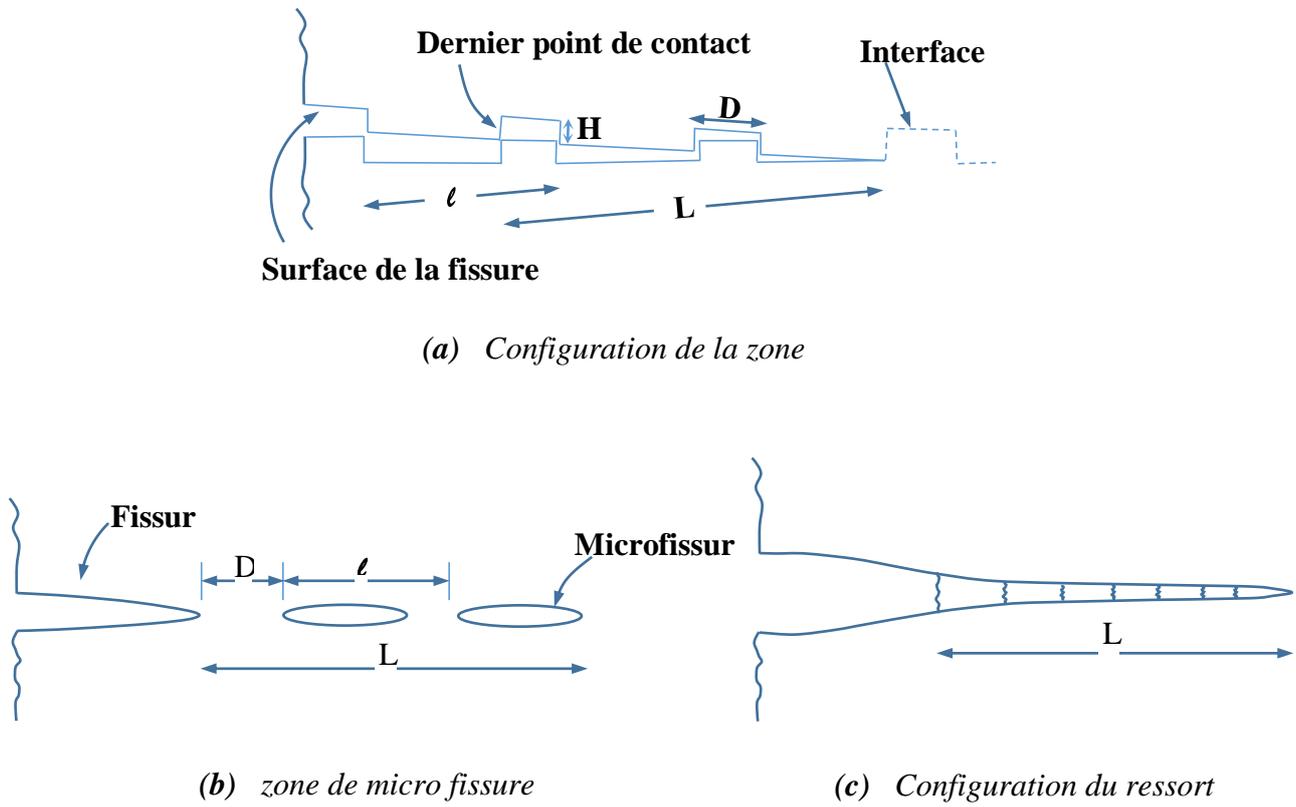
$$U(L) = H$$

Où  $H$  est la hauteur de l'interface montrée sur la (*Figure 2.13*) tel que :

$$L = (\pi/32)[EH/(1 - \nu^2)K_I]^2 \quad (2.25)$$

Dans la zone de contact, les contraintes de cisaillement et les déplacements sont élastiques et analogues à ceux associés à un réseau linéaire de microfissures (*Figure 2.13. (a)*) En outre, afin d'évaluer  $K_{II}^t$  les microfissures peuvent être simulées par un modèle à ressort (*Figure 2.13. (c)*) dans lequel les contraintes  $\tau$  et les déplacements  $u$  sont liés par :

$$u = \frac{8\tau l(1 - \nu^2) \ln[1/\sin(\pi D/2l)]}{\pi E} \quad (2.26)$$



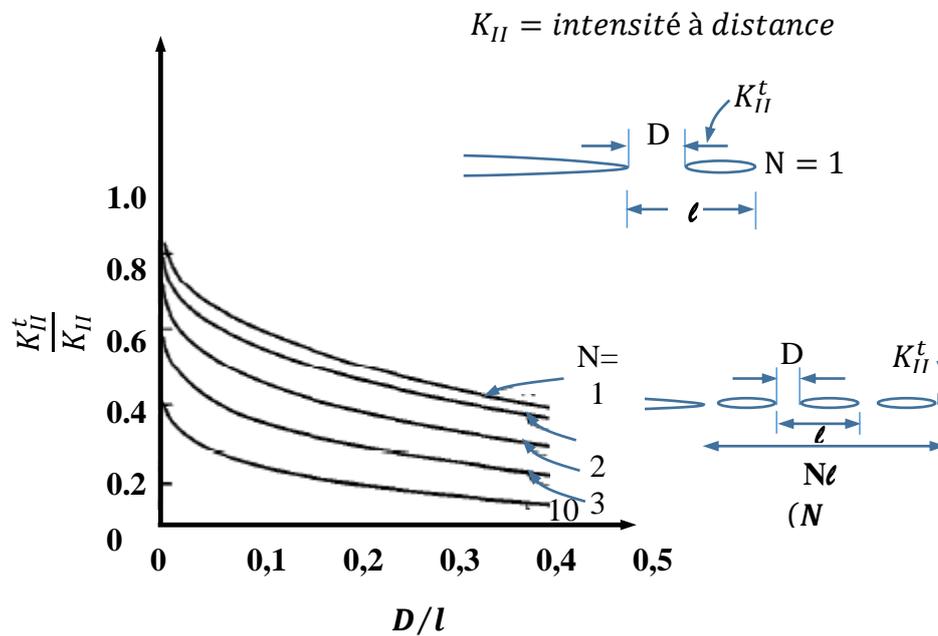
**Figure 2.12.** Schéma illustrant le modèle de zone utilisée pour déterminer les tendances de  $G_i$  avec l'angle de phase sous chargement.

Où  $l$  est l'espacement entre les facettes (microfissure) centre et  $D$  est la longueur de la facette (**Figure 2.12**). C'est le résultat exact pour le déplacement de cisaillement supplémentaire dû à la présence d'un réseau linéaire infini de microfissures soumis à une contrainte de cisaillement  $\tau$  à distance parallèle aux fissures [KOITER W. T., 1959], [ORTIZ M., 1999]. Le modèle linéaire du ressort a été résolu par Budiansky et al. [BUDIANSKY B., 1999] :

$$K_{II}^t / K_{II} = k(\alpha) \quad (2.27)$$

$$\text{Ou } \alpha = \frac{(L/l)}{\ln[1/\sin(\pi D/2l)]} \quad (2.28)$$

Les graphes de  $K_{II}^t/K_{II}$  pour  $D/l$  de (2.27) sont indiqués dans la (**Figure 2.13**). pour différents nombres de microfissures  $N$  ( $L = Nl$ ). Le résultat pour une microfissure est le résultat exact de la référence [ROSE F., 1986].



**Figure 2.13.** Intensité de contrainte à l'extrémité de la tête de la microfissure dans un réseau de microfissures équidistantes de macro fissure.

En utilisant  $K_{II}^t/K_I$  et (2.27), la relation entre le taux de restitution d'énergie est obtenue par

$$G^t/G = \frac{1+k^2(\alpha)\tan^2\psi}{1+\tan^2\psi} \quad (2.29)$$

La combinaison des équations (2.25) et (2.28) donne :

$$\alpha = \frac{\pi E H^2 (G^t/G) (1+\tan^2\psi)}{32(1-\nu^2)lG^t \ln[1/\sin(\pi D/2l)]} \quad (2.30)$$

Les tendances de base du comportement à la rupture de l'interface avec l'angle de phase sous chargement peuvent être estimées en sélectionnant la valeur de  $\alpha$  à  $\psi = 0$  en tant que valeur de référence  $\alpha_0$  et le cadre  $G^t$  égale à la résistance à la rupture de l'interface  $G_0$  de telle sorte que :

$$\alpha_0 = \frac{\pi(EH^2/lG_0)}{32(1-\nu^2)\ln[1/\sin(\pi D/2l)]} \quad (2.31)$$

La quantité  $\alpha_0$  contient les informations de base concernant l'interface et est donc un paramètre matériel. Les résultats contenus dans les équations (2.27),(2.29),(2.30) et (2.31) peuvent être combinés pour fournir une expression décrivant la variation de l'énergie de rupture relative en fonction de la mixité modale  $\psi$  :

$$\Delta G/G = \frac{\tan^2\psi\{1 - k[\alpha_0(1 + \tan^2\psi)(\Delta G/G + 1)]\}}{1 + \tan^2\psi} \quad (2.32)$$

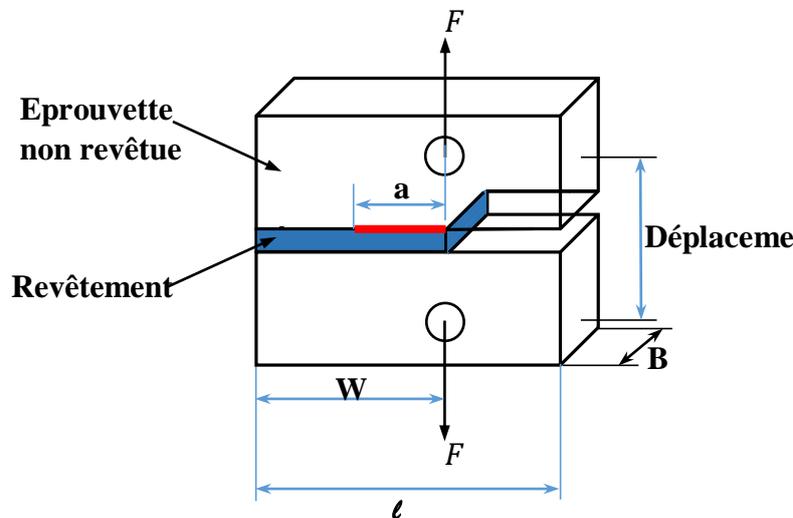
## **2.5 Différents tests utilisés pour déterminer l'énergie de rupture interfaciale $G_c$ d'une interface**

Bon nombre d'essais d'adhérence induisent une propagation instable de la fissure inter faciale, menant à la mesure d'un seuil de décohésion à l'amorçage. D'autres essais conduisent à la propagation d'une fissure inter faciale stable, permettant de caractériser la propagation du délaminage. Une énergie d'adhérence inter faciale, ou taux de restitution de l'énergie critique, peut alors être calculée. Ce type d'essais exige des conditions de réalisation bien spécifiques. Afin de caractériser uniquement la propagation et de s'exempter des aléas de l'étape d'amorçage (caractérisée séparément par les essais d'amorçage), Les éprouvettes doivent, en général, comporter une amorce de fissure préexistante. La pré-fissure est créée soit par un moyen mécanique (usinage, ablation de matière...), soit par une contamination de l'interface lors de l'élaboration de l'éprouvette (zone non adhérente). D'autre part, la géométrie des éprouvettes doit être conçue de manière à générer exclusivement une fissure inter faciale. Dans le cas où l'un des matériaux du système a un comportement fragile, il faut s'assurer que la fissure ne dévie pas dans celui-ci en mode I pour provoquer sa rupture. La géométrie des éprouvettes doit donc être particulièrement adaptée. Enfin, l'énergie d'adhérence est fortement dépendante de la mixité modale. Il sera donc indispensable de préciser la valeur de la mixité modale associée à l'essai. Cette partie résume une grande partie, sans être exhaustive, des essais de caractérisation de la propagation inter faciale existants dans la littérature, pour les différents modes de sollicitations : mode I, mode II et mode mixte I/II.

## 2.5.1 En mode I

### 2.5.1.1 Essai sandwich ou test de double cantilever

Il a été conçu dans le but d'une meilleure évaluation du délaminage à l'interface [VOLINSKI A.A., 2002]. Des essais de ce type sont désignés habituellement sous le nom d'essais de ténacité inter faciale (inter facial fracture toughness test). Ces essais sont des adaptations des essais classiques de la mécanique de la rupture, pour lesquels des solutions analytiques ont été développées. Les conditions de cette approche permettent de mieux rendre compte de la liaison inter faciale car le mode de chargement et la disparité des matériaux sont pris en considération dans les méthodes d'essai. L'éprouvette d'essai sandwich, contenant une fissure macroscopique, est constituée d'un assemblage du matériau recouvert collé à une contre-pièce. L'ensemble est similaire aux éprouvettes de mécanique de la rupture. Cependant, si pour un matériau isotrope, la fissure tend à se développer en **mode I**, dans le cas d'une interface, elle tend à se développer le long de l'interface. Ceci signifie qu'il convient de prendre en compte les *différents modes de rupture et leur contribution* à la ténacité d'interface [HUTCHINSON JW., 1991], [WANG J.S., 1990], [TANG S., 2002], qui est caractérisée par les angles de phase  $\psi$  et  $\phi$  définies précédemment. De nombreuses géométries d'éprouvettes sont disponibles pour les essais sandwichs l'éprouvette la plus simple est l'éprouvette compacte modifiée issue de la méthode de détermination de  $K_{IC}$  [SUO Z., 1989] [MENNINGEN M., 1995]. (*Figure 2.14*)



*Figure 2.14. Représentation de l'éprouvette compacte modifiée.*

Pour l'éprouvette compacte modifiée le facteur d'intensité de contrainte appliqué s'exprime sous la forme :

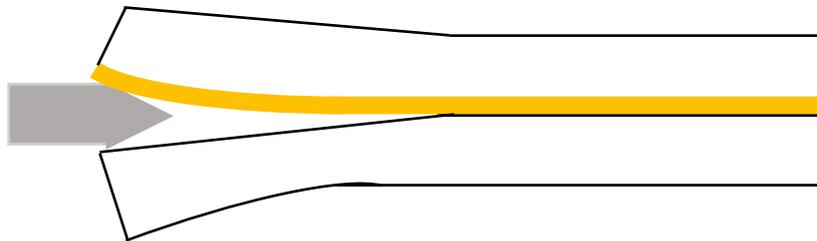
$$K = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f(a/W) \quad (2.33)$$

Où  $P_Q$  est la charge déterminée à partir de la courbe charge-déplacement,  $B$  est l'épaisseur de l'éprouvette,  $W$  est la largeur de l'éprouvette comme décrite dans la (*Figure 2.14*).  $f(a/W)$  est une fonction de  $a$ , qui est la longueur de fissure telle que représentée dans la (*Figure 2.14*),

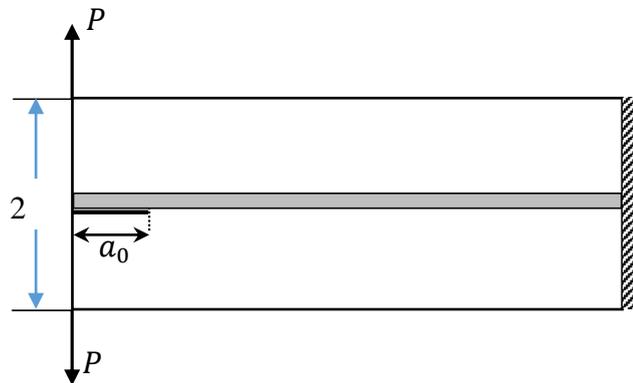
et de  $W$ , dont la valeur doit respecter certains critères définis dans la norme Astm [ASTM STANDARD 399-90] pour un matériau homogène.

### 2.5.1.2 Essai de clivage en coin et à force constante (DCB)

L'essai de clivage réside en la propagation stable d'une fissure à l'interface d'un assemblage revêtement/substrat, à partir d'une pré-fissure initiée en bordure d'éprouvette. Il sollicite l'interface en traction pure (la mixité modale est proche de  $0^\circ$ ) par application d'un chargement vertical à l'extrémité de l'éprouvette. Deux essais de clivage, présentant une géométrie identique, sont possibles : l'essai de clivage en coin s'effectue à ouverture constante grâce à l'insertion d'un coin à vitesse constante le long de l'interface (**Figure 2.15. (a)**), alors que l'essai de clivage nommée **DCB** (Double Cantilever Beam) s'effectue à force constante (**Figure 2.15. (b)**). Classiquement utilisé pour l'étude des assemblages colles ou des composites stratifiés [VANDELLOS T., 2011] [PROMBUT P., 2007], il est facilement adaptable à l'étude de revêtements par l'ajout d'un raidisseur symétriquement au substrat. Ce raidisseur est souvent composé du même matériau que le substrat. L'éprouvette « sandwich » est alors constituée.



(a) Essai de clivage en coin



(b) Clivage en coin DCB à force constante

**Figure 2.15.** Essais de clivage DCB

Une formule qui découle de la théorie des poutres, considérant une flexion simple de deux poutres encastées, permet le calcul du taux de restitution de l'énergie de l'interface. Elle fait intervenir les caractéristiques géométriques et élastiques du substrat, l'épaisseur du coin

introduit (dans le cas du clivage en coin) ou la force appliquée (dans le cas de l'essai DCB), et la longueur de la fissure inter faciale [HASSOUNE B., 2006]. Ce calcul suppose que les substrats ne se déforment pas plastiquement et que la plasticité reste confinée dans une zone proche du front de fissure. Dans le cas contraire, il faudra prendre en compte la dissipation d'énergie due à la plasticité. L'épaisseur du substrat ainsi que l'épaisseur du coin doivent donc être judicieusement choisies afin de permettre la mise en flexion de l'éprouvette sans plastification. Dans le cas de substrat en céramique, ce désagrément est évité, mais il existe un risque de rupture cohésive élevé. Ce type d'essai est notamment employé pour l'étude de l'adhérence de revêtements céramiques sur substrats métalliques [COLIN C., 1988]. Dans ce cas (*Figure 2.15.(b)*), le taux de restitution d'énergie est exprimé [KANNINEN M.F., 1973] par :

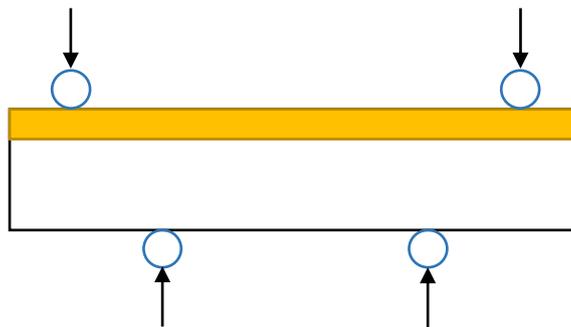
$$G = \frac{12P^2 a_0}{EB^2H^3} [1 + AH/a_0 + B(H/a_0)^2] \quad (2.34)$$

Où  $P$  est la charge à la rupture,  $a_0$  est la longueur de la fissure initiale,  $H$  est la demi-hauteur de l'éprouvette.  $A$  et  $B$  sont deux coefficients de proportionnalité.

## 2.5.2 En mode II

### 2.5.2.1 Les essais de flexion

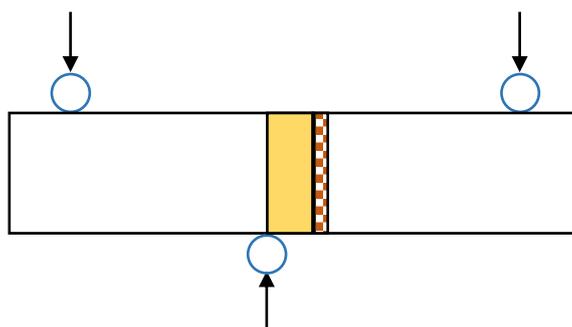
Les essais de flexion peuvent avoir **différentes configurations**. Le revêtement peut être principalement sollicité en traction ou en cisaillement. Richard et al. [RICHARD C.S., 1996\*] ont réalisé des essais de flexion quatre points (*Figure 2.16*) pour créer des fissures de mode I détectées par les capteurs acoustiques. Les fissures apparaissent premièrement sur le revêtement sollicité en traction [RICHARD C.S., 1996\*].



*Figure 2.16. Eprouvette d'essai de flexion quatre points*

Dans cet essai, plus le nombre de fissures créées et l'amplitude du signal sont grands, plus les dommages sur l'éprouvette sont visibles. Cette méthode est purement quantitative et permet simplement des comparaisons entre deux éprouvettes. Thurn et al. [THURN G., 2000] utilisent

un essai de flexion trois points (**Figure 2.17**) pour créer une fissure inter faciale mesurée au microscope pour obtenir une ténacité inter faciale [THURN G., 2000].

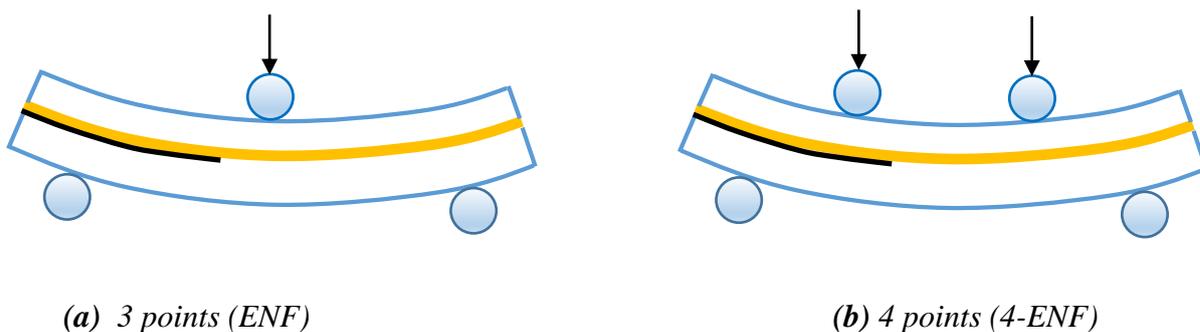


**Figure 2.17.** Epreuve d'essai de flexion trois points

Il est aussi possible de pré fissurer l'éprouvette [YE M., 1998] ; [TSUI Y.C., 1998] et de réaliser un essai de flexion quatre points appelé en anglais single-edge notch-bend (SENB) test. Toutefois, cette mesure n'est pas facile à réaliser et la validité de la longueur mesurée n'est pas assurée. De plus, l'utilisation d'une colle peut aussi être un problème comme nous l'avons observé pour l'essai normalisé de traction.

### 2.5.2 .2 Essai « End Notched Flexure »

Cet essai consiste à solliciter l'interface sous un mode proche du mode II pur en appliquant un effort de flexion sur une éprouvette à la géométrie particulière. Une éprouvette « sandwich », adaptée à l'étude de revêtements, est pré-entaillée à l'interface à l'une de ses extrémités. Cet essai est classiquement utilisé pour caractériser la propagation du délaminage, sous un mode II, dans les composites stratifiés [VANDELLOS T., 2011] [PROMBUT P., 2007] [LI S., 2006]. L'éprouvette est soumise à une sollicitation de flexion 3 points dans le cas de l'essai End Notched Flexure (ENF) ou à une sollicitation de flexion 4 points dans le cas de l'essai Four Point End Notched Flexure (4-ENF) comme représentées sur la (**Figure 2.18**). L'essai 4-ENF est souvent préféré car il conduit à une propagation stable de fissure à l'interface, alors que l'essai ENF doit respecter une condition sur la longueur de l'entaille inter faciale initiale pour atteindre des conditions de propagation stable.



(a) 3 points (ENF)

(b) 4 points (4-ENF)

**Figure 2.18.** Essais end notched flexure.

La propagation de la fissure inter faciale s'effectue alors sous une charge constante. Le taux de restitution de l'énergie est déterminé soit à partir d'une formule issue de la théorie des poutres [MARTIN R.H., 1999], [ZILE E., 2005], soit à partir de l'évolution de la complaisance de l'éprouvette au cours de la propagation de la fissure inter faciale [SCHUECKER C., 2000] [DAVIES P., 2005]. Cette dernière méthode nécessite la connaissance de la longueur de la fissure inter faciale, ce qui n'est pas aisé puisqu'il n'y a pas d'ouverture de la fissure en mode II. La dispersion constatée via cet essai est donc relativement élevée. Schuecker [SCHUECKER C., 2000] a comparé deux méthodes de détermination de la longueur de fissure pour en démontrer l'influence : une méthode par ultrasons, qui s'avère apparemment plus précise, et une méthode optique ; cependant la méthode de calcul par la théorie des poutres nécessite la connaissance exacte des propriétés et des géométries des matériaux pour l'application de la formule, ce qui constitue également une source d'incertitudes. De nombreux facteurs influent sur la précision de la mesure de l'énergie d'adhérence : le moyen de mesure de la longueur de fissure inter faciale, le moyen de mesure des déplacements des appuis, la méthode de détermination de la complaisance, les dimensions de l'éprouvette...

### 2.5.2. 3 Essai end loaded split (ELS)

L'essai ELS consiste en l'encastrement d'une éprouvette d'un côté et l'application d'un effort vertical de l'autre, conduisant à une propagation inter faciale sous un mode proche du mode II pur. La géométrie de l'éprouvette est identique à l'essai ENF précédant, c'est-à-dire qu'elle est pré-entaillée du côté où l'effort est appliqué. La difficulté de cet essai réside dans la complexité des conditions de chargement et d'encastrement qui nécessitent un montage complexe.

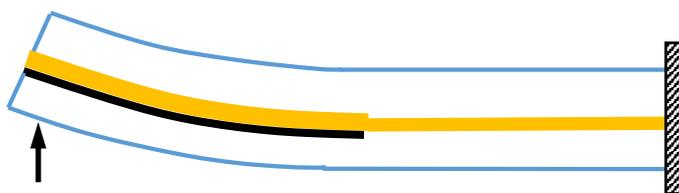


Figure 2.19. Essai ELS

### 2.5.2 .4 Essai de cisaillement par traction

Un dernier essai sollicitant l'interface en mode II est l'essai de cisaillement par traction. Une éprouvette de traction plane revêtue sur une de ses faces est sollicitée en traction par l'application d'un effort parallèle à l'interface, comme schématisé sur la (Figure 2.20) Plusieurs scénarios de rupture sont envisageables selon la nature du revêtement. Pour un revêtement fragile, des fissures verticales apparaissent dans le revêtement puis bifurquent à l'interface provoquant le délaminage de ce dernier. Le revêtement fragile peut également s'écailler au cours de l'essai. Pour un revêtement ductile, en revanche, les fissures dans le revêtement apparaissent orientées à 45° par rapport à la direction du chargement. De la même façon, elles bifurquent puis se propagent à l'interface, engendrant la délamination progressive du

revêtement sous l'effet des contraintes résiduelles. Plusieurs modèles ont été développés, selon le scénario de rupture, afin de déterminer le taux de restitution de l'énergie de l'interface. Quel que soit le type de rupture du revêtement, ductile ou fragile, comme dans le cas de barrières thermiques [WU D.J., 2011], [ZHOU Y.C., 2002], cet essai requiert un **substrat extrêmement ductile et déformable**.



Figure 2.20. Essai de cisaillement par traction.

### 2.5.3 En mode mixte I/II

#### 2.5.3.1 Essai de gonflement-décollement

L'essai de gonflement (ou "blister" ou encore "bulge test") permet de déterminer l'énergie d'adhérence interfaciale entre un revêtement ductile et son substrat [DUPEUX M., 2001]. La préparation de l'échantillon nécessite l'élimination locale du substrat jusqu'à l'interface sur un cercle de diamètre 'a' (Figure 2.21). Un liquide est injecté dans la cavité avec une pression P croissante et contrôlée. La flèche h du dépôt, résultant de la pression, est mesurée.

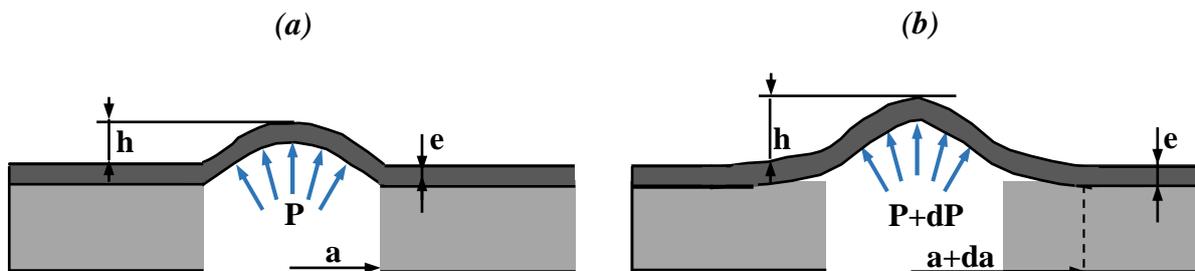


Figure 2.21. Essai "bulge test" schéma des étapes de (a) gonflement et de (b) décollement.

Dans un premier stade, le dépôt se déforme et se gonfle sans se détacher du substrat. Dans le cas d'une membrane à comportement élastique, la pression P est alors liée à la flèche h par la relation :

$$P = c_1 \sigma_{Res} \frac{e}{a^2} h + c_2 \frac{E}{1 - \nu} \frac{e}{a^4} h^3 + c_3 \frac{E}{1 - \nu^2} \frac{e^3}{a^4} h \quad (2.35)$$

avec  $c_1$ ,  $c_2$  et  $c_3$  des constantes connues à partir de calculs de mécanique des membranes  $E$  le module de Young du revêtement  $\nu$  son coefficient de Poisson  $\sigma_{Res}$  les contraintes résiduelles du dépôt  $e$  l'épaisseur du dépôt. Le premier terme rend compte de l'effet des contraintes

résiduelles sur le dépôt, le deuxième l'effet de sa rigidité en traction biaxiale et le troisième l'effet de sa rigidité en flexion. Les valeurs des grandeurs  $E$ ,  $\nu$  et  $\sigma_{Res}$  sont identifiées afin de rendre compte des points expérimentaux [DUPEUX M., 1998].

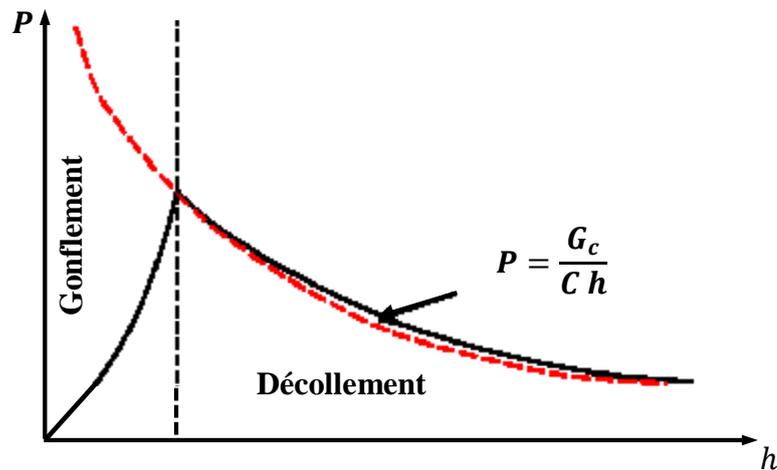


Figure 2.22. Allure d'une courbe de gonflement-décollement.

Pour une pression supérieure, le revêtement se décolle. La pression chute alors car la surface sur laquelle elle est appliquée augmente brusquement (Figure 2.22). La courbe  $(P, h)$  décroissante pendant le décollement peut être modélisée en écrivant le bilan de l'énergie mécanique apportée au système par le fluide sous pression, consommée d'une part en énergie de déformation de la membrane et d'autre part en croissance de la fissure inter faciale, à raison de  $G_c$  par unité d'aire. Toujours dans le cas d'un comportement élastique, cela se traduit par l'équation hyperbolique :

$$P = \frac{G_c}{0.5h} \quad (2.36) \quad [\text{HOHLFELDER R.J., 1994}]$$

Un ajustement numérique de la courbe expérimentale de décollement permet donc une mesure directe de  $G_c$ , énergie mécanique d'adhérence interfaciale du revêtement sur son substrat (Figure 2.22). Cet essai est limité aux dépôts ou substrats ductiles (dans le cas du gonflement-décollement inversé) et suffisamment minces. De plus, l'angle de mixité modale ne peut être connu que par calcul, en modélisant l'essai a posteriori. Les valeurs des énergies d'adhérence de dépôts de différentes épaisseurs ou d'interfaces présentant diverses morphologies ne peuvent donc pas être comparées directement. En outre, la préparation des échantillons à l'essai de gonflement-décollement est assez longue.

### 2.5.3.2 Flexion 4-points

Dans le cas de la mesure d'énergie d'adhérence, cette méthode est appelée flexion 4-points modifiée [CHARALAMBIDES P. G., 1989], [HOFINGER I., 1998], [YAMAZAKI Y., 2006] puisque la flexion 4-points est déjà utilisée en mécanique de la rupture des matériaux homogènes, notamment les matériaux fragiles. La flexion 4-points modifiée fait donc appel à une géométrie d'échantillon spécifique telle que présentée sur la (Figure 2.23) l'échantillon est constitué d'un « support » assemblé avec « raidisseur » comportant une entaille en son milieu qui débouche

au niveau de l'interface. Lors de la mise en flexion de l'échantillon une fissure s'amorce à partir de l'entaille et se propage à l'interface entre les deux matériaux constituant le « support » et le « raidisseur ». Cette méthode peut s'appliquer aux assemblages de type collage ou brasure, également aux revêtements épais, le revêtement jouant le rôle de raidisseur, ou encore aux couches minces, mais dans ce cas le collage d'un raidisseur supplémentaire est nécessaire. Un raidisseur de même épaisseur et de même matière que le substrat est souvent choisi afin de conserver une symétrie dans l'essai mais cela n'est pas indispensable, notamment si l'on a besoin d'une plus grande **rigidité** pour faciliter la fissuration. Ici encore, dans le cas d'un déplacement faible induisant des déformations purement élastiques des matériaux, la théorie de la flexion des poutres permet d'analyser l'essai. La fissure se propage de façon stable à force constante  $F_p$  et l'énergie d'adhérence est directement reliée à cette force par l'expression de [CHARALAMBIDES P. G., 1989] Cependant, dans certains systèmes ce plateau de force n'est pas observé même s'il y a fissuration [BRADAI M.A., 2008] , au mieux une inflexion est visible sur la courbe de charge. Ce phénomène est lié à un problème d'amorçage. L'amorçage de la fissure est plus difficile que sa propagation, un surplus d'énergie est stocké dans l'échantillon avant que la fissure n'apparaisse. Après amorçage, cet excédent d'énergie est libéré brutalement par la propagation de la fissure. On observe parfois un pic avant le plateau de force rendant compte de ce phénomène. Si l'énergie d'adhérence de l'interface est faible, l'excédent d'énergie suffit à faire propager brutalement la fissure jusqu'aux appuis intérieurs et aucun plateau de force n'est visible sur la courbe de charge Pour palier à ce problème, une prés-amorce de la fissure à l'interface peut être ménagée, lorsque cela est possible techniquement. Ainsi une fragilisation locale de l'interface peut être ménagée en vis-à-vis de la future entaille dans le raidisseur : dépôt d'un contaminant ou au contraire absence de traitement de promotion de l'adhésion [THÉRY P-Y., 2007], [ZHE M., 2012].

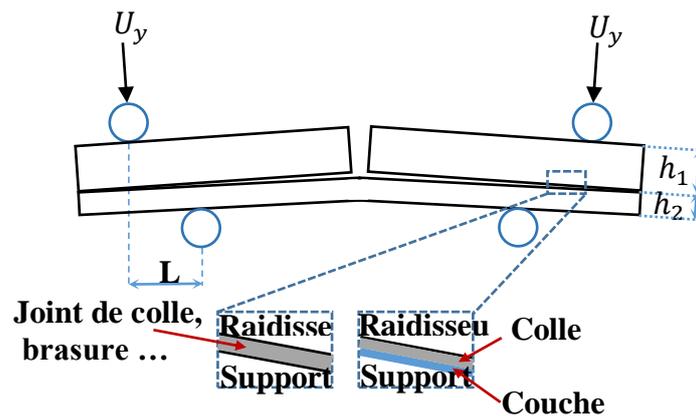


Figure 2.23. Principe de l'essai de flexion 4-points modifié pour la mesure d'adhérence dans des assemblages ou pour des systèmes couche mince sur substrat.

### ➤ Principe de l'essai

Le test de flexion 4-points consiste à mesurer l'énergie d'adhérence entre deux matériaux en créant une fissure par effet de flexion. L'échantillon est constitué de deux substrats collés et comporte une pré-entaille au milieu de l'un d'eux qui débouche au plus près de l'interface. L'échantillon est mis en flexion grâce au déplacement de deux appuis mobiles répartis de

chaque côté de l'entaille, l'éprouvette reposant sur deux appuis qui eux restent fixes. La (Figure 2.24. (a)) schématise l'éprouvette obtenue et donne ses dimensions. Au cours de l'essai, une fissure se propage à l'interface à partir de l'entaille [BRACCINI M., 2009].

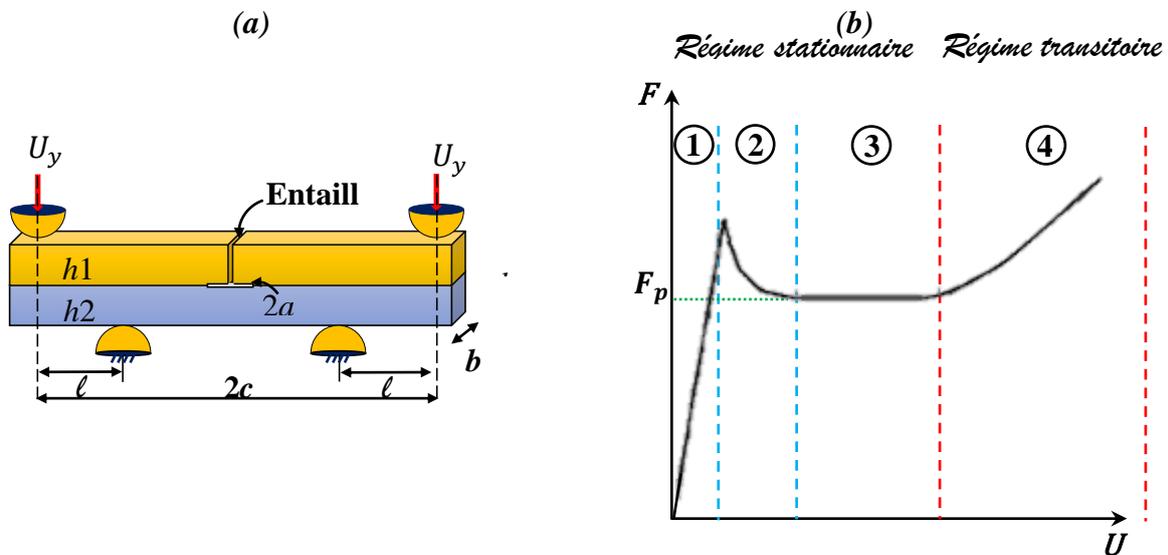


Figure 2.24. (a) Principe du test de flexion 4-points ;( b) Courbe de charge caractéristique (force appliquée en fonction du déplacement des appuis)

La (Figure 2.24. (b)) illustre une courbe de charge caractéristique donnant l'évolution de la force en fonction du déplacement des appuis. La première partie de la courbe correspond au chargement de l'échantillon en énergie élastique ①. La force augmente jusqu'à atteindre un pic qui correspond à l'amorçage de la fissure ②. On observe ensuite une relaxation de la force. Celle-ci diminue jusqu'à une valeur plateau correspondant à la propagation stable de la fissure entre les deux substrats ③. Cet état **stationnaire** dure le temps que la fissure parvienne aux **appuis intérieurs**. Ensuite, la fissure ne progresse plus. L'augmentation de la force sur la courbe correspond alors à la flexion du substrat « support » ④. L'énergie d'adhérence de l'interface peut être déterminée à partir de la valeur plateau de la force  $F_p$  qui correspond au régime stationnaire de propagation de la fissure.

#### ➤ *Modèle analytique de la flexion quatre points*

On distingue principalement deux modèles analytiques qui ont été élaborés dans le but de déterminer l'énergie d'adhérence d'une interface continue à partir de cet essai mécanique, dans le cas de déformations élastiques. Le modèle de Charalambides, établi en 1989 [CHARALAMBIDES P. G., 1989], s'intéresse à la propagation d'une fissure entre deux substrats. Hofinger affine le modèle en 1998 [HOFINGER I., 1998] pour l'adapter à la caractérisation d'une interface entre un film mince (adhésifs, céramiques...) et un substrat.

- **Mise en équation : modèle analytique Charalambides 89**
- **Taux de restitution de l'énergie**

En régime stationnaire et en l'absence de contraintes résiduelles, le taux total de restitution d'énergie de déformation peut être déterminé analytiquement comme la différence entre l'énergie de déformation élastique dans les parties fissurées et non fissurées de l'échantillon de flexion à quatre points. Dans l'hypothèse de la loi de Hook, le taux de restitution d'énergie à l'état d'équilibre  $G_{ss}$  peut alors être calculé comme une modification des [CHARALAMBIDES P. G., 1989], [CHARALAMBIDES P.G., 1990].

$$G_{ss} = \frac{M_b^2(1-\nu_2^2)}{2E_2} \left( \frac{1}{I_2} - \frac{\lambda}{I_c} \right) \quad (2.37)$$

$$\text{Ou } I_2 = \frac{h_2^3}{12} \text{ et } I_c = \frac{h_1^3}{12} + \lambda \frac{h_2^3}{12} + \lambda \frac{h_1 h_2 (h_1 + h_2)^2}{4(h_1 + \lambda h_2)}$$

Sont les deuxièmes moments d'inertie par unité de surface de section transversale pour la couche inférieure et la poutre composite, respectivement, est

$$\lambda = \frac{E_2(1-\nu_1^2)}{E_1(1-\nu_2^2)}$$

Le taux de restitution de l'énergie de déformation  $G_{ss}$  devient ainsi : [CHARALAMBIDES P. G., 1989] :

$$G_{ss} = \frac{3 F^2 l^2 (1 - \nu_2^2)}{2 h^3 b^2 E_2} \left( \frac{1}{(h_2/h)^3} - \frac{\lambda}{\left( \left( \frac{h_1}{h} \right)^3 + \lambda \left( \frac{h_2}{h} \right)^3 + 3\lambda \left( \frac{h_1 h_2}{h^2} \right) \left( \frac{h_1}{h} + \lambda \frac{h_2}{h} \right)^{-1} \right)} \right) \quad (2.38)$$

- **Taux de restitution de l'énergie avec friction**

Il est également évident que le fait de négliger la friction, lorsqu'elle existe, entraînerait une surestimation de  $G_{ss}$ . Le moment est régi par les charges appliquées et les charges de frottement

$$M_b = M_b^F + M_b^{Friction} \quad (2.39)$$

Ou

$$M_b^F = \frac{Fl}{2b} \text{ et } M_b^{Friction} = -\frac{Th}{b}$$

Par conséquent, pour la loi du frottement de Colomb :

$$M_b = \frac{Fl}{2b} \left(1 - \mu \frac{h}{l}\right) \quad (2.40)$$

Le taux de restitution d'énergie en régime stationnaire en tenant compte de la friction donne [CHARALAMBIDES P.G., 1990] :

$$G_{ss} = \frac{3 F^2 l^2 (1 - \nu_2^2)}{2 h^3 b^2 E_2} \left( \frac{1}{\left(\frac{h_2}{h}\right)^3} - \frac{\lambda}{\left(\left(\frac{h_1}{h}\right)^3 + \lambda \left(\frac{h_2}{h}\right)^3 + 3\lambda \left(\frac{h_1 h_2}{h^2}\right) \left(\frac{h_1}{h} + \lambda \frac{h_2}{h}\right)^{-1}\right)} \right) \left(1 - \mu \frac{h}{l}\right)^2 \quad (2.41)$$

### 2.5.3.3 Interface entre un film mince et un substrat Hofinger [HOFINGER I., 1998].

Pour une analyse plus fine, Hofinger [HOFINGER I., 1998] a développé un modèle qui prend en compte la présence d'une couche intermédiaire entre les deux substrats. Une fois de plus, l'un tient le rôle de support et l'autre de raidisseur (*cf. Figure 2.25*) La relation entre les différents paramètres et le taux de restitution d'énergie  $G$  est la suivante (lorsque le support et le raidisseur sont identiques) :

$$G = \frac{M_b^2 (1 - \nu_{sub}^2)}{2 E_{sub}} \left( \frac{1}{I_{sub}} - \frac{1}{I_c} \right) \quad (2.42)$$

$$I_{sub} = \frac{h_{sub}^3}{12}; \quad (2.43)$$

$$M_b = \frac{F_p l}{2b} \quad (2.44)$$

$$\kappa = \frac{E_{film}(1 - \nu_{sub}^2)}{E_{sub}(1 - \nu_{film}^2)} \quad (2.45)$$

$$I_c = \frac{1}{3}(2h_{sub}^3 + \kappa h_{film}^3) - \frac{h_{int}^2}{4}(\kappa h_{film} + 2h_{sub}) + h_{sub}h_{film}(h_{sub} + h_{film}) \quad (2.46)$$

Où  $F_p$  est la valeur de la force au plateau,  $l$  la distance entre les deux appuis,  $b$  la largeur de l'échantillon.  $h_i$ ,  $E_i$  et  $\nu_i$  ( $i = sub, film$ ) représentent respectivement l'épaisseur, le module de Young, le coefficient de Poisson et les indices *sub* et *film* renvoient l'un au substrat et l'autre au film mince.  $I_{sub}$  correspond au moment d'inertie du substrat,  $M_b$  correspond au moment de flexion et  $I_c$  représente le moment d'inertie de l'empilement.

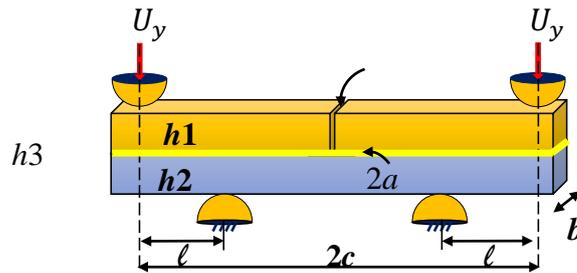


Figure 2.25. Essai de flexion 4-points : Interface entre un film mince et un substrat.

# Chapitre 3

## Matériaux étudiés et dispositifs utilisés

---

Ce chapitre porte sur les différents matériaux utilisés pour la réalisation des éprouvettes en multi-matériaux entaillées, les procédés utilisés ainsi que les équipements mis en œuvre pour la caractérisation mécanique.

---

## CHAPITRE 3 MATERIAUX ETUDIÉS ET DISPOSITIFS UTILISÉS

### 3.1 Introduction

Cette étude a été réalisée sur différents substrats métalliques revêtus avec des matériaux, métalliques de type ASTM 301 (Acier inoxydable) et non métallique type PMMA (Poly Méthacrylate de Méthyle Acrylique, polymère thermoplastique). Deux protocoles expérimentaux de réalisation des multi-matériaux sont présentés : (i) Projection thermique à l'arc électrique, (ii) Le collage. Des revêtements en ASTM 301 en différentes épaisseurs sur substrats en aluminium ASTM 2017 ont été réalisés par le procédé de projection thermique à l'arc électrique. Les différents paramètres de projection sont reportés dans ce chapitre ainsi que les résultats des mesures de différentes propriétés mécaniques. Alors que les différentes épaisseurs de PMMA réalisées sur substrats ASTM 2017 ont été obtenues à l'aide d'une résine époxyde UHU plus endfest 300.

L'intérêt d'une telle étude est d'étudier l'influence de certains paramètres relatifs tels que l'épaisseur du dépôt, la longueur de la fissure ainsi que les modules élastiques sur les énergies de ruptures inter faciales. Pour cela, notre choix est porté sur l'essai de la flexion quatre points. Cet essai est retenu, car il permet une propagation stable de la fissure avec une mixité modale constante. L'objectif de ce chapitre est donc de vous présenter les moyens mis en œuvre pour la réalisation des liaisons multi-matériaux ASTM2017/ASTM301 et ASTM 2017/Epoxy/PMMA que nous avons réalisés par les deux procédés. Les matériaux, les techniques ainsi que les équipements mis en œuvre pour la réalisation et la caractérisation mécanique font également l'objet d'une description dans ce chapitre. Nous avons abordé cette étude en employant volontairement des matériaux industriels de qualité commerciale.

### 3.2 Caractéristiques des différents matériaux constituant les éprouvettes

#### 3.2.1 Aluminium ASTM 2017

L'alliage d'aluminium ASTM 2017 connu aussi sous son ancienne appellation A-U4G est utilisé dans notre projet et reçu sous forme de barre étirée parallélépipédique de dimension standard 3000 x 30 x 30 mm<sup>3</sup> du fournisseur **Pima** à Alger (Algérie). À partir de cette barre, la société **SARL FMPI** qui est une entreprise spécialisée dans les opérations d'usinage et de tournage CNC à Alger a procédé à la réalisation des substrats ASTM 2017 en utilisant la coupe à scie et l'usinage ; nous avons préparé des éprouvettes parallélépipédiques de dimension 100 mm de longueur, 12mm de largeur et 9 mm d'épaisseur. La composition chimique du ASTM 2017 et ses caractéristiques mécaniques sont données dans les tableaux (*Tableau 3.1*) et (*Tableau 3.2*).

**Table 3.1.** Composition chimique de l'alliage duralumin ASTM 2017 utilisé pour les substrats.

Composition chimique de l'alliage d'aluminium duralumin de désignation ASTM 2017 (% en masse)														
Références AFNOR (2)	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	V	Ti	Divers	Chacun	Total	Al min
CDK	0.2 à 0.8	0.7	3.5 à 4.5	0.4 à 1.0	0.4 à 1.0	0.1	-	0.25		0.15	Zr+Ti 0.25	0.05	0.15	reste

**C** : Norme NF A 50- 411 10-1981 produits filés et fils étirés d'usage courant.

**D** : Norme NF A 50-451 10-1986 produits laminés d'usage général.

**K** : Norme NF A 50-901 12-1982 pièces obtenues par forgeage libre et forgées par matriçage en aluminium et en alliages d'aluminium.

**(2)** : Alliages normalisés AFNOR : la ou les lettres indiquées dans cette colonne donnent les références des normes AFNOR correspondantes (si aucune lettre n'est indiquée, l'alliage n'est pas normalisé AFNOR). [DEVELAY R., 1989].

**Table 3.2.** Caractéristiques mécaniques et métallurgiques de l'alliage duralumin ASTM 2017 utilisé pour les substrats [COMTE C., 2002].

Propriétés mécaniques et métallurgiques	ASTM 2017
Module de Young, E	72.5 Gpa
Module de cisaillement, $\mu_{ci}$	27.2 Gpa
Coefficient de Poisson, $\nu$	0.33
Coefficient de dilatation thermique, $\alpha$	$22.9 \cdot 10^{-6} K^{-1}$
Densité $\rho$	$2790 Kg m^{-3}$
Point de fusion $T_f$	640 °C

### 3.2.2 Acier inoxydable ASTM 301

Un revêtement métallique en Acier inox a été employé. Il est constitué de revêtement en fil d'acier inoxydable austénitique (ASTM 301) désigné aussi (X 10 CrNi 18-8) il a été projeté par pulvérisation thermique à l'arc électrique 234 (Metal spray Co.Ltd, Auckland, Nouvelle-Zélande).

**Table 3.3.** Composition chimique de l'alliage ASTM 301 utilisé comme dépôt [GRUPPO LUCEFIN 2014].

Composition chimique de l'alliage d'acier inoxydable austénitique ASTM 301 (% en masse)										
Désignation	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N	Fe
ASTM 301	0.05 à 0.15	2.0	2.00	0.045	0.015	16.0 à 19.0	0.80	6.0 à 9.5	0.11	reste
Ecart de produits autorisés	±0.01	±0.1	±0.1	+0.005	+0.003	±0.2	±0.05	±0.1	±0.01	-

**Table 3.4.** Caractéristiques mécaniques et métallurgiques de l'alliage ASTM 301 utilisé comme dépôt [COMTE C., 2002].

Propriétés mécaniques et métallurgiques	ASTM 301
Module de Young, E	200 Gpa
Module de cisaillement, $\mu_{ci}$	76 Gpa
Coefficient de Poisson, $\nu$	0.29
Coefficient de dilatation thermique, $\alpha$	$16 \cdot 10^{-6} K^{-1}$
Densité, $\rho$	$7900 Kgm^{-3}$
Point de fusion, $T_f$	1550 °C

La composition chimique de l'acier ASTM 301 est riche en éléments d'addition tels que le chrome (18%) et le nickel (8%), sa résistance à la corrosion atmosphérique et sa surface brillante et attrayante en font un excellent choix pour les applications structurales décoratives. En faisant varier la composition chimique dans les limites fixées par les spécifications ASTM et par laminage à chaud, une large gamme de propriétés magnétiques et mécaniques peut être obtenue pour une variété d'application.

L'ASTM 301 est résistant à une variété de milieux corrosifs. Cependant, ses propriétés de corrosion ne sont pas aussi bonnes que les aciers 18-8 chrome-nickel. Sa sensibilité à la précipitation des carbures lors du soudage limite son utilisation dans de nombreuses applications au profit des types 304 ou 304L. Il possède une bonne résistance à l'oxydation à des températures allant jusqu'à 870 °C, et il présente un gain de poids d'oxydation de 10 mg /cm<sup>2</sup> en 1 000 heures.

### ➤ Applications

Pièces structurales d'avion, carrosseries de remorques, architecturales (drainage des toits / portes cadres,... etc), enjoliveurs de carrosserie, ustensiles et vaisselle... Grâce à leurs propriétés mécaniques et chimiques, les aciers inoxydables ASTM 301 sont des matériaux qui présentent des propriétés tribologiques intéressantes, une excellente tenue à l'usure et à la corrosion dans différents environnements. [SADKI A, 2016], [ZENG Z., 2006].

### 3.2.3 Le polymère PMMA

Le PMMA coulé (poly méthacrylate de méthyle acrylique), est un polymère transparent par nature appelé couramment plexi, plexiglass. C'est un polymère thermoplastique amorphe avec des propriétés optiques exceptionnelles, supérieures aux verres. Le PMMA est doté d'une belle surface lisse et brillante. Il possède d'exceptionnelles propriétés de tenue au vieillissement, une combinaison favorable de propriétés mécaniques (rigidité, résistance aux chocs), une résistance chimique bonne pour les bases et acides dilués, les hydrocarbures aliphatiques et les huiles, mauvaises pour les hydrocarbures aromatiques ou chlorés, et enfin de bonnes propriétés thermiques et électriques. Dans notre étude nous avons choisi un PMMA coulé afin d'assurer des propriétés mécaniques isotropes. Le PMMA coulé a la particularité d'être très résistant aux agents atmosphériques. Il est souvent utilisé dans l'usinage, il permet la gravure sur plaque, le collage, le pliage, le polissage et la découpe sur mesure [CARREGA M., 2009].

**Table 3.5.** Caractéristiques mécaniques et physiques du PMMA utilisé comme dépôt [COLOMBIÉ M., 2008], [TRELOAR L.R.G., 2008].

Propriétés mécaniques et Physiques	PMMA
Module de Young $E$	3.4 Gpa
Module de cisaillement $\mu_{ci}$	2 Gpa
Coefficient de Poisson $\nu$	0.39
Coefficient de dilatation thermique $\alpha$	$(50 \text{ à } 90) \cdot 10^{-6} K^{-1}$
Densité $\rho$	1150 à 1190 $Kgm^{-3}$
Point de fusion $T_f$	225 °C

### 3.2.4 Colle Epoxy UHU plus endfest 300

Pour notre étude nous avons utilisé la résine **UHU plus endfest 300 type epoxyde** pour l'assemblage du PMMA au substrat ASTM 2017. Cette résine convient pour coller le métal, la pierre, le béton, la porcelaine, le bois, le verre et de nombreuses matières synthétiques. parfaites pour les assemblages industriels qui doivent satisfaire les exigences les plus élevées, comme dans les domaines de l'électrotechnique, du travail de métal et de l'automobile. La Colle Epoxyde UHU plus endfest 300 ne convient pas pour le collage de PE, PP, PTFE, polystyrène et PVC souple. La résine présente une résistance mécanique très élevée (300 kg/cm<sup>2</sup>), résiste

aux chocs obturants, résiste aux intempéries, résiste à l'eau de mer ; sans solvant, elle résiste à la plupart des solvants, des acides et des bases dilués. Elle peut-être poncée, limée, percée et peinte après durcissement [BÜHL TECHNICAL DATA SHEET].

**Table 3.6.** Caractéristiques mécaniques et physiques de la colle UHU plus endfest 300 [GRUPPO LUCEFIN 2014].

Propriétés mécaniques et physiques	Epoxy
Module de Young, E	2.03 Gpa
Coefficient de Poisson, $\nu$	0.37
Coefficient de dilatation thermique, $\alpha$	$90 \cdot 10^{-6} K^{-1}$
Densité $\rho$ liant	$1200 \text{ Kg m}^{-3}$
Densité $\rho$ durcisseur	$960 \text{ Kg m}^{-3}$
Point de fusion liant, $T_f$	210 °C
Point de fusion durcisseur, $T_f$	110 °C
Conductivité thermique	0.249 W/m·K
Résistance finale	0.012 Gpa
Tension et cisaillement combinés résistance avec l'aluminium	0.017 Gpa

### 3.3 Les différents ensembles étudiés "revêtement / substrat"

Deux séries d'échantillons ont été réalisées permettant de balayer un large éventail de configurations en modifiant l'épaisseur du dépôt :

- Multi-matériaux obtenus par procédé de projection thermique à l'arc électrique réalisés par la société Algérie métallisation Rouïba, échantillons " **Série A** " avec quatre séries différentes A1, A2, A3 et A4.
- Multi- matériaux obtenus par procédé de collage en utilisant une résine "epoxy UHU plus endfest 300" pour coller des plaques en (PMMA) sur le substrat. Le procédé du collage est réalisé dans le laboratoire FAST (Université de Paris Saclay) échantillons " **Série B** " avec deux séries différentes B1 et B2.

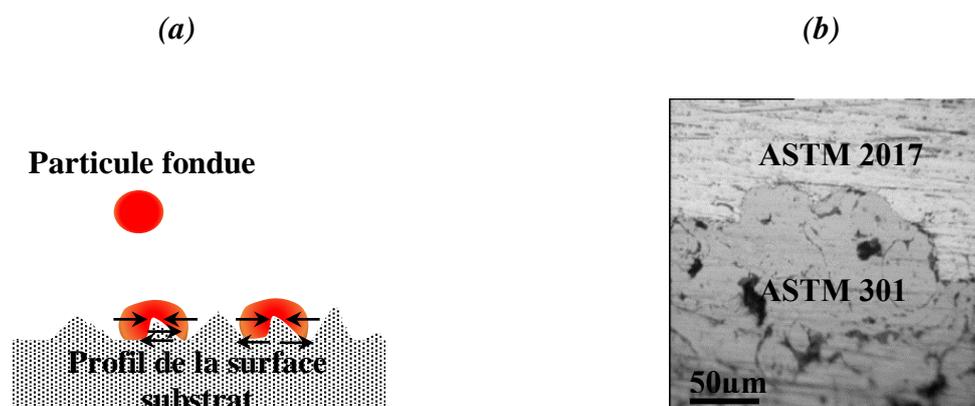
**Table 3.7.** Dimensions et propriétés des échantillons.

Les échantillons « Série A »					
A	$R = \frac{E_2}{E_1}$	$h_1(mm)$	$h_2(mm)$	$\eta = \frac{h_1}{h_2}$	Nombre des échantillons
A1	~ 0.33	0.5	5	0.1	5
A2	~ 0.33	2	2	1	5
A3	~ 3	1	10	0.1	5
A4	~ 3	2	2	1	5
Les échantillons « Série B »					
B	$R = \frac{E_2}{E_1}$	$h_1(mm)$	$h_2(mm)$	$\eta = \frac{h_1}{h_2}$	Nombre des échantillons
B1	~ 25	1	10	0.1	5
B2	~ 25	10	10	1	5

### 3.3.1 Revêtements réalisés par projection thermique « Série A »

#### 3.3.1.1 Préparation de surface

La préparation de la surface avant dépôt joue un rôle fondamental dans les phénomènes de l'adhérence et d'adhésion, tant au niveau de l'adhésion chimique que de l'adhérence mécanique. Par exemple, un mauvais nettoyage aura pour conséquence de laisser des impuretés à l'interface qui seront des sites préférentiels d'amorçage de rupture. Outre la propreté d'interface, d'autres caractéristiques surfaciques entrent en compte dans les phénomènes d'adhérence. A titre d'exemple, on peut citer le phénomène d'ancrage mécanique résultant de la contraction des lamelles projetées autour des irrégularités de la surface du substrat, durant leur refroidissement (**Figure 3.1**) [MELLALI M., 1994], [BARRADAS S., 2004]. L'adhérence de type mécanique est admise comme le mécanisme prépondérant pour l'adhérence des revêtements réalisés sur un substrat lisse ( $R_a < 0,05 \mu m$ ), les phénomènes de mouillabilité ou de diffusion sont importants, alors que sur un substrat rugueux ( $R_a > 0,5 \mu m$ ), ils sont relayés au second plan face à la contribution d'origine mécanique [PATRU J., 2005].



**Figure 3.1.** (a) Ancrage mécanique d'une particule fondue, (b) liaison ASTM 2017/ASTM 301 montrant l'ancrage mécanique entre dépôt et substrat.

Dans notre cas tous nos dépôts sont réalisés sur des surfaces bien évidemment préparées. Comme dans tout traitement superficiel, la préparation initiale des surfaces est essentielle pour la réussite des procédés de traitement de surface. Il faut, d'une part assurer une bonne adhésion entre la surface à recouvrir et le dépôt et d'autre part rendre la surface suffisamment active, sans barrière de diffusion, afin que les réactions d'inter diffusion puissent se développer dès le début de la déposition. La préparation de surface permet d'éliminer les différents oxydes, graisses et inclusions provenant des opérations précédentes de laminage, traitements thermiques ou de stockage. Elle comprend les opérations de préparations chimiques et mécaniques. Les préparations chimiques sont conduites en deux étapes : (i) de dégraissage et, (ii) de décapage voir (*Tableau 3.8*).

**Table 3.8.** Préparations chimiques des surfaces

<b>Dégraissage réalisé à 80°C pendant 15 min</b>	
Hydroxyde de sodium (NaOH) .....	30 g/l.
Carbonate de sodium (Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> ) .....	30 g/l.
Métasilicate de sodium (Na <sub>2</sub> SiO <sub>3</sub> ) .....	10g/l.
Phosphate trisodique (Na <sub>3</sub> PO <sub>4</sub> .6H <sub>2</sub> O) .....	5g/l.
<b>Décapage alcalin réalisé à 65°C pendant 5 min</b>	
Solution de soude à 15 g/l	

Le dégraissage par solvant permet d'éliminer les contaminants à la surface du substrat tels que les corps gras ou les poussières. Il fait appel au pouvoir dissolvant des solvants de type chlore, les hydrocarbures ou les dérivés des composés type sodium. Le décapage chimique consiste à éliminer les oxydes de surface par dissolution, voire par éclatement de la couche. Les termes « **dérochage** », « **dérouillage** » et « **décalaminage** » correspondent à des décapages particuliers. On utilise le mode par immersion soit en milieu acide, soit en milieu alcalin selon le métal à traiter, la nature des composés à enlever et/ou les dimensions des pièces. Il est d'usage d'associer le mot « **acide** » au mot « **décapage** », bien que le décapage alcalin s'utilise fréquemment, par exemple, pour les alliages d'aluminium.

Les préparations mécaniques ont comme but d'améliorer l'adhérence par ancrage mécanique des revêtements projetés. Dans notre cas un traitement par sablage a été réalisé. Il s'agit de faire projeter des particules de corindon (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), sous une certaine pression (**4 bars**), sur la surface de la pièce à revêtir. Elles érodent la surface lors de l'impact et augmentent ainsi sa rugosité. La rugosité de surface dépend notamment de la taille de grains abrasifs, dont le diamètre est communément compris entre **300** et **1400** µm, et du temps de projection [MELLALI M., 1997]. Elle peut dépasser une moyenne arithmétique **Ra** de 10 µm. De plus, elle permet un nettoyage complémentaire de la pièce, tel que l'élimination d'oxydes. Cette technique est la plus couramment employée en amont de la projection plasma puisqu'elle permet de contrôler la rugosité et donc d'influer sur l'ancrage mécanique considéré comme le mécanisme d'adhésion prépondérant. Néanmoins, cette technique s'accompagne inévitablement de contraintes mécaniques de compressions à la surface de la pièce, pouvant atteindre plusieurs centaines de MPa. Des déformations en flexion sur des substrats de faible épaisseur peuvent même être constatées [VERT R., 2011].

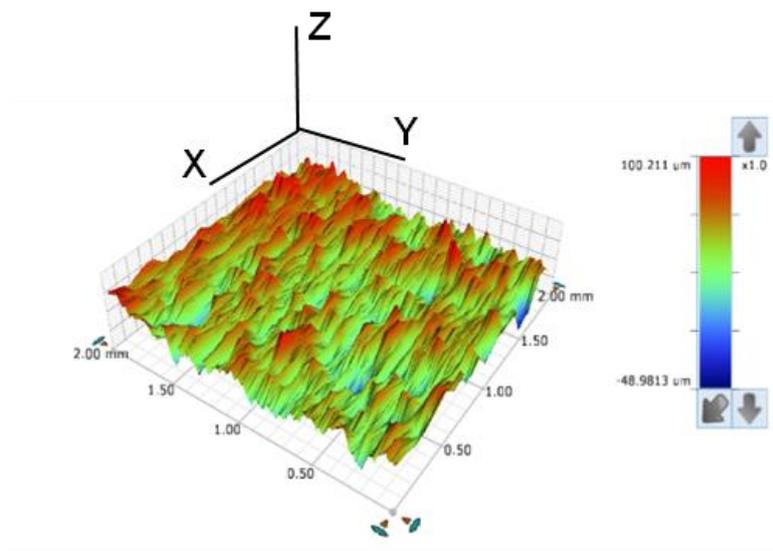
### 3.3 .1.2 Principe des mesures de la Rugosité

Les instruments les plus répandus sont les rugosimètres mécaniques, avec lesquels la variation de la rugosité d'une surface est déterminée à l'aide d'un palpeur mécanique qui balaye la surface. Pour nos mesures on a utilisé le profilomètre DektakXT® (Bruker) qui est un appareil de mesure de rugosité de haut niveau et a capacité 3D (**Figure 3.3**). Son principe de fonctionnement repose sur le déplacement de la pointe du stylet sur la surface de l'échantillon, qui trace au fur et à mesure la surface de l'échantillon. Le mouvement vertical du stylet est détecté électriquement. Les signaux électriques subissent une amplification et une conversion analogique/numérique afin d'être enregistrés. Pour mesurer précisément les formes délicates et la rugosité de surface avec contact, le rayon de la pointe du stylet doit être aussi petit que possible, avec une pression de contact réduite. La forme du stylet utilisé est un cône avec une pointe sphérique de rayon 12 $\mu$ m. Les caractéristiques de l'appareil sont :

- Platine motorisé de déplacement XY de 150mm, rotation motorisée 360°,
- Porte-substrat jusqu'à 6 pouces,
- Hauteur de marche jusqu'à 1mm et longueur de balayage jusqu'à 55mm,
- Diamètre du stylet 12 $\mu$ m,
- Profil digitalisé jusqu'à 120 000 pts par scan,
- Profilage 3D.



**Figure 3.2.** Profilomètre mécanique DektakXT® (Bruker).



**Figure 3.3.** Profil 3D de surface de l'alliage d'aluminium ASTM 2017 avec  $R_a = 2.8 \pm 0.04 \mu\text{m}$ .

### 3.3 .1.3 Mesure de frottement

Afin de prendre en considération l'effet du coefficient de frottement " $\mu$ " dans le calcul des énergies des ruptures inter faciales lors de nos tests de flexion 4 points, nous avons conduit quelques expériences de caractérisation sur un tribomètre cylindre-plan TRB<sup>3</sup> de chez Anton-Paar. Les résultats des expériences sont donnés dans le tableau (**Tableau 3.9**).



**Figure 3.4.** Tribomètre cylindre-plan TRB3 de chez Anton-Paar.

Propriétés de friction : les conditions d'essai  $F=10\text{N}$ ,  $V=0.1\text{ms}^{-1}$ ,  $T=22^\circ\text{C}$ , l'intervalle d'humidité relatif au laboratoire 12 à 55% distance de glissement 1000m, acier inox =ASTM 301, aluminium =ASTM 2017

**Table 3.9.** Les valeurs des coefficients du frottement dynamique pour les différents multi-matériaux.

<b>Les différents échantillons des multi-matériaux étudiés par l'expérimentation</b>			
	<b>Acier / Acier</b>	<b>Acier / aluminium</b>	<b>Acier /PMMA</b>
Coefficients de friction	0.51 ± 0.11	0.39± 0.7	0.32 ± 0.6
Nombre de valeurs	<b>10</b>	<b>10</b>	<b>10</b>

### 3.4 Caractérisation expérimentale de la fissuration inter faciale

Nous décrivons le protocole de préparation des échantillons qui seront testés en flexion quatre points. Nous présentons ensuite le dispositif expérimental puis les résultats de caractérisation de la fissuration inter faciale. L'essai de la flexion quatre points permet de mesurer quantitativement et de façon reproductible l'adhérence entre les couches d'un assemblage,

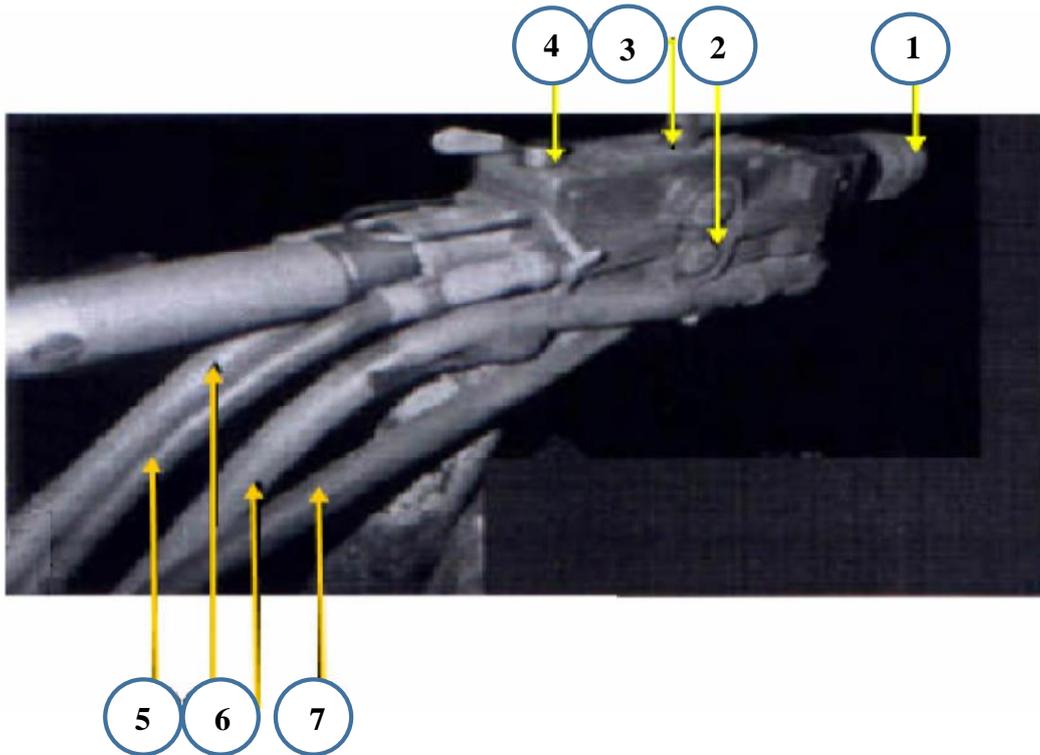
#### 3.4.1 Préparation des multi-matériaux

##### 3.4.1.1 Projection thermique « Série A »

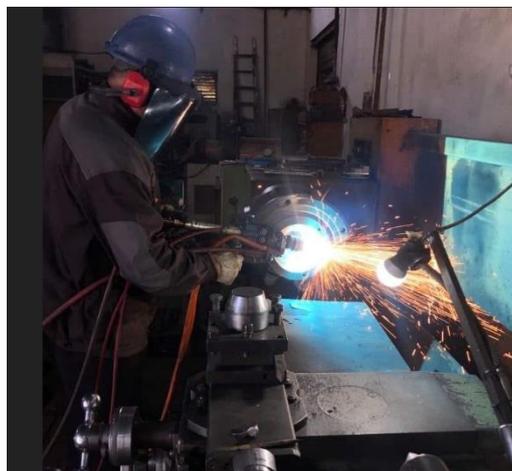
On déposera sur le substrat ASTM 2017 un film en matériau ASTM 301 projeté thermiquement à l'arc électrique 234 (Metal Spray Co.Ltd,Auckland, Nouvelle-Zélande). La projection thermique a été réalisée dans la société Algérie métallisation Rouïba. Différentes épaisseurs de dépôt ont été réalisées sur plusieurs substrats. Comme cité auparavant on note ces éprouvettes par la "Série A" les paramètres de projection thermique sont cités ci-dessous dans le (*Tableau 3.10*).

##### ➤ Pistolet de la projection

C'est un appareil portatif qui présente une souplesse et une manipulation tant mécanique que manuelle des plus remarquables suite à une conception et un développement appropriés. Cet appareil nommé "THERMO-SPRAY 234" utilise l'arc électrique comme source d'énergie, c'est un pistolet à deux fils comme le montre la (*Figure 3.5*).



- 1- Chalumeau interchangeable ;
- 2- Molettes ;
- 3- Commande de démarrage (on, off) ;
- 4- Commande de molettes ;
- 5- Tuyau porte fil de projection ;
- 6- Câble d'alimentation ;
- 7- Raccord rapide d'air.



*Figure 3.5. Pistolet de projection à arc entre deux fils « ARC SPRAY 234».*

Le principe de la projection par arc électrique consiste à faire jaillir un arc électrique entre deux fils consommables, un jet d'air comprimé est utilisé pour pulvériser le métal fondu et le projeter sur le substrat (*Figure 3.5*). Ce pistolet se compose de deux parties, une partie de chalumeau et l'autre partie de l'entraînement du fil. Il utilise le mélange gaz ; oxygène, acétylène ou propane et de l'air comprimé.

**Table 3.10.** Paramètres projection thermique « série A »

Paramètres	valeurs
Pression d'air dans le moteur	3.8 bars
Pression d'air dans la buse de projection	3 bars
Vitesse d'avance du fil métallique	0.064 m/s
Tension du générateur	30 V
Intensité du courant	100 A
Distance de projection	140 mm
Angle de tir	90°
Diamètre du fil	1.6 mm

### 3.4.1.2 Collage « Série B »

La deuxième "Série B" est un multi matériau constitué d'une plaque de PMMA collée sur un substrat ASTM 2017 à l'aide d'une colle Epoxy UHU plus endfest 300. Deux épaisseurs de plaques PMMA (1mm et 10 mm) ont été usinées à partir d'une plaque initiale de dimension standard 150 x150 x10 mm<sup>3</sup>. Ci-dessous quelques détails sur les conditions de la mise en œuvre des matériaux de la "Série B".

#### ➤ Conditions de mise en œuvre

La température de la mise en œuvre de la colle se situe entre 15 °C et 25 °C. Il ne faut pas dépasser une humidité relative de l'air de 65 %. Pour éviter que la condensation ne forme des bulles d'air, la température de la colle et des matériaux à coller doit être au minimum égale à la température ambiante, de préférence entre 18 °C et 20 °C, se mettre dans un local à l'abri des courants d'air. Une température inférieure à 18 °C ralentit le processus de durcissement et réduit la qualité de l'adhérence. Nous avons utilisé une étuve réglée à 80°C pendant 3h pour accélérer le processus de réticulation de la colle.

#### ➤ Pré-traitement des surfaces

Avant de coller, nous avons nettoyé les surfaces en profondeur avec de l'acétone et nous avons rendu les surfaces à coller plus rugueuses à l'aide d'un papier abrasif en SiC (180)

➤ *Mode d'emploi*

Installer le double doseur dans le pistolet Plus. Otez le capuchon du double doseur. Pressez afin de faire sortir les deux composants de leur étui et mettez en place le mélangeur statique Plus. Appliquez la colle sur les deux surfaces lorsque le matériau est rugueux, ne l'appliquez que sur une des deux surfaces lorsque le matériau est lisse. Assemblez ensuite les deux matériaux et fixez-les (serrer ou presser n'est pas nécessaire). Après utilisation, retirez le mélangeur statique et remplacez le capuchon sur le double doseur. Les résidus de colle humide peuvent être éliminés avec de l'eau chaude et du savon. Les résidus de colle séchée ne peuvent être éliminés que mécaniquement.

### 3.5 Amorçage des pré fissures à partir de l'entaille en utilisant la flexion 3 points

Toutes les éprouvettes des **Séries « A »** et **« B »** ont une entaille centrale, perpendiculaire à l'interface et qui a comme longueur l'épaisseur du film. Toutes les entailles ont été créées par la micro-fraise (MDX 500) fonctionnant à une grande vitesse (**12000 tr/min**). Le rôle de l'entaille est de faire concentrer les contraintes aux deux fissures inter faciales situées au milieu de part et d'autre de l'éprouvette. La génération des deux fissures inter faciales est obtenue en chargeant l'éprouvette entaillée d'une manière symétrique. La flexion trois points constitue une excellente technique. Le test est réalisé sur une machine INSTRON 5882, en appliquant un déplacement contrôlé à une vitesse constante de 1mm/min. Une fois, que l'amorçage et la propagation sur les premiers millimètres sont assurés, le chargement est arrêté. Cette procédure a été réalisée pour produire une courte pré fissure en forme de « **T** » (**Figure 3.6**). Pendant le chargement, on a observé une pré fissure de  $a = 4 \pm 1\text{mm}$ , ce qui permet aux fissures de se propager dans un mode proche du mode I.



*Dispositif Eprouvette ASTM 2017 /ASTM301*

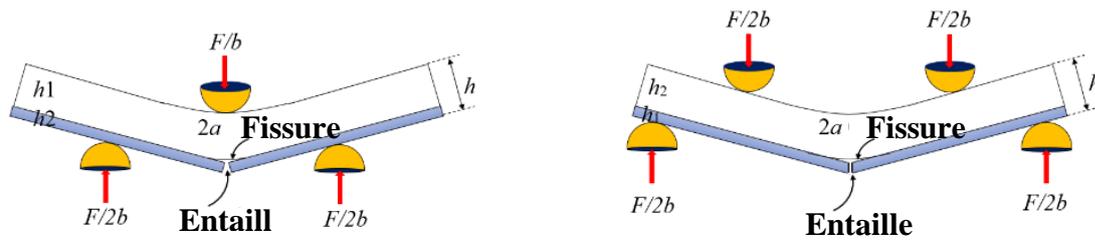


Figure 3.6. L’essai de flexion trois points pour amorçage des fissures à partir de l’entaille avant montage dans le dispositif flexion quatre points.

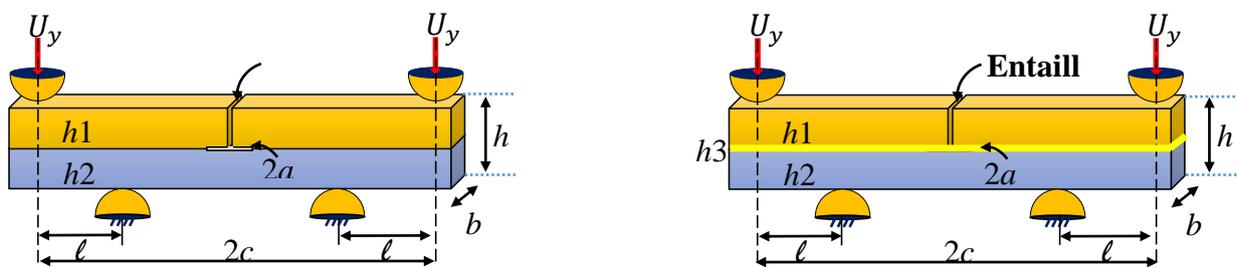
### 3.6 Essai mécanique de mesure de l’adhérence

#### 3.6 .1 Principe de l’essai de la flexion 4-points

L’essai de la flexion quatre points est présenté schématiquement en (Figure 3.7). Cet essai présente une mixité modale constante tout au long de la propagation de la fissure qui vaut [CHARALAMBIDES P. G., 1989].

$$tg \psi = \frac{K_{II}}{K_I} \quad \psi \approx 45^\circ \text{ pour } \frac{h1}{h2} = 1$$

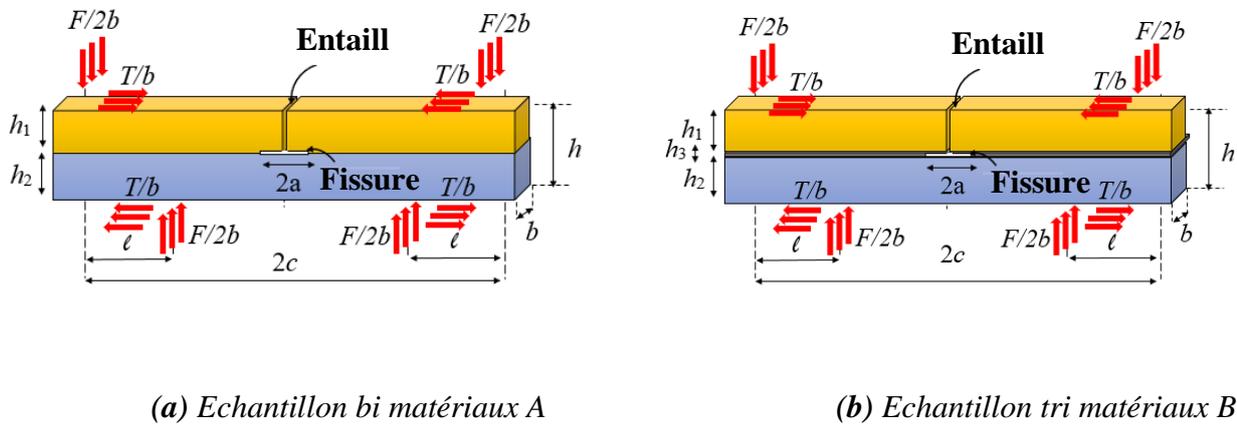
La flexion quatre points est un essai de propagation de fissure stable, sous un champ de contrainte constant (moment constant dans la partie centrale de l’éprouvette). Lors de la propagation stable de la fissure et dans le cadre d’une analyse élastique linéaire et isotrope, l’évaluation de  $G$  est possible à partir de l’enregistrement du signal de force, comme nous le décrivons au paragraphe suivant.



“Série A” sans couche d’accrochage

“Série B” avec couche d’accrochage

Figure 3.7. Schéma présentant la géométrie d’un essai de flexion 4 points sur éprouvettes pré- entaillées



(a) Echantillon bi matériaux A

(b) Echantillon tri matériaux B

**Figure 3.8.** Géométrie et conditions de charge des éprouvettes de flexion à quatre points entaillées avec fissures inter faciales symétriques,  $F$  et  $T$  représentant les forces appliquées et tangentielles.

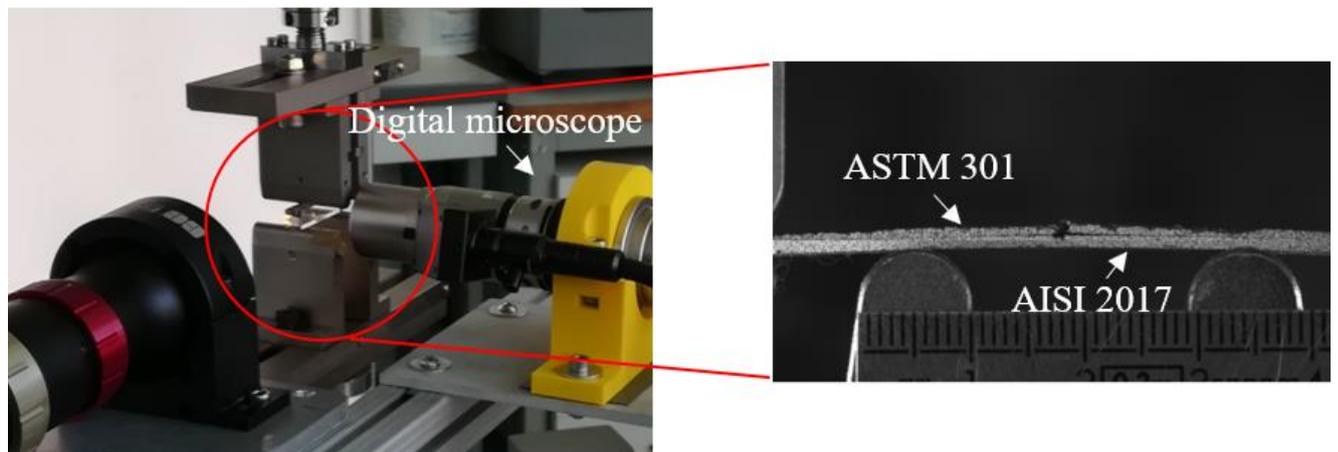
### 3.6 .2 Protocole expérimental

Toutes les éprouvettes sont de forme parallélépipédique comme représentées sur le schéma de la (**Figure 3.7**). L'épaisseur de la couche supérieure, de la couche inférieure et de la couche intermédiaire sont respectivement  $h_1$ ,  $h_2$  et  $h_3$ ; ainsi là l'épaisseur totale de l'échantillon est  $h = h_1 + h_2 + h_3$ , la longueur et la largeur de tous les échantillons sont  $L = 100 \text{ mm}$  et  $b = 12 \text{ mm}$  respectivement, ainsi que les diamètres des appuis sont toujours pris à  $d = 10 \text{ mm}$ . La distance entre les appuis intérieurs et les appuis de chargement extérieurs est de  $\ell = 25 \text{ mm}$  et la distance entre les deux appuis intérieurs est de  $40 \text{ mm}$  (**Figure 3.7**). Diverses combinaisons de  $h_1$  et  $h_2$  et des modules de Young  $E_1$  et  $E_2$  sont prises comme le montre le (**Tableau 3.7**) pour chaque ensemble d'échantillons A et B, ce qui permet d'obtenir divers modes mixtes de rupture [SUO ZG., 1990], [HUTCHINSON JW., 1991]. Les essais de flexion quatre points sont réalisés sur la machine électromécanique «INSTRON 5882».

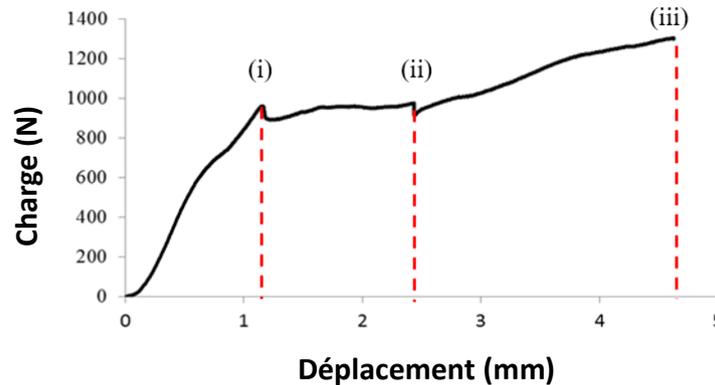


**Figure 3.9** Machine de traction-compression électromécanique «INSTRON 5882»

Expérimentalement, l'éprouvette entaillée avec deux fissures inter faciales est placée de façon à être parfaitement centrée vis à vis des appuis intérieurs, cela nous permettra d'éviter toute dissymétrie dans le chargement afin de limiter le risque de rupture brutale des couches. La vitesse de déplacement imposée aux appuis extérieurs est de 0.1 mm/min. La partie mobile extérieure permet de maintenir la zone de fissuration quasiment fixe. Le suivi de la fissuration est assuré par microscope optique numérique VHS1000 de chez Kayens. La charge appliquée et le déplacement des points de chargement ont été suivis et enregistrés en permanence (**Figure 3.10 (a) et (b)**) les échantillons ont été chargés jusqu' à ce que les deux fissures atteignent les points de chargement intérieurs. Pour tenir compte de la disparité des résultats expérimentaux, trois essais sont réalisés systématiquement, à température ambiante, pour chaque condition de réalisation des multi-matériaux.



**(a)** Mise en place de la flexion quatre points



(b) Courbe de charge caractéristique (force appliquée en fonction du déplacement des appuis) pour le bi matériau ASTM 2017 /ASTM 301 (éprouvette A1)

Figure 3.10. L'essai de flexion quatre points pour le bi matériau (éprouvette A1).

### 3.6 .3 Origines de la propagation asymétrique de quelques échantillons

La plus grande source de dispersion de la charge de rupture est due au désalignement des points de chargement, de sorte que la fissure inter faciale ne s'amorce pas simultanément des deux côtés de l'entaille. Par conséquent, les échantillons présentant une différence de plus de **10 %** de la charge de rupture pour l'amorçage des fissures ont été rejetés.

Les précautions à prendre pour ce type d'essai se situent principalement au niveau des appuis. En effet, l'éprouvette doit être parfaitement perpendiculaire et centrée au plan d'application de la charge. L'origine de la propagation asymétrique de la fissure inter faciale observée expérimentalement peut être due à plusieurs facteurs :

- L'inclinaison du montage de quelques degrés pour les mêmes propriétés inter faciales des deux côtés de propagation engendrant une fissuration asymétrique ce cas correspond à un défaut d'horizontalité du plateau supérieur. L'alignement global est tourné dans la mesure où le plateau inférieur est rotulé. Cette configuration conduit à une légère asymétrie de propagation.

- Une différence de la contrainte d'amorçage d'endommagement de 10% entre les zones gauches et les zones droites ; ce cas correspond à la situation où les caractéristiques mécaniques ou géométriques du modèle sont légèrement différentes,
- Un amorçage prématuré dû à la présence de défauts dans l'interface.

### 3.6 .4 Interprétation de la courbe de charge d'un test de flexion 4-points

La (*Figure 3.10.(b)*) montre la courbe charge-déplacement typique obtenue lors d'une sollicitation quasi-statique en flexion 4 points. La première partie de la courbe correspond au chargement de l'échantillon en énergie élastique de (0 à (i)). La force augmente jusqu'à atteindre un pic qui correspond à l'amorçage de la fissure ((i) à (ii)). On observe ensuite une relaxation de la force. Celle-ci diminue jusqu'à une valeur plateau correspondant à la propagation stable de la fissure entre les deux couches ((ii) à (iii)). Cet état stationnaire dure le temps que la fissure parvienne aux appuis intérieurs, ensuite, la fissure ne progresse plus. L'augmentation de la force sur la courbe correspond alors à la flexion du substrat « support » (iii) L'énergie d'adhérence de l'interface peut être déterminée à partir de la valeur plateau de la force  $F_p$  qui correspond au régime stationnaire de propagation de la fissure.

### 3.6 .5 Résultats expérimentaux de la Courbe de charge d'un test de flexion 4-points pour les différents échantillons utilisés

La pente de la ligne droite est équivalente à la rigidité de l'échantillon contenant la pré fissure. Dans la (*Figure 3.10.(b)*), une courbe force-déplacement typique est tracée. La charge augmente proportionnellement au déplacement ; à ce stade (de 0 à (i)), Aucune propagation de fissure ne se produit et l'ouverture de la fissure au centre est très petite.

Ce n'est que dans le cas des échantillons A1 et A2 et juste avant le point d'identification (i) qu'il semble que la déformation plastique du substrat ASTM 2017 ait causée des dommages importants. Aucune expansion de fissuration n'a été observée.

La pente de la ligne droite est équivalente à la rigidité (réciproque de la complaisance) de l'échantillon contenant la pré fissure.

La déviation de la droite initiale correspond à la propagation de la fissure, où la charge  $F$  atteint une valeur critique  $F_c$  à la longueur de la fissure donnée.

Dans ce cas, le taux de restitution d'énergie de déformation critique ne varie pas de manière significative le long de l'interface.

Nous avons observé que le délaminage inter facial le long de l'interface se comportait symétriquement jusqu'à ce que l'extrémité des fissures s'approche des lignes de charge intérieures (de (i) à (ii)).

Pour les échantillons A3, A4 et B1, B2, la fissure inter faciale est irrégulière, et a montré les attributs du mode II. Pour l'échantillon A1, A2, la fissure inter faciale est similaire à la fissure de clivage associée au mode I dans des matériaux homogènes.

Dans certains cas, nous avons observé des fissures de segmentation et des microfissures sur le dessus du revêtement de l'acier inox ASTM 301. Cette segmentation diminue l'énergie élastique stockée dans la couche et rend difficile l'évaluation de l'énergie de rupture de l'interface ([Hofinger et al. 1998](#)) [[HOFINGER I., 1998](#)]. La charge augmente à nouveau proportionnellement

au déplacement. Par rapport à la première région, la complaisance de l'échantillon augmente en raison de l'événement précédent de propagation de fissures (de (ii) à (iii)). Dans ce cas, le taux de restitution d'énergie de déformation critique, est donc du  $Pc$ , varie considérablement en fonction de la position des fissures. Le point (iii) correspond à la résistance ultime du substrat en alliage d'aluminium.

### 3.7 Conclusion

Dans ce chapitre, une méthodologie est proposée et testée dans le but de caractériser expérimentalement l'adhérence des différents multi matériaux étudiés. L'essai de flexion trois points a été utilisé pour assurer l'amorçage des fissures inter faciales à partir de l'entaille créée dans les multi-matériaux. Ce dispositif a été équipé d'un matériel optique (microscope digital) afin de mesurer avec une grande précision l'initiation et la propagation des deux fissures inter faciales. Cette information est importante car elle nous permet d'associer à chaque charge critique  $F_p$  une longueur de fissure 'a'. par la suite à partir de la courbe d'essai force déplacement on peut estimer l'énergie dissipée. Nous avons essayé d'être les plus rigoureux possible dans la conduite des tests. Une différence de 10% sur la valeur de la charge critique, dans les mêmes conditions, éliminera le test.

# Chapitre 4

## Analyse du comportement inter faciale par couplage numérique-expérimentale

---

Ce chapitre présente les résultats analytiques, numériques et expérimentaux des multi-matériaux ASTM 2017/ASTM 301 et ASTM 2017/Epoxy/PMMA soumis à un chargement de flexion 4 points. La ténacité  $T$  inter faciale a été étudiée au moyen d'une analyse analytique et par éléments finis à l'aide du logiciel ABAQUS. La solution de tendance numérique des deux fissures inter faciales en fonction de la longueur de la fissure et du coefficient de frottement a été obtenue et comparée à la solution analytique. Nous proposerons une méthode sur (i) comment à la fois la position de l'entaille inversée dans les systèmes multi-matériaux et la délamination de la fissure au-delà des points de chargement internes (régime transitoire) sont explorées pour étendre la mesure de la ténacité inter faciale, (ii) comment l'analyse numérique est utilisée pour déterminer la ténacité inter faciale à la rupture grâce à une mesure expérimentale de la complaisance en régime transitoire, et (iii) nous essayons d'expliquer pourquoi la ténacité inter faciale a une forte dépendance de l'angle de phase

---

## CHAPITRE 4 ANALYSE DU COMPORTEMENT INTERFACIALE PAR COUPLAGE NUMERIQUE-EXPERIMENTALE

### 4.1 Introduction

Pour l'essai de flexion quatre points, on a vu au chapitre 2 qu'il existe des modèles bien établis dans le cas d'une fissure se propageant à l'interface entre deux substrats ou entre une couche mince et un substrat. La littérature scientifique, présentée au chapitre 2, montre que, l'utilisation de ces modèles classiques pour l'exploitation des données expérimentales n'est plus pertinente. Les modèles analytiques utilisés par [CHARALAMBIDES P. G., 1989], [CHARALAMBIDES P. G., 1990],[HOFINGER I., 1998] sont basés sur l'hypothèse que l'ensemble substrat-revêtement-interface se comporte comme un matériau fragile pour lequel les concepts de la mécanique linéaire de la rupture peuvent s'appliquer. L'idée proposée dans ce travail est d'étudier le processus de fissuration à l'aide de la méthode des éléments finis et vérifier notre modèle par l'expérimentation, dans le double objectif de vérifier l'applicabilité du modèle (les hypothèses sont-elles suffisamment réalistes ?) et étudier l'énergie de fissuration inter faciale puis la ténacité inter faciale, que l'on pourra comparer aux résultats du calcul expérimental lorsque les solutions analytiques ne sont pas disponibles. Pour cela, on établira d'abord un modèle stationnaire de la fissure pour déterminer les paramètres fondamentaux de la fissure, facteur d'intensité de contrainte  $K$  et l'énergie dissipée  $G$ , ainsi que pour évaluer les influences de la géométrie, des propriétés mécaniques sur le comportement de la fissure inter faciale. Nous avons fait le choix de la modélisation par éléments finis [CHATEAUNEUF A., 2005], très utilisée dans la majorité des domaines de la physique (mécanique, électronique, thermique...) pour résoudre des systèmes d'équations aux dérivées partielles. Cette méthode est particulièrement utile lorsque la géométrie et/ou les conditions aux limites sont complexes, menant à des champs hétérogènes. La modélisation numérique par éléments finis est largement répandue dans la recherche scientifique et industrielle. Etudier une structure, donc un domaine continu, par la méthode des éléments finis consiste d'abord à effectuer une discrétisation géométrique. La structure est subdivisée en sous-domaines de forme géométrique simple appelés « éléments finis » interconnectés en des points appelés « nœuds ». L'approximation de la solution (déplacements, contraintes) est définie non pas sur l'ensemble de la structure mais pour chacun de ses éléments. En d'autres termes, on ramène le problème du milieu continu à un ensemble de problèmes discrets avec un nombre fini de paramètres inconnus qui sont déterminés par l'application de critères énergétiques. Dans la méthode matricielle des déplacements, les paramètres inconnus sont les déplacements aux nœuds. Ces déplacements (imposés en certains nœuds par l'utilisateur) sont reliés aux charges appliquées (également définies par l'utilisateur) par la matrice de rigidité du système. Le problème consiste donc à calculer la matrice de rigidité globale du système à partir de la matrice de rigidité de chacun des éléments déterminés en utilisant le théorème des travaux virtuels. Le détail de ces calculs peut être trouvé dans la bibliographie abondante sur ce sujet, nous citons à titre d'exemple [BATOZ, J.L., 1990]. La modélisation numérique par éléments finis est un outil puissant pour étudier les comportements des matériaux sous chargement localisé. Les travaux de simulation ont été effectués à l'aide du code d'éléments finis ABAQUS développé par Dassault Systèmes. [ABAQUS 6.14]. Il se compose de trois produits : ABAQUS/Standard, ABAQUS/Explicit et ABAQUS/CAE.

- ABAQUS/Standard est un solveur généraliste qui recourt à un schéma traditionnel d'intégration implicite.
- Le solveur ABAQUS/Explicit emploie un schéma d'intégration explicite pour résoudre des problèmes dynamiques ou quasi statiques non linéaires.
- ABAQUS/CAE constitue une interface intégrée de visualisation et de modélisation pour les dits solveurs.

De plus, chacun de ces produits est complété par des modules additionnels et/ou optionnels, spécifiques à certaines applications. Les produits ABAQUS, ABAQUS/CAE notamment, sont écrits intégralement avec les langages **C++**, **Fortran** pour les parties calcul et **Python** pour les scripts et les paramétrisations. La gestion de l'interface graphique est assurée par **FOX Toolkit**.

## **4.2 Analyse de l'état de la fissure sous chargement de flexion quatre points**

Dans cette partie, nous cherchons à connaître, la ténacité inter faciale à la rupture, d'un multi-matériau soumis à une sollicitation de flexion quatre points à l'état stationnaire et transitoire, en fonction de la mixité modale, deux ensembles d'interface de multi-matériaux ont été étudiés expérimentalement et numériquement :

- l'interface Alliage d'aluminium (ASTM 2017)/acier inoxydable (ASTM 301) que nous avons réalisée par procédé de revêtements par projection thermique voir (**Tableau 3.7**)
- l'interface Alliage d'aluminium (ASTM 2017)/polymère époxy/PMMA qui a été obtenue par procédé de collage voir (**Tableau 3.7**)
- Plusieurs autres ensembles d'interfaces ont été étudiés par simulations numériques seulement afin d'extrapoler notre étude et de comprendre l'influence et les variations des propriétés mécaniques et géométriques sur les différents paramètres fondamentaux de la mécanique de la rupture,  $K$  et  $G$ .

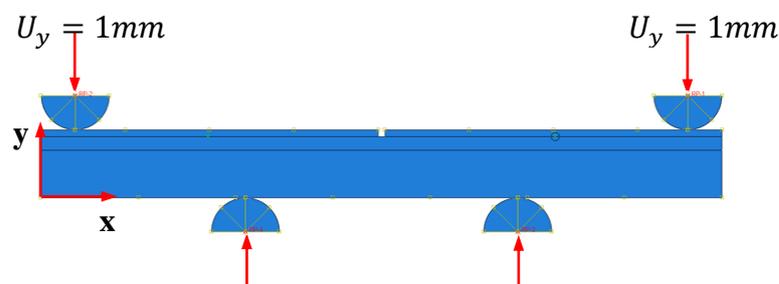
Grâce aux analyses conduites à l'aide des modèles décrits précédemment, nous cherchons à déterminer les mécanismes qui influent sur la ténacité des fissures inter faciales, en fonction des différents paramètres : (i) longueurs de fissures, (ii) épaisseur du dépôt, et les (iii) propriétés mécaniques (module de Young et coefficients de frottements). Les solutions obtenues à l'état stationnaire sont confrontées à celles des solutions analytiques existantes ; Une fois validées, les solutions obtenues à l'état transitoire sont utilisées pour déterminer les énergies inter faciales en utilisant la méthode de complaisance. Jusqu'à aujourd'hui, il n'existe pas de solution analytique dans la partie transitoire ce qui nous a motivés à développer une méthode qui nous fournit des solutions précises et vérifiables dans les deux parties : stationnaire et transitoire. En plus, l'analyse de la partie transitoire présente un avantage d'atteindre des mixités modales supérieures non prédites par les solutions analytiques.

### 4.3. Modélisation de l'essai de flexion quatre points

Pour l'essai de flexion quatre points, nous avons vu au chapitre 3 qu'il existe des protocoles expérimentaux bien établis dans le cas de fissures se propageant à l'interface entre deux couches. Les conditions de validité de ces modèles sont les suivantes : élasticité, isotropie des propriétés mécaniques dans les matériaux et enfin un état de propagation stationnaire. Les observations expérimentales, présentées au précédent chapitre, montrent que dans certains cas, la propagation de la fissure au sein de nos échantillons se fait de façon simultanée avec certaines conditions. Une compréhension locale du front de fissure apparaît essentielle pour interpréter les mesures macroscopiques. Il est donc nécessaire de trouver des travaux plus adaptés à la géométrie des échantillons [CHARALAMBIDES P. G., 1989], [HOFINGER I., 1998]. Des formules analytiques simplifiées, ayant pour but de capturer les différences fondamentales entre les différents paramètres géométriques et mécaniques comme l'épaisseur du dépôt les longueurs de fissures, l'énergie, les facteurs d'intensité des contraintes, les déplacements, la friction, les propriétés des matériaux ... ont été présentés dans un premier temps. Nous verrons ensuite que le calcul numérique devient nécessaire pour aller plus loin dans l'étude de ces paramètres. La modélisation prend en compte les conditions de chargement et les conditions aux limites nécessaires à des simulations réalistes de l'essai de flexion quatre points et la modélisation en fonction des longueurs de fissures et les propriétés mécaniques et paramètres géométriques.

#### 4.3. 1 Géométrie et conditions aux limites

La finalité des simulations de l'essai de flexion 4 points (*Figure 4.1*) est d'identifier les paramètres tels que l'intégrale  $J$  (Energie dissipée), les facteurs d'intensité des contraintes inter faciaux  $KI$  et  $KII$  ainsi que les déplacements. Ces paramètres permettent de décrire le comportement des interfaces. Les appuis sont modélisés par des demi-cercles auxquels nous imposons un déplacement vertical  $U_y = 1\text{mm}$  et  $U_x = 0$  pour les demi-cercles extérieurs. Quant aux demi-cercles intérieurs demeurant fixes ( $U_x=U_y=0$ ). Ainsi nous reproduisons les conditions de l'essai réel. Compte tenu du rapport entre l'épaisseur (10 mm) et la largeur de l'échantillon (12mm), les modélisations sont menées en 2D sous l'hypothèse de déformation plane.



*Figure 4.1. Conditions aux limites et chargement du multi-matériau essai de flexion 4 points*

Le modèle éléments finis est réalisé avec Abaqus [ABAQUS 6.14]. Il reprend la géométrie des essais présentés précédemment (Figure 3.7). La couche supérieure d'acier ASTM 301 est constituée de deux parties séparées par une pré entaille verticale qui est créée et qui a comme dimension : (l'épaisseur du dépôt  $h_1$  et la largeur  $b$  de cette couche). La fissure s'étend de part et d'autre de l'entaille. De ce fait la propagation inter faciale se fait d'une manière symétrique (voir le chapitre précédent). Plusieurs simulations numériques ont été réalisées partant d'un substrat de 9 mm d'épaisseur et en faisant varier l'épaisseur du dépôt voir (Tableau 4.1) ci-dessous :

**Table 4.1.** Dimensions et propriétés des échantillons numériques.

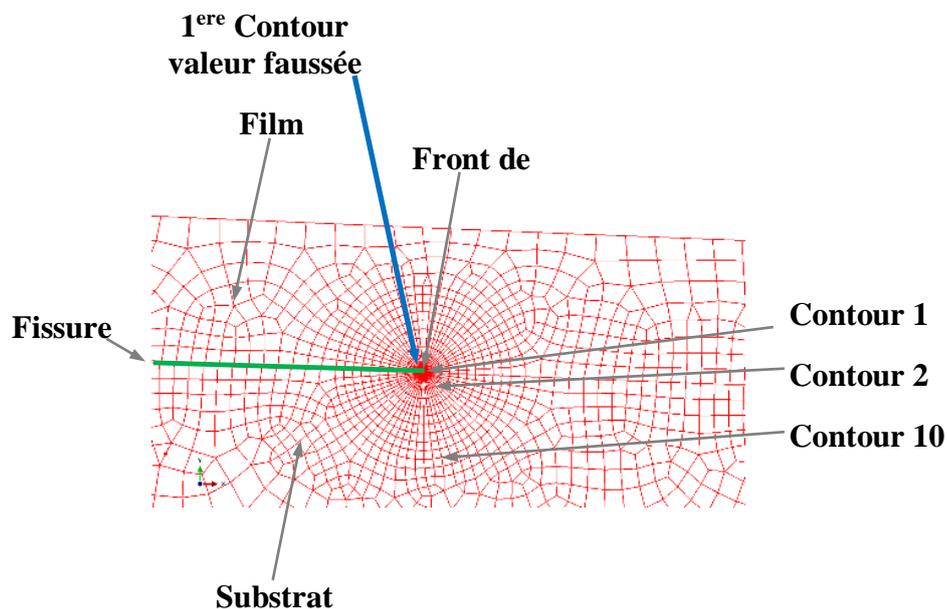
Les échantillons numériques "série A "et "série B"				
A	$R = \frac{E_2}{E_1}$	$h_1(mm)$	$h_2(mm)$	$\eta = \frac{h_1}{h_2}$
A1	~ 0.33	0.5	5	0.1
A2	~ 0.33	2	2	1
A3	~ 3	1	10	0.1
A4	~ 3	2	2	1
A5; A6; A7; A8; A9; A10; A11	0.1; 0.3; 0.5; 1 ; 2; 7; 25	0.9	9	0.1
A12; A13; A14; A15; A16; A17; A18	0.1; 0.3; 0.5; 1; 2; 7; 25	1.8	9	0.2
A19; A20; A21; A22; A23; A24; A25	0.1; 0.3; 0.5; 1; 2; 7; 25	2.7	9	0.3
A26; A27; A28; A29; A30; A31; A32	0.1; 0.3; 0.5; 1; 2; 7; 25	3.6	9	0.4
A33; A34; A35; A36; A37; A38; A39	0.1; 0.3; 0.5; 1; 2; 7; 25	4.5	9	0.5
A40; A41; A42; A43; A44; A45; A46	0.1; 0.3; 0.5; 1; 2; 7; 25	5.4	9	0.6
A47; A48; A49; A50; A51; A52; A53	0.1; 0.3; 0.5; 1; 2; 7; 25	6.3	9	0.7
A54; A55; A56; A57; A58; A59; A60	0.1; 0.3; 0.5; 1; 2; 7; 25	7.2	9	0.8
A61; A62; A63; A64; A65; A66; A67	0.1; 0.3; 0.5; 1; 2; 7; 25	8.1	9	0.9
A68; A69; A70; A71; A72; A73; A74	0.1; 0.3; 0.5; 1; 2; 7; 25	9.0	9	1
B1	~ 25	1	10	0.1
B2	~ 25	1	1	1

Les longueurs des éprouvettes sont de 100 mm pour toutes les configurations. L'écart entre les demi-cercles intérieurs est de 40mm et de 90mm pour les demi-cercles extérieurs, leur diamètre étant de 10mm et cela pour toutes les configurations.

Les demi-cercles sont en acier et sont modélisés en tant que corps "2D planar Deformable" afin de donner un caractère physique réel aux simulations et ils sont modélisés dans Abaqus en tant que « part », cela signifie qu'il existe un contact simple unilatéral (sans frottement) étant pris en compte entre les demi-cercles et les couches d'ASTM 301 du multi-matériau. Sur le plan pratique une autre « part » est prise en tant que corps "2D planar Deformable", pour

les multi-matériaux, des partitions ont été créées pour chaque couche des multi-matériaux et aussi des partitions pour les contrôles des maillages qui sont gérées géométriquement sous Abaqus en tant que “**partition**”, la continuité du déplacement entre chaque géométrie étant gérée par l’option “**Tie**” (contrainte de pénalité cinématique pour assurer la continuité des déplacements) entre les surfaces “maîtresses” elle correspond aux demi-cercles, celles “esclaves” correspondantes au multi-matériau. Le calcul de l’intégrale J et les facteurs d’intensité de contraintes sont réalisés dans l’hypothèse des petites déformations (‘Step Manager,’ Step ‘Static, General’, NLGEOM OFF.)

Dans la pratique, le contour  $\Gamma_0$  est réduit à la pointe de fissure. Le contour  $\Gamma_1$  coïncide avec les bords des éléments. La commande à utiliser dans ABAQUS pour effectuer une évaluation de L’intégrale J est \*CONTOUR INTEGRAL. Elle requiert tout d'abord la donnée des nœuds formant le front de fissure (pour le cas 3D) ou la pointe de fissure (pour notre cas 2D). Ensuite, l'utilisateur doit choisir le nombre de contours sur lequel la détermination de l’intégrale J doit s'effectuer. ABAQUS choisit ensuite les contours pour effectuer le calcul de l’intégrale J (**Figure 4.2**) Pour aider ABAQUS à réaliser cette tâche, le maillage doit être concentrique autour du front de fissure. Après le calcul, ABAQUS fournit à l'utilisateur les valeurs de l’intégrale J sur les différents contours ainsi que les facteurs d'intensité de contraintes correspondants [COURTIN, S., 2004], [COURTIN, S., 2005].



**Figure 4.2.** Contours concentriques choisis par ABAQUS pour l'évaluation de J

En théorie, l’intégrale J est indépendante du contour choisi. Cependant, les résultats de calcul montrent que la valeur du premier contour est faussée (**Figure 4.2**). Ceci s'explique facilement par la conception de l’intégrale de domaine. Le premier contour se confondant avec la pointe

de fissure, le domaine A\* est réduit à un seul nœud. A partir du deuxième contour, sous réserve que le maillage ne soit pas trop grossier, le calcul de  $\mathbf{J}$  converge et la valeur de  $\mathbf{J}$  est quasiment identique sur tous les contours. La technique de calcul de  $\mathbf{J}$  par la méthode de l'intégrale de domaine de l'énergie est universelle. Elle peut être utilisée pour des problèmes statiques et dynamiques, pour une loi de comportement linéaire et non linéaire, pour un matériau isotrope et anisotrope, et pour tout type de sollicitations ; elle peut aussi être généralisée pour un problème tridimensionnel ; de plus, elle ne requiert pas l'orthogonalité du maillage au front de fissure. Cette technique s'avèrera particulièrement adéquate pour notre étude [COURTIN, S., 2005].

### 4.3. 2 Détermination des paramètres de rupture de la fissure K et G

Les facteurs d'intensité de contraintes sont déterminés à partir des déplacements des nœuds à proximité du front de fissure exprimés dans le repère local telle que la direction  $\mathbf{iii}$  soit tangente au front de fissure et que la direction  $\mathbf{ii}$  soit dans le plan d'interface.

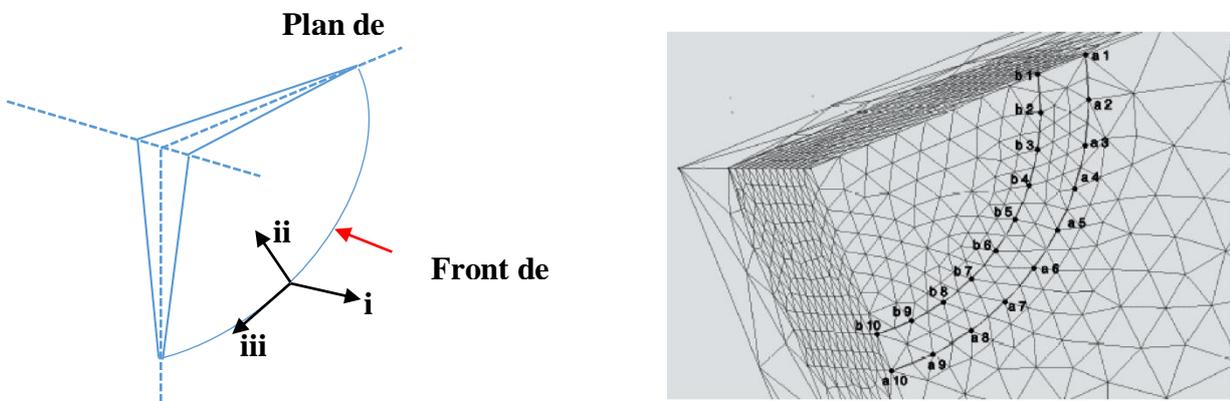


Figure 4.3. Extraction des facteurs d'intensité des contraintes à partir des déplacements des points sur la lèvres de la fissure.

$$KI = \frac{E(V_b - V_a)}{4B} \sqrt{\frac{2\pi}{r_{a-b}}} \quad (4.1)$$

$$KII = \frac{E(U_b - U_a)}{4B} \sqrt{\frac{2\pi}{r_{a-b}}} \quad (4.2)$$

$$KIII = \frac{E}{2(1+\nu)} \sqrt{\frac{\pi}{2 r_{a-b}}} \quad (4.3)$$

Avec  $B = 1 - \nu^2$  en déformation plane ;  $B = 1$  en contrainte plane ,  $\mu_{ci}$  est le module de cisaillement qui est égal à  $\frac{E}{2(1+\nu)}$  ,  $\nu$  est le coefficient de Poisson. U, V,W représentent les déplacements selon les directions i,ii et iii respectivement et  $r_{a-b}$  est la distance entre le point « a » situé sur le front de fissure et un point « b » à proximité du front de fissure comme il est indiqué sur la (**Figure 4.3**)

La procédure d'extraction des facteurs d'intensité des contraintes à partir des déplacements relatifs des nœuds sur la lèvres et le front de la fissure peut être délicat **pour une fissure se situant à l'interface de deux matériaux différents**, comme c'est le cas pour une fissure inter faciale. ABAQUS propose dans ce cas d'utiliser **la méthode intégrale d'interaction** développée par Shih [SHIH C.F., 1981]. Pour calculer directement les facteurs d'intensité des contraintes. Le taux de restitution d'énergie G peut être également évalué par l'intermédiaire de l'intégrale de contour, ce qui ne pose pas de problème particulier pour le cas d'une fissure à l'interface de deux matériaux différents. La valeur de l'intégrale de contour  $J_{int}$  est égale à **G** dans le cas **d'un problème linéaire**. Les valeurs d'intégrale sont réputées indépendantes du contour choisi, mais en général il est préférable de considérer un contour éloigné de la pointe de fissure [BROCKS W., 2001].

### 4.3. 3 Maillage

Les éléments utilisés pour le maillage sont des éléments quadratiques avec 8 nœuds CPE8D en déformation plane. Le maillage de l'éprouvette est présenté dans la (**Figure 4.4**). Le nombre d'éléments varie en fonction de l'épaisseur relative  $\eta$  et de la longueur de fissure adimensionnelle **a/l**. On partitionne notre maillage en plusieurs zones :

**Maillage libre (free)** est utilisé pour la couche du film pour des épaisseurs fines de l'ordre de 1mm les demi cercles sont aussi maillés au maillage libre la taille des éléments est de l'ordre de 0.2 mm. Les autres parties éloignées des fissures et interface sont maillées au maillage structuré.

**Maillage structuré (structured)** la taille des éléments est de l'ordre de 0.3mm aussi dans les configurations ou le film dépasse la largeur de 2.5 mm il est maillé en maillage structuré.

**Maillage fin** est utilisé pour les interfaces et les fissures et les autres parties dans le but d'avoir des résultats plus précis comme les configurations ou on à la couche d'adhésive très fine elle est fortement maillée en maillage free avec des éléments **CPE8D** quadratiques de l'ordre de 0.1mm, L'analyse a été réalisée en utilisant l'environnement [ABAQUS 6.14], et en supposant une géométrie bidimensionnelle. En raison de la symétrie du modèle, la modélisation par éléments finis peut être limitée à la moitié de la géométrie de l'échantillon.

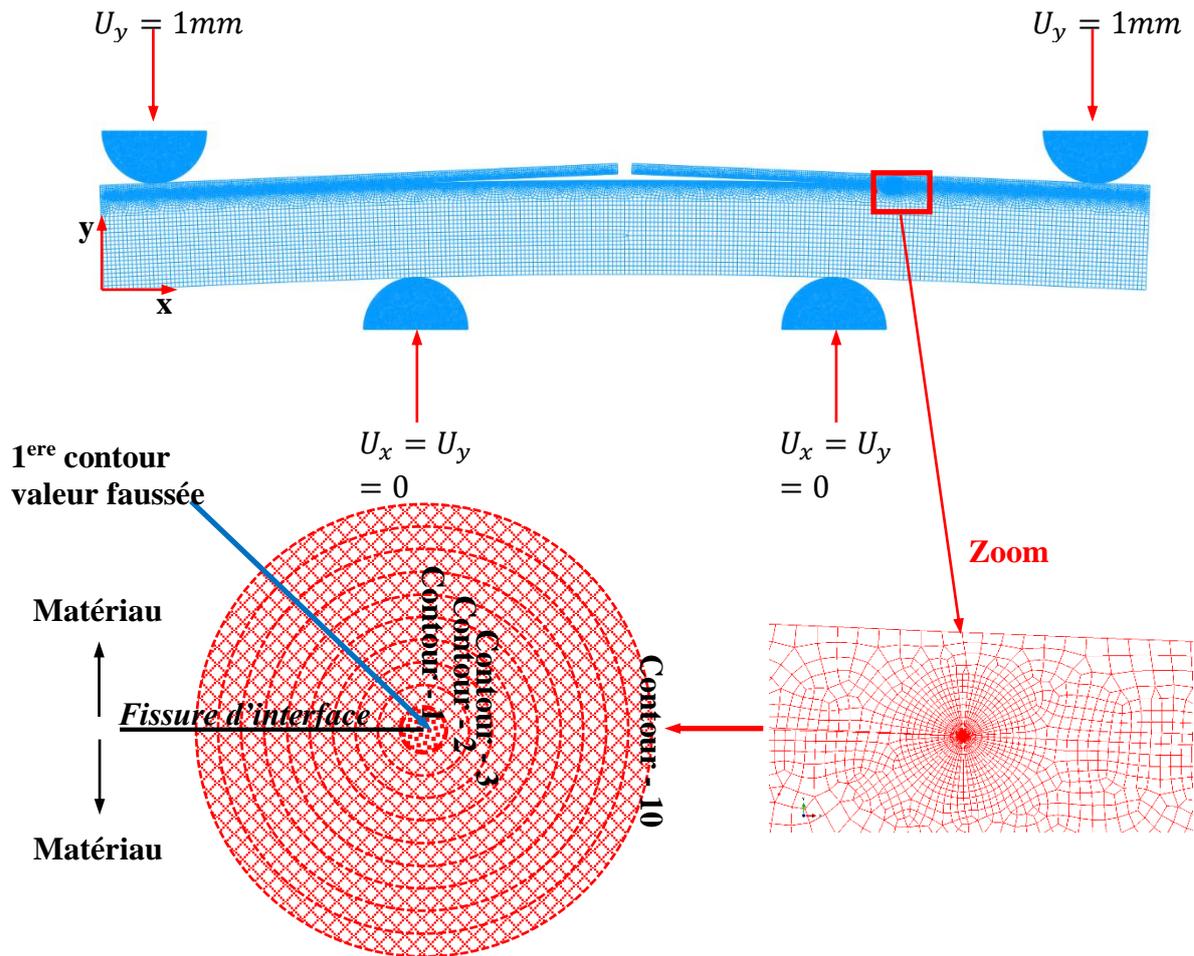


Figure 4.4. Maillage du modèle de flexion 4 points.

#### Maillage du front de fissure (balayage/Sweep)

Afin d'améliorer la convergence du calcul et d'aboutir à un résultat plus fiable, un maillage fin et rayonnant est appliqué autour de la pointe de la fissure la taille des éléments est de l'ordre de 0.06mm (Figure 4.4). Nous avons utilisé des éléments quadratiques avec un maillage de type **Balayage** directement à la pointe de la fissure car le code ABAQUS impose des éléments quadratiques autour des points définissant le contour utilisé dans le calcul de l'intégrale  $J$ . Pour une longueur de fissure donnée, et à l'aide du code de calcul ABAQUS, l'indépendance de l'intégrale  $J$  vis-à-vis du contour a tout d'abord été vérifiée. Pour cela, nous avons effectué un calcul sur les dix premiers contours, de telle sorte que chaque contour présente une couche d'éléments autour de la fissure. Les valeurs de l'intégrale  $J$  trouvées sont stables à partir du cinquième contour. La valeur de  $J$  moyen est prise comme la moyenne des valeurs prises sur les cinq contours.

### ➤ Exemple de maillage

A titre d'exemple on va citer l'exemple du maillage d'une éprouvette d'épaisseur relative  $\eta = 0.1$  que nous avons partitionnée en plusieurs zones de maillage.

Les appuis ont été maillés au maillage **libre (free)** et contiennent chacun 2099 éléments de type **CPE8** et 57 éléments de type **CPE6M** (6-node modified, with hourglass control).

Le dépôt d'épaisseur 0.9 mm a été maillé par un maillage **free** par 5978 éléments de type **CPE8** et 112 éléments de type **CPE6M**.

Une deuxième partition a été créée dans le substrat en maillage **libre (free)** elle a comme épaisseur 2mm au-dessous de l'interface elle contient 14912 éléments de type **CPE8** et 418 Eléments de type **CPE6M**.

La troisième partition du maillage au-dessous de cette deuxième partition a comme épaisseur 7mm elle est maillée en maillage **structuré** elle contient **31349** éléments de type **CPE8** quant à la fissure d'interface de longueur de 25mm elle a été partagée en deux zones la zone du front de fissure entourée par un cercle de 0.6 mm d'un maillage **Balayage** et qui contient 620 éléments de type **CPE8** vu l'importance des calculs de J intégrale et des FIC basés sur cette zone de front de fissure et le reste des 25 mm de fissure contient 244 éléments de type **CPE8**.

## 4.4 Etudes paramétriques script Python pour Abaqus

Les travaux des simulations ont été effectués directement sur l'interface graphique CAE du logiciel ABAQUS [ABAQUS 6.14]. Cette dernière, permet une grande liberté au niveau des choix des structures de calculs (thermique, thermomécanique...) et une bibliothèque riche en lois de comportement linéaire élastique, non-linéaire mécanique des matériaux. De plus, le logiciel est aussi capable d'interagir avec fichier codé en langage Python. Compte-tenu de la périodicité de notre structure et des études géométriques et mécaniques envisagées, cette possibilité présente un avantage certain. En effet, l'affectation des propriétés des matériaux du modèle est complètement paramétrée ce qui permet de les modifier d'une manière automatique. Cette procédure nous a permis de réduire considérablement les temps de calculs.

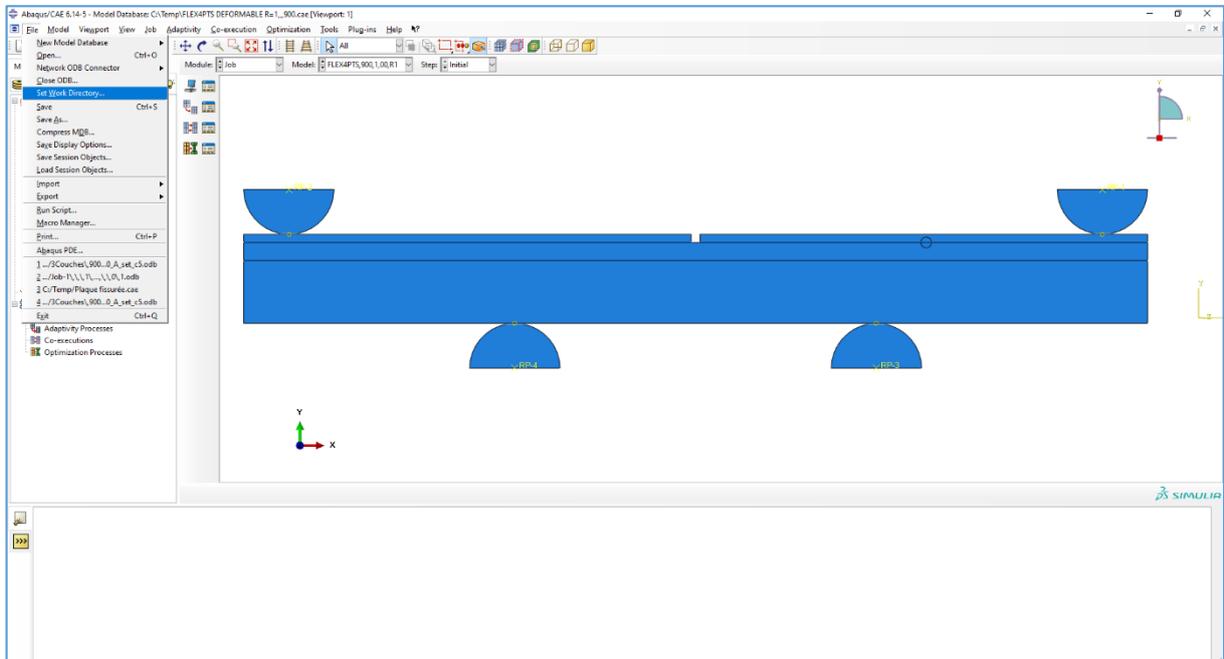
### 4.4.1 Variation du Module de Young du film.

#### 4.4.1.1 Localisation du fichier '.inp'

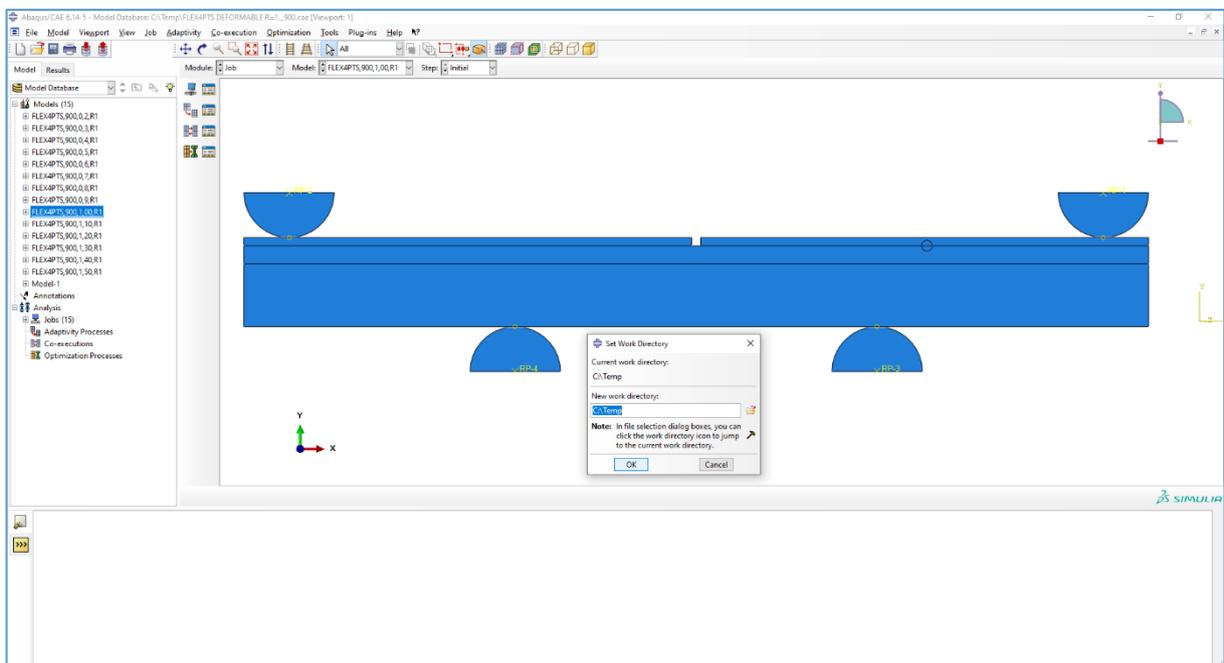
La première étape on doit ouvrir le fichier **'.CAE'** de la configuration qu'on veut étudier, puis on choisit le dossier ou on imprime le fichier **'.inp'** de la variante étudiée exemple pour une certaine longueur de fissure ou une certaine épaisseur de couche. Le choix de l'endroit où le dossier serait affecté se fait dans ABAQUS par l'option **'Set Work Directory'**, il doit être au **'temp'** de Abaqus pour que l'exécution du script puisse se dérouler .exemple si Abaqus est installé dans la partition **C** du PC le dossier doit être dans la partition C dans le **'temp'** ou Abaqus gère tous les fichiers **C:\temp** on nommera le dossier **'Parametres'** une fois que cette étape est achevée. Le fichier **'.inp'** est imprimé dans le dossier **'Parametres'** ; créé préalablement dans le **C:\temp**. L'impression du fichier **'.inp'** choisi se fait à partir de la commande **'Job manager'** avec le bouton **'Write input'**. Une fois que cette opération est réalisée, le fichier de script ABAQUS **'study.PSF'** est déposé dans le même dossier **'Parametres'** que le fichier **'inp'**.

Les étapes de cette procédure sont montrées ci-dessous par des printes écrans afin de faciliter la compréhension de cette procédure.

- 1<sup>ère</sup> étape :

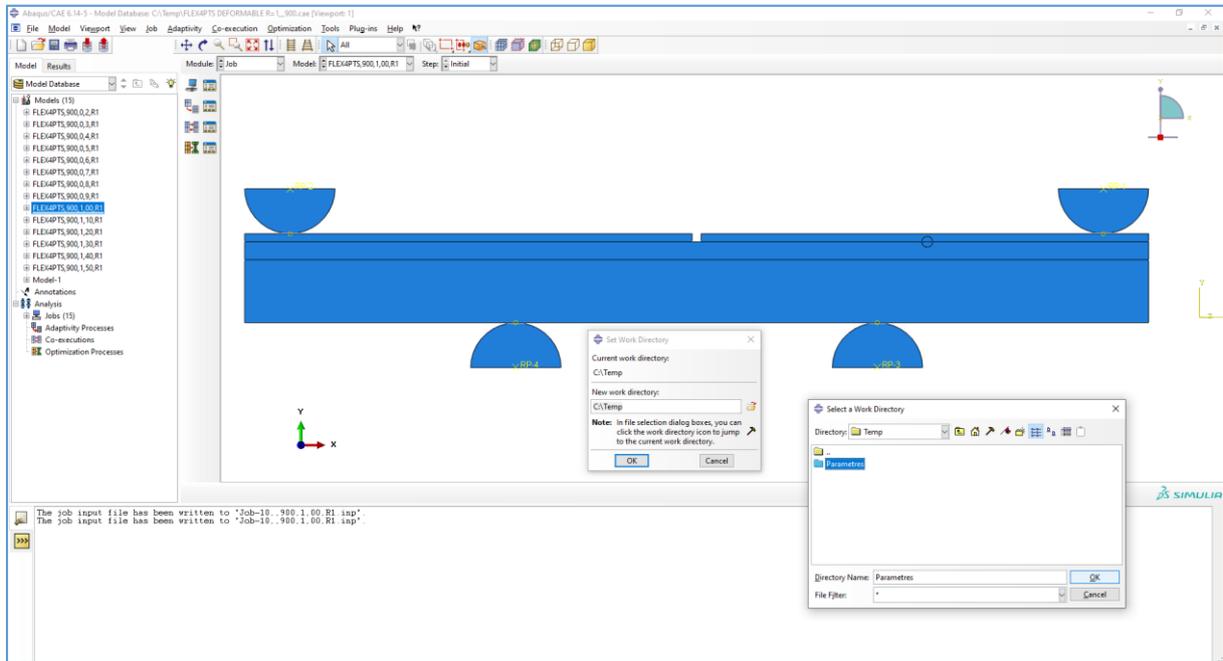


- 2<sup>ème</sup> étape :

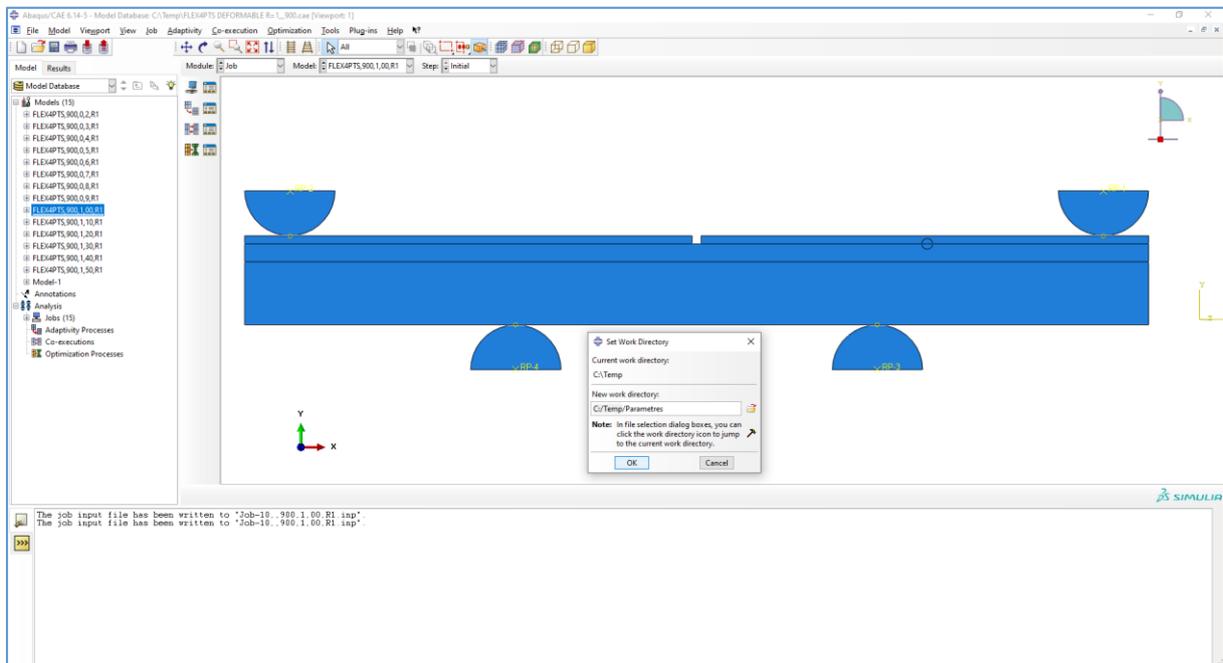


• 3<sup>ème</sup> étape :

Le fichier 'Paramètres' doit être créé manuellement dans 'C:\Temp'

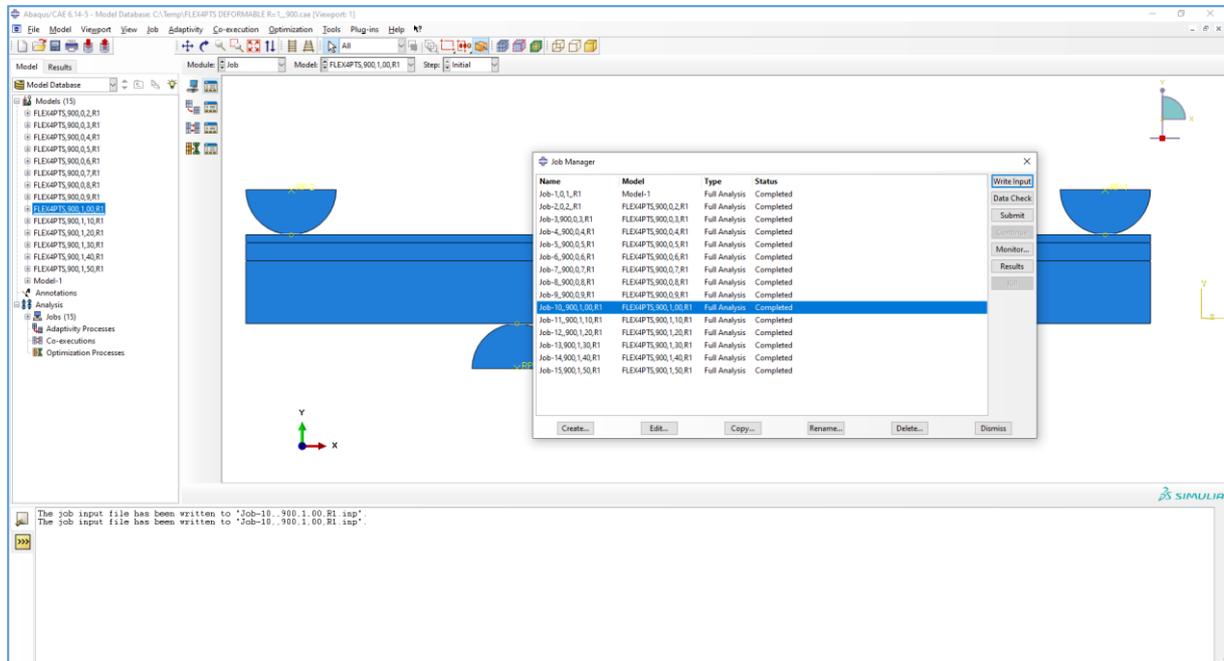


• 4<sup>ème</sup> étape :



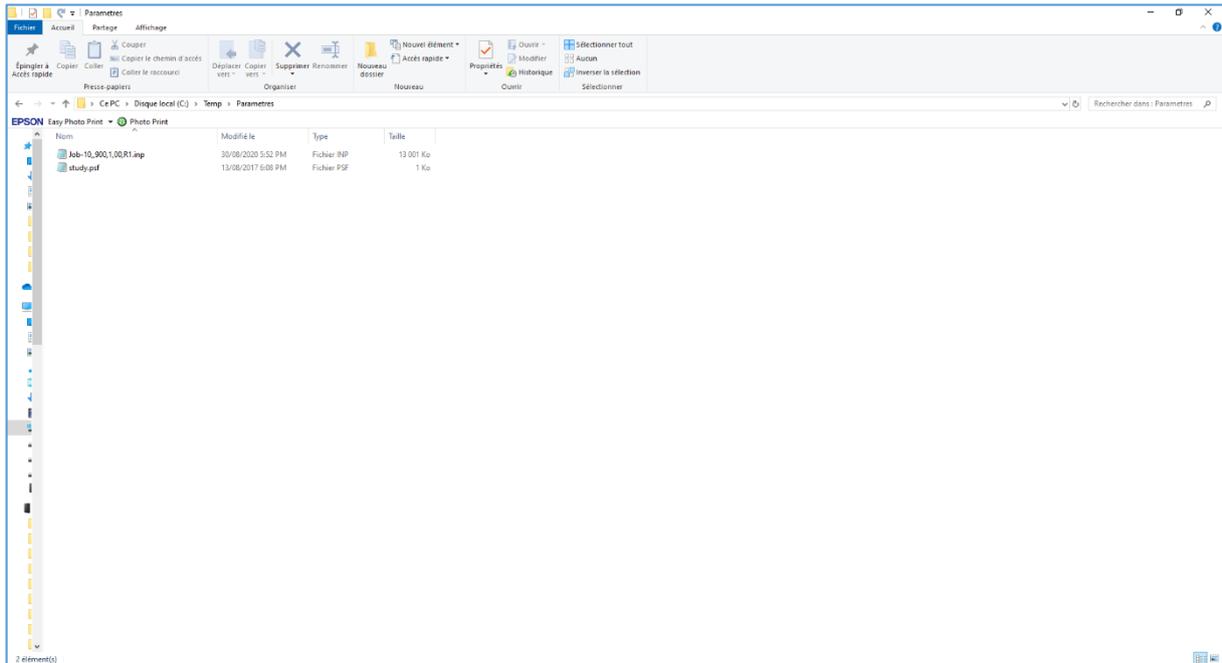
- 5<sup>ème</sup> étape :

On choisit la variante que l'on veut étudier en cliquant sur l'onglet '**Job Manager**' la fenêtre s'affiche avec tous les '**job**' qui ont été simulés par Abaqus pour les différentes configurations. On choisit en sélectionnant le '**job**' de la variante que l'on veut étudier et en cliquant sur l'onglet '**Write input**' le fichier '**inp**' de ce '**job**' sera imprimé dans le fichier '**Paramètres**'



- 6<sup>ème</sup> étape :

Le fichier '**inp**' du job est imprimé dans '**C:\Temp\Paramètres**'. On doit déposer manuellement dans le même dossier '**C:\Temp\Paramètres**' Le fichier nommé '**study.psf**' qui contient le script python.



- 7<sup>ème</sup> étape : traitement du fichier “ inp”de la variante étudiée “Job-10,,900,1,00,R1.inp”

On prend le fichier ‘inp’ imprimé dans le dossier ‘parametres’ on l’ouvre on trouve **PART** sous cette ligne, on affecte la commande \***PARAMETER** et on donne une valeur du module de Young du film que l’on va varier dans notre cas acier inox **E=210Gpa** et **Nu=0.3**. Pour faire varier le module de Young on doit écrire sous la ligne **MATERIALS** ; dans la partie où on veut faire une variation c.-à-d, dans les cases où existent les propriétés matérielles du film en inox on remplace les propriétés matérielles par <E>, <Nu> pour faire varier uniquement le module de Young après on ferme notre fichier après avoir mémorisé. Le script Python est dans le fichier nommé **study.psf** dans le dossier ‘Parametres’, on mentionne le nom du fichier ‘inp’ et les différentes valeurs des modules de Young que nous avons choisies avec une seule valeur du coefficient de Poisson dans le fichier **study.psf**. les captures d’écrans ci-dessous résument cette opération.

```

Job-10_900,100,R1.inp - Bloc-notes
Fichier Edition Format Affichage Aide
*Heading
** Job name: Job-10,,900,1,00,R1 Model name: FLEX4PTS,900,1,00,R1
** Generated by: Abaqus/CAE 6.14-5
*Preprint, echo=NO, model=NO, history=NO, contact=NO
**
** PARTS
**
*PARAMETER
E=210E09
Nu=0.3
*Part, name=APPUI
*End Part
**
*Part, name=BIMATERIAU
*End Part
**
**
** ASSEMBLY
**
*Assembly, name=Assembly
**
*Instance, name=BIMATERIAU-1, part=BIMATERIAU
*Node
1, -0.105625004, 0.0083999997
2, -0.0811249986, 0.0083999997
3, -0.0561250001, 0.0083999997
4, -0.0561250001, 0.00930000003
5, -0.105625004, 0.00930000003
6, -0.0056250022, 0.00639999984

```

```

Job-10_900,100,R1.inp - Bloc-notes
Fichier Edition Format Affichage Aide
*Kinematic
** Constraint: Constraint-RP2
*Coupling, constraint name=Constraint-RP2, ref node=_PickedSet32, surface=_PickedSurf31
*Kinematic
** Constraint: Constraint-RP3
*Coupling, constraint name=Constraint-RP3, ref node=_PickedSet34, surface=_PickedSurf33
*Kinematic
** Constraint: Constraint-RP4
*Coupling, constraint name=Constraint-RP4, ref node=_PickedSet36, surface=_PickedSurf35
*Kinematic
*End Assembly
**
** MATERIALS
**
*Material, name="ACIER INOX"
*Elastic
<E>,<Nu>
*Material, name="ALUMINIUM AU4G"
*Elastic
7e+10, 0.3
**
** INTERACTION PROPERTIES
**
*Surface Interaction, name="APPUI DROIT1"
1.,
*Friction
0.,
*Surface Behavior, no separation, pressure-overclosure=HARD
*Surface Interaction, name="APPUI GAUCHE1"

```

#### 4.4.1.2 Le fichier Script python pour variation du module de Young du film

Le fichier ci-dessous est un fichier contenant le script en langage python nommé “**study.psf**”

```

Study.psf - Bloc-notes
Fichier Edition Format Affichage Aide
myStudy=parStudy(par=['E','Nu'], name='A')
#
myStudy.define(CONTINUOUS, par='E', domain=(1e9,700e9), reference=210e9)
myStudy.sample(VALUE, par='E',
                values=(2.8e+9,10e+9,35e9, 70e9,140e9,210e9,700e9))
#
myStudy.define(CONTINUOUS, par='Nu', domain=(0.2,0.4), reference=0.3)
myStudy.sample(VALUE, par='Nu',
                values=( 0.3))
#
myStudy.combine(MESH, name='set')
#
success=myStudy.generate(template="Job-10,,900,1,00,R1")
if not success:
    print "Command .generate failed!!!"
    exit()
myStudy.execute()
#

```

➤ **Remarque importante :**

Le fichier “**study.psf**” ci-dessus doit comporter le nom du fichier “**inp**” qui a été imprimé pour le cas étudié dans ce cas “**Job-10,,900,1,00,R1.inp**” sans cela l’opération ne peut pas fonctionner car Abaqus ne fera pas le lien entre le fichier “**inp**” nommé “**Job-10,,900,1,00,R1.inp**” et le script python “**Study.psf**”.

**4.4.1.3 Lancement du script python avec Abaqus**

Pour les deux cas d’études paramétriques que nous avons faites. ‘Variation des modules de Young du dépôt E1’ ou ‘Variation des coefficients de friction  $\mu$ ’. Le lancement du fichier script se fait de la même manière en tapant les commandes ci-dessous dans la fenêtre ‘**Abaqus command**’:

C:\Temp>CD Parametres  
 C:\Temp>CD Parametres> Abaqus script=study.psf

➤ **Résultats obtenus :**

Une fois l’opération lancée dans la fenêtre “**Abaqus Command**”, cette dernière nous donne les différentes combinaisons des simulations demandées avec différents module de Young du film et qui sont mentionnés dans le script “**study.psf**” ;voir dans la fenêtre ci-dessous elles sont notées par C1,C2 ,.....C7 chaque valeur du module de Young demandée est mentionnée par une combinaison C dans un soucis de localiser les résultats obtenus pour chaque valeur du module de Young du film ;à titre d’exemple C2=[10000000000,0.3] qui correspond à un

module de Young du film avec une Valeur  $E1=10\text{Gpa}$ . Donc tous les fichiers résultats nommés C2 contiennent les différents résultats demandés des simulations pour cette valeur du film. Chaque fois que la simulation d'une combinaison est finie avec succès on trouve affiché **“completed”** devant cette combinaison voir la fenêtre ci-dessous

```

C:\Temp\CD Parameters
C:\Temp\CD Parameters
C:\Temp\Parameters>
C:\Temp\Parameters>Abaqus script-study.ps
***COMMENT: Parameter study created with 2 parameter(s)
***COMMENT: Executing the define command
***COMMENT: Current definition for parameter 'E':
type = 'CONTINUOUS'
domain = [1000000000.0, 70000000000.0]
reference = 21000000000.0
sample = None
***COMMENT: Executing the sample command
***COMMENT: Current sample for parameter 'E':
Sample = [2000000000.0, 10000000000.0, 35000000000.0, 70000000000.0, 140000000000.0, 210000000000.0, 700000000000.0]
***COMMENT: Executing the define command
***COMMENT: Current definition for parameter 'Nu':
type = 'CONTINUOUS'
domain = [0.2, 0.4]
reference = 0.3
sample = None
***COMMENT: Executing the sample command
***COMMENT: Current sample for parameter 'Nu':
Sample = [0.3]
***COMMENT: Executing the combine command
***COMMENT: Current design(s) in design set 'set':
c1 = [2000000000.0, 0.3]
c2 = [10000000000.0, 0.3]
c3 = [35000000000.0, 0.3]
c4 = [70000000000.0, 0.3]
c5 = [140000000000.0, 0.3]
c6 = [210000000000.0, 0.3]
c7 = [700000000000.0, 0.3]
***COMMENT: Executing the generate command
***COMMENT: The current generated variation file is 'A.var'
***COMMENT: The jobs created by the parameter study are:
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c1
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c2
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c3
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c4
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c5
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c6
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c7
***COMMENT: Executing the execute command

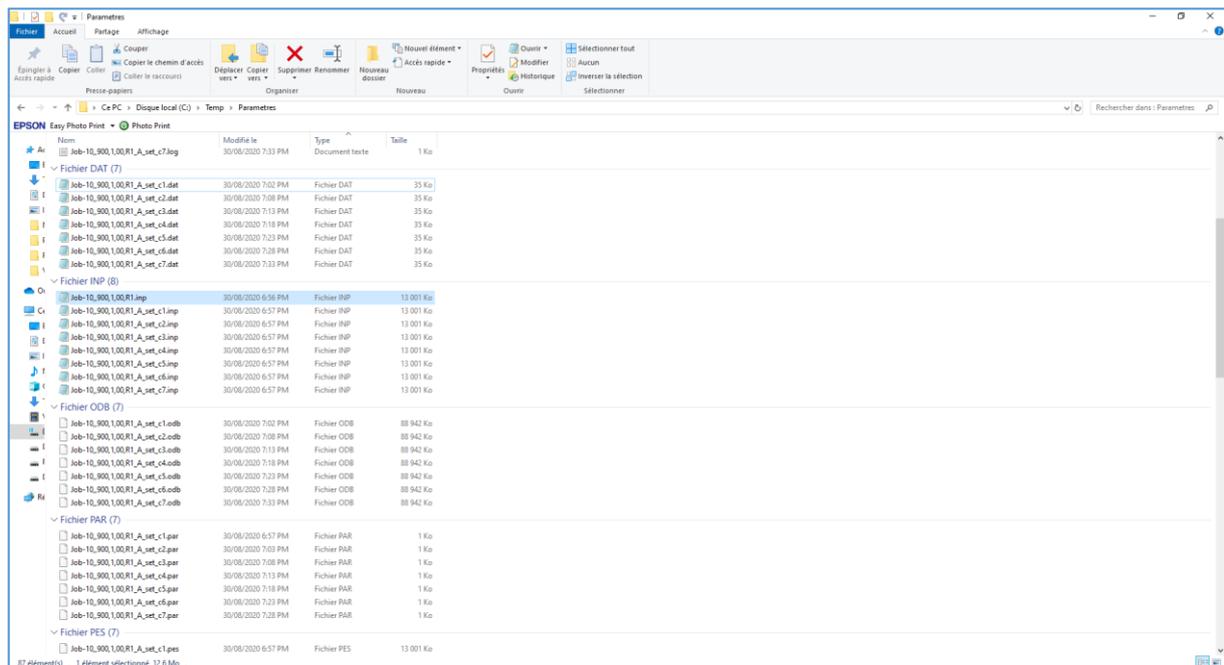
```

```

***COMMENT: Executing the define command
***COMMENT: Current definition for parameter 'Nu':
type = 'CONTINUOUS'
domain = [0.2, 0.4]
reference = 0.3
sample = None
***COMMENT: Executing the sample command
***COMMENT: Current sample for parameter 'Nu':
Sample = [0.3]
***COMMENT: Executing the combine command
***COMMENT: Current design(s) in design set 'set':
c1 = [2000000000.0, 0.3]
c2 = [10000000000.0, 0.3]
c3 = [35000000000.0, 0.3]
c4 = [70000000000.0, 0.3]
c5 = [140000000000.0, 0.3]
c6 = [210000000000.0, 0.3]
c7 = [700000000000.0, 0.3]
***COMMENT: Executing the generate command
***COMMENT: The current generated variation file is 'A.var'
***COMMENT: The jobs created by the parameter study are:
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c1
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c2
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c3
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c4
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c5
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c6
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c7
***COMMENT: Executing the execute command
***COMMENT: Starting execution of all designs of the parameter study:
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c1 completed
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c2 completed
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c3 completed
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c4 completed
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c5 completed
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c6 completed
Job-10,,900,1,00,R1_A_set_c7 completed
C:\Temp\Parameters>

```

Les résultats des simulations sont stockés dans la partie **“C:\Temp\Parametres”**



#### 4.4.1.4 Résultats obtenus après Lancement du script python avec Abaqus

Après lancement de calcul et après convergence de ce dernier. ABAQUS génèrera des combinaisons suivant le nombre de combinaisons demandées dans le script python ; à titre d'exemple pour les variations des modules de Young des dépôts on avait introduit les valeurs des modules de Young du dépôt à partir de 3GPa, qui correspond aux familles des plastiques comme PMMA ,puis 10Gpa, 35Gpa ;70Gpa ,210Gpa jusqu'à 700GPa qui correspondent à des céramiques dures comme l'alumina ces valeurs ont été introduites dans le script python . Ce choix a été motivé pour pouvoir balayer un large éventail de matériaux (différents plastiques, métaux, céramiques...) Pour les coefficients de frottement on avait aussi introduit dans le script python les valeurs de  $\mu$  variant de 0 jusqu'à 0.5 avec un pas de 0.1.

Le logiciel Abaqus va générer pour chaque combinaison demandée plusieurs types de fichiers à différentes utilités nous citons les fichiers que nous avons utilisés pour notre étude un fichier texte fichier '**fichier.dat**' ces fichiers contiennent des informations du type éléments leurs positions et leurs angles et le temps consommé par le PC pour faire cette simulation le type d'analyse dans notre cas le type d'étude est '**l'étude statique**' et ce que l'on avait créé dans le **Step** d'Abaqus car dans l'étape **Step** de la construction du modèle '**CAE**' on peut créer plusieurs **Output** dans le **Step** un '**Output 1**' pour le calcul des intégrales de contour J , un '**Output 2**' pour les facteurs d'intensité de contraintes ,et un autre '**Output 3**' pour les forces , déplacements...etc. On récupérera les valeurs des FIC et de J intégrale dans les fichiers '**fichier.dat**' On peut demander plusieurs **Output** selon notre étude mais cela se répercutera sur le temps machine des simulations et le fera augmenter et demandera plus de capacité de machine processeur, ram ,carte graphique et espace disque dur à cause des volumes importants des fichiers Abaqus générés par les simulations ; après l'arrêt complet des simulations on peut récupérer les résultats des simulations demandées dans ce fichier '**fichier.dat**' et fichier '**odb**' .

➤ **Fichier ‘inp’ « input file »**

Les fichiers ‘inp’ sont classés comme des fichiers de données, car ils sont les fichiers d’entrée qui sont utilisés par la simulation et l’analyse de l’ingénierie logiciel ABAQUS. Ces fichiers sont appelés fichiers d’entrée ABAQUS et ils sont principalement utilisés pour enregistrer les données d’entrée d’emploi. Ceci permet la production de la visualisation de sortie ainsi que d’autres types d’informations. Un fichier de type ‘inp’ qui contient le schéma de la conception du fichier ‘CAE’ et toutes les étapes suivies dans le fichier ‘CAE’. Le fichier ‘inp’ est d’une grande importance d’une part il permet de visualiser l’historique de la simulation après son déroulement et d’autre part il peut être exploité. Dans le cas où on veut faire une autre étude paramétrique avec python où il faut imprimer le fichier ‘inp’ d’une configuration qu’on veut étudier dans la partition ‘C:\Temp\Parametres’ et faire varier d’autres grandeurs mécaniques comme coefficient de frottement ou géométriques comme l’épaisseur du substrat ou autres... avec ce fichier ‘inp’ on utilise un autre script python approprié pour lancer une autre étude paramétrique et obtenir d’autres combinaisons de simulations.

➤ **Fichier ‘odb’ « Output database file »**

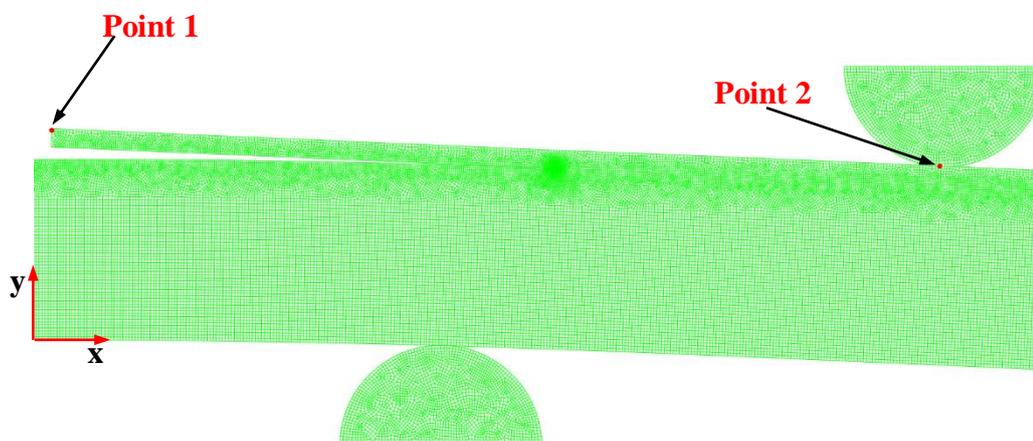
Les fichiers de type ‘odb’ ( Output data base) sont des fichiers résultats. Ils sont générés pour chaque combinaison demandée. Ils nous fournissent les résultats visuels de la simulation et contiennent tous les résultats des variables de sorties prédéfinies lors de la simulation.

**4.4.1.5 Dédution de la flèche de l’essai flexion quatre points dans une simulation Abaqus**

Pour déterminer la flèche, nous nous appuyons sur la localisation des positions de deux points par rapport à l’axe des ordonnées appartenant à notre modèle (*Figure 4.5*) :

**Point 1** : correspondant à la position la plus haute du dépôt

**Point 2** : correspondant au point qui coïncide avec la position la plus basse de l’appui extérieur  
La soustraction de la valeur du point 1 du point 2 nous donne la valeur du déplacement vertical (flèche).



*Figure 4.5. Les points sélectionnés dans la simulation d’un essai de la flexion 4 points pour le calcul de la flèche*

#### 4.4.2 Variation du module de friction pour Appuis/ film

Concernant l'impression du fichier "inp" choisi pour l'étude nous procédons de la même façon que pour l'étude paramétrique des modules de Young du dépôt, et nous gardons le même emplacement c.-à-d. la partition 'C:\Temp\Parametres' ce qui changera pour cette étude sera le fichier "inp" et le fichier script python 'study.psf' .

Nous ouvrons un fichier "inp" que nous voulons étudier selon la longueur de fissure choisie ou épaisseur d'une couche. Dans le fichier "inp" que nous avons choisi j'écris sous \*\* PARTS la commande \*PARAMETER et sous cette ligne nous écrivons  $\mu=0.1$  # from study 'A' . nous cherche INTERACTION PROPRIETIES sous cette ligne nous trouvons les détails appui droit et appui gauche que nous avons nommés en construisant le fichier 'CAE', nous trouvons sous les appuis 'Friction' et sous cette ligne ou c'est écrit 0 qui signifie qu'il n'y a pas de friction pour la configuration d'origine nous remplaçons le 0 par  $\langle \mu \rangle$  pour varier les valeurs de friction donc cela signifie qu'il y aura variation de friction entre les appuis et le film du bi matériau.

Pour les 'appuis encastrement' nous fixons les valeurs 0.4 à la place de 0 .cela signifie que le coefficient de frottement du duralumin du substrat avec les appuis d'encastrement en acier est de 0.4 pour qu'il soit pris en considération dans la simulation. Pour le fichier 'study.psf' nous devons changer le 'E ' qui est pour faire varier le module de Young par le 'μ' dans la case domaine et nous varions le coefficient de frottement de (0.1 ,0.5) et les valeurs varient de (0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5). les captures d'écrans ci-dessous résumant cette opération.

#### ➤ Le fichier "inp" pour la variation du Module de friction pour Appuis/ film

On ajoute \*PARAMETER sous la ligne PARTS

Puis on ajoute sous la commande de \*PARAMETER  $\mu=0.1$  # from study 'A' comme montré ci-dessous et marqué en couleur bleu.

```

Job-10,,900,1,00,R1 - Bloc-notes
Fichier Edition Format Affichage Aide
**Heading
** Job name: Job-10,,900,1,00,R1 Model name: FLEX4PTS,900,1,00,R1
** Generated by: Abaqus/CAE 6.14-5
**Preprint, echo=NO, model=NO, history=NO, contact=NO
**
** PARTS
*PARAMETER
 $\mu=0.1$  # from study 'A'
**
*Part, name=APPUI
*End Part
**
*Part, name=BIMATERIAU
*End Part
**
**
** ASSEMBLY
**
*Assembly, name=Assembly
**
*Instance, name=BIMATERIAU-1, part=BIMATERIAU
**
*Node
1, -0.105625004, 0.0083999997
2, -0.0811249986, 0.0083999997
3, -0.0561250001, 0.0083999997
4, -0.0561250001, 0.00930000003
5, -0.105625004, 0.00930000003
6, -0.00562500022, 0.00639999984
7, -0.105625004, 0.00639999984
    
```

On a la partie INTERACTION PROPERTIES comme montré dans le fichier ci-dessous elle mentionne s'il y a des coefficients de frottements par défaut il n'y avait pas de coefficients de frottements c'est marqué 0., sous chaque commande \*Friction cela signifie que les frottements n'étaient pas pris en compte durant la conception du fichier CAE

```

*Elastic
2.1e+11, 0.3
*Material, name="ALUMINIUM AU4G"
*Elastic
7e+10, 0.3
**
** INTERACTION PROPERTIES
**
*Surface Interaction, name="APPUI DROIT1"
1.,
*Friction
0.,
*Surface Behavior, no separation, pressure-overclosure=HARD
*Surface Interaction, name="APPUI GAUCHE1"
1.,
*Friction
0.,
*Surface Behavior, no separation, pressure-overclosure=HARD
*Surface Interaction, name="ENCASTREMENT DROIT1"
1.,
*Friction
0.,
*Surface Behavior, no separation, pressure-overclosure=HARD
*Surface Interaction, name="ENCASTREMENT GAUCHE1"
1.,
*Friction
0.,
*Surface Behavior, no separation, pressure-overclosure=HARD
**

```

Dans notre étude paramétrique pour les frottements nous devons ajouter les valeurs des coefficients de frottements entre les appuis et le dépôt pour cela on doit ajouter sous la commande **\*\*INTERACTION PROPERTIES** dans la partie concernant les appuis sous la commande **\*Friction un <μ>**, qui signifie que l'on va faire varier le coefficient de frottement et cela pour "APPUI DROIT1" et de même pour l'appui gauche nommé dans le fichier ci-dessous par "APPUI GAUCHE1" ; mais concernant les appuis d'encastrement droit et gauche nous devons remplacer le zéro qui signifie que les frottements ne sont pas pris en considération entre les appuis d'encastrement et le substrat par la valeur de 0.4 cette valeur représente le coefficient de frottement entre duralumin et acier.

➤ **Le script**

```

** INTERACTION PROPERTIES
**
*Surface Interaction, name="APPUI DROIT1"
1.,
*Friction
<μ>,
*Surface Behavior, no separation, pressure-overclosure=HARD
*Surface Interaction, name="APPUI GAUCHE1"
1.,
*Friction
<μ>,
*Surface Behavior, no separation, pressure-overclosure=HARD
*Surface Interaction, name="ENCASTREMENT DROIT1"
1.,
*Friction
0.4,
*Surface Behavior, no separation, pressure-overclosure=HARD
*Surface Interaction, name="ENCASTREMENT GAUCHE1"
1.,
*Friction
0.4,
*Surface Behavior, no separation, pressure-overclosure=HARD
**
** BOUNDARY CONDITIONS
**
** Name: BC-1 DEPLACEMENTS Type: Displacement/Rotation
*Boundary
_PickedSet44, 1, 1
_PickedSet44, 6, 6

```

```

"study.pdf - Bloc-notes
Fichier Edition Format Affichage Aide
myStudy=parStudy(par=['μ'], name='A')
#
myStudy.define(CONTINUOUS, par='μ', domain=(0.1,0.5), reference=0.1)
myStudy.sample(VALUE, par='μ',
                values=(0.1, 0.2,0.3,0.4,0.5))

#
myStudy.combine(MESH, name='set')
#
success=myStudy.generate(template="Job-10,,900,1,00,R1")
if not success:
    print "Command .generate failed!!!"
    exit()
myStudy.execute()
#
    
```

Concernant l'exécution des simulations elles se feront de la même façon que pour l'étude paramétrique de la variation des modules de Young du dépôt

## 4.5 Résultats des simulations numériques

### 4.5.1 Modèle numérique utilisé pour la Simulation de l'essai flexion quatre points

Lors du déroulement du test de flexion quatre points sur des éprouvettes en multi-matériau le processus de rupture interfaciale comporte deux parties :

- **Partie stationnaire** Elle correspond à une énergie de rupture interfaciale constante, elle est décrite par les formules analytiques de **Charalambides** [CHARALAMBIDES P. G., 1989]. Cette partie demeure constante tant que la fissure est située entre l'appui intérieur et extérieur. Dans notre configuration, le plateau stationnaire est situé dans la zone de chargement correspondant à une fissure de longueur 'a' normalisée par rapport à la distance entre appuis extérieurs et intérieurs  $l \quad 0 < a/l < 0.8$  (pour  $h_1 = h_2$ ).
- **Partie transitoire** Elle décrit la décroissance de l'énergie de rupture interfaciale. elle débute une fois que la fissure interfaciale s'étend au-delà des appuis extérieurs. Dans notre configuration, elle correspond à la position ou  $0.8 < a/l < 1.6$  (pour  $h_1 = h_2$ ).

### 4.5.2 Tendence du taux de restitution d'énergie sans prise en compte du coefficient de frottement

Le taux de restitution d'énergie  $G = G_{ss} E_2 b^2 h^3 / (1 - \nu_2^2) P^2 l^2$  a été déterminé à partir des valeurs de l'intégrale **J** en fonction du rapport d'épaisseur  $\eta = h_1 / h_2$  avec  $0,1 < \eta < 1$  et

aussi en fonction des longueurs de fissures normalisées comprises entre  $0,1 < a/l < 1,6$  . respectivement. pour différents rapports de propriétés élastiques,  $R = E_2 / E_1$  et un rapport de coefficient de Poisson fixe  $P = \nu_1/\nu_2 = 1$ .

- Les tendances générales du taux de restitution d'énergie normalisé  $G$  en fonction des longueurs de fissures normalisées sont présentées sur la (Figure 4.6). Comme prévu, les valeurs de  $G$  adimensionnelles sont constantes sur un intervalle donné de  $a/l$ . Nous remarquons également que la longueur de la partie stationnaire est sensible aux modules relatifs des multimatériaux. Plus le module relatif est faible plus le plateau est petit. À mesure que la fissure s'approche de la ligne de chargement interne, le taux de libération d'énergie diminue. Les solutions analytiques (2.38) pour les valeurs à l'état stationnaire sont tracées et comparées à l'analyse par éléments finis. Dans la région du régime stationnaire les taux normalisés de libération d'énergie des éléments finis  $G$  sont en bon accord avec les résultats analytiques, l'écart maximal est inférieur à 1% (Figure 4.6).

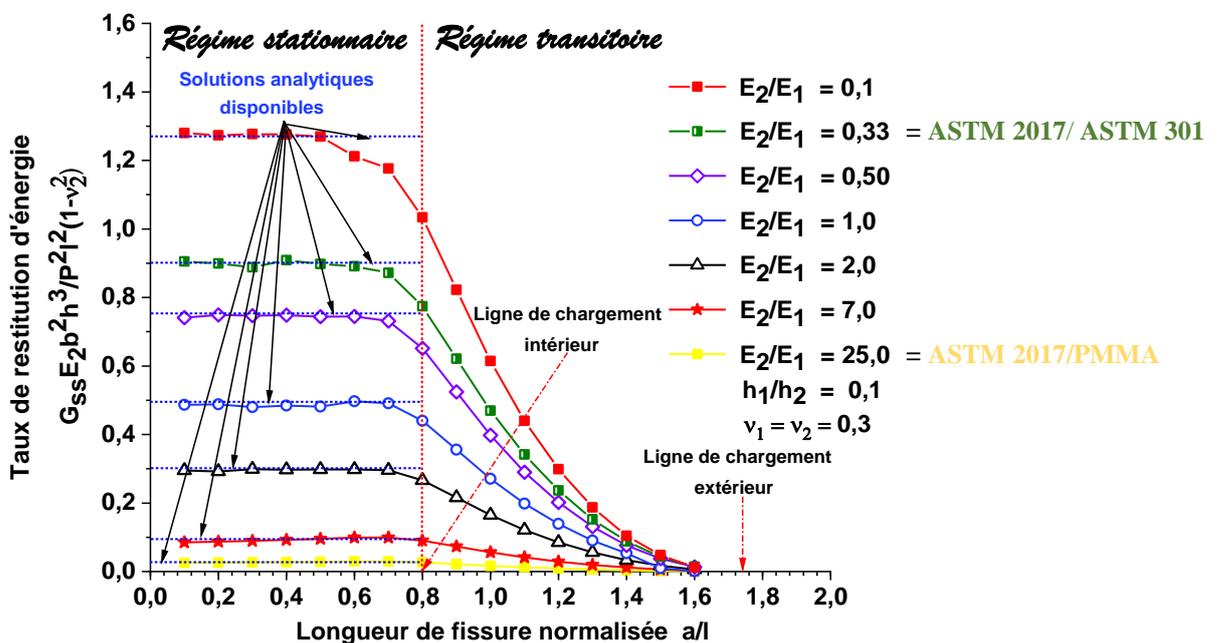
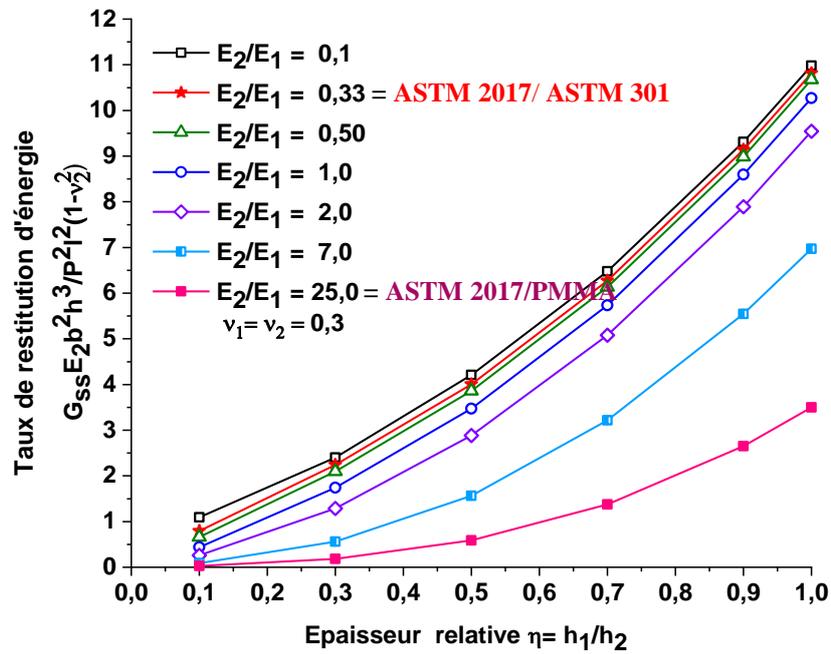


Figure 4.6. Evolution du taux de restitution d'énergie  $G$  adimensionnelle pour les différents rapports des modules de Young  $R = E_2/E_1$  et un rapport de coefficient de Poisson fixe  $P = \nu_1/\nu_2 = 1$  en fonction de  $a/l$ .

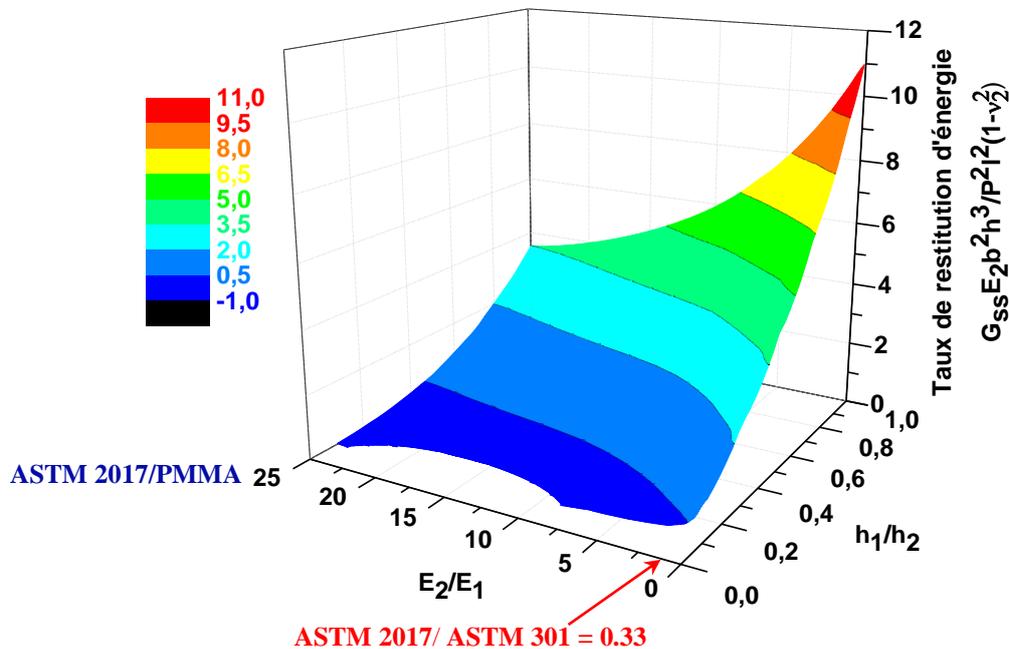
- **Le taux de restitution d'énergie normalisé  $G$  en fonction de l'épaisseur relative  $\eta$  :**
  - ✓ Augmente de façon monotone avec l'augmentation de l'épaisseur relative de la couche supérieure  $\eta$  .
  - ✓ Diminue à mesure que le module relatif  $R = E_2/E_1$  augmente (Figure 4.7).

- ✓ Il est également évident que la négligence du frottement, si elle existe, entraînerait une **surestimation** de la valeur de  $\mathcal{G}$  adimensionnelle.



**Figure 4.7.** Evolution du taux de restitution d'énergie  $\mathcal{G}$  adimensionnelle pour les différents rapports des modules de Young  $R = E_2/E_1$  et un rapport du coefficient de Poisson fixe  $P = \nu_1/\nu_2 = 1$  en fonction de  $\eta = h_1/h_2$ .

### 4.5.3 Méthode des courbes de surfaces en 3D pour l'exploitation des données et résultats



**Figure 4.8.** Evolution du taux de restitution d'énergie  $G$  adimensionnelle en fonction de  $\eta = h_1/h_2$  et différents rapports des modules de Young  $R=E_2/E_1$  avec un rapport de coefficient de Poisson  $P=\nu_1/\nu_2 = 1$ .

Nos simulations numériques nous ont permis de balayer une large gamme de module de Young et d'épaisseurs relatives. La combinaison des résultats des (Figures. 4.6) et (Figures. 4.7) par interpolation nous a permis de tracer une surface de révolution permettant de caractériser la variation de l'énergie dissipée sur une large gamme de multi matériau allant des multi matériaux métal/métal ( $E_2/E_1=0.1$ ) à polymère/métal ( $E_2/E_1=25$ ) pour des dépôts relatifs  $0.1 < h_1/h_2 < 1$  (Figures. 4.8).

#### 4.5.4 Taux de restitution d'énergie normalisé avec prise en compte du coefficient de friction

Nous avons jugé utile de réaliser nos calculs en prenant en considération le coefficient de frottement entre le dispositif de flexion 4 points et nos éprouvettes. La (Figures. 4.9) nous donne une vision claire sur son effet sur le taux de restitution d'énergie normalisé  $\mathcal{G}$  en fonction des longueurs de fissures relatives  $a/l$  dans l'intervalle  $0 \leq \mu \leq 0,5$  sans surprise, et en accord avec les résultats analytiques de Chararambide, Le taux de restitution d'énergie normalisé  $\mathcal{G}$  diminue avec l'augmentation des valeurs du coefficient de frottement  $\mu$ . Ainsi nous remarquons que l'augmentation de  $a/l$  fait décroître le taux de restitution d'énergie normalisé  $\mathcal{G}$ . La solution analytique (2.41) pour les valeurs en régime permanent est tracée et comparée par rapport à l'analyse par éléments finis. On note que les comparaisons des résultats des éléments finis et des solutions analytiques ont donné un écart maximal inférieur à 2 %.

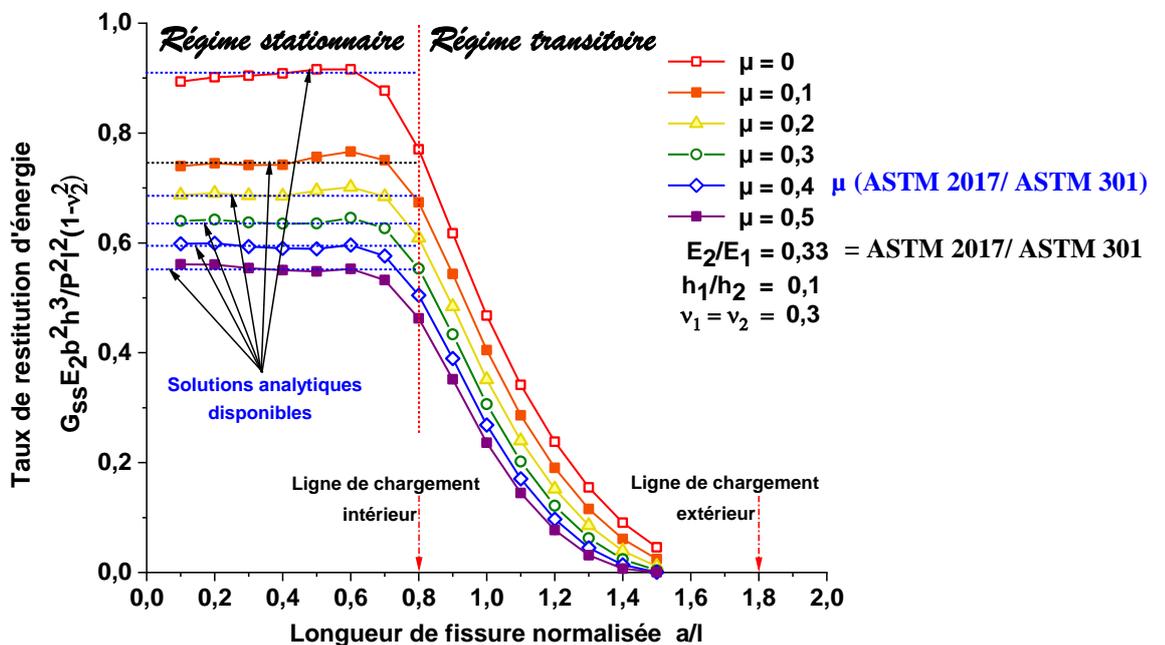
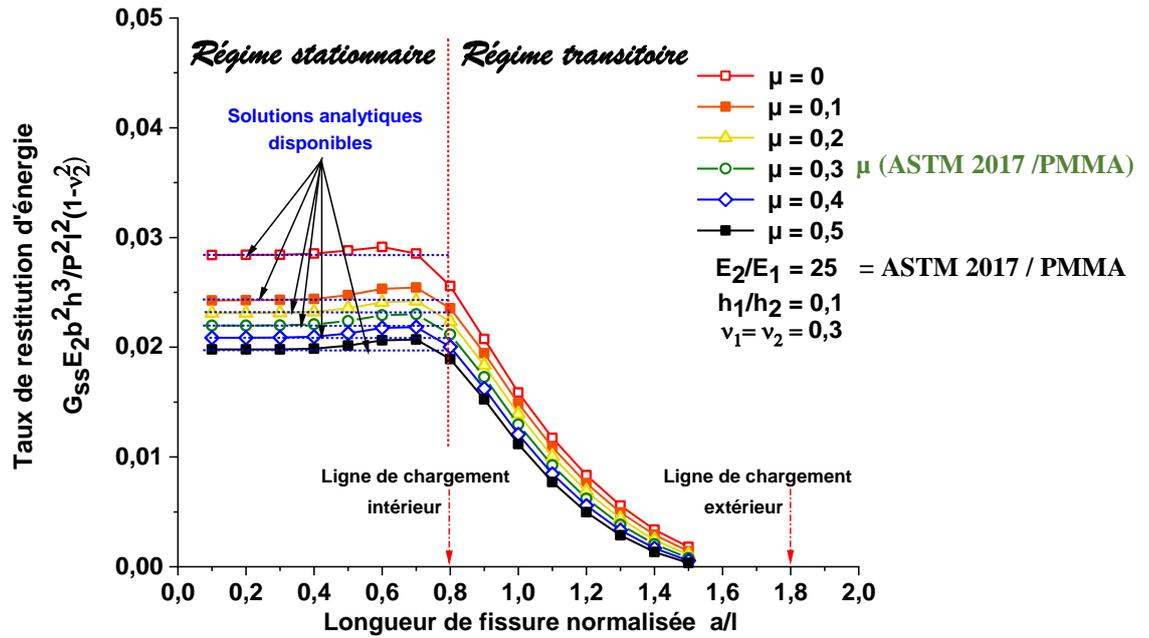
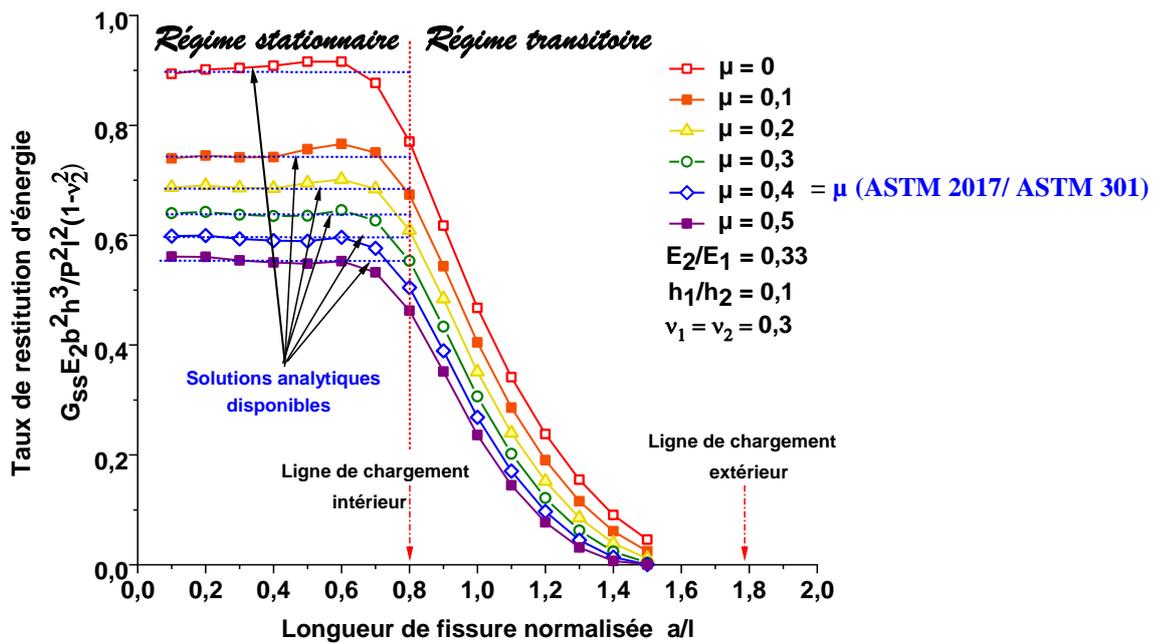


Figure 4.9. Evolution du taux de restitution d'énergie  $\mathcal{G}$  adimensionnelle en fonction de  $a/l$  et avec les différentes valeurs des coefficients de frottement  $\mu$ , les rapports du module de Young  $R = E_2/E_1 = 0,33$  et  $P = \nu_1/\nu_2 = 1$  et l'épaisseur relative  $\eta = h_1/h_2 = 0,066$  sont fixes.



(a)  $R = E_2/E_1 = 25$  (Echantillon B1).



(b)  $R = E_2/E_1 = 0.33$  (Echantillon A1).

Figure 4.10. L'évolution du taux de restitution d'énergie normalisée  $G$  en fonction des longueurs relatives des fissures ( $a/l$ ) pour différents coefficients de frottement  $\mu$  avec  $\eta = h_1/h_2 = 0.1$  et  $P = \nu_1/\nu_2 = 1$  fixes

#### 4.5.5 Taux de restitution d'énergie avec prise en compte de la friction appliqué aux séries A et B

Les tendances générales du taux de restitution d'énergie normalisée  $\mathcal{G}$  en fonction des longueurs de fissures normalisées sont représentées par les courbes de la figure (*Figure 4.9*).

Pour chaque courbe des figures (*Figure 4.10. a*) ou  $E_2/E_1 = 25$  (**Echantillon B1**) qui représente le cas du PMMA/ Duralumin et pour la (*Figure 4.10. b*) ou  $E_2/E_1 = 0.33$  cas du ASTM 301/ ASTM 2017 (**Echantillon A1**), échantillons qui sont étudiés dans la partie expérimentale et par les simulations. On constate que nos simulations faites par les modèles éléments finis nous ont donnés des résultats similaires aux calculs analytiques à une différence près de 1%.

- **L'état stationnaire :** Les valeurs des énergies dans cette partie stationnaire sont toujours presque égales et présentent un écart maximal de 1% par rapport à la solution analytique. Cet écart est tout à fait acceptable car nos calculs par éléments finis tiennent compte du contact et de ses propriétés entre les appuis et l'éprouvette.
- **Les parties transitoires :** Le taux de restitution d'énergie diminue ; on ne peut compter que sur les modèles éléments finis en faisant la comparaison des (*Figure 4.10.( a)*) et (*Figure 4.10. (b)*) on constate que les résultats sont conformes avec les premières simulations (*Figure 4.9*) Dans les deux parties les simulations nous fournissent les résultats suivants plus le rapport  $E_2/E_1$  est grand plus le taux de restitution d'énergie diminue sous une autre expression on peut dire que plus le module  $E_1$  est élevé plus le taux de restitution d'énergie est important ce qui est en harmonie avec le sens physique. Faire propager une fissure dans l'interface acier ASTM 301/duralumin demande plus d'énergie que dans l'interface PMMA/Duralumin.

La deuxième constatation indique que plus les coefficients de frottements sont élevés, plus les taux de restitution d'énergie sont bas, ce qui implique que l'on a moins besoin d'énergie pour délaminer.

#### 4.5.6 Les facteurs d'intensité de contraintes inter faciaux et leurs angles de phases

Les facteurs d'intensité des contraintes inter faciaux réels et imaginaires et leurs angles de phase associés sont calculés par les éléments finis . Aucun contact avec les fissures ou interpénétration n'a été observé. Un maillage déformé près de la pointe de la fissure illustre clairement l'ouverture et le glissement des déplacements de la face de la fissure qui sont indicatifs d'un chargement en mode mixte. Ce dernier est calculé à partir des valeurs des parties réelles et imaginaires des facteurs d'intensité de contrainte,  $K_1$  et  $K_2$  complexes voir l'équation (4.3) [RICE JR., 1965]. Ces valeurs sont extraites en post traitement des résultats de calcul sur ABAQUS.

$$K_1 + iK_2 = Kl^{i\epsilon} = Ke^{i\psi} \quad (4.4)$$

Où  $K$  est le facteur d'intensité de contraintes complexes et a comme unité  $m^{-2}\sqrt{m} m^{i\epsilon}$ ,  $K_1$  et  $K_2$  sont sensibles à l'échelle et changent avec les unités dimensionnelles, et  $\psi$  est la mixité des modes de  $Kl^{i\epsilon}$  voir l'équation (4.5).

$$\psi = \tan^{-1} \left[ \left( \frac{\sigma_{12}}{\sigma_{22}} \right)_{r=l} \right] = \tan^{-1} \left[ \left( \frac{\text{Im}[Kl^{i\epsilon}]}{\text{Re}[Kl^{i\epsilon}]} \right) \right] \quad (4.5)$$

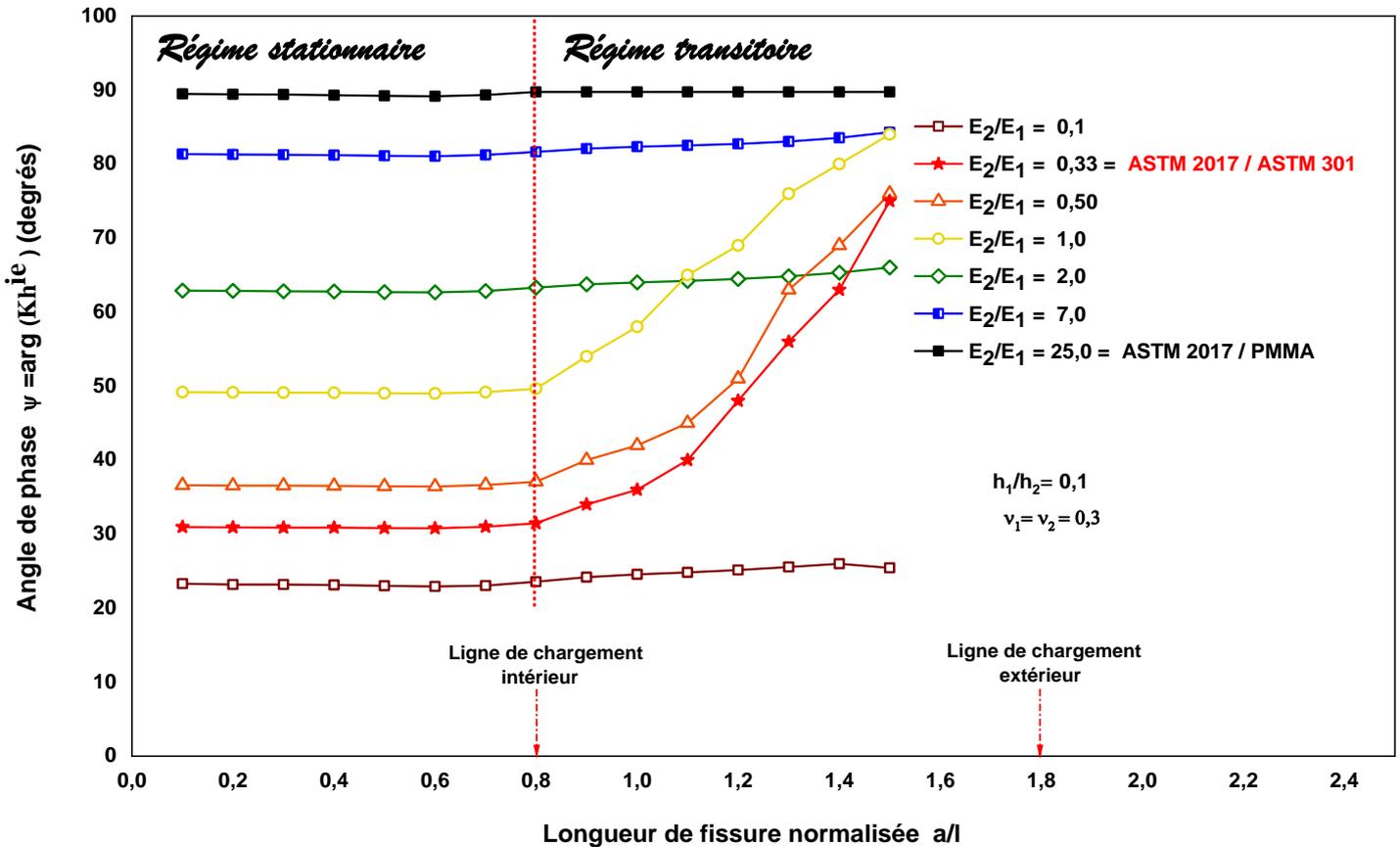
Il est important de noter que les angles de phase rapportés pour les systèmes de multi-matériaux ne reflètent pas nécessairement le glissement et l'ouverture des surfaces de fissure et l'angle de phase du facteur d'intensité de contraintes complexes. Ainsi, il est nécessaire et souhaitable de normaliser  $K$  par une dimension d'échantillon typique. Par conséquent, pour plus de simplicité et pour les deux échantillons A et B, nous utilisons comme référence la longueur  $l = 1 \text{ mm}$ .

La normalisation doit inclure ceci comme dimension, portée à la puissance  $i\epsilon$ . Habituellement, l'angle de phase  $\psi_2 - \psi_1$ , est petit par exemple, si on compare des échantillons dont la longueur de référence diffère d'un facteur 10, le changement d'angle de phase est  $2,3\epsilon$ , c'est-à-dire  $3,8^\circ$  pour  $\epsilon = 0,028$  (la valeur pour l'échantillon A en condition de déformation plane) et  $13,6^\circ$  pour  $\epsilon = 0,1037$  (la valeur de **l'échantillon B** en condition de contrainte plane). Les angles de phase non dimensionnels  $\psi$  peuvent être calculés en utilisant la forme non dimensionnelle par :

$$\psi = \arctan \frac{\text{Re}(Kh^{i\epsilon})}{\text{Im}(Kh^{i\epsilon})} \quad (4.6)$$

### 4.5.7 L'angle de phase sans prise en compte de la friction

On constate d'après la figure voir (*Figure 4.11*)  $\psi = f(a/l)$  que dans :



*Figure 4.11.* L'évolution de l'angle de phase  $\psi = f(a/l)$  pour les différents  $R = E_2/E_1$  avec  $\eta = h_1/h_2 = 1$  et  $P = \nu_1/\nu_2 = 1$  fixes

- **La partie stationnaire :** Les valeurs de l'angle de phase se rapprochent et sont presque les mêmes pour le même rapport de module relatif  $R = E_2/E_1$  et chaque fois qu'on augmente la valeur de  $a$  les valeurs de l'angle de phase  $\psi$  **augmentent** et restent presque les mêmes pour les différents rapports de  $a/l$ .

➤ **La partie transitoire** : les valeurs de l'angle de phase sont croissantes dès que la partie transitoire commence et continue jusqu'à la fin, dès qu'on augmente le module relatif  $R = E_2/E_1$  les valeurs de l'angle de phase augmentent.

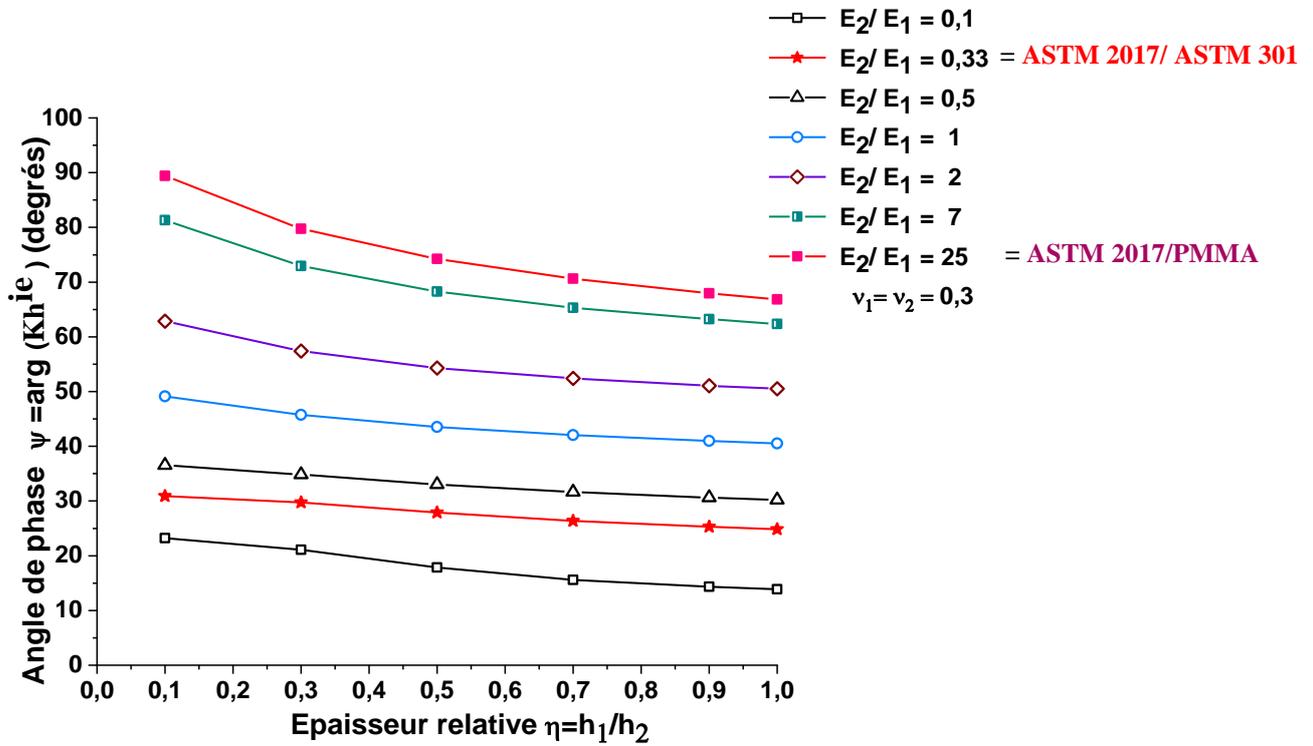


Figure 4.12. L'évolution de l'angle de phase  $\psi = f(\eta)$  pour les différents  $R = E_2/E_1$  avec un rapport de Poisson fixe  $P = \nu_1/\nu_2 = 1$ .

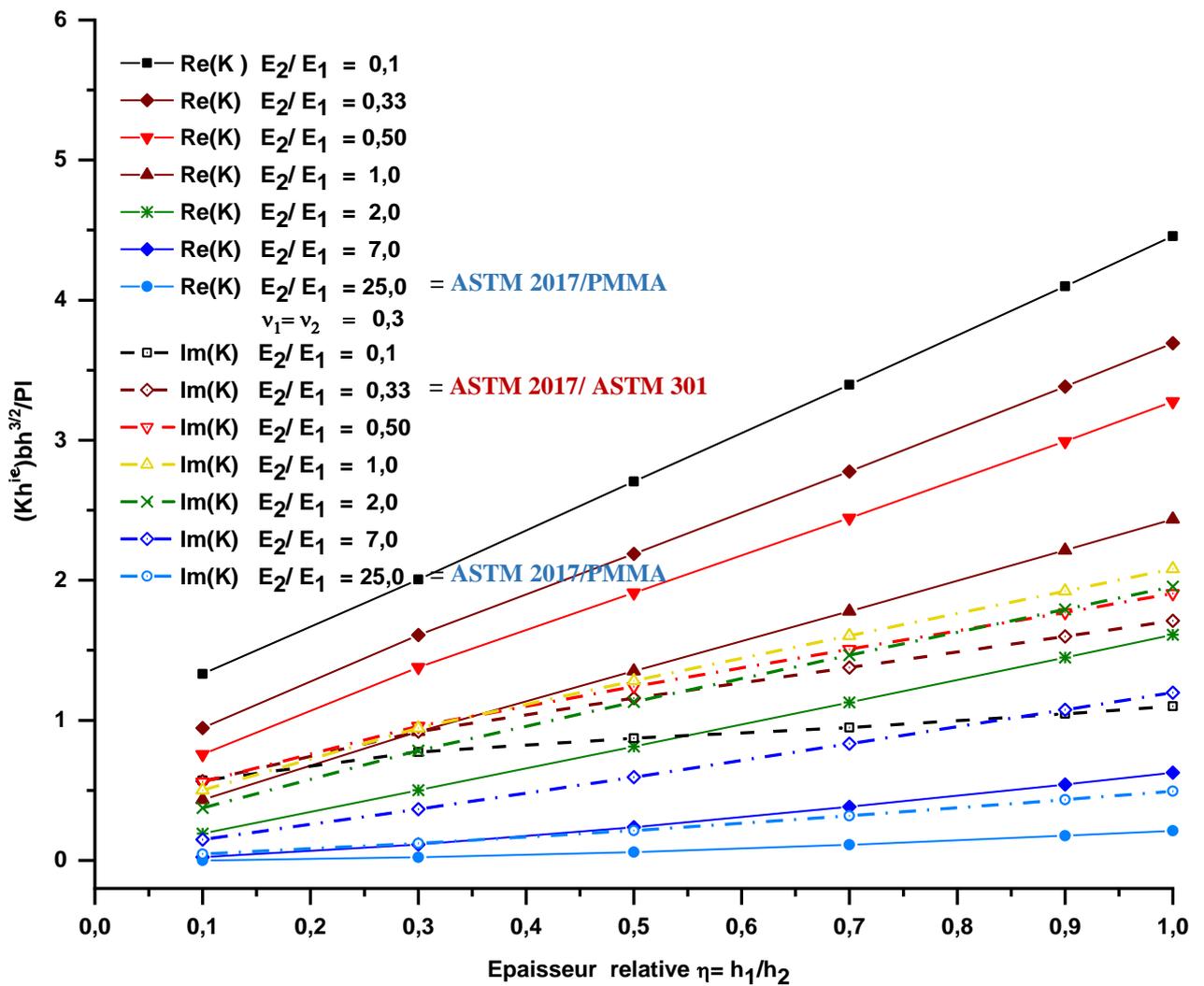


Figure 4.13. L'évolution des facteurs d'intensité de contrainte réels et imaginaires en fonction du rapport d'épaisseur  $\eta$  pour les différents rapports du module de Young  $R = E_2/E_1$  et un rapport de coefficient Poisson fixe  $P = \nu_1/\nu_2 = 1$ .

### 4.5.8 L'angle de phase avec prise en compte de la friction

- **La partie stationnaire** L'angle de phase est tracé en fonction de la longueur normalisée des fissures  $\psi = f(a/l)$  sur la (Figure 4.14) ; il se rapproche pour les valeurs d'état **stationnaire** pour les mêmes longueurs de fissures que celles qui présentent un taux de restitution d'énergie en régime **stationnaire** (Figure 4.10) ; d'après les courbes (Figure 4.14) La friction  $\mu$  n'a aucun effet sur l'angle de phase dans cette zone stationnaire.
- **La partie transitoire** Dans cette zone qui se situe entre les lignes de chargement intérieures et extérieures, l'angle de phase devient sensible à la longueur de la fissure et augmente considérablement avec l'augmentation du coefficient de friction  $\mu$  (Figure 4.14).
- 

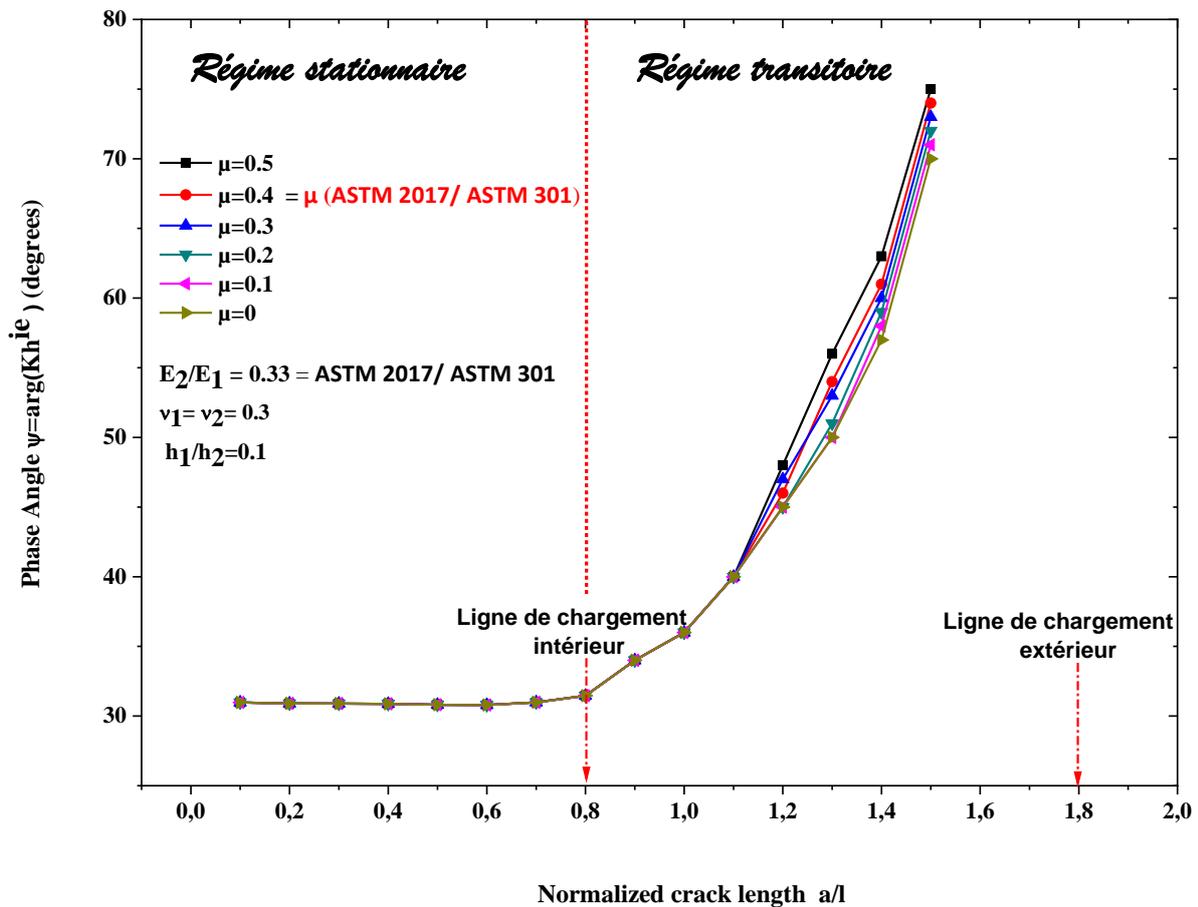


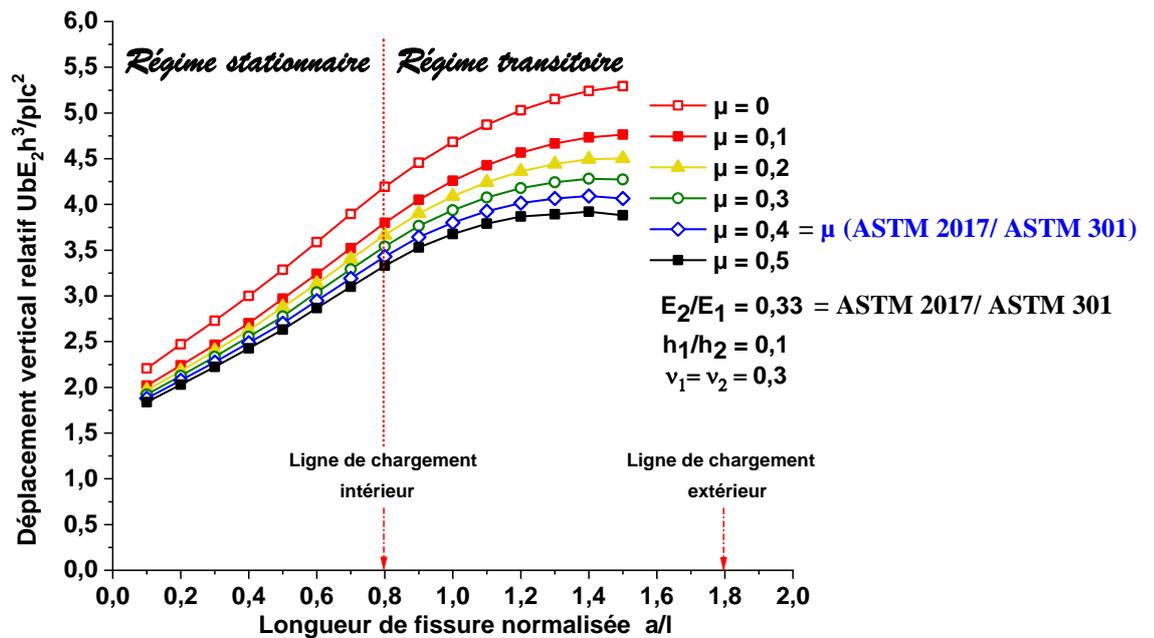
Figure 4.14. L'évolution de l'angle de phase  $\psi=f(a/l)$  pour les différents coefficients de frottement  $\mu$  et pour un rapport de module de Young relatif  $R = E_2 / E_1 = 0.33$  et  $\eta = h_1/h_2 = 1$   $P = \nu_1/\nu_2 = 1$  fixes.

➤ **Remarques et perspectives**

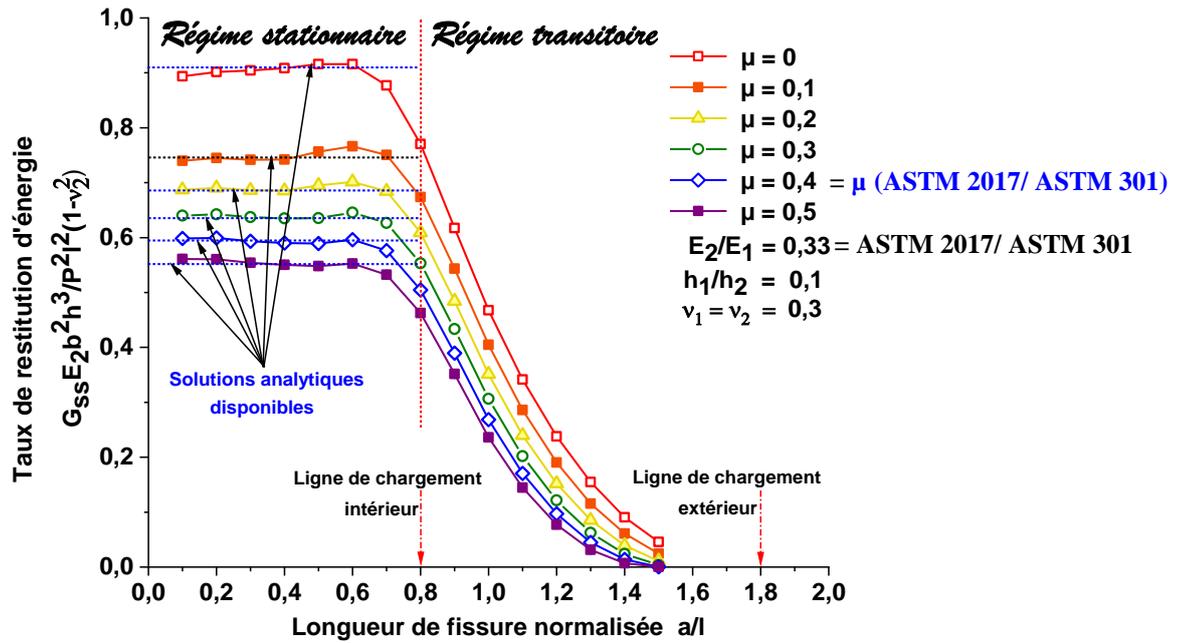
Les (Figure 4.11), (Figure 4.12) et (Figure 4.14) montrent que l'angle de phase  $\psi$  dépend de l'épaisseur relative de la couche, des propriétés élastiques relatives des deux matériaux, des coefficients de frottement et de la position des fissures inter faciales au-delà de la ligne de charge intérieure, zone transitoire. Nous essayons d'explorer ce dernier point pour augmenter la portée de la mixité modale. C'est la raison pour laquelle la méthode de complaisance basée sur l'analyse par éléments finis a été utilisée.

**4.5.9 Comparaison de la variation du taux de restitution d'énergie avec prise en compte de la friction par rapport à la complaisance**

- **Partie stationnaire :** Le taux de restitution d'énergie reste constant tant que la complaisance augmente linéairement avec l'augmentation de la longueur des fissures dans cette partie voir (Figure 4.15. (a)) et (Figure 4.15. (b)).
- **Partie transitoire** le gradient de complaisance diminue voir (Figure 4.15. (a)), pour chaque courbe les valeurs de complaisance sont presque égales, et le taux de restitution d'énergie à la (Figure 4.15. (b)) diminue aussi dans cette partie et passe à zéro.



(a)  $U_{adimensionel} = f(a/l)$



(b)  $G_{adimensionelle} = f(a/l)$

Figure 4.15. Comparaison entre le déplacement vertical relatif  $u$  du milieu du multi-matériau et le taux de restitution d'énergie normalisé pour les différents coefficients de frottement  $\mu$  et avec  $P=\nu_1/\nu_2 = 1$  et  $R = E_2/E_1 = 0.33$  fixes.

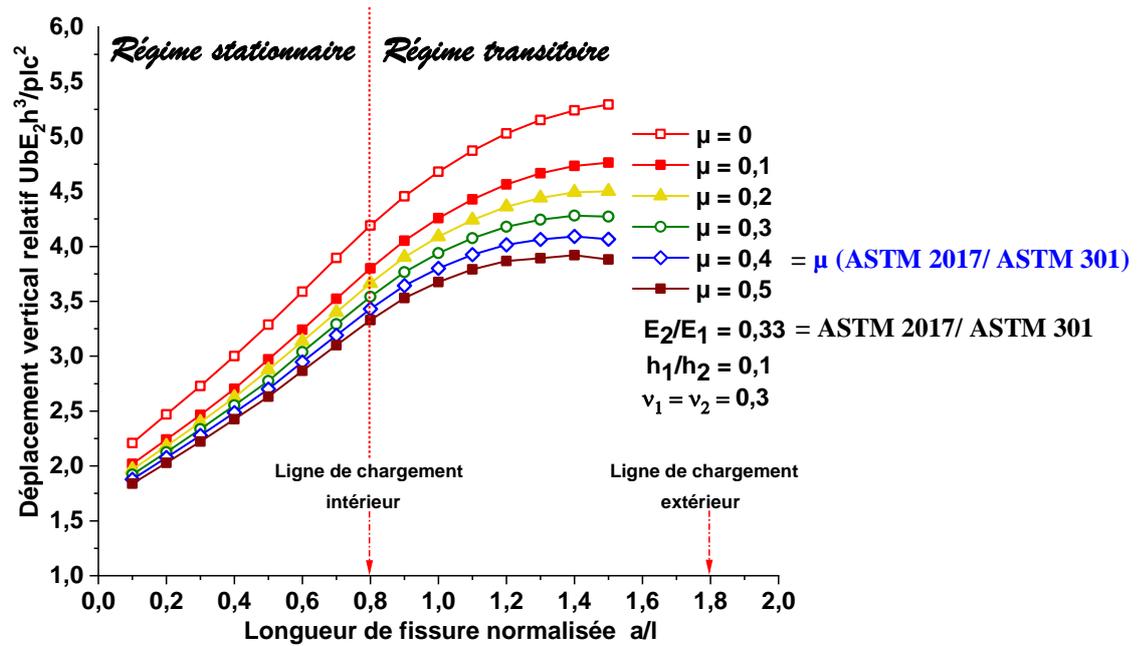
#### 4.5.10 Tendence de complaisance normalisée

Le déplacement vertical au centre de l'échantillon,  $u$ , a également été obtenu à l'aide de l'analyse par éléments finis (Figure 4.16) et (Figure 4.17) et exprimé en terme de déplacement vertical relatif ou de **complaisance**,  $C = ubE_2 (h_1 + h_2)^3 / (Plc^2)$ , où  $2c$  est l'espacement entre les points des chargements externes. Il est à noter que la **complaisance** normalisée a augmenté sensiblement avec l'augmentation de la longueur de la fissure relative  $a/l$ , et avait la dépendance linéaire attendue dans la région entre les points de chargement interne.

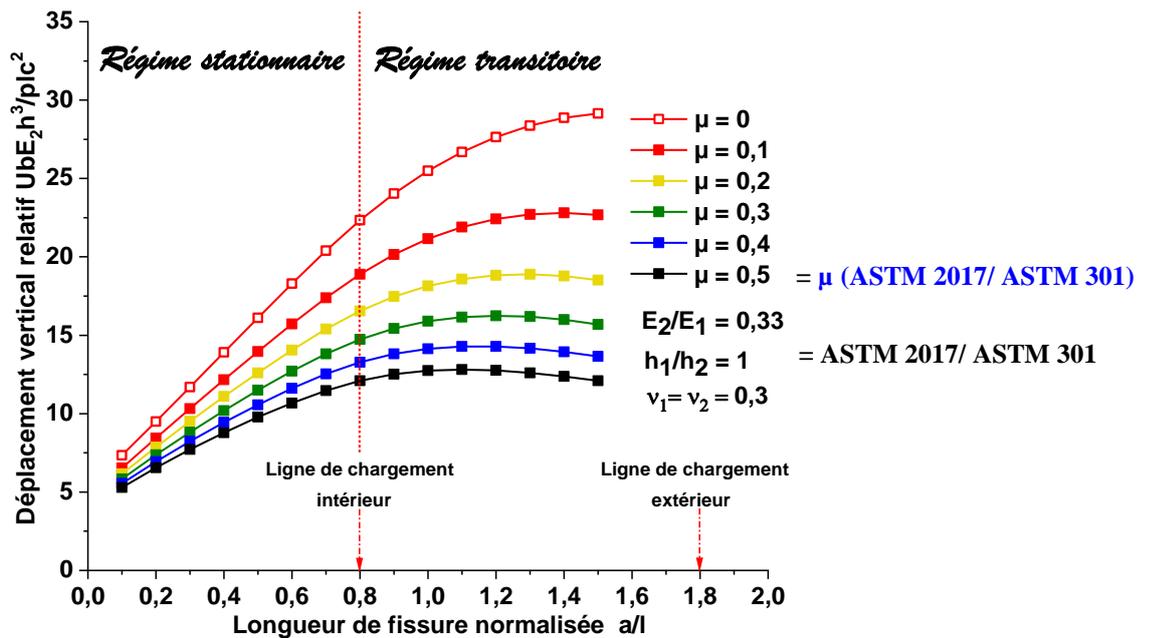
#### 4.5.11 Complaisance en fonction des longueurs relatives pour les différents coefficients de frottement et épaisseurs relatives.

On constate d'après nos simulations présentées dans les figures (Figure 4.16.(a)) et (Figure 4.16.(b)); plus on augmente l'épaisseur relative des éprouvettes plus la complaisance augmente ce qui est en accord avec le sens physique en d'autre terme l'essai flexion quatre points donne

un déplacement relatif (flèche) d'une éprouvette qui a une épaisseur plus importante plus grande que pour une éprouvette qui a une épaisseur relative moins importante que la première.



(a)  $h_1/h_2 = 0.1$



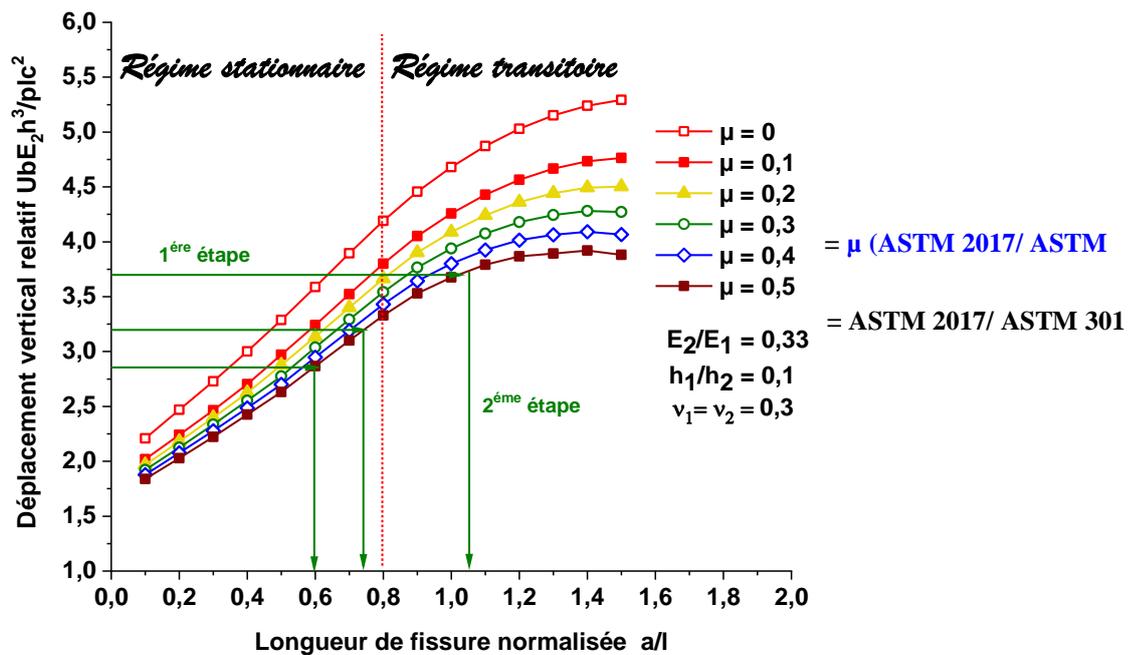
(b)  $h_1/h_2 = 1$ .

Figure 4.16. Le déplacement vertical relatif  $u$  du milieu du bi-matériau  $U_{ad} = f(a/l)$  pour différents coefficients de friction  $\mu$  avec  $P = \nu_1/\nu_2 = 1$  et  $R = E_2/E_1 = 0.33$  fixes et différentes épaisseurs relatives.

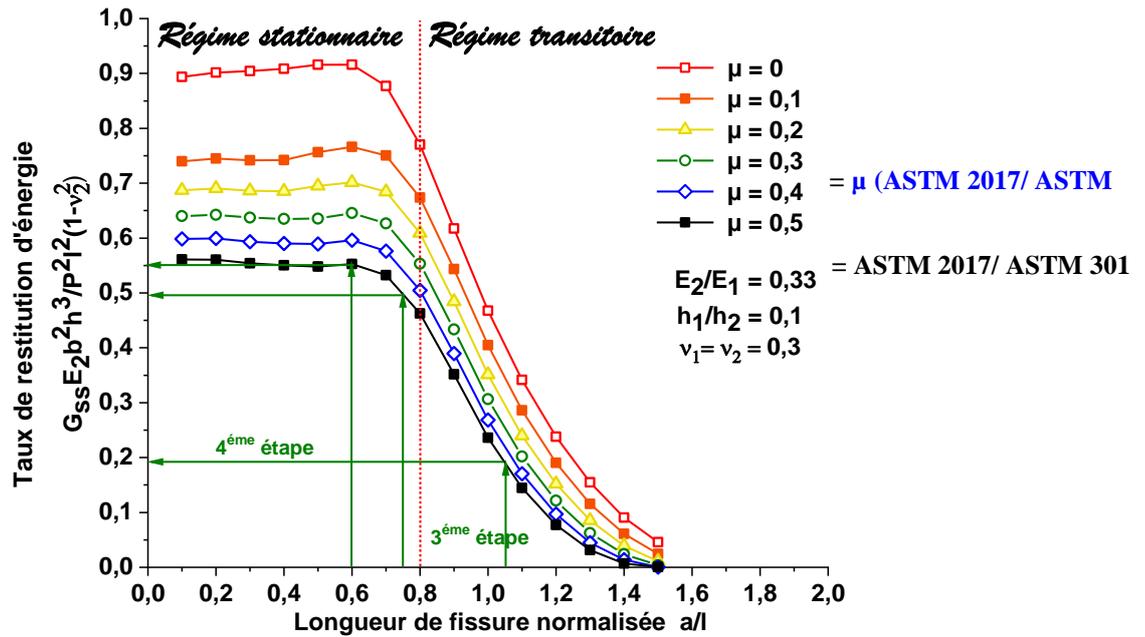
### 4.6 Démarche expérimentale et numérique couplée

La longueur de la fissure lors du chargement étant une grandeur difficile à mesurer, donc le déplacement normalisé reste l'une des méthodes relativement précise de la mesure de la longueur de la fissure et sera utilisée à cet effet dans l'étude expérimentale.

En raison d'un effet non négligeable du coefficient de **friction** sur le déplacement vertical au centre de l'éprouvette, les tendances de la complaisance  $\mathcal{C}$  avec la longueur de fissure relative  $a/l$  sont présentées sur la (Figure 4.17) pour différents coefficients de **friction** dans l'intervalle  $0 \leq \mu \leq 0,5$ .



(a)  $U_{adimensionnel} = f(a/l)$



(b)  $G_{adimensionnelle} = f(a/l)$

Figure 4.17. Le déplacement vertical relatif  $u$  du milieu du bi-matériau et le taux de restitution d'énergie normalisée pour les différents coefficients de frottement  $\mu$  et avec  $P = \nu_1 / \nu_2 = 1$  et  $R = E_2 / E_1 = 0.33$  fixes.

➤ Procédure

Les différentes courbes de la (Figure 4.16. (a)), (Figure 4.17. (a)) obtenues par les simulations numériques nous donnent la complaisance calculée et normalisée d'un échantillon dont les propriétés mécaniques et géométriques sont indiquées Les courbes de complaisance sont représentées en fonction de la longueur des fissures normalisées, et pour plusieurs coefficients de friction  $\langle \mu \rangle$ .

• 1<sup>ère</sup> étape

Connaissant la complaisance expérimentale et le coefficient de friction d'un échantillon qui a les mêmes propriétés mécaniques et géométriques qui sont indiquées dans la (Figure 4.17. (a)), La longueur de la fissure normalisée appropriée à cette complaisance expérimentale peut être déterminée., en projetant la valeur de la complaisance obtenue par l'expérimentation sur la (Figure 4.17. (a)) qui représente des courbes obtenues seulement par des simulations.

- **2<sup>eme</sup> étape**

Connaissant la valeur de la longueur de fissure normalisée ; on peut en déduire le taux de restitution d'énergie correspondant à cette longueur de fissure en se basant sur les résultats numériques de la figure (**Figure 4.17. (b)**)

La (**Tableau 4.2**) donne un aperçu sur les différents taux de restitution d'énergie obtenus par la méthode de la complaisance. Nous avons essayé de comparer les valeurs de la longueur de fissure interfaciale obtenues par complaisance avec les valeurs expérimentales in-situ obtenues par microscopie optique. L'erreur relative maximale sur la mesure de la longueur de fissure entre la méthode de complaisance et la mesure in-situ est de l'ordre de 10%.

La méthode de la complaisance nous a permis de déterminer les taux de restitution d'énergie à partir des courbes des simulations à partir de la connaissance de la complaisance expérimentale mesurée dans les deux parties stationnaire et transitoire. En d'autre terme en mesurant la complaisance expérimentalement nous sommes en mesure d'estimer les taux de restitution d'énergie ou facteur d'intensité de contraintes d'un multi matériau. Ce qui a donné l'appellation de cette méthode "Méthode expérimentale et numérique couplée "

**Table 4.2.** Taux de restitution d'énergie critique  $G_c$  obtenu par la méthode de complaisance.

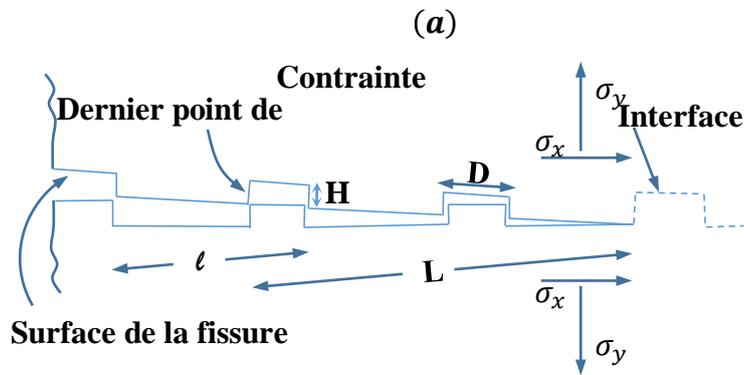
Série A	N°	$\eta$	$P/b$ (N/mm)	$u$ (mm)	$a$ (mm)	$a'$ (mm) Microscope	$G_c$ (J/m <sup>2</sup> ) MEF	$\psi$ (deg) Mixité Modal
A1	1	0,1	135	0.38	16.7	18.3	114.45	30.79
	2	0.1	137.5	0.41	18.35	17.2	113.30	30.98
	3	0.1	141.66	0.46	20.65	21.3	111.08	31.45
A2	1	1	48.33	0.63	19.5	20.3	111.30	30.37
	2	1	57.91	0.78	22	21.2	123.58	32.28
	3	1	72.5	0.97	24.25	26.7	134.68	33.78
A3	1	0.1	291.66	0.19	17.5	18.5	213.70	62.84
	2	0.1	312.5	0.23	20.5	19.7	212.61	63.29
	3	0.1	345.83	0.30	23.25	25.1	210.31	63.73
A4	1	1	64.83	1.21	17.5	19.2	178.81	53.91
	2	1	73.33	1.46	21.75	19.5	173.34	55.75
	3	1	87.5	1.83	24.5	21.2	173.18	57.27
<b>Echantillon B</b>								
Série B	N°	$\eta$	$P/b$ (N/mm)	$u$ (mm)	$a$ (mm)	$a'$ (mm) Microscope	$G_c$ (J/m <sup>2</sup> ) MEF	$\psi$ (deg) Mixité Modal
B1	1	0.1	316.66	1.07	19.2	18.1	24.35	85.23
	2	0.1	320.8	1.13	21	19.2	22.41	85.7
	3	0.1	321.8	1.17	23.15	22.3	18.21	84.1
B2	1	1	26.66	0.58	17.25	18.2	12.50	70.87
	2	1	30	0.68	19.6	21.1	12.05	72.47
	3	1	32.5	0.77	22.75	20.2	10.17	73.75

#### 4.6.1 Suivi de la longueur des fissures inter faciales

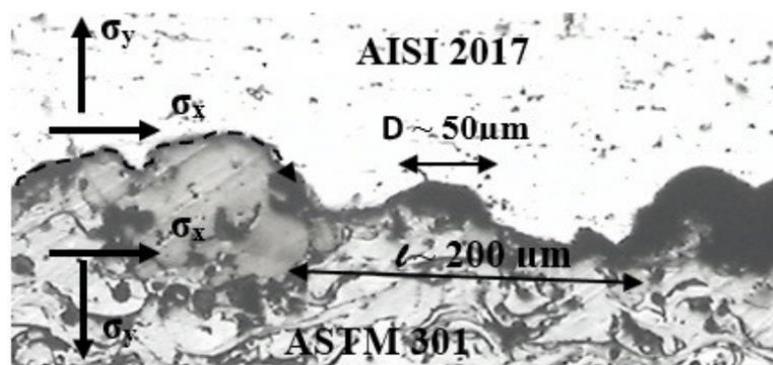
La (Figure 4.18 .(b)) montre une micrographie obtenue par MEB autour d'une fissure interfaciale dans le cas de multi-matériaux en alliage d'aluminium (ASTM 2017)/acier inoxydable (ASTM 301) pour un angle de phase  $\psi \sim 63^\circ$  (Echantillon A3). que l'interface est très rugueuse et irrégulière ( $R_a = 2,87\mu\text{m}$ ). Nous avons remarqué dans tous les cas que la propagation des fissures se produit le long des ondulations de l'interface entre l'alliage d'aluminium (ASTM 2017) et l'acier inoxydable (ASTM 301). Ce comportement est attribué à l'existence du mode II.

Dans le cas des multi-matériaux en alliage d'aluminium (ASTM 2017)/Epoxy/PMMA pour l'angle de phase sous charge  $\psi \sim 85^\circ$  (Echantillon B2), la fissure inter faciale s'étend sur une courte distance ( $\sim 250\mu\text{m}$ ), puis se dévie à l'autre interface, laissant une portion de la couche

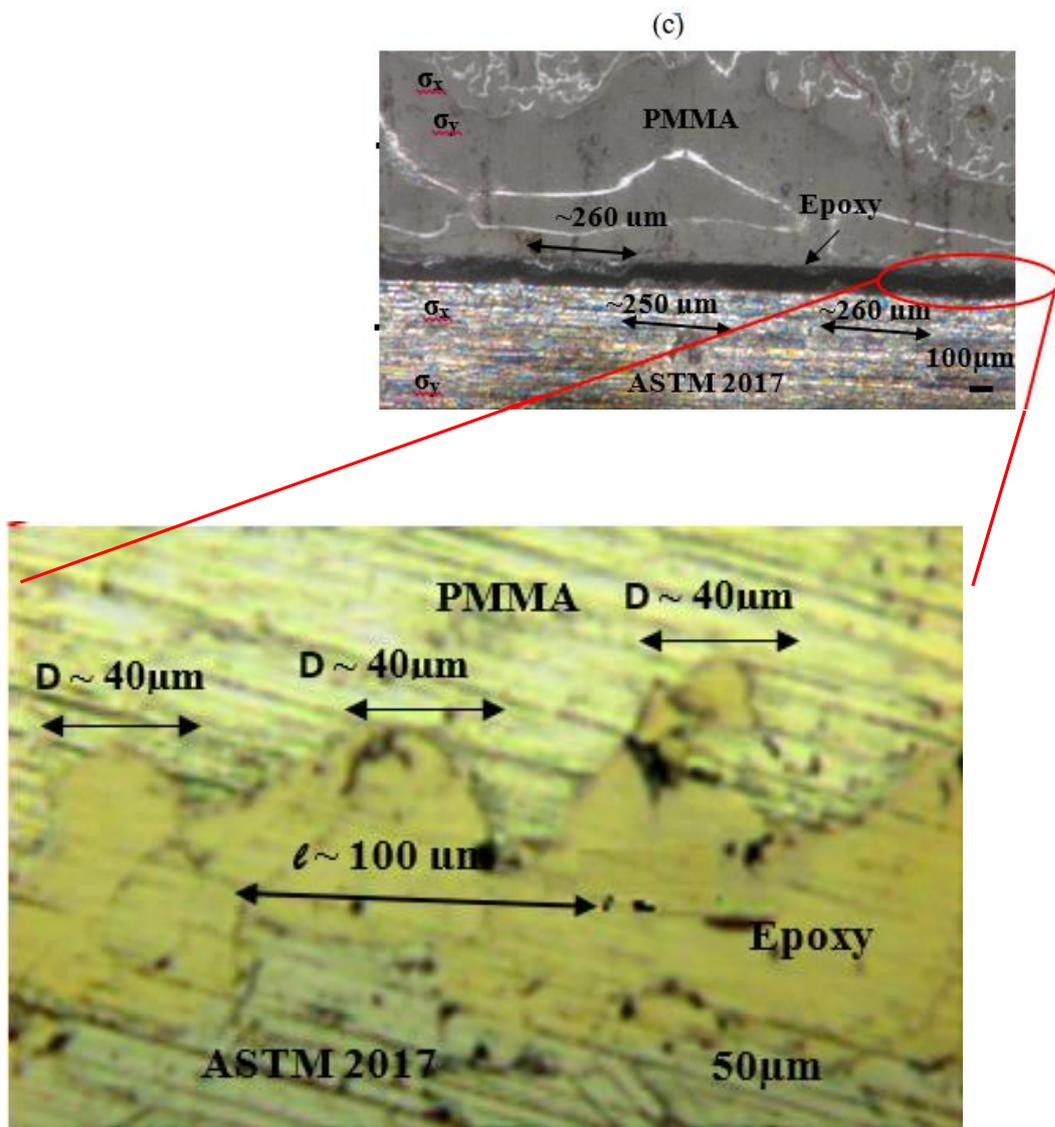
d'époxy. Une telle déviation est illustrée à la (Figure 4.18.(c)). Pour l'échantillon A1, A2, la fissure inter faciale est similaire à la fissure de clivage associée au mode I dans des matériaux homogènes. Ces observations concordent avec la mixité des modes caractéristiques dans la courbe de ténacité combinée, alors que les échantillons A1 et A2 ont une faible mixité modale et les échantillons A3, A4, B1 et B2 ont une mixité modale caractéristique plus élevée [ZEBAR M.E.M., 2020].



(a) Schéma du modèle de zone utilisée pour déterminer les tendances de  $G$  avec un angle de phase sous charge (Evans et al. 1989)



(b) Multi-matériaux (ASTM 2017) non plane / (ASTM 301). des fissures se produisent le long de l'interface.



(d) Vue agrandie avant délamination de la fissure [ZEBAR M.E.M., 2020].

**Figure 4.18.** Coupes en MEB (Microscopie électronique à balayage) autour de la propagation de fissures inter faciales des éprouvettes A et B.

#### 4.6.2 Tendances et paramètres influençant la ténacité inter faciale

Pour chaque échantillon, on détermine le taux de restitution d'énergie critique appelé ténacité inter faciale. À partir des résultats des éléments finis en utilisant la méthode de complaisance décrite précédemment. La ténacité inter faciale  $\Gamma$  de l'échantillon **A** varié de  $114 \text{ Jm}^{-2}$  à  $413 \text{ Jm}^{-2}$ , alors que pour les échantillons **B**, elle varie de  $10,17 \text{ Jm}^{-2}$  à  $24,34 \text{ Jm}^{-2}$  (**Figure 4.19**). Nous notons que le mode mixte caractéristique obtenu couvre une plage : d'environ  $30^\circ$  à environ  $73^\circ$  pour l'échantillon **A** et d'environ  $70^\circ$  à environ  $85^\circ$  pour l'échantillon **B**.

Cependant, nos résultats expérimentaux ont montré que la ténacité inter faciale a une forte dépendance avec l'angle de phase, c'est-à-dire qu'elle augmente avec le mode de cisaillement (KII) et prend la forme parabolique voir (**Figure 4.19**).

La ténacité inter faciale,  $G_c$  dépend de nombreuses contributions : l'énergie adhésive intrinsèque,  $\gamma_a$  le taux de dissipation plastique proche du front de fissure,  $(\dot{W}_p)$ ; le taux de dissipation viscoélastique en masse,  $\dot{W}_v$ , et l'effet **Shielding** dû à la rugosité initiale de l'interface  $\Delta G_c$ . Par conséquent, le taux de restitution d'énergie a été exprimé comme suit :

$$G_c = \gamma_a + \dot{W}_p + \dot{W}_v + \Delta G_c \quad (4.7)$$

[Chai et Liechti \(1992\)](#) ont calculé la  $(\dot{W}_p)$  et  $(\dot{W}_v)$  pour expliquer la dépendance de l'angle de phase de la ténacité à la rupture inter faciale pour les combinaisons de matériaux en Epoxy/Glass.

Ils ont constaté que leur dépendance de l'angle de phase,  $\psi$ , est similaire aux valeurs de ténacité. Cependant, la valeur maximale des deux  $(\dot{W}_p)$  et  $(\dot{W}_v)$  était respectivement de  $2.5 \text{ J/m}^2$  et  $3 \text{ J/m}^2$  supérieures à l'ordre de grandeur inférieure à la valeur  $G_c$  maximale de  $36 \text{ J/m}^2$ . Ici, nous négligeons le taux de dissipation plastique et viscoélastique, même s'ils existent, et nous n'abordons que l'effet de la rugosité de surface de la fissure pour le durcissement de la fissure inter faciale.

#### 4.7 Application du modèle de Shielding

Dans le but de confronter nos résultats obtenus de la variation des énergies de rupture inter faciale avec la mixité modale, nous avons tenté d'exploiter le modèle de **Shielding** ([Evans et al. 1989](#)) (voir chapitre 2 §2.4.2).

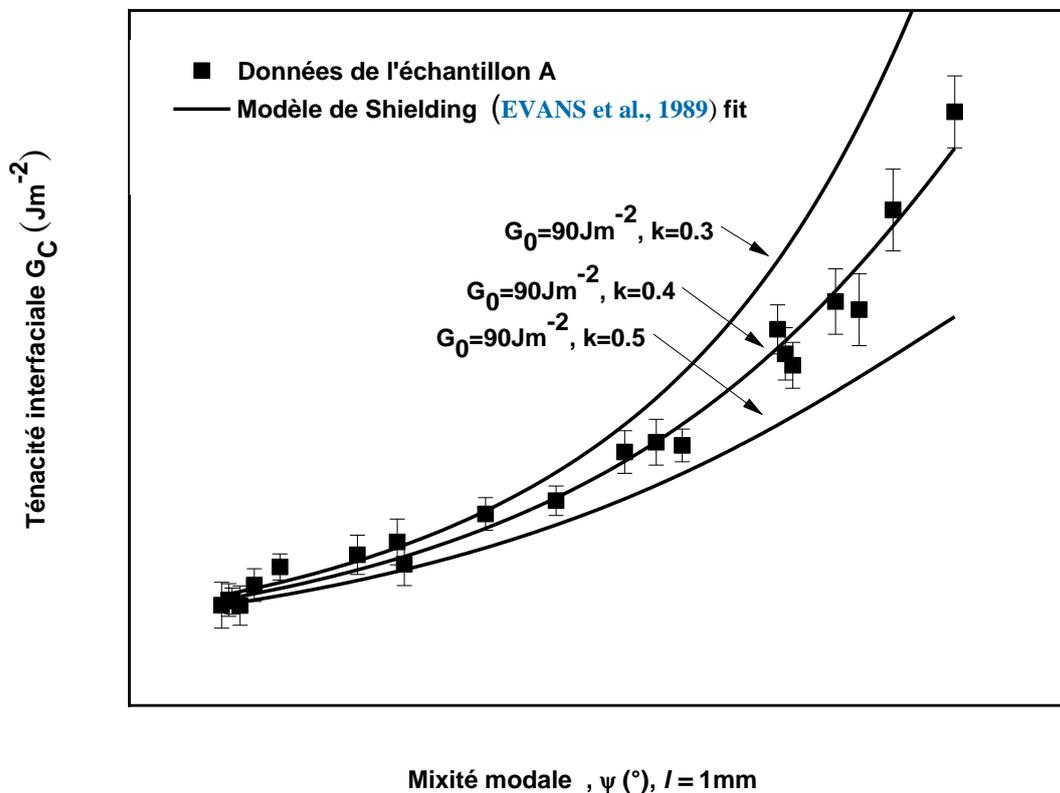
##### ➤ Procédure

Les contacts résistent au mouvement de la surface de la fissure par frottement et blocage de l'aspérité sur la surface (Shielding), qui résulte de la croissance de la fissure le long d'une interface initialement rugueuse et modifient ainsi le taux de restitution d'énergie et la résistance inter faciale au front de la fissure. L'idée de base était que, sous une charge normale ( $\psi = 0^\circ$ ), les aspérités ne se toucheraient pas et il n'y aurait pas d'augmentation du  $G_c$  tous les autres effets dissipatifs étant nuls. Une charge de cisaillement croissante ( $\psi > 0^\circ$ ), les aspérités

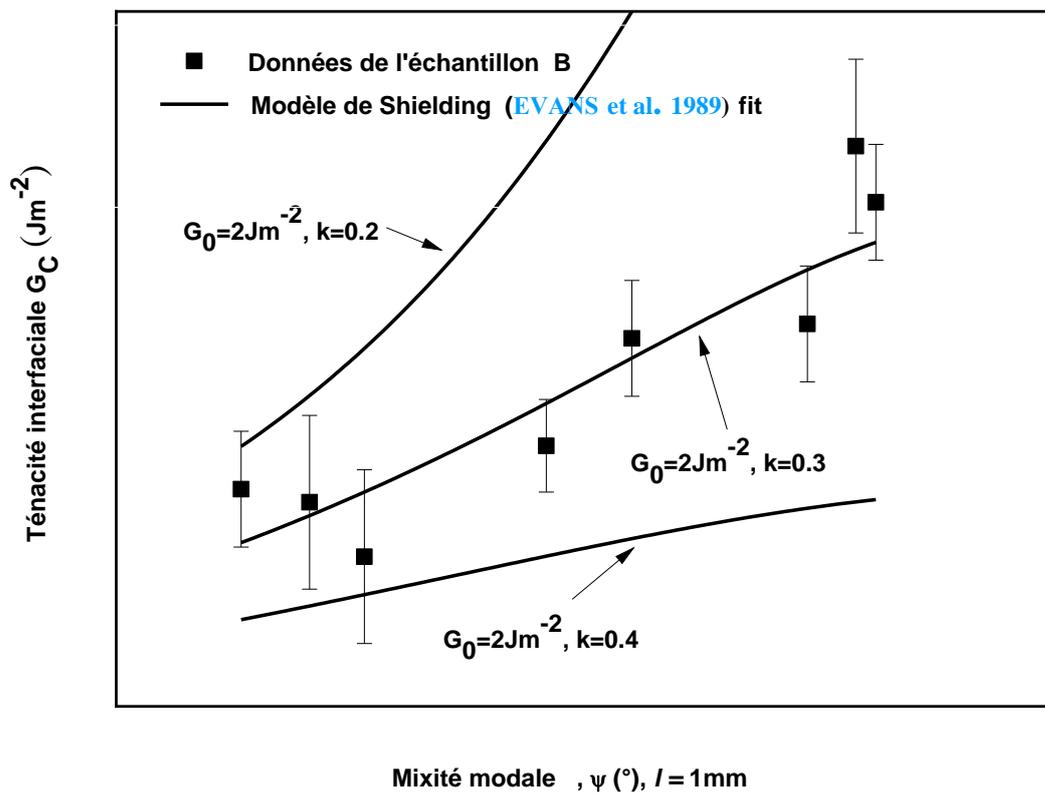
entreraient en contact et produiraient ainsi un effet de « **Shielding** » ou de **durcissement**. Une illustration schématique du modèle de **Shielding** est représentée à la (**Figure 4.18**). Le taux de restitution d'énergie, y compris l'effet de **Shielding** du contact, a été exprimé comme suit :

$$G = G_0 \frac{1 + \tan^2 \psi}{1 + k^2(\lambda) \tan^2 \psi} \quad (4.8)$$

Où  $G_0$  est le taux intrinsèque de restitution d'énergie interfaciale,  $k$  est une fonction du rapport  $\lambda = D/l$ , qui a été donnée par Budiansky (**Budiansky et al. 1988**),  $l$  est l'espacement entre les centres des facettes (microfissures), et  $D$  est la longueur des facettes représentées sur la (**Figure 4.18**) Nous avons fait varier la fonction  $k$  à 0,2, 0,3 et 0,4 et avons supposé que le taux de restitution d'énergie intrinsèque  $G_0$  était de  $90 \text{ J/m}^2$ . Les résultats estimés pour les différents  $k$  sont présentés dans la (**Figure 4.19.(a)**).



(a) Les données expérimentales ont été ajustées avec  $G_0=90 \text{ J/m}^2$  et ont fait varier la fonction  $k$  à 0,2, 0,3 et 0,4[ZEBAR M.E.M., 2020].



(b) Les données expérimentales ont été ajustées avec  $G_0=2 \text{ J/m}^2$  et ont fait varier la fonction  $k$  à 0,2, 0,3 et 0,4[ZEBAR M.E.M., 2020].

Figure 4.19. Ténacité inter faciale en fonction de la caractéristique du mode mixte.

Nous essayons de répéter la même analyse à l'échantillon B. Nous avons fait varier la fonction  $k$  à 0,2, 0,3 et 0,4 et supposons que le taux de restitution d'énergie intrinsèque  $G_0$  est de  $2 \text{ J/m}^2$ . La fonction la mieux adaptée nous donne  $k=0,3$  (Figure 4.19. (b)).

➤ **Discussion et résultats obtenus**

Lorsque la valeur  $k$  diminue, ce qui signifie que la rugosité de la surface de la fissure augmente, la dépendance de l'angle de phase du taux de restitution d'énergie devient plus grande. Dans les multi-matériaux (ASTM 2017)/acier inoxydable (ASTM 301), l'espacement des facettes  $l$  pourrait être d'environ 200  $\mu\text{m}$  et la longueur des facettes  $D$  d'environ 50  $\mu\text{m}$ , ce qui pourrait également être comparé aux valeurs moyennes obtenues à partir de plusieurs photographies MEB ( $\lambda = D/l \sim 0.25$ ) (**Figure 4.18. (b)**).

Ainsi, dans notre cas de figure la fonction  $k$  doit être considérée comme étant d'environ 0,4 ; la même analyse a été appliquée aux multi-matériaux en alliage d'aluminium (ASTM 2017)/Epoxy/PMMA sauf qu'ici l'effet de déviation de la fissure d'interface a été négligé.

Nous considérons que la fissure se développe dans une interface (**Figure 4.18.(d)**). L'espacement des facettes  $l$  et la longueur des facettes  $D$  ont été mesurés respectivement

100  $\mu\text{m}$  et environ 40  $\mu\text{m}$ . Ceci correspond aux valeurs moyennes obtenues à partir de plusieurs photographies MEB ( $\lambda = D/l \sim 0,4$ ) (**Figure 4.18. (b)**) Ainsi, la fonction  $k$  doit être considérée comme étant d'environ 0,34. A noter, qu'à partir de cette estimation, les deux taux de restitution d'énergie obtenus dans notre expérience sont très proches des résultats estimés par le modèle de contact de **Shielding**[[ZEBAR M.E.M., 2020](#)].

## 4.8 Conclusion

Dans cette partie, nous avons pu prouver la fiabilité de la méthode de complaisance et son bon fonctionnement sur l'essai de la flexion quatre points sur nos modèles des multi-matériaux fissurés. Cette méthode nous a permis d'étudier l'influence des différentes propriétés mécaniques et géométriques sur les grandeurs importantes de la mécanique de la rupture comme la ténacité inter faciale et la mixité modale. Toutefois les résultats obtenus ont été non seulement comparés à ceux de la littérature scientifique et à nos résultats expérimentaux ainsi qu'au modèle de **Shielding**.

## Conclusion générale et perspective

## Conclusion générale et perspective

Déterminer l'adhérence des revêtements est un problème complexe à traiter. Ce travail visait, dans un premier temps, à étudier et à comprendre par la méthode des éléments finis l'influence de certaines propriétés mécaniques (module de Young, coefficients de frottements...) et géométriques (longueur de fissures, épaisseur de dépôts, position de l'entaille...) sur les différentes grandeurs de la mécanique de la rupture appliquée à l'essai de flexion 4 points : Energie de rupture et facteurs d'intensités de contraintes inter faciales. Cette étude numérique nous a conduit à distinguer deux régimes de propagation de fissure interfaciale : (i) régime stationnaire, et (ii) régime transitoire. L'exploitation du régime transitoire, jusqu'à présent jamais étudié, nous a permis d'étendre le spectre de la mixité modale à des angles très élevés. La démarche entreprise est basée sur la méthode de complaisance couplant les résultats de calcul éléments finis et de l'expérimentation. La partie expérimentale de la thèse s'est déroulée sur deux ensembles de systèmes de multi-matériaux : (i) la liaison "série A" Alliage d'aluminium (ASTM 2017) / acier inoxydable (ASTM 301) que nous avons réalisés par procédé de projection thermique, et (ii) la liaison "série B" Alliage d'aluminium (ASTM 2017)/polymère époxy/PMMA qui a été obtenue par procédé de collage.

Les synthèses des différents résultats des simulations et des expérimentations issues de cette étude sont décrites ci-dessous :

- Afin d'augmenter la gamme de mixité modale ( $\psi$ ), les propagations de fissures inter faciales au-delà du chargement intérieur (régime transitoire) ont été analysées. En outre, nous avons fait varier les propriétés élastiques relatives dans les systèmes multi-matériaux, et l'épaisseur relative des couches des systèmes multi-matériaux. Ces techniques nous permettent d'étendre la mixité modale depuis  $\psi \sim 30^\circ$  à  $73^\circ$  et  $\psi \sim 70^\circ$  à  $85^\circ$  pour les échantillons "série A" (ASTM 2017/acier inoxydable) et "série B" (ASTM 2017/Epoxy/PMMA) respectivement.
- Pour déterminer la ténacité inter faciale  $G_c$  en régime transitoire, la méthode de complaisance qui est "la méthode expérimentale/numérique couplée" a été utilisée en tenant compte du coefficient de frottement entre les éprouvettes et les axes de chargement. Sans surprise, la courbe de ténacité a suivi la forme parabolique.
- Pour les multi-matériaux en alliage d'aluminium (ASTM 2017)/acier inoxydable (ASTM 301) et pour l'angle de phase de charge  $\psi \sim 63^\circ$ , nous observons que la propagation des fissures se produit le long des ondulations de l'interface entre alliage d'aluminium (ASTM 2017) et acier inoxydable (ASTM 301). Ces ondulations témoignent de la présence du mode II dans de telles interfaces. Alors que, pour les multi-matériaux en alliage d'aluminium (ASTM 2017)/Epoxy/PMMA et pour l'angle de phase de charge  $\psi \sim 85^\circ$ , la fissure inter faciale se propage sur une courte distance ( $\sim 250\mu\text{m}$ ), puis se dévie à l'autre interface, laissant une portion de couche époxy.

- Les effets de la non planéité sur la résistance à la rupture des interfaces ont été étudiés à l'aide du modèle **Shielding**. Ce modèle a été appliqué pour s'adapter à la ténacité interfaciale  $G_c(\psi)$ . Le paramètre optimal utilisé pour l'ajustement optimal était :  $G_0 = 90 \text{ J/m}^2$  et  $k = 0,4$ , et  $G_0 = 2 \text{ J/m}^2$  et  $k = 0,3$  pour les échantillons "série A" (alliages d'aluminium/acier inoxydable) et "série B" (alliage d'aluminium/PMMA) respectivement.

Dans cette étude, nous avons développé et mis au point une méthode originale et robuste, appelée méthode de complaisance. Cette dernière pourrait servir comme méthode de référence utile pour estimer les énergies de rupture inter faciale dans les multi matériaux.

Cependant, il ne faut pas perdre de vue que le procédé de la projection thermique est un procédé qui engendre des contraintes résiduelles thermiques qui peuvent être très élevées. Un travail supplémentaire doit prendre en considération l'effet de ces contraintes résiduelles dans l'estimation des paramètres physiques et mécaniques de l'interface.

## Références Bibliographiques

## Références bibliographiques

[ALPERINE S., 2001] Alperine, S., Poutonnet, S., *Journée Scientifique Barrières Thermiques*. Enjeux “ Recherche et technologie ” pour l’application des barrières thermiques aux turboréacteurs, 23 janvier 2001, Châtillon France, Onera.

[AMADA S., 1993] Amada, S., Yamada, H., Introduction of fractal dimension to adhesive strength evaluation of plasma sprayed coating. *Surface and coatings technology*. January 1996, vol.78, pp. 50-55.

[ARAUJO P., 2000] Araujo, Paulo., Etude par indentation inter faciale de l’adhérence du revêtement Ni-Cr projeté thermiquement : influence de l’hydrogène et effets thermiques. Thèse de Doctorat : Mécanique. Université Lille 1- Sciences et technologies : 2000, 188 pages.

[ASTM E 837-99] ASTM International. *Standard test method for determining residual stresses by the hole-drilling strain-gage method*. ASTM E837-99, West Conshohocken, PA., 2001.

[ASTM E399-90] ASTM International. *Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*. ASTM E399-90, West Conshohocken, PA., 1997.

[ATKINSON 1982] C., Atkinson , The interface crack with a contact zone analytical treatment, *International Journal of fracture*, March 1982, vol.18, pp. 161-177.

[BAFFIE T., 2006] Baffie, Thierry., Technologies des Assemblages, Matériaux Inorganiques. *Séminaire Brasage*, 13 et 15 Mars 2006, CEA Grenoble, UCB Lyon 1.

[BAHBOU F., 2004] Bahbou, M., Fouzi., Nylén, Per., Barbezat, G., *Thermal Spray 2004 : Advances in technology and applications: Proceedings of the International Thermal Spray Conference*. A parameter study of the Protal® Process to optimise the adhesion of Ni5Al Coatings, 10-12 May 2004, Osaka Japan. Deutscher Verband für Schweißen und Verwandte Verfahren, ASM International 2004. pp. 898-902.

[BALLA V.K., 2010a] Balla, V.K., Banerjee, S., Bose, S., Bandyopadhyay, A., Direct laser processing of a tantalum coating on titanium for bone replacement structures. *Acta Biomaterialia*. 2010, vol. 6, n°6, pp. 2329- 2334.

[BALLY J., 1934] Bally, J., *Revue de L'Aluminium et de ses applications*. Une sensationnelle démonstration de résistance d'un avion métallique, 1934, Paris, n°61, pp. 2418-2420.

[BALLY J., 1936] Bally, J., *Revue de L'Aluminium et de ses applications*, La construction en tôle de duralumin dans l'aviation 1936, Paris, n°79, pp. 105-108.

[BALLY J., 1937] Bally J., *Revue de L'Aluminium et de ses applications*, Aviation 1937. Le XVe Salon de l'Aviation 1936, Paris , n°86, pp. 455-470.

[BANDYOPADHYAY A., 2009] Bandyopadhyay, A., Krishna, B.V., Xue, W., Bose, S., Application of laser engineered net Shaping (LENS) to manufacture porous and functionally graded structures for load bearing implants. *Journal of Materials Science: Materials in Medicine* .2009, vol.20, pp.S29-S34.

[BARBEZAT G., 1999] G., Barbezat, S., Keller, G., Wuest, *United Thermal Spray Conference and Exposition (UTSC '99)*. The Advantages of the Plasma Spray Process for the Coating of Cylinder Bores on AlSi Cast Alloy in the Automotive Industry, 17th to 19th March 1999, in Düsseldorf Germany. Publisher : Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH, Published : 1999. ISBN 978-3-87155-653-1.

[BARBEZAT G., 2004] Barbezat, G., *Thermal Spray Solutions Advances in Technology and Application ITSC 2004 Coating technologies for vehicle engines*. High performance coatings produced by internal plasma spraying on engine blocks of new generation, 10- 12 May 2004, Osaka Japan . Pub DVS. Dusseldorf, Germany, 2004, ISBN 3-87155-792-7.

[BARRADAS S., 2004] Barradas, Sophie., Etude, à l'aide du choc laser, des mécanismes d'adhérence aux interfaces cuivre / aluminium et cuivre / cuivre obtenues par projection thermique .Thèse de Doctorat : Sciences et génie des matériaux. Soutenue à Paris : ENMP, 2004. 261 pages.

[BATOZ, J.L., 1990] Batoz, Jean-Louis., Dhatt, Gouri., Modélisation des structures par éléments finis.vol.1 : Solides élastiques *Editions Hermès*, Paris, 1990, 458 pages. ISBN : 2-7637-7252-8.

[BEAUVAIS S., 2003] Beauvais, Sébastien., Etude de l'influence de la porosité sur les propriétés électriques de dépôts réalisés par projection plasma. Thèse de Doctorat : «Sciences et Génie des Matériaux. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2003. 230 pages.

[BERANGER G., 2005] Béranger, Gerard., Mazille, Henri., Approche scientifique des surfaces et de leurs traitements. Introduction. *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, CNRS Edition*. 2005, Référence m1424, pp.2-4.

[BERNDT C.C., 2001] C.C., Berndt, K.A., Khor, E.F., Lugscheider, *Thermal Spray 2001: New Surfaces for a New Millennium: Proceedings of the International Thermal Spray Conference*. The origins of thermal spray literature, 28-30 May, 2001, Singapore, ASM International (OH) 1 December 2001. pp. 1351-1354, ISBN-13 : 978-0871707376.

[BIANCHI L., 1995] Bianchi, Luc., Projection par plasma d'arc et plasma inductif de dépôts céramiques : mécanismes de formation de la première couche et relation avec les propriétés mécaniques des dépôts, Thèse de doctorat : Sciences des matériaux céramiques : Université de Limoges Faculté des sciences et techniques ,1995. 201 pages.

[BIANCHI L., 1997] Bianchi, L., Leger, A.C., Vardelle, M., Vardelle, A., Fauchais, P., Splat formation and cooling of plasma-sprayed zirconia. *Thin Solid Films*. 1997, vol.305, pp. 35-47.

[BITTENCOURT T.N., 1996] Bittencourt, T.N., Wawrzynek, P.A., Ingraffea, A.R., J.L., Sousa, Quasi-automatic simulation of crack propagation for 2D LEM problems. *Engineering Fracture Mechanics*, September 1996, vol.55, n° 2, pp. 321-334.

[BRACCINI M., 2003] Braccini, M., Dupeux, M., Laurencin, J., et al. *JADH 2003, 12<sup>èmes</sup> journées d'études sur l'adhésion*. Effet des caractéristiques physicochimiques et du mode de sollicitation sur la tenue mécanique d'interfaces résine époxyde/acier inoxydable, 29 septembre-3 octobre, Ile d'Oléron (17) France, Octobre 2003, pp.51-54.

[BRACCINI M., 2009] Braccini, Muriel., Adhérence aux interfaces : couplage physico-chimie / mécanique. Habilitation à Diriger des Recherches H.D.R. Science et Ingénierie des Matériaux et Procédés. Campus - 1130 rue de la Piscine - Domaine Universitaire- 38402 St Martin d'Hères. le 29 juin 2009.

[BRADAI M.A., 2008] Bradai, M.A., Braccini, M., Ati, A., Bounar, N., Benabbas, A., Microstructure and adhesion of 100Cr6 steel coatings thermally sprayed on a 35CrMo4 steel substrate. *Revue Surface coatings & technology*. 2008, vol.202, pp.4538-4543.

[BRENNER A., 1949] Brenner, Abner., Senderoff, Seymour., Calculation of Stress in electrodeposits from the Curvature of a plated strip. *Part of the Journal of Research of the National Bureau of Standards*. February 1949, vol.42, pp. 105-123.

[BROCKS W., 2001] Brocks, W., and Scheider, I., *Numerical aspects of the path- dependence of the J-Integral in incremental plasticity how to calculate reliable J-values in FE analyses*. Institut für werkstofforschung GKSS-Forschungszentrum Geesthacht. October 2001, 33 pages.

[BUDIANSKY B., 1999] Bernard., Budiansky, John C., Amazigo, Interaction of particulate and transformation toughening. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1988, vol. 36, n°. 5, pp. 581-595.

[BÜHL TECHNICAL DATA SHEET ] UHU GmbH & Co. KG - P.O. Box 1552, D-77813 Bühl. *UHU Technical Data Sheet UHU plus endfest 300*. Disponible sur : [https://media2.supermagnete.de/docs/uhu\\_plus\\_endfest\\_300\\_eng.pdf](https://media2.supermagnete.de/docs/uhu_plus_endfest_300_eng.pdf).

[BUI H.D] Bui, Huy Duong., Germain, Paul., Introduction aux problèmes inverses en mécanique des matériaux. Paris : *Eyrolles*, 1993, 236 pages. ISBN: 2212016352 9782212016352.

[CALVO F.A., 1988] Calvo, F.A., Urena, A., Gomez De Salazar, J.M., Molleda, F., Special features of the formation of the diffusion bonded joints between copper and aluminium, *Journal of materials science*. 1988, vol.23, pp. 2273-2280.

[CAO H.C., 1989] H.C., Cao, A.G., Evans, An experimental study of fracture resistance of bimaterial interfaces, *Mechanics of Materials*, June 1989, vol.7, n° 4, pp. 295-304.

[CARREGA M., 2009] Carrega, Marc., *Aide-mémoire Matières plastiques . 2<sup>ème</sup> édition Dunod*, octobre 2009, 256 pages. ISBN 978-2-10-054536-0.

[CARRON D., 2013] D., Carron, C., Pouvreau, C., Bernard, V., Keryvin, N., Chauvin, *Journée de la section Ouest de la SF2M Lorient .Caractérisation des matériaux : méthodes et essais spécifiques* , 4 avril 2013, Université de Bretagne-Sud.

[CAZES R., 1995] Cazes, Roland., Procédés de soudage principes généraux et critères de choix. *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, CNRS Edition*. 1995, Référence BM 7700 : pp.1-6.

[CHABENAT A., 1975] Chabenat, A., Martin, R., *La mesure des contraintes résiduelles, méthode de mathar et soete, méthode de sachs*, MEM. TECH. C.E.T.I.M., Discipline Building. Public works. Transport. Civil engineering. Inist-CNRS 1975 , n° 24, pp.1-61.

[CHALKER P.R., 1991] Chalker, P.R., Bull, S.J., Rickerby, D.S., A review of the methods for the evaluation of coating-substrate adhesion, *Materials Science and Engineering : A*. July 1991, vol. 140. pp. 583-592.

[CHANG 2004] C.-J., Li, W.-Y., Li, and H., Fukanuma, *Thermal Spray 2004: Advances in Technology and Application* .Impact Fusion Phenomenon During Cold Spraying of Zinc, 10-12 May 2004, Osaka Japan. Materials Park, OH : ASM International, 2004. pp. 356-361.

[CHARALAMBIDES P. G., 1989] Charalambides, P. G., Lund, J., Evans, A. G., McMeeking, R.M., A test specimen for determining the fracture resistance of bimaterial interfaces. *Journal of Applied Mechanics*. March 1989, vol.56, n°1, pp. 77-82.

[CHARALAMBIDES P.G., 1990] Charalambides, P. G., Cao, H.C., Lund, J., and Evans, A.G., Development of a test method for measuring the mixed mode fracture resistance of bimaterial interfaces. *Mechanics of materials*, February 1990, vol.8, n°4. pp. 269-283.

[CHATAIN D., 1988] Chatain, D., Coudurier, L., et Eustathopoulos, N., *Revue de Physique Appliquée*, Wetting and interfacial bonding in ionocovalent oxide-liquid metal systems, Juin 1988, EDP Sciences Paris, vol.23, n°6, pp .1055-1064.

[CHATEAUNEUF A., 2005] Chateauneuf, Alaa., Comprendre les éléments finis - Structures. Principes, formulations et exercices corrigés. *Ellipses*, 2005, 272 pages. ISBN : 2-7298-2488-X.

[CHIU CC., 1992] Chin-Chen, Chiu., Residual-Stresses in Ceramic Coating as Determined from the Curvature of a Coated Strip . *Materials Science and Engineering: A*. February 1992, vol .150, n°1, pp. 139-148.

[CLARKE DR., 2003] Clarke., DR, Levi, CG., Materials design for the next generation thermal barrier coatings. *Annual Review of Materials Research* . 2003, vol. 33, n°1, pp.383-417.

[CLYNE T.W. 1996] Clyne, T. W., Gill, S. C., Residual stresses in thermal spray coating and their Effect on interfacial adhesion: A Review of Recent Work. *Journal of thermal Spray Technology*. December 1996, vol.5, n°4, pp. 401-418.

[CODDET C., 1999] Coddet, C., Montavon, G., Ayrault-Costil, S., Freneaux, O., Rigolet, F., Barbezat, G., Folio, F., Diard, & A., Wazen, P., Surface preparation and thermal spray in a single step : the protal process-example of application for an aluminum-base substrate. *Journal of Thermal Spray Technology*. June 1999 , vol.8, pp. 235-242.

[COGNARD P., 2002] Cognard, Philippe., Collage des matériaux mécanismes, classification des colles. *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, CNRS Edition*.2002, Référence BM 7 615, pp.1-20.

[COGNARD P., 2003] Cognard, Philippe., Collage des métaux généralités, caractéristiques. *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, CNRS Edition*. 2003, Référence BM 7620 , pp.1-23, BM 7 622 , pp.1-9.

[COLIN C., 1988] Colin, C., Boussuge, M., Valentin, D., & Desplanches, G., Mechanical testing of plasma-sprayed coatings of ceramics. *Journal of Materials Science*. June 1988 , vol. 23, pp. 2121-2128.

[COLOMBIÉ M., 2008] Colombié, Michel., et coll, Matériaux Métalliques. *Dunod, Paris, 2<sup>ème</sup> édition : L'usine nouvelle*, 2001, 2008, 880 pages. ISBN 978-2-10-053918-5.

[COMMINOU M., 1977] Comninou, Maria., The interface crack, *ASME Journal of applied Mechanics*. December 1977, vol.44, n° 4, pp. 631-636.

[COMTE C., 2002] Comte, C., von Stebut, J., Microprobe-type measurement of Young's modulus and Poisson coefficient by means of depth sensing indentation and acoustic microscopy. *Surface and Coatings Technology*. 2002, vol. 154, pp. 42-48.

[COOK D., 2003] Cook, D., Zaluzec, M., Kowalsky, K., *Thermal Spray 2003 Advancing the Science and Applying the Technology*. Development of thermal spray for automotive cylinder bores 5-8 May 2003, Orlando Florida USA. Edited by Basil R. Marple and Christian Moreau, ASM International Materials Park, OH 44073-0002, pp. 143-147.

[COSTIL S., 1998] Costil, S., Montavon, G., Coddet, C., et al. *Thermal Spray. Meeting the Challenges of the 21<sup>st</sup> Century, Proceedings of the 15<sup>th</sup> International thermal spray conference* Thermal spray deposition of a copper coating on aluminium using the protal process, 25-29 may 1998, Nice France, Edited by Christian Coddet, ASM International, 1998, pp. 1409-1413.

[COSTIL S., 2004] S., Costil, H., Li, C. Coddet, *Thermal Spray 2004: Advances in Technology and Application: Proceedings of the International*. New developments in the protal process, May 10-12, 2004 Osaka, Japan, ASM International.

[COSTIL S.\*, 2004] Costil, S., Li, H., Coddet, C. Barnier, V. Oltra, R. *International conférence 18<sup>th</sup> Surface modification technologies 2004 (SMT 18)*. Role of Laser Surface Activation , during Plasma Spray Coating of Metallic Materials , 15-17 Novembre 2004 Dijon, France , vol.21 de Surface engineering, éditeur Maney London 2006.

[COURTIN, S., 2004] Courtin, Stéphan., Propagation de fissures de fatigue dans une géométrie de gorge de vilebrequin en présence de contraintes résiduelles de galetage, Thèse de doctorat :

Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces Université de Poitiers 2004, 275 pages.

[COURTIN, S., 2005] Courtin, S., Gardin, C., Bézine, G., & Ben Hadj Hamouda, H., Advantages of the J integral approach for calculating stress intensity factors when using the commercial finite element software ABAQUS. *Engineering Fracture Mechanics* .September. 2005, vol.72, n°14, pp. 2174-2185.

[DALMAS D., 2001] Dalmas, Davy., Adhérence et propriétés mécaniques de dépôts obtenus par projection thermique : application de l'émission acoustique à l'étude des modes d'endommagement. Thèse de doctorat : Sciences mécaniques pour l'ingénieur : Université de technologie de Compiègne, 2001. 234 pages.

[DARQUE E.,2003] Darque-Ceretti, E., Felder, E., Adhésion et adhérence, *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, CNRS Edition*, 2003. ISBN : 978-2-271-06092-1.

[DAUSKARDT, R., 1998] Dauskardt, R., Lane, M., Ma, Q., & Krishna, N., Adhesion and debonding dissimilar materials, *Engineering Fracture Mechanics*. 1998, vol. 59, n°6, pp. 725-735.

[DAUSKARDT, R., 1998\*] Dauskardt, R., Lane, M., Ma, Q., & Krishna, N., Adhesion and debonding of multi-layer thin film structures, *Engineering Fracture Mechanics*. 1998, vol. 61, n°1, pp. 141-162.

[DAVIES P., 2005] Davies, P., Casari, P., Carlsson, L.A., Influence of fibre volume fraction on mode II interlaminar fracture toughness of glass/epoxy using the 4ENF specimen, *Composites Science and Technology*. 2005, vol.65, pp. 295-300.

[DEGIOVANNI A., 1994] Degiovanni, Alain., Conductivité et diffusivité thermique des solides. *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, CNRS Edition*, 1994, Référence R 2850, pp.1-15.

[DEMARECAUX P., 1995] Demarécaux, Philippe., Adhérence et propriétés tribologiques de revêtements obtenus par projection thermique hypersonique, Applicabilité des revêtements de carbures de chrome aux disques de freins. Thèse de doctorat : Mécanique. Université des Sciences et technologies de Lille, 1995. 177 pages.

[DEVELAY R., 1992] Develay, Roger., Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés. *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, CNRS Edition*, 1992, Référence M440, pp.1-25.

[DEVELAY R., 1989] Develay, Roger., Données numériques sur les alliages d'aluminium de transformation. *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, CNRS Edition*, 1989, Référence M 445, pp.1-49.

[DHIMAN R., 2003] Dhiman, Rajeev., Chandra, Sanjeev., *Thermal Spray 2003: Advancing the Science and Applying the Technology*. Coating formation by impact of molten metal droplets with uniform size and velocity, 5-8 may 2003, held in Orlando, Florid. Edited by Basil R. Marple and Christian Moreau ASM International , Materials Park, Ohio, USA, vol 2, pp.847-855.

[DOLLHOFFER J., 2000] Dollhofer, J., Beckert, W., Lauke, B., Schneider, K., Fracture mechanics characterization of mixed-mode toughness of thermoplast/glass interfaces (brittle/ductile interfacial mixed-mode fracture). *Journal of Adhesion Science and Technology* .2000, vol.15, n°13, pp. 1559-1587.

[DOMACK M.S., 2005] Domack, M.S., Baughman, J.M. Development of nickel-titanium graded composition components. *Rapid Prototyping Journal*. February 2005, vol. 11, n°1, pp. 41-51.

[DON E., 2000] Don, E., Bray, Ph. D., P. E., Don E, Bray., Inc., 15<sup>th</sup> World conference on non destructive testing (WCNDT 2000). Current directions of ultrasonic stress measurement techniques, 15-21 October 2000, Roma Italy. Editing AIPnD edits the quarterly NDT journal, *Giornale delle Prove non Distruttive*, training manuals for NDT personnel and special publications on NDT, sponsored by ENEA, for Schools and Universities.

[DUCOS M., 2004] Ducos, M., Bossuat, B., Walaszek, H., Barradas, Sophie., Jeandin, Michel., Arrigoni, M., Boustie, M., Bolis, C., Berthe, L., *International thermal spray conference ITSC 2004*. Non destructive adhesion testing of plasma sprayed coatings using ultrasounds and laser shocks, 10-12 mai Osaka Japon, Kuroda et al. eds., Materials Park, OH : ASM International, USA., 2004.

[DUNDERS J., 1989] Dundurs, John., Cavities vis-a -vis Rigid Inclusions and Some Related General Results in Plane Elasticity. *Journal of applied mechanics*. December 1989, vol.56, n° 4, pp. 786-790.

[DUNDURS J., 1969] Dundurs, J., Discussion edge-bonded dissimilar orthogonal elastic wedges under normal and shear loading *.Journal of Applied Mechanics*, September. 1969, vol.36, pp. 650-652.

[DUPARC O., 2005] Hardouin, Duparc, O., *Les Cahiers d'histoire de l'aluminium, n° 34, Institut pour l'histoire de l'aluminium*. Alfred Wilm et les débuts du Duralumin, 2005, Paris, édite par L'iha. pp.62-76.

[DUPEUX M., 1998] Dupeux, Michel., Alain., Bosseboeuf, Application of the blister test to adhesion energy measurements in metal/ceramic film-on-substrate Systems. *Interfacial Science in Ceramic Joining*. 1998, vol.58, pp. 319-327.

[DUPEUX M., 2001] Dupeux, M., Dubois, P.E., Joud, J.C., *Société Française de Métallurgie et de Matériaux : Programme des Journées d'Automne 2001*, Détermination de l'énergie d'adhérence résine époxyde/acier inoxydable par la technique de gonflement-décollement, September 29-31 octobre 2001 Paris, France édité par EDP Sciences, publié le 25 October 2002.

[DUPEUX M., 2004] Dupeux, Michel., Mesure des énergies de rupture interfaciale : problématique et exemples de résultats d'essais de gonflement-décollement. *Mechanics & Industry*. Juillet 2004, vol.5, n°4, pp. 441-450.

[DYKHUIZEN R.C., 2003] Dykhuizen, R.C., Neiser, R.A., *Thermal Spray 2003: Advancing the Science & Applying the Technology*. Optimizing the Cold Spray Process, 5-8 May 2003, Orlando, Florida, USA. (Ed.) C. Moreau and B. Marple, published by ASM international, Materials Park, Ohio USA 2003 , pp.19-26.

[ELLMER K., 2000] Klaus, Ellmer., Magnetron sputtering of transparent conductive zinc oxide: relation between the sputtering parameters and the electronic properties. *Journal of Physics D: Applied Physics*.2000, vol.33, n°4, R17.

[ENGLAND A.H., 1965] England, A.H., A crack between dissimilar media , *ASME Journal of Applied Mechanics*. June 1965, vol.32, n° 2, pp. 400-402.

[ERDOGAN F., 1963] Erdogan, F., Sih, G.C., On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear. *Journal of basic engineering*, Dec 1963 vol.85, n°4, pp.519-525.

[ERDOGAN F., 1965] England, A.H., A crack between dissimilar media , *ASME Journal of Applied Mechanics*. June 1965, vol.32, n° 2, pp. 400-402.

[ERDOGAN F., 1991] Erdogan, F., Kaya, A.C., Joseph, P.F., The mode III crack problem in bonded materials with a nonhomogeneous interfacial zone. *ASME journal of Applied Mechanics*, June 1991. vol.58, pp. 419-427.

[ERKENS G., 2011] Erkens, G., Vetter, J., Muller, J., Brinke, T., Fromme, M., Mohnfeld, A., Revêtement de surface assisté par plasma. Processus, méthodes, systèmes et applications.

Verlag moderne industrie. Sellier Druck GmbH, Freising, Allemagne, 2011, 71 pages. ISBN 978-3-86236-013-0.

[[ESPAÑA F.A., 2010](#)] España, Félix A., Balla Vamsi., Krishna, Bose, Susmita., Bandyopadhyay, Amit., Design and fabrication of CoCrMo alloy based novel structures for load bearing implants using laser engineered net shaping. *Materials Science and Engineering : C*. 2010, vol.30, pp. 50-57.

[[EVANS A., 1989](#)] A. G., Evans, B. J., Dalgleish, M., He, and J. W., Hutchinson, .On crack path selection and the interface Fracture energy in bimaterial systems. *Acta Metallurgica*. December 1989, vol.37, n° 12, pp. 3249-3254.

[[EVANS A., 1989\\*](#)] Evans, A.G., Hutchinson, J.W., Effects of non-planarity on the mixed mode fracture resistance of bimaterial interfaces. *Acta Metallurgica* . March 1989, vol.37, n°3, pp.909-916.

[[EVANS A., 1990](#)] A.G., Evans, M., Rühle, B.J., Dalgleish, & P. G., Charalambides, The Fracture Energy of Bimaterial Interfaces. *Metallurgical Transactions A* . September 1990. vol.21, pp.2419-2429.

[[EVANS A., 1990\\*](#)] Evans, A.G., Rühle, M., Dalgleish, B.J., Charalambides, P.G., The fracture energy of bimaterial interfaces, *Materials Science and Engineering*, 1990 vol. A126, pp. 53-64.

[[FAUCHAIS P., 2001](#)] Fauchais, P., Vardelle, A., Dussoubs, B., Quo vadis thermal spraying ? *Journal of Thermal Spray Technology*, March 2001, vol.10, pp. 44-66.

[[FAUCHAIS P., 2004](#)] Fauchais, P., Understanding plasma spraying. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2004, vol.37, n° 9, pp. R86-R108.

[[FAUCHAIS P., 2013](#)] Fauchais, Pierre., Dépôts céramiques par PVD ou CVD , assistées ou par projection plasma. *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, CNRS Edition*, 2013, Référence N 4 801 : pp.1-16.

[[FENNER D.N., 1976](#)] Fenner, D.N., Stress singularities in composite materials with an arbitrarily oriented crack meeting an interface. *International Journal of fracture*. October 1976, vol.12, pp.705-721.

[FLAHAUT P., 1995] Flahaut, Patrick., Caractérisation et comportement mécanique de placages bimétalliques. Thèse de Doctorat : Sciences des matériaux. Université Lille1 - Sciences et Technologies, 1995. 156 pages.

[FOLIO F., 1999] Folio, F., Barbezat, G., Coddet, C., Montavon, G., Costil, S., Fréneaux, O., *United Thermal Spray Conference and Exposition (UTSC '99)*. Thermal spray deposition of metallic and ceramic coating on aluminium and titanium alloys using the protal® process. 17-19 march 1999, Dusseldorf, Germany Publisher: Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren DVS-Verlag GmbH. ASM, pp. 196-201.

[FOLIO F., 2001] Folio, F., Michler, J., Barbezat, G., Influence of laser surface preparation on adhesion of thermally sprayed coatings, *Surface Engineering*, 2001, vol.17, n°6, pp. 490-494.

[FRANCFORT, G. A. 1998] Francfort, G. A., Marigo, J -J., Revisiting brittle fracture as an energy minimization problem. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. August 1998, vol.46 , n°8 , pp. 1319-1342.

[FRANÇOIS, D., 1992] François., Dominique, Pineau, André., Zaoui, André., Comportement mécanique des matériaux : Elasticité et Plasticité. *Hermès* .France 1992, 508 pages. ISBN 10: 286601314X / ISBN 13: 9782866013141.

[FUKANUMA H., 2004] Fukanuma, H., Ohno, N., *International thermal spray conference; Thermal spray 2004: advances in technology and application.*; ITSC 2004 . A Study of Adhesive Strength of Cold Spray Coatings , 10-12 May 2004, Osaka, Japan, ASM International, Materials Park, Ohio, pp. 329-334.

[FUKUMOTO, M. 1999] Fukumoto, M., Huang, Y., Flattening mechanism in thermal sprayed nickel particle impinging on flat substrate surface. *Journal of Thermal Spray Technology*. September 1999, vol.8, pp. 427-432.

[GAN Z., 2004] Gan, Z H., Mhaisalkar, S.G., Chen, Z., Zhang, S., Chen, Z., Prasad, K., Study of interfacial adhesion energy of multilayered ULSI thin film structures using four-point bending test. *Surface and coatings technology*. 2004, vol. 198, n°1-3, pp.85-89.

[GODOY C., 2002] Godoy, C., Souza, E.A., Lima, M.M., Batista, J.C.A., Correlation between residual stresses and adhesion of plasma sprayed coatings: effects of a post-annealing treatment. *Thin Solid Films*. December 2002, vol.420-421, pp. 438-445.

[GRIFFITH, A. A. 1921] Griffith, A. A., The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character*. jan1921, vol.221, pp. 163-198.

[GRUPPO LUCEFIN 2014] Marco., Boniardi, e, Andrea., Casaroli, *Gruppo Lucefin Research & Development Politecnico di Milano Dipartimento di Meccanica*. Disponible sur :  
file:///C:/Users/Hp/Downloads/Gli\_Acciai\_Inossidabili\_Ed\_Lucefin\_2014.pdf.

[HASHIN, Z. 1996] Hashin, Zvi., Finite thermoelastic fracture criterion with application to laminate cracking analysis. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. July 1996, vol.44, n°7 , pp. 1129-1145. URL [http://dx.doi.org/10.1016/0022-5096\(95\)00080-1](http://dx.doi.org/10.1016/0022-5096(95)00080-1).

[HASSOUNE B., 2006] Petit, Jacques-Alain., Baziard, Yves., Nassiet, Valérie., Hassoune-Rhabbour, Bouchra., Durabilité des assemblages collés Approche prédictive. *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, CNRS Edition*, 2006, Référence BM 7 667, pp.1-12.

[HATTALI ML, 2009] M.L., Hattali , S., Valette, F., Ropital , G., Stremsoerfer, N., Mesrati, D., Tréheux, Study of SiC-nickel alloy bonding for high temperature applications. *Journal of the European Ceramic Society*, 2009, vol.29, pp.813-819.

[HATTALI ML, 2010] M.L., Hattali, Stéphane., Valette, Francois., Ropital, Nadir., Mesrati, Daniel., Tréheux, Calculation and experimental determinations of the residual stress distribution in alumina/Ni/alumina and alumina/Ni/nickel alloy systems. *Journal of Materials Science*. 2010, vol.45, pp. 4133-4140.

[HATTALI ML, 2012] M.L., Hattali, S., Valette, F., Ropital, N., Mesrati, D., Tréheux, Interfacial behavior on Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/HAYNES® 214TM joints fabricated by solid state bonding technique with Ni or Cu-Ni-Cu interlayers. *Journal of the European Ceramic Society*. August 2012 vol.32, n° 10, pp. 2253-2265.

[HAYNES J., 2003] Haynes, J., Karthikeyan, J., *Thermal Spray 2003: Advancing the Science & Applying the Technology*. Cold Spray Copper Application for Upper Stage Rocket Engine Design, 5-8 May 2003 .Orlando Florida USA. (Ed.) C. Moreau and B. Marple, Published by ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 2003, pp.79-83.

[HEIMANN R.B., 1996] Heimann, R.B., Applications of plasma-sprayed ceramic coatings. *Key Engineering Materials*. 1996, vols .122-124, pp. 399-442.

[HOFINGER I., 1998] Ines., Hofinger, Matthias., Oechsner, Hans-Achim., Bahr, & Michael V., Swain, modified four-point bending specimen for determining the interface fracture energy for thin, brittle layers. *International Journal of Fracture*. August 1998, vol.92, pp. 213-220.

[HOHLFELDER R.J., 1994] Hohlfelder, Robert., Vlassak, Joost J., Nix, William., Luo, Huihong., Chidsey, Christopher E.D., *Symposium B2 Thin films : stresses and mechanical properties V*. Blister test analysis methods. 1994 , Materials Research Society, vol. 356, pp. 356- 585.

[HOWES Jr., 1996] Howes, Charles Jr., An Overview of Thermal Spray Processes. *Journal Materials Technology Advanced Performance Materials*. 1996, vol.11, n° 5, pp. 188-191.

[HUSSAIN M.A., 1974] Hussain, M.A., Pu, S.L., Underwood, J., Strain energy release rate for a crack under combined mode I and mode II, In P.C Paris and G.R. Irwin (eds.), *Fracture Analysis*, ASTM STP 560, Philadelphia 1974.

[HUTCHINSON JW., 1987] J.W., Hutchinson, M.E., Mear, J.R., Rice, Crack paralleling an interface between dissimilar materials. *Journal of Applied Mechanics*, December. 1987, vol .54, n°4, pp. 828-832.

[HUTCHINSON JW., 1991] Hutchinson, J.W., Suo, Z., Mixed mode cracking in layered materials. *Advances In Applied Mechanics*.1991 , vol. 29, pp .63-191.

[HYUN 2003] Hyun-Ki., K, Suk Bong, K., Tungsten/copper composite deposits produced by a cold spray. *Scripta Materialia*. December 2003, vol.49, n°12, pp. 1169-1174.

[IRWIN, G. R. 1957] Irwin, G. R., Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *Journal of Applied Mechanics*.1957, vol. 24, pp. 361-364.

[IWAMOTO N., 1983] Iwamoto, N., Makino, Y., Umesaki, N., Endo, S., *ITSC '83. Thermal spraying 10. international thermal spraying conference*. The effect of pretreatments of metals on bond adhesion. 2-6 May 1983, Essen Germany, Deutscher Verl. fuer Schweisstechnik (DVS) Duesseldorf Germany1983 , vol. 14, pp.18-20.

[JIANG W., 2005] Wenping, Jiang., Rajeev, Nair., Pal, Molian., Functionally graded mold inserts by laser-based flexible fabrication : processing modeling, structural analysis, and performance evaluation. *Journal of Materials Processing Technology*. August 2005, vol.166, n°2, pp.286 - 293.

[KAMEDA J., 1987] Kameda, J., Ranjan, R., Nondestructive evaluation of steels using acoustic and magnetic Barkhausen Signals-I. Effect of carbide precipitation and hardness. *Acta Metallurgica*. July 1987, vol. 35, n° 7, pp. 1515-1526.

[KANNINEN M.F., 1973] Kanninen, M.F., An augmented double cantilever beam model for studying crack propagation and arrest. *International Journal of Fracture*. March 1973, vol. 9, pp. 83-92.

[KAWASAKI A., 1997] Kawasaki, Akira., Watanabe., Ryuzo, Concept and P/M fabrication of functionally gradient materials. *Ceramics International*. 1997, vol. 23, n°1, pp.73-83.

[KHOR K.A., 2003] Khor, K.A., Gu, Y.W., Quek, C.H., P., Cheang, Plasma spraying of functionally graded hydroxyapatite / Ti-6Al-4V coatings. *Surface and Coatings Technology*. May 2003, vol.168, n° 2-3, pp. 195-201.

[KOBAYASHI T., 2000] T., Kobayashi, Strength and fracture of aluminium alloys. *Materials Science and Engineering:A* . March 2000, vol. 280, n° 1, pp. 8-16.

[KOITER W. T., 1959] W. T., Koiter, An infinite row of collinear cracks in an infinite elastic sheet, *Archive of Applied Mechanics*. January 1959 , vol. 28, pp.168-172.

[KROEMMER W., 2003] W., Kroemmer, P., Heinrich, P., Richter, *Thermal Spray 2003 Advancing the Science and Applying the Technology*. Cold Spraying - Equipment and Application Trends, 5-8 May 2003, Orlando, Florida, USA, Edited by Basil R. Marple and Christian Moreau ASM International Materials Park, Ohio, USA ,2003.

[KURODA S., 1990] Kuroda, S., Fukushima, T., Kitahara, S., Generation mechanisms of residual-stresses in plasma-sprayed coatings. *Vacuum*. 1990, vol.41, n° 4-6, pp. 1297-1299.

[KURODA S., 1992] Kuroda, S., Fukushima, T., Kitahara, S., Significance of quenching stress in the cohesion and adhesion of thermally sprayed coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*. December 1992, vol.1, pp.325-332.

[KURODA S., 1995] Kuroda, S., Dendo, T., Kitahara, S., Quenching stress in plasma sprayed coatings and its correlation with the deposit microstructure. *Journal of Thermal Spray Technology*. March 1995, vol.4, pp. 75-84.

[LACOMBE R., 2005] Lacombe, Robert. Adhesion Measurement Methods-Theory and Practice 1<sup>st</sup> Edition, *Taylor & Francis, CRC Press*, San Diego, 21 November 2005, 456 pages. ISBN 9780429114168.

[LANGERON J.P., 1997] Langeron, J.P., *La Revue de Metallurgical Recherche & Technology*. Introduction aux phénomènes de l'adhérence, Mai 1997, Paris France. EDP Sciences vol. 94, n°5, pp. 609-616.

[LEGUILLON, D., 2000] Leguillon, D., C., Lacroix, et E., Martin, Interface debonding ahead of a primary crack. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. October 2000, vol.48, n° 10, pp. 2137-2161.

[LEGUILLON D., 2000\*] Dominique., Leguillon, Stéphanie., Bein, Michel., Dupeux & Joël., Frelat, *Revue Européenne des Éléments Finis* Mixité modale pour une fissure d'interface Application à l'essai brésilien, 2000 , vol.9, n° 1-3, pp. 263-276.

[LEGUILLON J., 2002] J., Laurencin, M., Dupeux, D., Leguillon, *Communication au Colloque de l'Ecole de Mécanique Mecamat Mécanismes et déformations dans les matériaux multi constituants*, Amorçage et propagation d'une fissure à l'interface d'un bi-matériau, 21-25 Janvier 2002 Aussois, France.

[LEMAITRE J., 1988] J., Lemaître, Jean-Louis., Chaboche, *Mécanique des matériaux solides*. Dunod . Paris : Bordas 2<sup>ème</sup> édition, 1988, 544 pages. ISBN 2040186182 9782040186180.

[LI J., 1997] Li, Jia., Zhang, X.B., Recho, N., Investigation of an Arbitrarily Oriented Crack Meeting an Interface Between Two Elastic Materials. *European Journal of Mechanics, A/Solids*. 1997, vol.16, n°5, pp.795-821.

[LI J., 2002] Li, Jia., Recho, Naman., *Méthodes asymptotiques en mécanique de la rupture*. Hermès - Lavoisier. Paris, 2002, 262 pages. ISBN 9782746203662.

[LI J., 2002\*] Li, Jia., *Modélisation et critères de rupture dans les milieux multi-matériaux, anisotropes et plastiques*, Habilitation à diriger des recherches, Discipline Mécanique de la rupture, Université Blaise Pascal Clermont II, 16 décembre 2002.

[LI S., 2006] Li, S., Thouless, M.D., Waas, A.M., Schroeder, J.A., Zavattieri, P.D., Mixed-mode cohesive zone models for fracture of an adhesively bonded polymer-matrix composite, *Engineering Fracture Mechanics*, January 2006, vol.73, n°1, pp. 64-78.

[LIAO H., 2003] Liao, H., Gammoudi, A., Costil, S., Coddet, C., *Thermal Spray 2003: Advancing the Science and Applying the Technology*. Influence of surface laser cleaning combined with substrate preheating on the splat Morphology. 5-8 May, 2003. Orlando, Florida, USA. Edited by Basil R. Marple and Christian Moreau Materials Park, OH : ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 2003, pp.883 - 888.

[LIECHTI K.M., 1992 ] Liechti, K.M., Chai, Y.S., Asymmetric shielding in interfacial fracture under in-plane shear. *Journal of Applied Mechanics*. Jun 1992, vol.59, n°2, pp. 295-304.

[LIMA C.R.C., 1999] Lima, C.R.C., da Exaltacao, Trevisan R., Temperature measurements and adhesion properties of plasma sprayed thermal barrier coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*. June 1999, vol .8, n° 2, pp. 323-327.

[LU J., 1989] Lu, J., Retraint, D., A review of recent developments and applications in the field of X-ray diffraction for residual stress studies. *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*. Mar 1998, vol.33, n°2, pp.127-136.

[LU L., 2011] Laiyu, Lu., Mathieu., Chekroun, Odile., Abraham, Valérie., Maupin, Géraldine., Villain, Mechanical properties estimation of functionally graded materials using surface waves recorded with à laser interferometer. *NDT&E International*. 2011,vol. 44, n° 2, pp. 169 - 177.

[LUCAS, L. D., 1984] Louis-Didier., Lucas, Tension superficielle. *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, CNRS Edition*, 10 juil. 1984, Référence M67 v1.

[MAHAMOOD R.M 2012] Rasheedat M., Mahamood, Esther., T, Akinlabi, Mukul., Shukla, and Sisa., Pityana, *Proceedings of the World Congress on Engineering 2012 WCE 2012*. Functionally Graded Material, An Overview July 4-6, 2012, London U.K. Editors: S. I. Ao and Len Gelman and David WL Hukins and Andrew Hunter and A. M. Korsunsky.vol.3, pp. 1593-1597.

[MARTIN R.H., 1999] Martin, R.H., Davidson, B.D., Mode II fracture toughness evaluation using four point bend, end notched flexure test, *Journal Plastics, Rubber and Composites Macromolecular Engineering* , 1999, vol. 28, n°8, pp. 401-406.

[MARUYAMA T., 2004] T., Maruyama, and T., Kobayashi, *Thermal Spray 2004: Advances in Technology and Application* . Influence of Substrate Surface Roughness on Adhesive Property of Sprayed Coating, *International Thermal Spray Conférence*, May 10-12, 2004 ,Osaka, Japan, ASM International, 2004, pp. 266-271.

[MC CUNE R.C., 1995] Mc Cune, R C., Papyrin, A N., Hall, J N., Riggs II, W L., and Zajchowski, P H., *Part Of Advances in thermal spray science and technology. Proceedings of the 8. National thermal spray conference 1995*. An exploration of the cold gas-dynamic spray method for several materials systems, 11-15 Sep 1995, Houston Texas United States. Editions. Berndt, C.C.; Sampath, Published 31-12-1995.

[MC CUNE R.C., 2003] Mc Cune, R.C., *Thermal Spray 2003 : Advancing the Science & Applying the Technology*, Potential applications of cold-spray technology in automotive manufacturing, 5-8 May 2003, Orlando Florida, USA. (Ed.) C. Moreau and B. Marple, Published by ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 2003, pp.63-70.

[MEASUREMENTS G 1988] Tech Note TN-503. *Measurement of Residual Stresses by the Hole-Drilling\* Strain Gage Method*. Revision : 01-Nov-2010 : Disponible sur <http://www.vishaypg.com/docs/11053/tn503.pdf>.

[MELLALI M., 1994] Mellali, Mohamed., Influence de la rugosité et de la température de surface du substrat sur l'adhérence et les contraintes résiduelles au sein de dépôts d'alumine projetés par plasma, Thèse de doctorat : Sciences des matériaux Université de Limoges. Faculté des sciences et techniques, 1994. 300 pages.

[MELLALI M., 1997] Mellali, M., Grimaud, A., Leger, A.C., Fauchais, P., Lu, J., Alumina grit blasting parameters for surface preparation in the plasma spraying operation. *Journal of Thermal Spray Technology*, June 1997, vol.6, pp. 217-227.

[MENNINGEN M., 1995] Menningen, M., Weiss, H., Application of fracture mechanics to the adhesion of metal coatings on CFRP. *Surface and Coatings Technology*. 1995 , vol.76-77, pp. 835-840.

[MESRATI N., 1997] N., Mesrati , H., AJhrourh, D., Nguyen, D., Treheux. Adhesion of ceramic coatings sprayed onto graphite. *Journal of Adhesion Science and Technology*.1997, vol.11, n°12, pp. 1549-1562.

[MESRATI N., 2000] N., Mesrati, H., Ajhrourh, Du., Nguyen, D., Treheux, Thermal spraying and adhesion of oxides onto graphite. *Journal Of Thermal Spray Technology*. Mars 2000, vol. 9, n°1, pp. 95-99.

[MITTAL K.L., 1977] Mittal, K.L., Adhesion Measurement of Thin Films , *Electrocomponent Science and Technology*, 1976, vol.3, pp. 21-42.

[MITUL B.M., 2004] Mitul, B.M., Suresh, K.S., Interfacial fracture toughness measurement for thin film interfaces. *Engineering Fracture Mechanics*. July 2004, vol .71, n° 9-10, pp.1219-1234.

[MERCIER JEAN P., 2002] Mercier, Jean P., Zambelli, Gerald., Kurz, Wilfried., *Traité des matériaux - vol.1 , Introduction à la science des matériaux . Presses Polytechniques et Universitaires Romandes (PPUR) 3<sup>ème</sup> édition, Lausanne Suisse, 1999, 520 pages. ISBN 2-88074-402-4.*

[MORKS M.F., 2002] M. F., Morks, Y., Tsunekawa, M., Okumiva, & M. A., Shoeib, Splat morphology and microstructure of plasma sprayed cast iron with different preheat substrate temperatures . *Journal of Thermal Spray Technology*. June 2002, vol.11, pp. 226-232.

[MOVCHAN B.A, 1969] Movchan, B A., Demchishin, A.V., Structure and properties of thick condensates of nickel, titanium, tungsten, aluminum oxides, and zirconium dioxide in vacuum. *Fiz. Metal. Metalloved.* Oct 1969, vol. 28, pp. 653-60.

[MÜLLER E., 2003] E., Müller, Č., Drašar., J., Schilz, W.A., Kaysser, Functionally graded materials for sensor and energy applications. *Materials Science & Engineering A* . 2003 , vol. 362, n° 1-2, pp. 17-39.

[NAIDICH Y. V., 1965] Naidich, Y.V., et Kolesnichenko, G.A., In surface phenomena in metallurgical processes. *édité par Belyaev, A.I.*, Consultants Bureau, New York. , 1965, pp 218.

[NAIDICH Y. V., 1981] Naidich, Y.V., In progress in surface and membrane science. 1981.vol 14 *Edité par Cadenhead D. A. et Danielli, J. F.*, Academic Press, New York, pp.353.

[NIINO M., 1988] Niino, Masayuki., Suzuki, Akio., Hirai, Toshio., Watanabe, Ryuzo., Hirano, Tohru., Kuroishi, Nobuhito., Method of producing a functionally gradient material. *United States Patent 4751099*. Publication Date 14/06/1988.

[O'DOWD N.P., 1989] N. P., O'dowd, M. G., Stou, &C.F., Shih , Fracture toughness of alumina-niobium interfaces: Experiments and analyses, *Philosophical Magazine A*, 1992, vol.66, n°6, pp. 1037-1064.

[ORTIZ M., 1999] M., Ortiz, Microcrack coalescence and macroscopic crack growth initiation in brittle solids. *International Journal of Solids and Structures*. 1988, vol. 24, pp. 231-250.

[PAN. S. 2004] Pan, Sovanna. *Moteurs thermiques*. ITC/GIM. 2005, 106 pages.

[PAPYRIN, A., 2002] Anatoli., Papyrin, *Cold spray: New horizons in surfacing technology*, Origins and new developments of the cold spray process, 9-10 septembre 2002, Albuquerque USA. ASM International, 2002.

[PAPYRIN, A., 2007] Anatoli., Papyrin, Vladimir., Kosarev, Sergey., Klinkov, Anatolii., Alkimov ,Vasily., Fomin., Current status of the cold spray process. *Cold Spray Technology* 2007, pp. 248-323.

[PARDOS F., 2013] Françoise., Pardos, Polyméthacrylate de méthyle (PMMA) - Aspects économiques. *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, CNRS Edition*. 2013, Référence AM3350 v2.

[PATRU J., 2005] Patru, Julien., Modélisation du développement des contraintes résiduelles au sein de dépôts plasma de zircone et d'acier Thèse de doctorat : Matériaux Céramiques et Traitements de Surface : Université de Limoges Ecole Faculté des Sciences et techniques 2005. 235 pages.

[PAULING L., 1960] Pauling, Linus., The Nature of the Chemical Bond and the Structure of Molecules and Crystals: An Introduction to Modern Structural Chemistry , *Cornell University Press*, 3<sup>ème</sup> ed.,New York , 1960, 644 pages. ISBN 0801403332, 9780801403330.

[PAWEL, J.E., 1989] J.E., Pawel, C.J., McHargue, Testing of adhesion of thin films to substrates, *Journal of Adhesion Science and Technology* . 1988, vol.2, n°1, pp.369-383.

[PAWLOWSKI L., 2003] Pawlowski, Lech., Dépôts physiques Techniques, microstructures et propriétés. *Presses Polytechniques Et Universitaires Romandes. Lausanne, Suisse, 2003, 305 pages. ISBN 9782880745295.*

[PETOT C., 1995] Petot, C., Ducos, M., Petot-Ervas, G., Thermal spray spinel coatings on steel substrates: influence of the substrate composition and temperature. *Journal of the European Ceramic Society*. 1995, vol.15, n° 7, pp. 637-642.

[PLAUT 2000] Plaut, Aubry., Mesures de Contraintes Résiduelles par Interférométrie de Speckle. Mémoire d'ingénieur en Instrumentation/Mesure - Option Contrôle industriel Conservatoire National des Arts et Métiers de Paris, 2000.

[POMPE W., 2003] Pompe, W., Worch, H., Epple, M., Friess, W., Gelinsky, M., Greil, P., Hempel, U., Scharnweber, D., Schulte, K., Functionally graded. materials for biomedical applications. *Materials Science and Engineering : A*, December 2003, vol. 362, n° 1-2, pp. 40-60.

[PROMBUT P., 2007] Pongtorn, Prombut., Caractérisation de la propagation de délaminage des stratifiés composites multidirectionnels Thèse de Doctorat : Génie mécanique : Toulouse 3, 2007. 318 pages.

[PRONER A.,1999] Proner, Alain., Revêtements par projection thermique. *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, CNRS Edition, 1999, Référence M 1645 : pp 1-20.*

[QIAN X., 2003a] Qian, X., Dutta, D., Design of heterogeneous turbine blade. *Computer-Aided Design*.2003, vol. 35, pp. 319-329.

[RANJBAR M., 2012] Ranjbar-Far, M., Absi, J., Mariaux, G., Finite element modeling of the different failure mechanisms of a plasma sprayed thermal barrier coatings system. *Journal of Thermal Spray Technology* . 2012, vol.21, n° 6, pp.1234-1244.

[RICE, J., 1965] Rice, J. R., Sih, G. C., Plane problems of cracks in dissimilar media materials . *Journal of Applied Mechanics*. 1965, vol. 32, pp. 418-423.

[RICE, J.R., 1968] Rice, J.R., A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *Journal of Applied Mechanics*. Jun 1968, vol. 35, n° 2, pp. 379-386.

[RICE J., 1988] Rice, J.R., Elastic fracture mechanics concepts for interfacial cracks. *Journal of Applied Mechanics*. March 1988, vol.55, pp.98 -103.

[RICE J., 1990] Rice, J.R., Suo, Z., Wang, J-S., *Metal-Ceramic Interfaces Acta-Scripta Metallurgica Proceedings Series volume 4 an international workshop*. Mechanics and thermodynamics of brittle interfacial failure in bimaterial systems, 16-18 january 1989 , Santa barbara california Usa. eds. M. Rühle, A. G. Evans, M. F. Ashby and J.P. Hirth., vol.4, Pergamon Press, 1990, pp. 269-294.

[RICHARDS BT., 2016] Bradley, T.Richards., Stephen., Sehr, Foucault de Franqueville, Matthew R.,Begley, Haydn, N.G Wadley., Fracture mechanisms of ytterbium monosilicate environmental barrier coatings during cyclic thermal exposure . *Acta Materialia*. January 2016, vol.103, pp. 448-460.

[RICHARD C.S., 1996] Richard, C.S., Beranger, G., Lu, J., Flavenot, J.F., The influences of heat treatments and interdiffusion on the adhesion of plasma-sprayed NiCrAlY coatings. *Surface and Coatings Technology*. July 1996. vol.82, n° 1-2, pp. 99-109.

[RICHARD C.S., 1996\*] C.S., Richard, G., Béranger, J., Lu, J.F., Flavenot, T., Grégoire, Four-point bending tests of thermally produced WC-Co coatings. *Surface and coatings Technology*. January 1996, vol.78, n°1-3, pp. 284-294.

[ROBERT C., 1998] Robert, C., Vardelle, A., Wang, G-X., Jiang, X., Sampath, S., *15<sup>th</sup> International thermal spray conference and exhibition ITSC, Vol.1*. Microstructure development during plasma spraying of molybdenum Part I : Spalt solidification, 25-29 May 1998, Nice France. Edited by christian coddet ASM International, pp .729 -734.

[ROSE F., 1986] L. R. F., Rose, Microcrack interaction with a main crack. *International Journal of Fracture*. July 1986, vol. 31, pp. 233-242.

[SADKI A, 2016] Sadki, A., Hattali, M.L., Bradai, M.A., Younes, R., Mesrati, N., Characterization and modeling of the mechanical behavior of aeronautical alloy based composite. *Universal Journal of Chemistry* . 2016, vol.4, n°1, pp.10-19.

[SCHMAUDER S., 1992] Schmauder, S., Meyer, M., Correlation between Dundurs' parameters and elastic constants . *Journal Zeitschrift fuer Metallkunde*. Jul 1992, Germany, vol.83, n° 7, pp.524-527.

[SCHOOPM.U.,1917] Schoop, M U., Günther ,Hanns., Das schoopsche metallspritzverfahren seine entwicklung und anwendung; nebst einem überblick über seine Stellung zu den übrigen metallisierungsmethoden und einem abriß seiner patentgeschichte , *Stuttgart Franck* , Germany, 1917, 263 pages, Numéro OCLC: 65506157.

[SCHUECKER C., 2000] Schuecker, C., Davidson, B.D., Evaluation of the accuracy of the four-point bend end-notched flexure test for mode II delamination toughness determination. *Composites Science and Technology*, Aug 2000 , vol.60, n° 11, pp. 2137-2146.

[SHIH C.F., 1981] Shih, C.F., Relationships between the  $J$ -integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. August 1981, vol. 29, n° 4, pp. 305-326.

[SHIN S.Y., 2002] Shin, S.Y., Ko, M.W., Cho, D.C., Lee, C.H., Shin, K.S., Park, K., Microstructure and mechanical properties of Al 6061 joints diffusion brazed using Cu interlayer, *Journal of Materials Science Letters*. June 2002 , vol.21, pp. 903-906.

[SIEGMANN S., 1999] Siegmann, S., Brown, C.A., UTSC 99 2<sup>nd</sup> *United thermal spray conference & exposition*. Surface texture correlations with tensile adhesive strength of thermally sprayed coatings using area-scale fractal analysis, 17-19 march 1999, Dusseldorf Editor. E. Lugscheider, ASM 1999, pp. 355-360.

[SIEGMANN ST., 2005] Siegmann, ST., Dvorak, M., Grützner, H., Nassenstein, K., Walte,R A., *International Thermal Spray Conference 2005 (ITSC 2005) : Explore its surfacing potential!*. Shear Testing for Characterizing the Adhesive and Cohesive Coating Strength without the Need of Adhesives, 2- 4 May 2005 held in Basel, Switzerland. Editor Dusseldorf : DVS, 2005, pp. 823-829.

[SIH G.C., 1974] Sih, G.C., Strain-energy-density factor applied to mixed mode crack problems. *International Journal of Fracture*, 1974, vol.10, pp. 305-321.

[SILVERI E., 2003] A., Silver, Chassaing, E., Goryachev, S.B., Problèmes de mesure d'adhérence de revêtement métallique sur substrat métallique. *Journal de Physique IV*, France mars 2003, vol.106, pp.131-140.

[SILVÉRIO F., 2000] Silvério., Ferreira da Silva Júnior, T., Mansur, E., Palma, *15<sup>th</sup> World Conference on Non-Destructive Testing (WCNDT 2000)*. Determining residual stresses in ferromagnetic materials by Barkhausen noise measurement, Conference held 15-21 October 2000, in Rome, Italy. Editor Brescia : AIPnD, ©2000.

[SIPAHI L.B., 1994] Sipahi, L.B., Overview of applications of micromagnetic Barkhausen emissions as noninvasive material characterization technique. *Journal of Applied Physics*. 1994, vol.75, n° 10, pp. 6978-6980.

[SOBOLEV V.V., 1997] Sobolev, V.V., Guilemany, J.M., Nutting, J., et J.R., Miquel, Development of substrate-coating adhesion in thermal spraying, *International Materials Reviews* , 1997, vol.42, n° 3, pp. 117-136.

[STINTON D.P.1991] T. M., Besmann, B. W., Sheldon, R. A., Lowden , D. P., Stinton, Vapor-phase fabrication and properties of continuous-filament ceramic composites. *Science*, 1991, vol. 253, n° 5024 , pp.1104 -1109.

[STOLTENHOFF T., 2002] Stoltenhoff, T., Kreye, H., Richter H.J., An analysis of the cold spray process and its coatings, *Journal of Thermal Spray Technology*, December 2002 , vol.11, pp. 542-550.

[STONE G.G., 1909] Stoney, G.G., The tension of metallic films deposited by electrolysis , *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, May 1909, vol .82, n° 553, pp.172-175.

[STÖVER D., 2003] D., Stöver, G., Pracht, H., Lehmann, M., Dietrich, J.-E., Döring, and R, Vaßen, *Thermal Spray 2003 : advancing the science and applying the technology* .New Material Concepts for the Next Generation of Plasma-Sprayed Thermal Barrier Coatings, 5-8 May, 2003, Orlando Florida USA. Editors C. Moreau and B Marple, Published by ASM international, Materials Park, Ohio, USA, 2003, pp. 1455-1462.

[SUO Z., 1989] Suo, Z., Hutchinson, J.W., Sandwich test specimens for measuring interface crack toughness . *Materials Science and Engineering : A*. January 1989, vol.107, pp. 135-143.

[SUO ZG., 1990] Suo, Z., Hutchinson, J.W., Interface crack between two elastic layers. *International Journal of Fracture*, May 1990, vol .43, pp. 1-18.

[TANG S., 2002] Tang, S., Zehnder, A.T., Nickel-alumina interfacial fracture toughness using the thick foil technique. *Engineering Fracture Mechanics*. April 2002, vol.69, n° 6, pp. 701-715.

[TBA 1066-2005] Influence des conditions de fabrication - Traitements d'amélioration L'aluminium. *Sciences et Techniques de l'Ingénieur, CNRS Edition*. 2005, Référence TBA1066.

- [THÉRY P.-Y., 2007] Théry, P.-Y., Poulain, M., Dupeux, M., Braccini, M., Adhesion energy of a YPSZ EB-PVD layer in two thermal barrier coating systems. *Surface and Coatings Technology*. December 2007, vol. 202, n° 4-7, pp. 648-652.
- [THORNTON J.A. 1977] Thornton, J.A., High rate thick film growth, *Annual Review of Materials Science*, 1977, vol. 7, pp. 239-260.
- [THURN G., 2000] G., Thurn, G.A., Schneider, H.A., Bahr, F., Aldinger, Toughness anisotropy and damage behavior of plasma sprayed ZrO<sub>2</sub> thermal barrier coatings . *Surface and Coatings Technology*. 2000, vol.123, n° 2-3, pp. 147-158.
- [TIPPUR H.V., 1993] Hareesh, V., Tippur, and Sreeganesh, Ramaswamy., Measurement of mixed-mode fracture parameters near cracks in homogeneous and bimaterial beams. *International Journal of Fracture*. 1993, vol.61 , pp. 247-265.
- [TRELOAR L.R.G., 2008] Treloar, L.R.G., The physics of rubber elasticity oxford classic texts in the physical sciences. *third edition Oxford University Press*, USA, 1975, 322 pages. ISBN : 0191523305, 9780191523304.
- [TSUI Y.C., 1998] Y.C., Tsui, C., Doyle, T.W., Clyne, Plasma sprayed hydroxyapatite coatings on titanium substrates Part 1: Mechanical properties and residual stress levels. *Biomaterials*. November 1998, vol.19, n° 22, pp. 2015-2029.
- [VANDELLOS T., 2011] Vandellos, Thomas., Développement d'une stratégie de modélisation du délaminage dans les structures composites stratifiées Thèse de doctorat : Mécanique et ingénierie : Université de Bordeaux 1, 2011. 216 pages.
- [VAN STEENKISTE T.H., 1999] Van Steenkiste, T.H., Smith, J.R., Teets, R.E., et al. Kinetic spray coatings. *Surface and Coatings Technology*. January 1999, vol. 111, n° 1-10, pp. 62-71.
- [VARDELLE A., 2000] Vardelle, A., Moreau, C., Fauchais, P., The dynamics of deposit formation in thermal-spray Processes . *Thermal spray coatings* . Juillet 2000, vol .25, n° 7, pp. 32-37.
- [VELJKOVIC J.M., 2003] Jelena, M., Veljković, Ružica., R., Nikolić. Application of the interface Crack Concept to problem of a crack between a thin layer And a substrate, *Facta Universitatis Series: Mechanics, Automatic Control and Robotics* . 2003, vol.3, n°13, pp. 573 - 581.
- [VERDIER M., 2001] G., Montavon, S., Costil, and C., Coddet, *Proceeding of the ITSC conference, Thermal Spray 2001 : New Surfaces for a New Millennium*. On the Adhesion Mechanisms of Thermal Spray Deposits Manufactured While Implementing the Protal®, 28-

30 May 2001, Singapore. Éditeur : Materials Park, OH : ASM International, ©2001. pp. 553-560.

[VOLINSKI A.A., 2002] Volinski, A.A., Moody, N.R., Gerberich, W.W., Interfacial toughness measurements for thin films on substrates. *Acta Materialia* . Feb 2002 , vol.50, n°3, pp. 441-466.

[WANG J.S., 1990] Wang, J.S., Suo, Z., Experimental determination of interfacial toughness curves using Brazil-nut-sandwiches. *Acta Metallurgica et Materialia*. July 1990, vol. 38, n° 7, pp. 1279-1290.

[WATARI F., 1997] Watari, F., Yokoyama, A., Saso, F., Uo, M., Kawasaki, T., Fabrication and properties of functionally graded dental implant. *Composites Part B: Engineering*. 1997, vol. 28, n° 1-2, pp. 5-11.

[WATARI F., 2004] Watari, F., Yokoyama, A., Omori, M., Hirai, T., Kondo, H., Uo, M., Kawasaki, T., Biocompatibility of materials and development to functionally graded implant for bio-medical application. *Composites Science and Technology*. May 2004, vol.64, n° 6, pp .893-908.

[WEISS H., 1995] Weiss, H., Adhesion of advanced overlay coatings: mechanisms and quantitative assessment, *Surface and Coatings Technology*, March 1995, vol.71, n° 2, pp. 201-207.

[WINTERTON R. H. S. 1981] Winterton, R. H. S., Thermal Design of Nuclear Reactors *1<sup>st</sup> Edition*. Elsevier, University of Birmingham, England.1981, 202 pages .ISBN: 9781483145242.

[WU C., 2016] Chenglin, Wu., Shravan., Gowrishankar, Rui, Huang., & Kenneth, M., Liechti, On determining mixed-mode traction-separation relations for interfaces. *International Journal of Fracture* . June 2016, vol.202, pp.1-19.

[WU D.J., 2011] Wu, D.J., Mao, W.G., Zhou, Y.C., Lu, C., Digital image correlation approach to cracking and decohesion in a brittle coating/ductile substrate system. *Applied Surface Science*. May 2011, vol. 257, n° 14, pp. 6040-6043.

[YADROITSEV I., 2007] Yadroitsev, I., Bertrand, Ph., Laget, B., Smurov, I., Application of laser assisted technologies for fabrication of functionally graded coatings and objects for the international thermonuclear experimental reactor components. *Journal of Nuclear Materials*. May 2007, vol.362, n° 2-3, pp.189-196.

[YAMAZAKI Y., 2006] Yamazaki, Y., Schmidt, A., Scholz, A., The determination of the delamination resistance in thermal barrier coating system by four point bending tests . *Surface and coatings Technology*. October 2006, vol .201, n°3-4, pp. 744-754.

[YANG W., 2015] Wen., Yang, Vincent., R., Sherman, Bernd., Gludovatz, Eric., Schaible, Polite., Stewart, Robert O., Ritchie, & Marc A., Meyers, *Nature Communications* 2015, On the tear resistance of skin. vol.6 ,article n° 6649.

[YAO Q., 1999] Qizhou., Yao, Jianmin., Qu, Jiali., Wu, C.P., Wong, *49<sup>th</sup> Electronic Components and Technology Conference*. Quantitative characterization of underfill/substrate interfacial toughness enhancement by silane additives, 1-4 June 1999, San Diego, CA, USA, Publisher : IEEE, pp. 1079-1082.

[YE M., 1998] M, YE., J.L. Delplancke, G., Berton, L., Segers, R., Winand, characterization and adhesion strength study of Zn coatings electrodeposited on steel substrates. *Surface and Coatings Technology*.1998 , vol. 105, n°1-2, pp. 184-188.

[YUUKI R., 1994] Ryoji, Yuuki., Jin-Qiao., Liu, Jin-Quan., Xu,Toshiaki.,Ohira, Tomoyoshi., Ono,Tomoyoshi., .Mixed mode fracture criteria for an interface crack. *Engineering Fracture Mechanics*. February 1994, vol.47, n° 3, pp. 367-377.

[ZAAT J., 1983] Zaat, J.H., A quarter of a century of plasma spraying. *Annual review of materials science*. 1983, vol.13, pp. 9-42.

[ZANDER J., 2009] J., Zander, R., Sandström., Modelling technological properties of commercial wrought aluminium alloys. *Materials and Design*. October 2009, vol. 30, n° 9, pp. 3752-3759.

[ZEBAR M.E.M., 2020] M. E. M., Zebar, M.L., Hattali, N., Mesrati, Interfacial fracture toughness measurement in both steady state and transient regimes using four-point bending test. *International Journal of Fracture*. February 2020, vol.222, pp.123-135.

[ZENG Z., 2006] Zeng, Z., Sakoda, N., Tajiri, T ., Corrosion behavior of wire-arc-sprayed stainless steel coating on mild steel. *Journal of Thermal Spray Technology*. September 2006 , vol.15, pp. 431- 437.

[ZHE M., 2012] Zhe, M., Dezellus, O., Parry, G., Braccini, M.,Viala, J.C., Modified 4-Point bending test for adhesion measurement at the interface of iron coated with aluminum casting alloy, *Journal of Adhesion Science and Technology*. 2012, vol. 26, n° 1-3, pp. 1-17.

[ZHONG W.X., 1995] Zhong, W.X., A new systematical methodology in elasticity theory (en chinois), *Dalian Science & Technology University Press, Cambridge*, 1995.

[ZHOU Y.C., 2002] Zhou, Y.C., Tonomori, T., Yoshida, A., Liu, L., Bignall, G., Hashida, T., Fracture characteristics of thermal barrier coatings after tensile and bending tests. *Surface & Coatings Technology*, 2002, vol.157, n° 2-3, pp.118-127.

[ZILE E., 2005] Zile, E., Tamuzs, V., Mode II delamination of a unidirectional carbon fiber/epoxy composite in four point bend end-notched flexure tests. *Mechanics of Composite Materials*. September 2005, vol. 41, pp.383-390.