

UNIVERSITE DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES DE LILLE

THESE

Présentée par

Guo LIU

Pour l'obtention du

TITRE DE DOCTEUR EN MECANIQUE

**Modélisation de l'essai d'indentation interfaciale en vue de
caractériser l'adhérence de revêtements projetés
thermiquement**

Soutenue le : 21/09/2005

devant le jury d'examen composé de:

Président	Professeur Lech PAWLOWSKI, Ecole Nationale Supérieure de Chimie de Lille
Rapporteurs	Professeur Mariana STAIA, Université Centrale de Caracas, Venezuela Professeur Jian LU, Université de Technologies de Troyes
Directeur	Professeur Jacky LESAGE, Université de Lille 1
Co-directrice	Professeur Claude ROBIN, Ecole des Mines de Douai
Examineurs	Professeur Huiji SHI, Université de Tsinghua, Chine Docteur Anne MOUFTIEZ, Ecole des Mines de Douai

献给爱妻珣

献给父母与弟兄

Remerciements

Cette thèse a été effectuée au sein du département Mécanique et Comportement des Matériaux (MCM) de l'Ecole des Mines de Douai. Je tiens à exprimer mes vifs remerciements à Mademoiselle C. ROBIN pour son accueil au sein du département.

Je tiens à remercier les directeurs de cette thèse, Monsieur J. LESAGE, Mademoiselle C. ROBIN et Monsieur H-J. SHI, pour m'avoir donné la chance de faire cette thèse, pour la confiance qu'ils m'ont accordée, pour leur soutien constant, leur aide tout au long de cette recherche.

Je tiens à remercier Madame M. STAIA, Professeur de l'Université centrale du Venezuela, et Monsieur J. LU, Professeur de l'Université Technologique de Troyes, qui ont accepté d'examiner et de juger ce travail.

Je remercie Monsieur L. PAWLOWSKI, Professeur à l'Ecole Nationale Supérieure de Chimie, qui m'a fait l'honneur de participer au jury d'examen et de l'avoir présidé.

Je tiens à exprimer mes plus sincères remerciements à mon encadrant de thèse, Madame A. MOUFTIEZ, enseignant chercheur à l'Ecole des Mines de Douai, pour ses compétences et sa gentillesse et pour le précieux temps qu'elle a consacré à la rédaction. Ses conseils ont largement contribué à la réalisation et à l'aboutissement de ce travail.

J'exprime ma plus profonde gratitude à Monsieur P. FLAHAUT, enseignant chercheur à l'Ecole des Mines de Douai, pour tout le soutien, les encouragements et les conseils précieux qu'il m'a donnés.

Mes remerciements s'adressent également à Monsieur S. PANIER, enseignant chercheur à l'Ecole des Mines de Douai, pour sa gentillesse et ses conseils durant ces trois années. Il m'a beaucoup aidé dans la simulation numérique et la rédaction.

Je tiens à remercier mon ami L. VANDEVOORDE, doctorant à l'Ecole des Mines de Douai, pour son soutien et tous les moments agréables que l'on a passés ensemble.

Je tiens à remercier Madame (ZHANG) WEI Hong, enseignante à l'Ecole des Mines de Douai, et son époux Monsieur ZHANG, qui m'ont aidé énormément à comprendre la civilisation française et ont contribué à mon intégration dans la vie quotidienne.

Je tiens à remercier mon ami Agostino SCAFETTA, chef cuisinier à la faculté de droit de Douai, pour son soutien constant durant ces trois ans.

J'adresse mes remerciements à tout le personnel du département MCM de l'école des Mines de Douai.

Je voudrais aussi adresser ma gratitude à Zentech International Ltd., pour la licence universitaire du logiciel ZENCRACK.

Finalement, je remercie ma famille, mon épouse pour leur soutien constant et leur patience, qu'ils ont manifestés au cours de mon séjour en France.

Sommaire

INTRODUCTION.....	1
PARTIE A : BIBLIOGRAPHIE	3
CHAPITRE I : PROJECTION THERMIQUE.....	5
1 INTRODUCTION.....	5
2 PRINCIPE ET APPLICATIONS	5
3 LES DIFFERENTES TECHNIQUES DE PROJECTION.....	7
3.1 <i>Projection à l'arc électrique</i>	7
3.2 <i>Projection par flamme</i>	8
3.3 <i>Projection plasma</i>	9
4 FORMATION ET STRUCTURE DES DEPOTS.....	11
5 CONTRAINTES RESIDUELLES.....	12
5.1 <i>Origine des contraintes résiduelles</i>	13
5.2 <i>Détermination des contraintes résiduelles</i>	14
5.2.1 Méthodes destructives	14
5.2.2 Méthodes non-destructives	15
5.2.3 Profils de contraintes résiduelles	16
6 CONCLUSIONS	17
CHAPITRE II : ADHERENCE	18
1 INTRODUCTION	18
2 MECANIQUE DE LA RUPTURE.....	19
2.1 <i>Energie de rupture</i>	20
2.2 <i>Modes de fissuration</i>	21
2.3 <i>Critères de propagation brutale des fissures - Ténacité des matériaux</i>	23
2.4 <i>Hypothèses non linéaire et élasto-plastique pour le comportement à la rupture</i>	25
2.5 <i>Mécanique de la rupture interfaciale</i>	28
3 MESURES DE L'ADHERENCE D'UN REVETEMENT SUR UN SUBSTRAT	31
3.1 <i>Essai de traction sur pion collé</i> :.....	32
3.2 <i>Essai "Sandwich"</i>	33
4 TECHNIQUES D'INDENTATION APPLIQUEES A LA DETERMINATION DES PROPRIETES MECANIQUES DES REVETEMENTS.....	36
4.1 <i>Introduction</i>	36
4.2 <i>Détermination de la ténacité d'un matériau massif par indentation</i>	38
4.3 <i>Détermination de la ténacité interfaciale par indentation normale</i>	41
4.4 <i>Détermination de la ténacité interfaciale par indentation parallèle</i>	43
4.5 <i>Détermination de la ténacité interfaciale par indentation interfaciale</i>	43
4.5.1 Définition de la charge critique.....	44
4.5.2 Définition de la ténacité apparente d'interface	46
4.5.3 Principaux résultats obtenus par cette méthode, tendances et paramètres influents	47
5 LES MODELES NUMERIQUES DE SIMULATION DE L'INDENTATION	51
5.1 <i>Introduction</i>	51
5.2 <i>Modélisation de l'indentation normale</i>	52
5.3 <i>Modélisation de l'indentation parallèle</i>	55
6 CONCLUSIONS	59

PARTIE B : MATERIAUX, DONNEES EXPERIMENTALES ET TECHNIQUES UTILISEES	61
CHAPITRE III : DONNEES EXPERIMENTALES NECESSAIRES A LA MODELISATION NUMERIQUE.....	63
1 RESULTATS DES ESSAIS D'INDENTATION INTERFACIALE	65
1.1 Essais d'indentation interfaciale avec indenteur Vickers sur échantillons recuits [LES2002].....	65
1.2 Essai d'indentation interfaciale sur revêtement Alumine et Bronze d'Aluminium projetés par plasma sous air	67
2 FORME DE LA FISSURE INTERFACIALE	69
3 DETERMINATION DES PROFILS DE CONTRAINTES RESIDUELLES	74
3.1 Méthode du perçage incrémental	74
3.2 Profils obtenus sur des revêtements de bronze d'aluminium déposés par projection thermique plasma sous air	79
4 CONCLUSIONS	81
CHAPITRE IV : CHOIX DU MODELE NUMERIQUE UTILISE POUR SIMULER L'ESSAI D'INDENTATION INTERFACIALE.....	82
1 INTRODUCTION.....	82
2 DESCRIPTION DU MODELE : HYPOTHESES ET PRE-CONDITIONS	83
2.1 Géométrie et conditions aux limites.....	83
2.2 Chargement et lois de comportement	84
2.3 Détermination des paramètres de rupture de la fissure K et G	86
3 MODELE NUMERIQUE UTILISE POUR L'ESSAI D'INDENTATION INTERFACIALE.....	88
3.1 Réalisation des modèles	88
3.2 Influence du maillage de la base sur les résultats numériques.....	90
3.3 Influence du maillage du bloc-fissure sur les résultats numériques.....	93
3.4 Validation de l'extraction des facteurs d'intensité des contraintes du modèle ZENCRACK&ABAQUS	95
3.5 Modèle de zone cohésive	97
3.5.1 Introduction.....	97
3.5.2 Loi de comportement de l'élément cohésif utilisé	98
3.5.3 Initiation de l'endommagement	100
3.5.4 Evolution de l'endommagement	101
3.5.5 Modèle numérique	102
4 CONCLUSIONS	104
PARTIE C : RESULTATS NUMERIQUES	105
CHAPITRE V : ANALYSE DE L'ETAT DE LA FISSURE SOUS CHARGEMENT D'INDENTATION	107
1 RESULTATS DU MODELE D'ELEMENTS FINIS "CLASSIQUE"	107
1.1 Analyse élastique linéaire : distributions des facteurs d'intensité des contraintes sur le front d'une fissure interfaciale.....	107
1.2 Influence de la déformation plastique.....	111
2. RESULTATS DU MODELE DE ZONE COHESIVE	114
2.1 Analyse élastique linéaire	114
2.2 Analyse élasto-plastique.....	117
3 CONCLUSIONS	119

CHAPITRE VI : ACTION DE DIFFERENTS PARAMETRES SUR L'ESSAI D'INDENTATION INTERFACIALE.....	120
1 INTRODUCTION.....	120
2 INFLUENCE DE L'ÉPAISSEUR DU REVETEMENT SUR LES RESULTATS NUMERIQUES	120
3 EVALUATION DE L'INFLUENCE DES CONTRAINTES RESIDUELLES SUR LES RESULTATS NUMERIQUES	123
4 INFLUENCE DE LA FORME DE LA FISSURE SUR LES RESULTATS NUMERIQUES	129
5 INDENTATION INTERFACIALE AVEC L'INDENTEUR KNOOP	130
6 DIRECTION DE PROPAGATION DE LA FISSURE INTERFACIALE	132
7 CONCLUSIONS	134
CHAPITRE VII : PROPAGATION DE LA FISSURE - CALCUL DE LA TENACITE INTERFACIALE	135
1 MECANISMES DE RUPTURE ET PROPAGATION DU FRONT DE FISSURE.....	135
1.1 Hypothèse retenue pour la propagation de fissure.....	135
1.2 Vérification de l'hypothèse émise pour la propagation de fissure par la méthode d'éléments finis traditionnelle.....	137
2 MODELISATION DE LA PROPAGATION DE LA FISSURE DANS L'ESSAI D'INDENTATION INTERFACIALE VICKERS.....	140
3 CONCLUSIONS	145
CONCLUSION GENERALE.....	147
ANNEXE 1 DETERMINATION DES CONTRAINTES RESIDUELLES PAR LA METHODE DU PERÇAGE INCREMENTAL	151
ANNEXE 2 PRESENTATION DU CODE ZENCRACK.....	153
1 INTRODUCTION.....	153
2 TECHNIQUE DU BLOC-FISSURE.....	154
2.1 Définition du bloc-fissure.....	154
2.2 Réalisation d'un maillage fissuré.....	156
2.3 Fichier d'entrée	160
2.3.1 Analyse stationnaire d'une fissure	160
2.3.2 Propagation de fissure	161
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	163

Notations

a	Longueur de fissure interfaciale depuis le centre de l'empreinte d'indentation,
a_c	Longueur de fissure interfaciale sous charge critique dans l'essai d'indentation interfaciale,
α	Position d'un point le long du front de fissure interfaciale,
d	Demi-diagonale de l'empreinte d'essai d'indentation,
D_x	Variation en pourcentage du taux de restitution d'énergie,
E	Module d'Young,
G	Taux de restitution d'énergie,
G_c	Taux de restitution d'énergie critique,
h	Epaisseur du revêtement,
H	Dureté du matériau,
J	Intégrale de contour,
k	Rapport du grand axe et petit axe d'une fissure interfaciale,
K_I	Facteur d'intensité de contrainte en mode I pour une fissure dans un matériau massif,
K_{II}	Facteur d'intensité de contrainte en mode II pour une fissure dans un matériau massif,
K_{III}	Facteur d'intensité de contrainte en mode III pour une fissure dans un matériau massif,
K_{IC}	Ténacité du matériau,
$K1$	Facteur d'intensité de contrainte en mode I pour une interface,
$K2$	Facteur d'intensité de contrainte en mode II pour une interface,
$K1_C$	Ténacité interfaciale en mode I,
P	Charge appliquée dans l'essai d'indentation interfaciale,
P_c	Charge critique dans l'essai d'indentation interfaciale,
μ	Module de cisaillement,
ν	Coefficient de Poisson,
U	Déplacement sur le front de fissure interfaciale en direction d'ouverture,
V	Déplacement sur le front de fissure interfaciale en direction de cisaillement plan,
W	Déplacement sur le front de fissure interfaciale en direction de cisaillement anti-plan,
σ	Contrainte,
ψ	Première mixité de mode (contribution relative des modes I et II),
ϕ	Deuxième mixité de mode (contribution du mode III),

Introduction

Les revêtements obtenus par projection thermique sont utilisés afin de satisfaire des exigences industrielles de plus en plus sévères, dans des domaines d'application de plus en plus étendus. Le plus souvent utilisés à l'origine comme barrières thermiques, les revêtements sont maintenant utilisés pour assurer des fonctionnalités de surface à des substrats de faible coût et/ou de faible poids volumique ou encore pour permettre une bio-compatibilité avec les tissus humains. En dehors de leur coût de mise en œuvre, de leur inapplicabilité aux surfaces de forme complexe, les revêtements voient leurs performances limitées lorsque le chargement mécanique en service est tel que des contraintes de cisaillement au voisinage de l'interface revêtement/substrat sont suffisantes pour produire des décohésions locales entre substrat et revêtement. Les industriels cherchent donc à augmenter l'adhérence revêtement substrat pour éviter l'apparition de ce type de défaillance. Pour cela, ils ont besoin de méthodes fiables pour la caractériser et la quantifier.

De nombreuses méthodes ont été proposées afin de mesurer l'adhérence d'un revêtement sur son substrat. Cependant, la plupart de ces méthodes sont compliquées, délicates à réaliser ou interpréter. L'essai d'indentation interfaciale et sa méthode d'analyse ont été développés au sein du Laboratoire de Mécanique de Lille dans le but de caractériser l'adhérence d'une pièce revêtue à l'aide d'une machine de dureté, appareil assez largement disponible et facile d'emploi. Cette méthode, s'appuie sur les relations entre la longueur des fissures générées à l'interface d'un matériau revêtu et la charge appliquée sur l'indenteur. A partir de ces relations, un modèle analytique a été développé afin d'évaluer la ténacité apparente d'interface. De plus, les études antérieures ont montré qu'un certain nombre de paramètres, notamment les contraintes résiduelles résultant de l'élaboration du revêtement, ont une influence sur la valeur de cette ténacité d'interface.

L'objet de ce travail est la modélisation de l'essai d'indentation interfaciale appliqué à la caractérisation de l'adhérence. Trois objectifs sont visés :

- étudier le mécanisme de fissuration,
- évaluer l'influence de paramètres obtenue numériquement et par le modèle analytique,
- proposer une valeur caractéristique de l'adhérence.

Le plan du rapport s'articule autour de sept chapitres.

Le **chapitre I** propose une présentation de la projection thermique. Il s'agit d'une synthèse bibliographique présentant les notions de base de l'élaboration de revêtements par projection thermique, ainsi que la détermination des contraintes résiduelles qui en résultent.

Le **chapitre II** illustre les méthodes utilisées pour la détermination de l'adhérence. Une place prépondérante est accordée à l'essai d'indentation interfaciale. Les modèles numériques existants sont aussi présentés dans ce chapitre.

Le **chapitre III** recense les données expérimentales utiles à la modélisation. Certaines sont issues de la bibliographie (résultats d'essais d'indentation interfaciale), d'autres ont été établies au cours de notre travail (résultats d'essais d'indentation interfaciale, profils de contraintes résiduelles, forme des fissures).

Le **chapitre IV** apporte une justification aux approximations ou simplifications nécessaires à la modélisation. Plusieurs modèles numériques sont établis, et les données que nous souhaitons extraire de ces modèles sont présentées.

Dans le **chapitre V** des analyses stationnaires permettent d'évaluer l'aptitude à la propagation d'une fissure interfaciale. Les résultats des différents modèles sont étudiés de façon comparative afin d'évaluer la pertinence et le champ d'action de chacun.

Dans le **chapitre VI** la même analyse stationnaire est utilisée pour étudier l'influence de nombreux paramètres sur la propagation.

Dans le **chapitre VII** un mécanisme de propagation de fissure est établi pour la mise au point de la méthode de calcul de la ténacité interfaciale associée à la modélisation de la propagation.

Ce rapport se termine par une conclusion générale et une proposition de perspectives.

Partie A : Bibliographie

Chapitre I : Projection thermique

1 Introduction

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.

La projection thermique a été inventée par Schoop [SCH1917] en 1909, et depuis, le champ d'application de cette technique n'a cessé de s'étendre. La grande diversité des matériaux susceptibles d'être projetés ainsi que la diversité de leurs supports ont permis l'extension des applications à de très nombreux domaines industriels comme la chimie, la médecine, l'électronique, le transport et l'aéronautique [HOR1991, HEI1996].

2 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 [PRO1999].

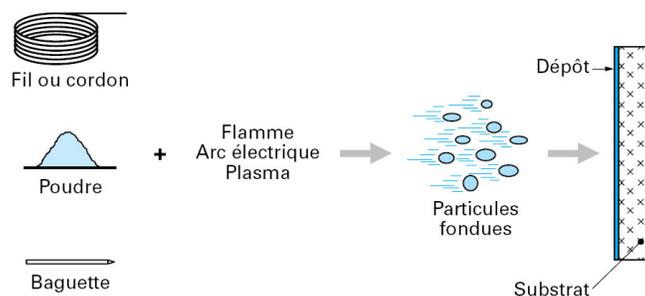


Figure I-1. Principe de la projection thermique [PRO1999].

La Figure I-1 présente le principe général du procédé. 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.

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),
- Protection contre les chocs,
- Frottement (glissement et antiglissement),
- Barrière thermique,
- Anti-abrasion, anti-usure, dureté,
- Anti-corrosion,
- Anti-adhérence.

Parmi ces applications, l'utilisation de revêtements comme barrière thermique a connu un développement particulier. Dans ce cas le revêtement, de faible conductibilité thermique, est destiné à protéger le substrat à haute température. Ce type de revêtement est devenu quasi indispensable aux motoristes aéronautiques pour la fabrication de turbines [ALP2001]. En fait, l'industrie aéronautique a été le véritable moteur du développement des techniques de projection thermique, notamment de la torche à plasma. Aujourd'hui un revêtement barrière thermique standardisé est par exemple la zircone stabilisée à l'yttrium (ZrO_2 à 8% Y_2O_3), qui correspond à un optimum en terme de résistance au cyclage thermique.

Dans d'autres secteurs industriels, tels que le transport, la verrerie, l'armement, l'énergie, la papeterie, le biomédical, la chimie, le textile..., les revêtements obtenus par projection thermique sont aussi fréquemment utilisés.

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 [DEM1995] :

- 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 comme 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.

3 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. Trois catégories sont distinguées [PRO1999, ARA2000, BEA2003] :

- l'arc électrique,
- la flamme (classique, supersonique / HVOF: High Velocity Oxygen Fuel),
- le plasma (sous air, sous atmosphère contrôlée).

3.1 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 [PRO1999].

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 500 A. 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 I-2).

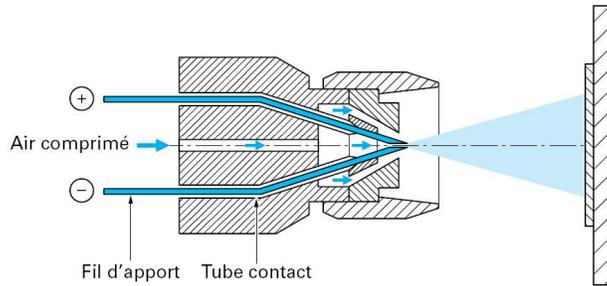


Figure I-2. Représentation d'un pistolet arc électrique.

La température atteinte et l'énergie cinétique élevée acquise par les particules grâce au jet d'air comprimé permettent des projections avec des caractéristiques de dépôts performantes [PRO1999]:

- 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 30kg/h.

Les seuls freins à son utilisation résident dans la nature des matériaux à projeter qui doivent être conducteurs, dans la structure grossière obtenue et le taux d'oxydation des dépôts relativement élevé en raison du transport des particules dans l'air comprimé.

Le procédé de projection par arc électrique est un procédé manuel ou automatique, très simple à mettre en œuvre, et particulièrement bien adapté aux impératifs de fiabilité et de reproductibilité imposés par la production en moyenne et grande séries.

3.2 Projection par flamme

La projection par flamme utilise l'énergie calorifique provenant de la combustion d'un gaz [PRO1999, DAL2001, ARA2000]. Les matériaux qui fondent à une température inférieure à 2800 °C (métaux, alliages métalliques, céramiques), et qui ne se 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. Pour 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.

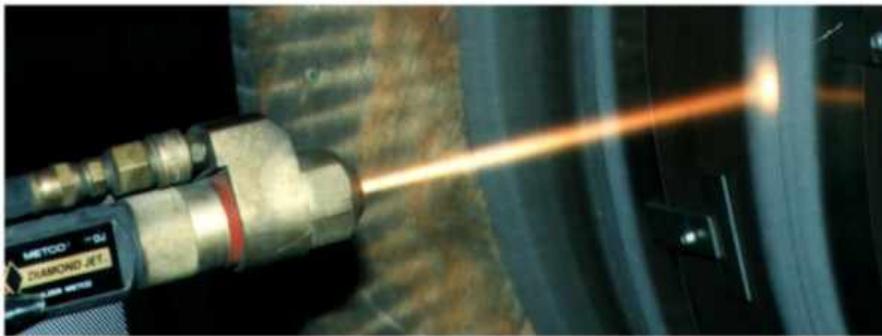


Figure I-3. Projection thermique HVOF.

Dans la projection HVOF, les particules fondues subissent une forte accélération et sont projetées à une vitesse hypersonique (Figure I-3). 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.

3.3 Projection plasma

Le plasma est considéré comme le 4^{ème} 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 [PRO1999] :

- 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, ...).

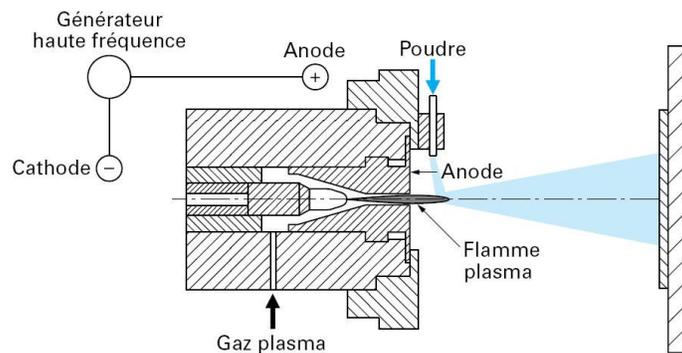


Figure I-4. Principe de fonctionnement d'une torche plasma.

Le fonctionnement de 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 I-4). 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.

4 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 [PRO1999].

Deux types de structures existent après impact (Figure I-5):

- 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.

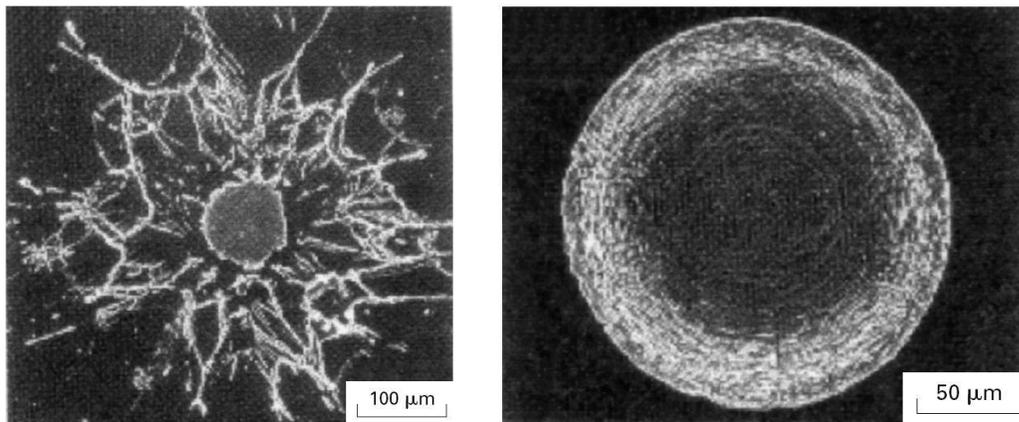


Figure I-5. Structure fragmentée après l'impact des particules (gauche) et structure en forme de disque après l'impact des particules (droite) [ROB1998].

La microstructure des dépôts réalisés par projection thermique dépend, d'une part des caractéristiques des particules à l'impact (vitesse, composition chimique, température, état de

fusion, taille) et d'autre part, des caractéristiques du substrat (rugosité, température, propriétés physico-chimiques).

La formation d'un dépôt résulte de la combinaison du phénomène d'écrasement et de solidification rapide des particules fondues sur le substrat et de la distance et de la vitesse de la torche par rapport à la surface à traiter. Les réactions chimiques des particules avec les gaz environnants et les transferts de chaleur avec le substrat ou la couche précédemment déposée affectent aussi la qualité du dépôt, et en particulier le taux de porosité, le taux d'impuretés, les contraintes résiduelles et la structure métallurgique.

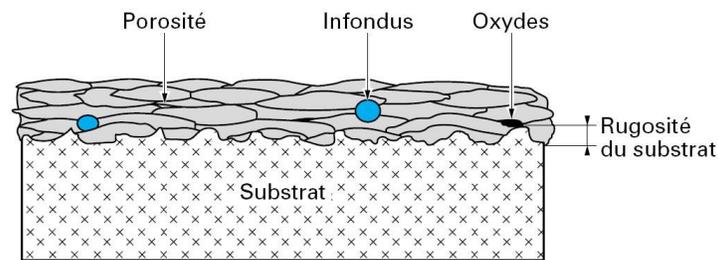


Figure I-6. Coupe d'un dépôt.

Les revêtements réalisés par projection thermique comportent souvent des pores, des particules infondues, des micro fissures 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. La Figure I-6 représente schématiquement la coupe d'un revêtement brut de dépôt.

En raison de la grande vitesse de refroidissement des particules au contact du substrat, leur structure métallurgique est caractéristique des matériaux trempés, et se trouve généralement monophasée.

5 Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont l'une des caractéristiques parmi les plus influentes sur les propriétés des revêtements projetés thermiquement. En effet, leur rôle sur la qualité du dépôt est important, en particulier sur l'adhérence et la cohésion des revêtements, sur la résistance à

l'abrasion (qui dépend du contact inter lamellaire), sur la résistance à la corrosion sous contrainte et enfin sur la durée de vie sous cyclage thermique [DEM1995].

5.1 Origine des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont les contraintes qui subsistent dans le matériau en l'absence de force extérieure. Ce sont les phénomènes thermiques, mécaniques et physico-chimiques mis en jeu durant le trajet des particules et pendant la formation du revêtement qui conduisent majoritairement à l'établissement d'un état de contraintes résiduelles microscopiques et macroscopiques.

Les contraintes résiduelles ont trois origines [CLY2001]:

- Les contraintes dans les particules, à l'échelle microscopique
Elles proviennent de la contraction de chacune des gouttelettes projetées au cours du refroidissement rapide jusqu'à la température ambiante. En effet, lorsque la particule fondue parvient au contact d'un matériau solide (matériau de base ou particules précédemment projetées et refroidies), elle n'a plus tous ses degrés de liberté pour se solidifier. Lors de son refroidissement, sa contraction est entravée et des tensions internes apparaissent.
- Les contraintes d'origine métallurgique
Lors de la projection de certains matériaux, les particules peuvent subir des transformations métallurgiques dont on sait qu'elles s'accompagnent généralement de variations de volume, qui peuvent conduire à un état de contraintes de compression dans le revêtement.
- Les contraintes thermiques
Au cours du refroidissement jusqu'à la température ambiante, les différences de propriétés thermiques (coefficients de dilatation) et mécaniques (différence de module d'Young et de coefficient de Poisson) provoquent une hétérogénéité de déformation entre le substrat et le revêtement et un gradient de contraintes résiduelles se développe depuis la surface extérieure jusque vers le cœur du substrat.
D'après la théorie de l'élasticité et pour le cas d'une couche mince déposée sur un substrat d'épaisseur élevée ($e_{\text{dépôt}}/e_{\text{substrat}} \ll 1$), le niveau des contraintes thermiques dans un matériau isotrope est donné par l'équation suivante :

$$\sigma_{\text{dépôt}} = \frac{E_{\text{dépôt}} (\alpha_{\text{substrat}} - \alpha_{\text{dépôt}}) \cdot \Delta T}{(1 - \nu_{\text{dépôt}})} \quad (\text{I-1})$$

où $\sigma_{\text{dépôt}}$: la valeur de la contrainte d'origine thermique dans le dépôt,

$E_{\text{dépôt}}$: le module d'Young du dépôt,

α : le coefficient de dilatation thermique du dépôt et du substrat,

$\Delta T = T_a - T_p$,

T_a : la température ambiante,

T_p : la température pendant la projection thermique,

$\nu_{\text{dépôt}}$: le coefficient de Poisson du dépôt.

Ces contraintes, suivant le signe de $(\alpha_{\text{substrat}} - \alpha_{\text{dépôt}})$, seront en tension ou en compression.

Les contraintes résiduelles résultent le plus souvent de la combinaison de ces trois types de contraintes. Elles dépendent fortement des matériaux et des techniques de projection employées.

5.2 Détermination des contraintes résiduelles

Diverses méthodes de détermination des contraintes résiduelles ont été développées par exemple par [KAN2001, LU1996, WIT2001]. Aucune de ces méthodes ne permet de déterminer directement les contraintes. C'est toujours par l'intermédiaire des mesures de déformations et de l'application des lois de l'élasticité que l'on calcule les contraintes.

Deux classes de procédés de mesure peuvent être distinguées : les techniques qui nécessitent l'endommagement de l'échantillon ou de la structure (destructives) et celles qui n'altèrent pas l'intégrité de l'échantillon ou de la structure (non destructives).

5.2.1 Méthodes destructives

Les méthodes destructives sont basées sur des mesures de déformations résultant d'enlèvements successifs de matière. Leur principe est assez simple. En enlevant de la matière, on modifie le champ des contraintes résiduelles qui était en équilibre en l'absence de forces extérieures ; il se produit une relaxation des contraintes et la pièce se déforme pour retrouver un nouvel état d'équilibre. La mesure des déformations de la pièce permet alors de

remonter aux contraintes résiduelles initiales. Les différentes méthodes sont souvent désignées par le mode d'enlèvement de matière utilisé :

- la méthode de découpage ou trépanage [PLA2000],
- la méthode de la dissolution [FIA1995],
- la méthode de la flèche [CLY1996],
- la méthode du perçage [ASTM1999, MEA1988, LU1989],
- la méthode de Sachs [CHA1975].

On décrira ici seulement la méthode du perçage, utilisée dans la suite du travail. Cette méthode est basée sur le principe de la relaxation des contraintes résiduelles après enlèvement de matière par perçage d'un trou. La méthode du perçage traditionnelle consiste à percer un trou jusqu'à une profondeur de 1,2 fois le diamètre du foret. On mesure les déformations à l'extrémité du trou à l'aide des trois jauges d'une rosette centrée sur le trou. Cela permet de définir les valeurs moyennes des contraintes principales sur la profondeur du perçage, ainsi que leur direction par rapport à un repère de référence.

La méthode du perçage incrémental cherche à rendre compte du gradient des contraintes et consiste à percer un trou par paliers successifs. A chaque incrément, on mesure les déformations à l'aide de jauges en rosette. Une simulation numérique permet ensuite de déterminer la répartition des contraintes résiduelles dans l'épaisseur de la pièce. Cette méthode sera décrite plus en détail dans le chapitre III.

5.2.2 Méthodes non-destructives

Les méthodes non-destructives sont fondées sur les relations entre les caractéristiques physiques ou cristallographiques du matériau et le champ des contraintes résiduelles existant dans la pièce [LU1996, HAU1997]. Parmi ces méthodes, nous pouvons citer :

- La méthode par diffraction des rayons X [LU1998, NOY1995],
- La méthode par ultrasons [DON2000],
- La méthode par effet Barkhausen [SIP1994, KAM1987, SIL2000].

On décrira ici brièvement la méthode par diffraction des rayons X. Cette méthode permet seulement de déterminer les contraintes résiduelles superficielles, aux échelles macroscopique et microscopique.

Le principe est fondé sur la mesure des variations de distance inter-atomique liées directement à la présence de contraintes résiduelles. Le champ de contraintes résiduelles se manifeste par un champ de déformations, qui correspondent à un changement de distance entre plans atomiques dans un cristal par rapport à leur position d'équilibre. Connaissant ce changement de distance interréticulaire, on peut déterminer les contraintes résiduelles par les formules de la mécanique des milieux continus élastiques. La méthode de diffraction des rayons X permet la mesure de cette distance interréticulaire par l'étude du déplacement d'un pic de diffraction lié à une famille de plans cristallins.

Cette méthode présente l'avantage essentiel d'être non destructive (sauf si l'on souhaite un profil dans l'épaisseur du revêtement). Elle n'est applicable qu'aux matériaux cristallins (métaux, céramiques ...).

5.2.3 Profils de contraintes résiduelles

Les phénomènes complexes se produisant pendant la projection thermique peuvent donner naissance à des profils de contraintes très divers. Au voisinage de l'interface revêtement/substrat, il est possible d'obtenir une variation brutale de contrainte due aux différences des propriétés mécaniques des matériaux. A titre d'exemple [SAM2004, THO2004], les contraintes résiduelles dans le revêtement et le substrat peuvent avoir des signes opposés de part et d'autre de l'interface. De plus, les signes des deux contraintes principales dans le plan à étudier peuvent aussi être différents.

Les contraintes résiduelles dans un revêtement barrière thermique ZrO_2 à 8% Y_2O_3 d'épaisseur 0,54 mm projeté par plasma sous air sur différents substrats (fonte grise, aluminium et acier inoxydable) ont été déterminées par Montay [MON2002] grâce à la méthode du perçage incrémental. Les distributions dans l'épaisseur d'une des deux contraintes principales évaluées sont montrées dans la figure I-7. Il est observé que les contraintes superficielles sont en tension ; les contraintes à l'interface sont en compression. Quel que soit le substrat, il n'a pas été constaté de variation brutale de la contrainte au passage de l'interface.

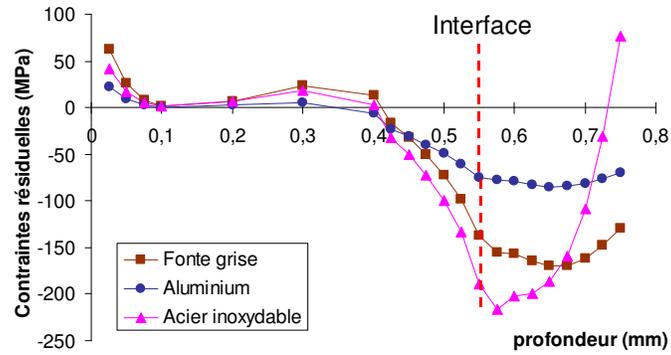


Figure I-7. Contraintes résiduelles déterminées par la méthode du perçage incrémental sur des échantillons revêtus de ZrO_2 à 8% Y_2O_3 avec différents substrats : Fonte grise, Aluminium et Acier inoxydable [MON2002].

6 Conclusions

Dans ce chapitre bibliographique nous avons présenté l'importance de la projection thermique dans de nombreux secteurs industriels, notamment celui de l'industrie mécanique. La projection thermique est de plus en plus répandue car les pièces revêtues possèdent des caractéristiques spécifiques et un avantage en terme de coût de fabrication. Le principe de la projection thermique et les différentes techniques de projection thermique ont été présentés dans cette partie.

Les contraintes résiduelles résultant de l'élaboration des revêtements projetés thermiquement influencent leurs caractéristiques. Différentes méthodes, destructives ou non-destructives, en vue de les déterminer ont été mentionnées. La méthode du perçage incrémental sera développée en détail dans le chapitre III.

L'objet de notre étude est la caractérisation de l'adhérence par la détermination de la ténacité à l'interface revêtement substrat. Ces notions sont présentées dans le chapitre II.

Chapitre II : Adhérence

1 Introduction

Pour aborder les phénomènes de liaison entre un revêtement et son substrat, on distingue deux notions différentes : l'adhésion et l'adhérence [ARA2000].

L'adhésion est définie comme l'ensemble des liaisons physico-chimiques pouvant s'exercer à l'interface entre deux corps en contact. C'est une notion essentiellement physico-chimique qui représente l'énergie associée aux liaisons mises en jeu.

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.

Plusieurs mécanismes interviennent sur l'adhésion tels que : la diffusion, les réactions chimiques, les forces électrostatiques, l'accrochage mécanique, etc.... Cependant, pour les revêtements réalisés par projection plasma, l'adhérence est générée essentiellement par deux types de liaisons [ZAA1983] :

- l'accrochage mécanique,
- 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 [AMA1993]. 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.

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.

L'adhérence caractérise la résistance à la rupture d'une interface entre revêtement et substrat pour un échantillon revêtu. 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 interfacial [SIE2005]. C'est aussi la raison pour laquelle nous consacrons ce travail à l'essai d'indentation interfaciale, qui présente l'avantage de bien rendre compte du phénomène de délaminage car il étudie la fissuration à l'interface engendrée par l'action d'un indenteur.

Pour le plus grand nombre parmi la centaine d'essais qui ont été imaginés pour rendre compte de l'adhérence des revêtements épais, le résultat est exprimé par la résistance à la rupture de la cohésion de l'ensemble substrat revêtement [POC1997]. 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.

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 interfaciale. Cette valeur devrait en principe être indépendante du type d'essai [YAO1999], 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 (F.I.C.), 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 Mécanique de la rupture

Les modes de fissuration dans l'essai d'indentation interfaciale sont complexes. Il est important de connaître le mode de fissuration interfaciale afin d'interpréter les résultats expérimentaux et de déterminer la ténacité interfaciale 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 interfaciale dépend du mode de rupture

[TAN2002, HUT1991, MOD2004, TIP1993, DOL2000, YUU1994]. Pour préparer l'étude de la fissuration interfaciale, il convient de rappeler quelques éléments de la théorie de la rupture en milieu homogène.

2.1 Energie de rupture

C'est à Griffith [GRI1924] que l'on doit en 1920 l'approche énergétique de la mécanique de la rupture. Dans un milieu solide élastique linéaire (dont la résistance à la rupture est égale à la limite élastique conventionnelle), contenant une fissure de longueur a (Figure II-1), une extension Δa de cette fissure s'accompagnera des variations d'énergie suivantes :

$$\Delta W_{ext} = \Delta W_{elast} + \Delta U \quad (\text{II-1})$$

avec ΔW_{ext} la variation d'énergie due à l'action des forces extérieures,

ΔW_{elast} la variation d'énergie élastique emmagasinée,

ΔU l'énergie dépensée lors de la propagation de la fissure sur la longueur Δa .

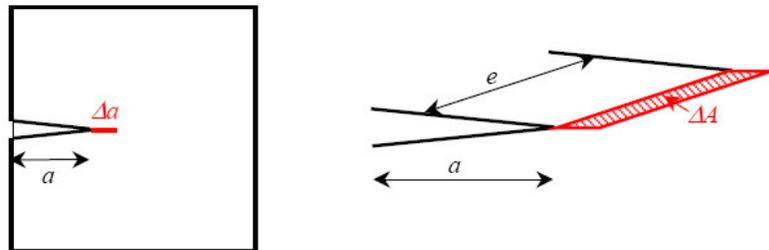


Figure II-1. Propagation de la fissure sur une longueur Δa .

Dans la théorie initiale de Griffith qui s'applique à une rupture fragile, l'énergie ΔU correspond à l'énergie nécessaire pour créer de nouvelles surfaces dans le matériau ($\Delta U = \Delta W_{sép}$ avec $\Delta W_{sép}$ l'énergie de séparation des surfaces). L'énergie de Griffith G est rapportée à l'unité de surface ; elle est définie à partir de ΔU par :

$$G = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\Delta U}{\Delta A} = \frac{\partial U}{\partial A} \quad (\text{II-2})$$

où $\Delta A = e\Delta a$ est la surface fissurée lors de la propagation de la fissure sur la longueur Δa dans une éprouvette d'épaisseur e .

Généralement, on considère une épaisseur unité ($e = 1$) et G rapportée à l'unité d'épaisseur est alors donnée par :

$$G = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \frac{\Delta U}{\Delta a} = \frac{\partial U}{\partial a} \quad (\text{II-3})$$

Si on considère γ_s l'énergie spécifique de création de surface, on a :

$$G = \frac{\partial U}{\partial A} = 2\gamma_s \quad (\text{II-4})$$

La valeur G s'exprime en J/m^2 ou en N/m , et est parfois appelée force d'extension de la fissure ou taux de restitution d'énergie.

Il existe un seuil critique G_c au-delà duquel une extension de la fissure libère plus d'énergie qu'elle n'en absorbe, et la fissure est instable pour G tel que :

$$G\delta A > G_c\delta A \quad (\text{II-5})$$

2.2 Modes de fissuration

En ne considérant que des fissures planes se propageant dans leur propre plan, on montre que l'état le plus général de propagation se ramène à la superposition de trois modes (Figure II-2):

- **mode I (mode par ouverture)** : les lèvres de la fissure se déplacent dans des directions opposées et perpendiculairement au plan de fissure ;
- **mode II (cisaillement plan)** : les lèvres de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction perpendiculaire au front de fissure ;
- **mode III (cisaillement anti-plan)** : les lèvres de la fissure se déplacent dans le même plan et dans une direction parallèle au front de la fissure.

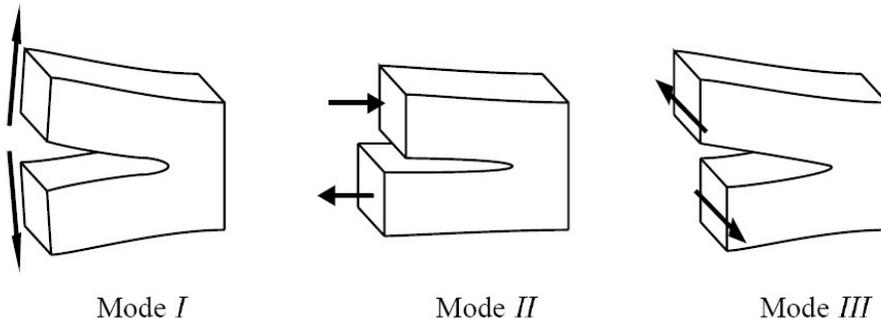


Figure II-2. Les trois modes de rupture fondamentaux.

La rupture de mode I est généralement la plus dangereuse, ce qui explique le développement particulier donné à l'étude de ce mode de rupture.

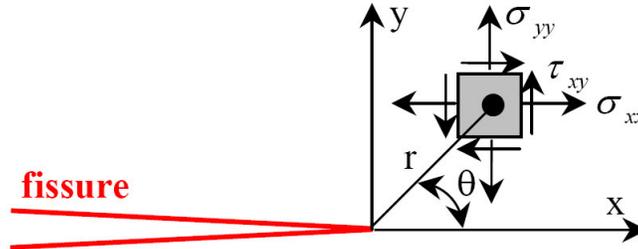


Figure II-3 Définition des axes (x, y) et des coordonnées (r, θ) au voisinage de l'extrémité d'une fissure.

Pour les milieux bidimensionnels et en ignorant les phénomènes plastiques en fond de fissure, Irwin [IRW1957] précisa en 1957, la forme du premier terme singulier du développement limité des contraintes au voisinage d'un front de fissure.

En un point P le champ singulier des contraintes s'exprime sous la forme :

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \sum_{m=0}^{\infty} a_m r^{\frac{m}{2}} g_{ij}^{(m)}(\theta) \quad (\text{II-6})$$

r et θ étant les coordonnées polaires du point P considéré (Figure II-3) par rapport au fond de la fissure. Les fonctions adimensionnelles f_{ij} et g_{ij} dépendent du mode de sollicitation, et g_{ij} de l'état de contrainte et de la géométrie du corps fissuré.

Au voisinage immédiat de l'extrémité de la fissure, les contraintes présentent une singularité en $1/\sqrt{r}$, c'est à dire que lorsque $r \rightarrow 0$ elles tendent vers l'infini.

Les autres termes d'ordre plus élevé de la relation (II-6) devenant alors négligeables, la zone la plus critique est donc le voisinage immédiat de l'extrémité de la fissure pour lequel on ne considère alors que les termes en $1/\sqrt{r}$, c'est-à-dire le champ des contraintes asymptotiques qui est donc de la forme :

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (\text{II-7})$$

Le paramètre K , qui fait la synthèse à lui seul de la géométrie de la pièce fissurée, de la longueur de la fissure et du chargement appliqué, est appelé facteur d'intensité de contraintes. Les facteurs K_I , K_{II} et K_{III} sont définis respectivement pour les modes I, II et III décrits ci-dessus. Les champs de contraintes s'expriment à l'aide des facteurs d'intensité des contraintes K_I , K_{II} et K_{III} par les relations suivantes :

En mode I

$$\begin{cases} \sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) \\ \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) \\ \tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{cases} \quad (\text{II-8})$$

En mode II

$$\begin{cases} \sigma_{xx} = -\frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \left(2 + \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2}\right) \\ \sigma_{yy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \\ \tau_{xy} = \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2}\right) \end{cases} \quad (\text{II-9})$$

En mode III

$$\begin{cases} \tau_{xz} = -\frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\theta}{2} \\ \tau_{yz} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \end{cases} \quad (\text{II-10})$$

La relation entre les facteurs d'intensité des contraintes et l'énergie de Griffith s'écrit :

$$G = \frac{1}{2\mu} \left[(1 - \nu^*) (K_I^2 + K_{II}^2) + K_{III}^2 \right] \quad (\text{II-11})$$

avec $\nu^* = \nu$ en déformations planes et $\nu^* = \frac{\nu}{1+\nu}$ en contraintes planes. ν est le coefficient de Poisson du matériau. μ est le module de cisaillement du matériau.

2.3 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 déformations planes, Griffith prend pour valeur critique l'énergie de surface des surfaces créées, soit :

$$G_{IC} = 2\gamma_s \quad (\text{II-12})$$

γ_s étant la densité d'énergie superficielle.

Pour les corps métalliques, dont la rupture s'accompagne d'une forte déformation plastique en fond de fissure, le critère de Griffith est modifié sous la forme :

$$G_{IC} = 2\gamma_s + \gamma_p \quad (\text{II-13})$$

γ_p étant l'énergie de déformation plastique par unité de surface ; γ_p est très grand par rapport à γ_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 (II-11). Dans le cas général, on a :

$$G_c = \frac{K_{IC}^2 + K_{IIC}^2}{E'} + \frac{K_{IIIC}^2}{2\mu} \quad (\text{II-14})$$

avec $E' = E$ en contraintes planes et $E' = E/(1-\nu^2)$ en 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 influe sur l'état de contrainte. 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 II-4).

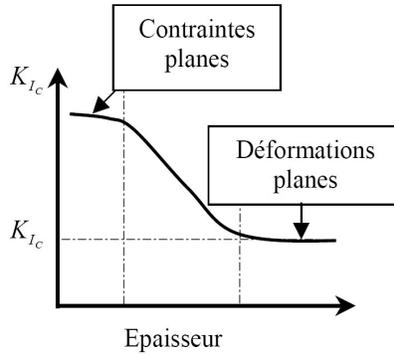


Figure II-4. Variations caractéristiques de la ténacité K_{Ic} .

La direction de la propagation de fissure est 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 [ERD1963] ont considéré que la progression d'une fissure devrait se produire dans la direction qui maximise la contrainte circulaire dans la région proche de la pointe de fissure. Pour Hussain [HUS1974] la progression de la fissure doit se produire dans la direction où le taux de restitution d'énergie est maximal. Et enfin, Sih [SIH1974] a supposé que la direction de progression de la fissure est déterminée par la valeur minimale de la densité d'énergie de déformation près de la pointe de fissure. Bittencourt [BIT1996] 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.

2.4 Hypothèses non linéaire et élasto-plastique 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 fond de fissure reste confinée dans une zone de faible taille par rapport aux dimensions des fissures et de la structure fissurée. Il est quasiment impossible dans de nombreux matériaux de respecter ces deux conditions et de donc de pouvoir décrire le comportement avec la MLR. Une approche alternative s'avère nécessaire pour ces matériaux : la mécanique élasto-plastique de

la rupture (MEPR) ou mécanique non linéaire de la rupture (MNLR). Celle-ci s'applique aux matériaux ductiles lorsque le comportement reste toutefois indépendant du temps (pas d'effets dynamiques ou de viscosité, absence de fluage...).

Comme pour la MLR, où deux paramètres équivalents (K et G) peuvent être utilisés comme critères de rupture, deux paramètres caractéristiques sont exploités dans le domaine de la MEPR. Ces deux paramètres – l'ouverture en fond de fissure ou CTOD (Crack Tip Opening Displacement) et l'intégrale de contour notée J - sont aussi équivalents entre eux [SHI1981]. 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 indépendantes 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 utilisée comme paramètre caractéristique de l'état des contraintes au voisinage de l'extrémité d'une fissure dans les matériaux dont le comportement est non linéaire, a connu un grand succès car elle simplifie la description mathématique du comportement. Rice qui proposa ce paramètre [RIC1968], 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 II-5 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.

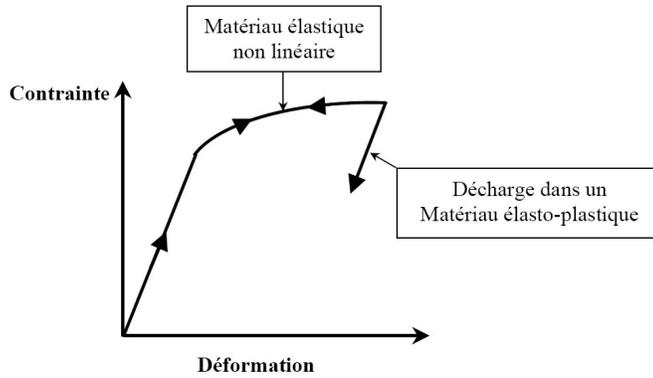


Figure II-5. Comportement élastique non linéaire et comportement réel.

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

$$J = \int_{\Gamma} \left(w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (\text{II-15})$$

où Γ est un contour d'intégration entourant l'extrémité de la fissure (Figure II-6), ds l'élément de longueur sur Γ , T_i et u_i les composantes du vecteur contrainte et du vecteur déplacement en un point de Γ . La densité d'énergie de déformation w est définie quant à elle par :

$$w = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (\text{II-16})$$

où σ_{ij} et ε_{ij} sont les composantes des tenseurs de contraintes et de déformations au point courant sur le contour Γ .

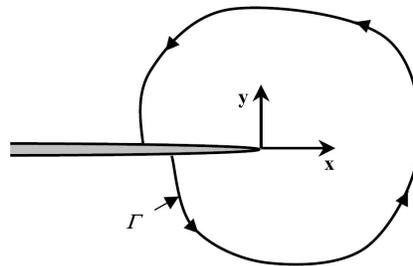


Figure II-6. Contour arbitraire autour de l'extrémité d'une fissure.

Rice, en proposant l'intégrale J pour analyser les solides fissurés, 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, $J = G = \frac{K_I^2}{E'}$, où G est l'énergie de Griffith et $E' = E$ en

contraintes planes ou $E' = \frac{E}{1-\nu^2}$ en déformations planes.

2.5 Mécanique de la rupture interfaciale

Le problème spécifique d'une fissure se trouvant le long de l'interface de deux matériaux isotropes linéaires élastiques, est représenté sur la Figure II-7.

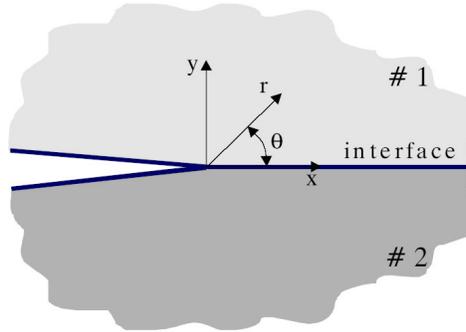


Figure II-7. Fissure interfaciale entre deux matériaux différents.

On note par E_1 , ν_1 et μ_1 les caractéristiques mécaniques pour la moitié supérieure de l'interface ($y > 0$), et par E_2 , ν_2 et μ_2 les caractéristique mécanique 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 isotropes 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 sinusoïdal, et interdépendantes) défini par un facteur d'intensité de contrainte complexe $\mathbf{K} = K_I + iK_{II}$, 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_I et K_{II} 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 [HUT1991, VEL2003]:

$$\sigma_{\alpha\beta} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \left[\text{Re}(\mathbf{K} r^{i\varepsilon}) \sum_{\alpha\beta}^I(\theta, \varepsilon) + \text{Im}(\mathbf{K} r^{i\varepsilon}) \sum_{\alpha\beta}^{II}(\theta, \varepsilon) + K_{III} \sum_{\alpha\beta}^{III}(\theta) \right] \quad (\text{II-17})$$

avec $i = \sqrt{-1}$, r et θ les coordonnées polaires du point considéré (Figure II-17) par rapport au fond de la fissure. Les indices α et β représentent les coordonnées x , y et z . $\sum_{\alpha\beta}^{I,II,III}(\theta)$ sont des fonctions angulaires qui correspondent respectivement aux efforts de traction, cisaillement plan et cisaillement anti-plan à travers l'interface. Le paramètre ε s'appelle index

oscillant. Il est défini par $\varepsilon = \frac{1}{2\pi} \ln \left(\frac{1-\beta}{1+\beta} \right)$, où β est le paramètre de Dundurs :

$$\beta = \frac{\mu_1(k_2 - 1) - \mu_2(k_1 - 1)}{\mu_1(k_2 + 1) + \mu_2(k_1 + 1)}, \text{ avec } k = 3 - 4\nu \text{ en déformations planes; } k = (3 - \nu)/(1 + \nu) \text{ en}$$

contraintes planes.

Les contraintes le long de l'axe x près de la pointe de la fissure interfaciale sont [RIC1988]:

$$\begin{cases} (\sigma_{yy} + i\sigma_{xy})_{\theta=0} = \frac{\mathbf{K}r^{i\varepsilon}}{\sqrt{2\pi r}} = \frac{K1 + iK2}{\sqrt{2\pi r}} r^{i\varepsilon} \\ (\sigma_{yz})_{\theta=0} = \frac{K_{III}}{\sqrt{2\pi r}} \end{cases} \quad (\text{II-18})$$

Ici $r^{i\varepsilon} = \cos(\varepsilon \ln r) + i \cdot \sin(\varepsilon \ln r)$. C'est pourquoi la fissure interfaciale présente une singularité oscillante. Cette oscillation n'est pas rapide, parce que la déformation ε est faible et parce que la fonction logarithme varie lentement.

Le facteur d'intensité de contrainte complexe \mathbf{K} est composé d'une partie réelle $K1$ et d'une partie imaginaire $K2$, 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 (II-18) : en effet, quand r devient très petit (en pointe de fissure), le rapport de la contrainte de cisaillement à la contrainte de traction σ_{xy}/σ_{yy} ne peut pas se calculer. On considère alors ce rapport à une distance fixée \hat{L} et la relation (II-18) s'écrit :

$$(\sigma_{yy} + i\sigma_{xy})_{\theta=0} = \frac{\mathbf{K}\hat{L}^{i\varepsilon}}{\sqrt{2\pi\hat{L}}} \left(\frac{r}{\hat{L}} \right)^{i\varepsilon} \quad (\text{II-19})$$

où on reconnaît les quantités réelles et imaginaires :

$$\begin{cases} K1_{\hat{L}} = \text{Re}(\mathbf{K}\hat{L}^{i\varepsilon}) \\ K2_{\hat{L}} = \text{Im}(\mathbf{K}\hat{L}^{i\varepsilon}) \end{cases} \quad (\text{II-20})$$

qui décrivent les contraintes à une distance de $r = \hat{L}$ de la pointe de la fissure [HUT1991].

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 [RIC1990]. 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 [HUT1991].

Les mixités de mode pour les champs oscillants sont définies par deux angles de phase, ψ et ϕ qui correspondent aux relations suivantes :

$$\psi = \tan^{-1}\left(\frac{\text{Im}(K\hat{L}^{i\varepsilon})}{\text{Re}(K\hat{L}^{i\varepsilon})}\right) \quad \phi = \cos^{-1}\left(\frac{K_{III}}{\sqrt{|K|^2 + K_{III}^2}}\right) \quad (\text{II-21})$$

L'angle ψ indique les proportions relatives des mode I et II, tandis que l'angle ϕ représente la contribution du mode III.

Le taux de restitution d'énergie G est lié à \mathbf{K} et K_{III} par :

$$G = \frac{1-\beta^2}{E^*} |\mathbf{K}|^2 + \frac{K_{III}^2}{2\mu^*} \quad (\text{II-22})$$

avec $\frac{1}{E^*} = \frac{1}{2}\left(\frac{1}{E'_1} + \frac{1}{E'_2}\right)$, $E' = \frac{E}{1-\nu^2}$ en déformations planes, $E' = E$ en contraintes planes.

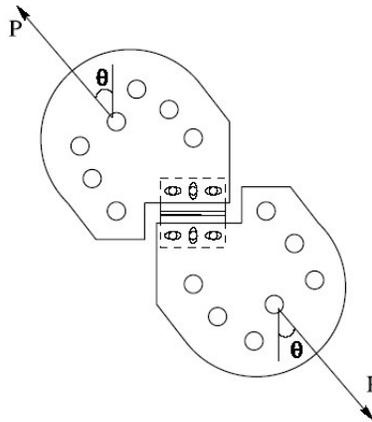


Figure II-8. Système de chargement pour l'étude des modes mixtes I+II [TAN2002].

Une propriété remarquable des fissures interfaciales est que leur ténacité Kc 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. A titre d'exemple, un montage pour étudier l'effet de modes mixtes I+II est illustré sur la figure II-8. Dans ce dispositif, la mixité du mode dépend de l'orientation du chargement (θ) et du niveau de chargement. Différentes combinaisons I+II peuvent être obtenues en changeant l'orientation et le niveau de charge.

Les courbes d'énergie critique de rupture $G(\psi)$ ont été obtenues expérimentalement pour un grand nombre d'interfaces sollicitées en mode I+II. Il est constaté que l'énergie critique de rupture interfaciale dépend de la mixité du mode de sollicitation. La tendance générale montre que la ténacité augmente lorsque la proportion de mode II devient plus importante (Figure II-9). Dans la Figure II-9, les abscisses représentent la mixité de mode ψ ; $\psi = \pm \pi/2$ pour un chargement de mode II pur, $\psi = 0$ pour un chargement de mode I pur. Les ordonnées représentent le taux de restitution d'énergie critique G qui entraîne la propagation de la fissure.

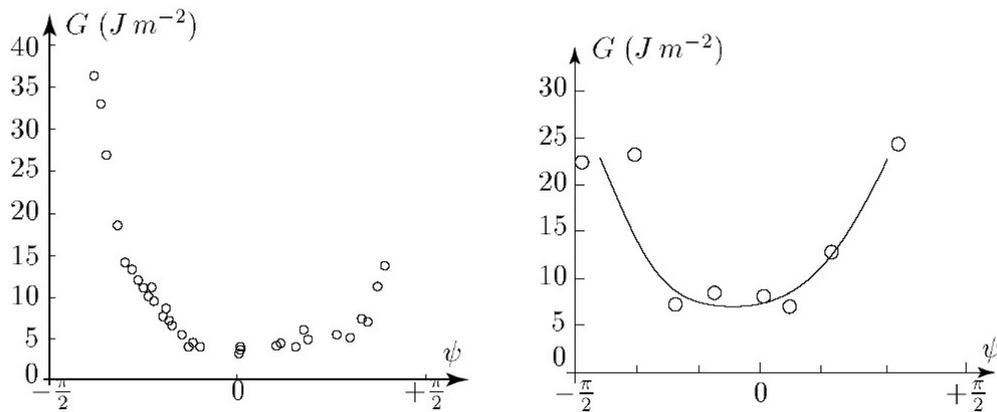


Figure II-9. Variation du taux de restitution d'énergie critique G en fonction de la mixité de mode ψ d'une fissure interfaciale : courbes expérimentales de G obtenus par Liechti et Chai [LIE1992] pour une interface verre/époxy (à gauche) et par Wang [WAN1995] pour une interface cuivre/aluminium (à droite).

3 Mesures de l'adhérence d'un revêtement sur un substrat

Nous présentons dans la suite les méthodes générales de caractérisation de l'adhérence les plus utilisées.

3.1 Essai de traction sur pion collé :

Cette méthode normalisée est décrite dans la norme ASTM C633-69 [ASTM1969]. Il existe aussi une norme française pour ce type d'essai : NF A91-202 [NF1969]. La figure II-10 illustre cet essai. C'est la méthode la plus largement répandue au niveau industriel pour déterminer l'effort de tension critique requis pour provoquer la rupture de l'assemblage substrat-revêtement [CHA1991, ROC1994, LIN1994]. La traction perpendiculaire à l'interface d'un échantillon revêtu est appliquée par l'intermédiaire d'un dispositif collé ou soudé au revêtement. L'ensemble est chargé jusqu'à la décohésion interfaciale (voir Figure II-10).

L'essai de traction sur pion collé est d'un principe simple, cependant sa mise en application est complexe et limitée car [ARA2000]:

- L'essai de traction s'accompagne généralement d'efforts de cisaillement qui rendent délicate l'interprétation des résultats ;
- L'effort de traction doit être appliqué de manière uniforme sur le revêtement. Il est, par exemple, difficile d'obtenir un alignement parfait des deux parties du dispositif de traction par rapport à la direction de sollicitation ;
- L'essai s'applique tant que l'adhérence est inférieure à la force de liaison avec la colle ou la soudure. Par conséquent, l'essai n'est plus approprié pour les revêtements élaborés par HVOF, où la résistance à la décohésion est très élevée;
- L'essai peut aussi être perturbé par la possibilité de pénétration de la colle dans le revêtement jusqu'à atteindre le substrat par des porosités donnant une valeur erronée de l'adhérence ;
- Plusieurs types de rupture peuvent se produire. Elles ne caractérisent donc pas nécessairement l'adhérence du revêtement puisqu'elles peuvent avoir lieu dans la colle et dans le dépôt respectivement ;
- Il faut également signaler que la dispersion des mesures obtenues par l'essai de traction est très élevée.

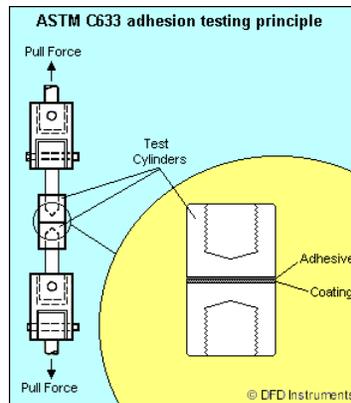


Figure II-10. Essai de traction sur pion collé pour déterminer la résistance à la décohésion d'un revêtement (DFD Instruments, U.K.).

Les résultats obtenus par ce type d'essai sont discutables. En effet, en général, des défauts tels que les fissures, les pores et les oxydations des interfaces peuvent se former pendant la projection thermique. Dans nombreux de cas, ces défauts créent des concentrations de contraintes et affaiblissent la liaison à l'intérieur du système [QIA1997], mais leur répartition reste aléatoire. L'effort de tension critique, évalué à partir d'éprouvettes de géométrie simple et de surface réduite, non nécessairement représentatives de ces défauts, donne souvent une valeur surestimée de la capacité d'adhésion d'un échantillon revêtu. Par conséquent, pour optimiser la conception, les approches basées sur la mécanique de la rupture, qui considèrent la propagation de défauts existants, sont plus appropriées pour caractériser l'adhérence interfaciale et fournir des caractéristiques conservatrices pour l'échantillon revêtu.

3.2 Essai "Sandwich"

L'essai "Sandwich" est une approche utilisant la mécanique de la rupture. Il a été conçu dans le but d'une meilleure évaluation du délaminage à l'interface [VOL2002]. Des essais de ce type sont désignés habituellement sous le nom d'essais de ténacité interfaciale (interfacial 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 interfaciale 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 d'ouverture, 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 [HUT1991, WAN1990, TAN2002], qui est caractérisée par les angles de phase ψ et ϕ 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} [SUO1989, MEN1995] (figure II-11).

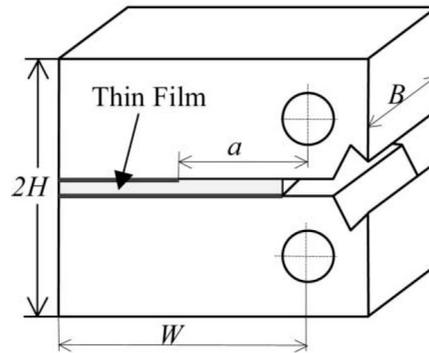


Figure II-11. Représentation de l'éprouvette compacte modifiée.

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

$$K = \frac{P_Q}{B\sqrt{W}} f(a/W) \quad (\text{II-23})$$

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 II-11. $f(a/W)$ est une fonction de a, qui est la longueur de fissure telle que représentée dans la figure II-11, et de W, dont la valeur doit respecter certains critères définis dans la norme ASTM [ASTM1990] pour un matériau homogène.

Une autre possibilité consiste à utiliser une poutre double cantilever (*DCB : Double cantilever beam test*) [LIN1994]. Dans ce cas (Figure II-12), le taux de restitution d'énergie est exprimé [KAN1973] par :

$$G = \frac{12P^2 a_0}{EB^2 H^3} [1 + AH/a_0 + B(H/a_0)^2] \quad (\text{II-24})$$

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.

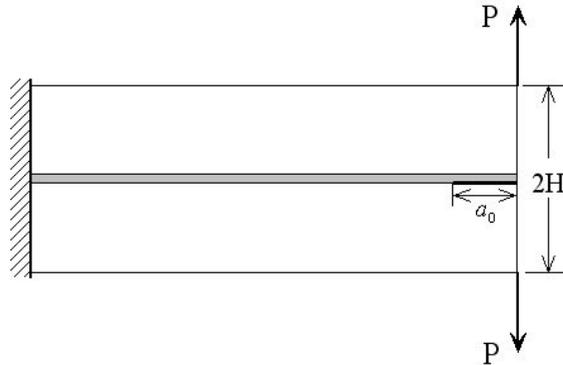


Figure II-12. Représentation d'une éprouvette DCB.

Un autre essai courant pour déterminer l'adhérence revêtement/substrat est l'essai de flexion quatre points [CHA1989, RIC1996]. L'éprouvette est constituée d'une poutre recouverte sur l'une des grandes faces contenant une entaille centrale. L'entaille se trouve dans l'épaisseur du revêtement et un défaut initial symétrique est introduit le long de l'interface avant l'essai. Le taux de restitution d'énergie est déterminé ainsi :

$$G = \frac{21(1-\nu^2)P^2 L^2}{16Eb^2 h^3} \quad (\text{II-25})$$

où les paramètres géométriques sont illustrés dans la Figure II-13. P est la charge au plateau de rupture stabilisée. On remarque que l'angle ψ de l'essai de flexion quatre points est toujours proche de 43° quand la fissure s'arrête.

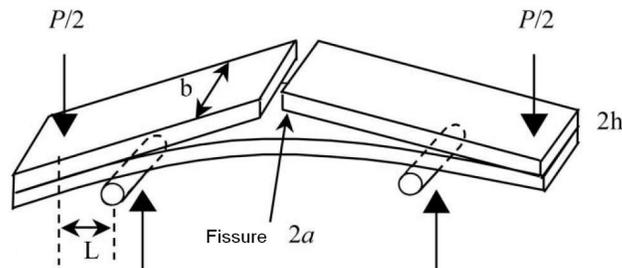


Figure II-13. Représentation d'un essai de flexion quatre points.

Il est important de signaler que pour la plupart des tests décrits précédemment, les efforts appliqués ne représentent pas toujours les sollicitations rencontrées par le revêtement en service [ROT1995]. Il existe d'autres méthodes de mesure de l'adhérence revêtement/substrat, qui sont plus difficiles à mettre en œuvre ou plus délicates à interpréter. C'est le cas par exemple, des essais utilisant respectivement l'énergie centrifuge [STE1976, COO1985, LOH 1986] ou l'énergie du laser pour provoquer un délaminage à l'interface [JEA2000].

Parmi les différentes méthodes produisant une décohésion du revêtement et du substrat, l'essai d'indentation permet également de générer des fissures à l'interface. Cette méthode a été initialement proposée par Ostojik [OST1987]. Elle représente bien le phénomène de délaminage car elle étudie la fissuration à l'interface engendrée par l'action d'un indenteur. Différentes versions de cet essai peuvent être appliquées à une zone réduite de l'échantillon et sont donc capables de mesurer la résistance locale à la propagation d'une fissure. Mais il est nécessaire d'avoir une épaisseur minimale de dépôt pour pouvoir les appliquer valablement à des matériaux revêtus.

La modélisation analytique de cet essai a fait l'objet de travaux récents, en particulier en France par Lesage et col. [LES2000, LES2002]. Cette modélisation repose sur l'hypothèse que la fissure semi-circulaire provoquée par l'indentation à l'interface se développe essentiellement en mode I et peut donc être représentée par un K_I d'interface.

L'objet principal de notre recherche sera d'effectuer une simulation par éléments finis pour vérifier les hypothèses de la modélisation analytique et pour mieux comprendre le processus de fissuration interfaciale afin de déterminer la résistance interfaciale à la rupture du revêtement.

4 Techniques d'indentation appliquées à la détermination des propriétés mécaniques des revêtements

4.1 Introduction

L'essai d'indentation, dans son usage général, consiste à appliquer un indenteur rigide de forme donnée (bille, cône ou pyramide) perpendiculairement à la surface du matériau à tester. Sous l'action de la charge d'indentation, l'indenteur s'enfonce dans le matériau en produisant

des déformations élastiques et plastiques dans la zone de contact. Au retrait de l'indenteur, une empreinte résiduelle persiste.

A partir de la mesure de la dimension de l'empreinte, on détermine un "nombre de dureté" par le calcul du rapport de la charge d'indentation à l'aire de l'empreinte (réelle ou projetée suivant le type d'essai).

Différents types d'indenteurs peuvent être utilisés. Il s'agit, par exemple, d'une pyramide en diamant à base carrée dont l'angle au sommet entre faces est 136° pour l'essai Vickers, d'une bille en acier pour l'essai Rockwell B et l'essai Brinell. L'essai Rockwell peut également s'effectuer à l'aide d'un cône en diamant (Rockwell C). Les techniques d'indentation présentent l'avantage sur d'autres méthodes de ne pas nécessiter d'appareillage très coûteux et d'être relativement simples à mettre en œuvre.

La technique d'indentation peut aussi être utilisée pour déterminer la ténacité de matériaux fragiles comme par exemple les céramiques frittées et les verres. Pour ces matériaux, la déformation plastique est limitée et l'application de l'indenteur se traduit par l'apparition de fissures dont l'amorçage et la propagation peuvent être étudiés à l'aide des concepts de la mécanique linéaire de la rupture [PON1989, NII1983, EVA1976, LAW1980].

Outre la mesure de la dureté et de la ténacité de matériaux fragiles, ces techniques sont aussi utilisées pour caractériser l'adhérence entre un revêtement et son substrat. Depuis plusieurs années, des recherches ont été menées pour déterminer l'adhérence d'un revêtement sur un substrat par des tests d'indentation. Le but poursuivi est de provoquer la décohésion du revêtement et du substrat par la création d'une fissure à l'interface.

Suivant les matériaux, l'indentation peut être réalisée soit sur le revêtement, perpendiculairement à la surface de l'échantillon (indentation normale) [BOE1996, EVA1984], soit sur une section droite de l'échantillon, parallèlement à l'interface (indentation parallèle) [COL1990, CHO1989, RIC1991a, LES2002].

Dans la suite du texte, ces méthodes d'indentation seront présentées respectivement.

4.2 Détermination de la ténacité d'un matériau massif par indentation

L'indentation Vickers est l'une des méthodes les plus utilisées pour déterminer la résistance à la fissuration des matériaux fragiles. Le principe de cette méthode est d'appliquer par l'intermédiaire de l'indenteur une charge donnée et de mesurer la longueur de fissures générées aux extrémités de l'empreinte. Le calcul de la ténacité prenant en compte les deux paramètres, charge et longueur de fissure, va dépendre de la forme des fissures générées. Cette méthode, nécessitant seulement une surface plane polie et un équipement d'indentation, est simple à mettre en oeuvre. Ceci lui a valu un fort développement, qui a inspiré la mise au point des méthodes d'indentation appliquées à la détermination de la ténacité interfaciale de matériaux revêtus.

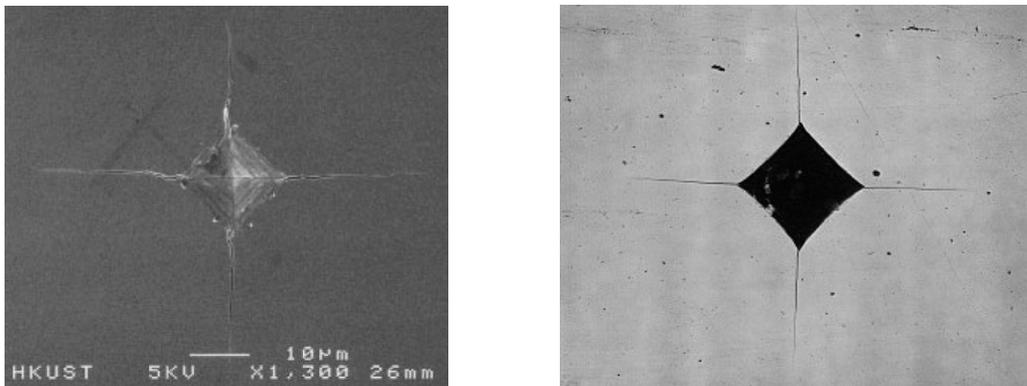


Figure II-14. Fissures obtenues par indentation Vickers sur différents matériaux : SiO₂ film/Si wafer system à gauche [ZHA1999]; MgO-PSZ à droite [RIC2000].

L'observation de la surface polie d'un matériau fragile massif sur laquelle est appliquée l'indenteur Vickers montre généralement 4 fissures aux extrémités de l'empreinte qui se propagent selon les axes des diagonales (figure II-14).

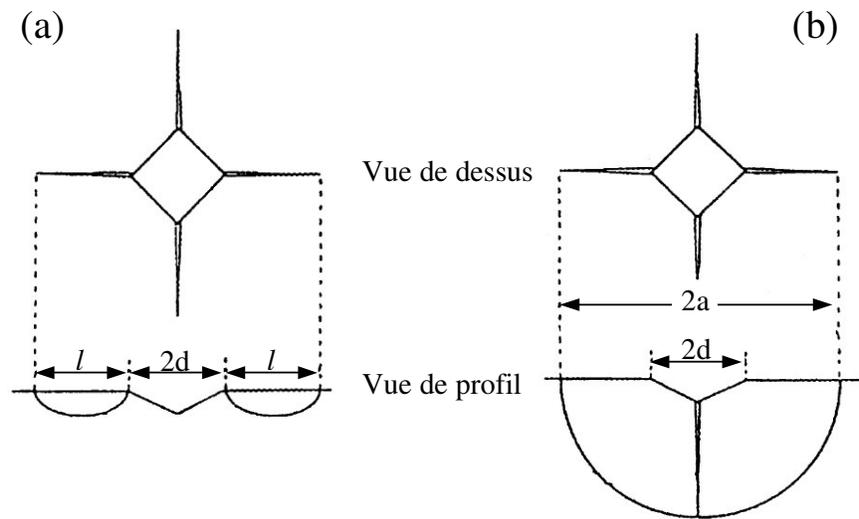


Figure II-15. Fissures sous indentation (a) de type médian et (b) de type Palmqvist [LIM2003].

Cependant, sous la surface la fissure peut prendre différentes formes. Lorsque la fissure se développe seulement aux extrémités de l’empreinte, elle est appelée de type Palmqvist. Lorsque l’indentation génère une fissure en demi disque sous l’empreinte, on lui donne le nom de « Half Penny Crack ». On dit aussi qu’elle est de type médian [PER2003, NII1982]. La figure II-15 schématise les deux formes de fissures rencontrées. Le même matériau peut subir les deux types de fissuration sous indentation. Ce comportement est dépendant du niveau de charge appliquée et des propriétés mécaniques du matériau [LUB2001, COO1994, KAL1994].

Plusieurs auteurs ont proposé différentes expressions de la ténacité K_{IC} en fonction du type de fissure. Lorsque la fissure est de type Palmqvist, les expressions de la ténacité relient la charge appliquée (P) à la demi-diagonale de l’empreinte (d) et à la longueur de la fissure mesurée à partir de l’extrémité de l’empreinte (l). Quand la fissure est de type médian, les relations font intervenir la charge appliquée (P) et la longueur de fissure mesurée à partir du centre de l’empreinte (a). Certaines de ces relations prennent aussi en compte les propriétés élasto-plastiques du matériau, c’est à dire le module d’élasticité (E) et la dureté (H).

Ponton [PON1989] a recensé plusieurs modèles pour un système de fissuration de type médian et 4 modèles pour un système de fissuration de type Palmqvist. Les expressions de la

ténacité, différentes du fait de leur origine plus ou moins empirique sont rassemblées dans le Tableau II-1.

Tableau II-1. Modèles utilisés pour le calcul de la ténacité par indentation Vickers.

Ténacité Kc (fissure de type médian)	Ténacité Kc (fissure de type Palmqvist)
$0,0101P / da^{1/2}$ $0,0515P / da^{3/2}$ $0,079P / d^{3/2} \log(4,5d / a)$ $0,0824P / a^{3/2}$ $0,4636P / d^{3/2} (E / H)^{2/5} 10^F *$ $0,0141P / d^{3/2} (E / H)^{2/5} \log(8,4d / a)$ $0,0134P / a^{3/2} (E / H)^{1/2}$ $0,0154P / a^{3/2} (E / H)^{1/2}$ $0,033P / a^{3/2} (E / H)^{2/5}$ $0,0363(E / H)^{2/5} P / d^{3/2} (d / a)^{1,56}$ $0,0095(E / H)^{2/3} P / a^{3/2}$ $0,022(E / H)^{2/5} P / a^{3/2}$ $0,035(E / H)^{1/4} P / a^{3/2}$	$0,0089(E / H)^{2/5} P / dl^{1/2}$ $0,0122(E / H)^{2/5} P / dl^{1/2}$ $0,0319P / dl^{1/2}$ $0,0089(E / H)^{2/3} (d / l)^{1/2} P / (d + l)^{1/2}$
<p>* : $F = -1,59 - 0,34B - 2,02B^2 + 11,23B^3 - 24,97B^4 + 16,32B^5$ et $B = \log(a / d)$</p>	

La façon dont la fissure s'amorce et se propage sous charge d'indentation Vickers est d'une grande importance pour le calcul de la ténacité. D'après Lawn [LAW1979] et Binner [BIN1984], une fissure de type médian se développe selon les étapes suivantes :

- (a) Pendant l'application de la charge, une zone de déformation élasto-plastique se développe au-dessous de la pyramide Vickers, ce qui génère une distribution de contraintes. Le champ de contrainte dans l'échantillon est engendré par les efforts dus à l'indentation dans un matériau entièrement élastique, et au champ de contraintes résiduel produit par la zone de déformation plastique.
- (b) Lorsque la charge atteint un niveau suffisamment élevé, deux fissures perpendiculaires s'amorcent en commençant par l'endroit le plus profond de la zone de déformation plastique.
- (c) Ces fissures se propagent vers la surface de l'échantillon.
- (d) Lors du déchargement, les fissures se referment en-dessous de la surface mais simultanément s'ouvrent à la surface puisque les contraintes élastiques sont supprimées. Lorsque le champ de contrainte résiduel devient dominant, vers la fin du

cycle d'indentation, elles se propagent un peu plus loin. La fissure finale, entièrement développée après le déchargement, est presque semi-circulaire.

Ce processus de formation de fissure est illustré dans la Figure II-16. La Figure II-16 (e) montre la vue supérieure des fissures en forme d'étoile et définit la longueur de fissure $2a$ et la longueur de diagonale $2d$.

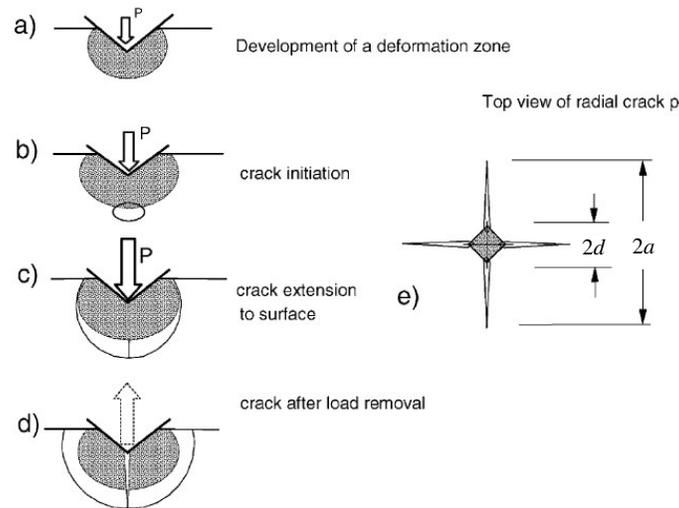


Figure II-16. Développement d'une fissure d'indentation Vickers sous une charge croissante P et après le déchargement [FET2004].

4.3 Détermination de la ténacité interfaciale par indentation normale

Directement inspiré de l'essai précédent, l'essai d'indentation normale pour la détermination de la ténacité interfaciale propose d'appliquer un indenteur perpendiculairement au revêtement fragile, afin de provoquer le délaminage du revêtement de son substrat. Il est ainsi possible d'évaluer l'adhérence interfaciale. Etant donné son mode de mise en œuvre, cet essai reste majoritairement associé aux revêtements minces. Le cône est la géométrie d'indenteur la plus utilisée pour cette méthode. L'indentation par bille a également été brevetée [VOL2002].

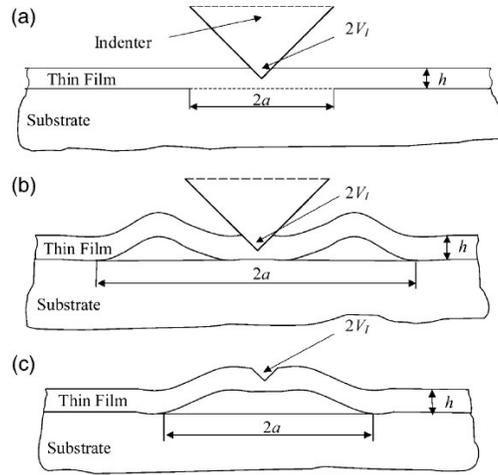


Figure II-17. Présentation de différents délaminages dans l'indentation normale.

Une analyse de la décohésion interfaciale provoquée par l'indentation normale d'un cône a été proposée par Marshall et al [MAR1984] en terme de taux de restitution d'énergie. Plusieurs types de modes de fissuration peuvent être constatés selon les matériaux (Figure II-17). Le taux de restitution d'énergie s'écrit :

$$G = \frac{1-\nu_f}{E_f} \left[\frac{1}{2} h \sigma_I^2 (1+\nu_f) + (1-\alpha) h \sigma_R^2 - (1-\alpha) h (\sigma_I - \sigma_B)^2 \right] \quad (\text{II-26})$$

avec E_f et ν_f le module d'Young et coefficient de Poisson du revêtement mince, h l'épaisseur du revêtement et σ_R la contrainte résiduelle dans le revêtement. σ_I est la contrainte d'indentation. σ_B est la contrainte de délaminage d'Euler. α est une constante.

Rosenfeld [ROS1990] a aussi proposé un modèle de détermination de l'adhérence par le biais du taux de restitution d'énergie pour un revêtement épais :

$$G = \frac{2(1-\nu_f^2) \sigma_{rx}^2 h}{E_f} \left(\frac{1}{1+\nu_f + (a/x)^2 (1-\nu_f)} \right)^2 \quad (\text{II-27})$$

avec σ_{rx} la contrainte radiale au rayon de contact du pénétrateur. a est le rayon de la fissure et x le rayon de contact de l'indenteur.

D'autres modèles, caractérisant l'adhérence d'un film mince par une contrainte critique de cisaillement, sont également disponibles dans la bibliographie [RIT1990].

4.4 Détermination de la ténacité interfaciale par indentation parallèle

Cette méthode, qui a connu peu de développement jusqu'à ce jour, propose de réaliser l'indentation dans le substrat, au voisinage de l'interface, sur une section droite de l'échantillon. Des fissures interfaciales résultent de l'action d'indentation (Figure II-18). La géométrie d'indenteur la plus utilisée est la pyramide à base carrée Vickers.

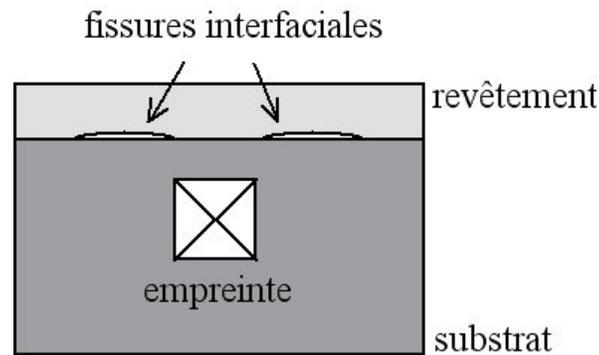


Figure II-18. Indentation parallèle dans le substrat.

La première méthode a été développée par Colombon et Capelle [COL1990] pour caractériser l'adhérence d'un revêtement de NiCrAlY en fonction de différents paramètres de projection.

4.5 Détermination de la ténacité interfaciale par indentation interfaciale

L'essai d'indentation interfaciale a montré son utilité pour la recherche d'un critère fiable pour la caractérisation de l'adhérence d'un couple substrat/revêtement. Cet essai, simple de mise en œuvre, ne nécessite que l'utilisation d'un macroduromètre très souvent disponible dans les laboratoires. Démarécaux et al. [DEM1995] ont étudié avec la méthode d'indentation interfaciale Vickers l'adhérence de revêtements de carbure de chrome à liant nickel-chrome ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$) déposés par projection thermique sur divers substrats métalliques. Pour caractériser l'adhérence, ces auteurs ont proposé la formulation en fonction de la dureté des deux matériaux d'une charge critique d'indentation nécessaire à l'amorçage d'une fissure à l'interface. Cette charge est définie à partir des graphes de fissuration en coordonnée bi-logarithmiques, représentant les longueurs de fissures en fonction de la charge appliquée. Dans ces conditions, la charge critique correspond à l'intersection des droites de fissuration avec la droite de dureté apparente (demi-diagonale d'empreinte en fonction de la charge). Une des conclusions de cette étude démontre que les contraintes résiduelles existantes dans le revêtement ont une influence importante sur la charge critique. Le travail repris par Araujo [ARA2000] a ensuite permis de définir une ténacité apparente d'interface en s'appuyant sur

les formulations de la ténacité des matériaux fragiles et prenant elle aussi en compte les propriétés élasto-plastiques des deux matériaux. Au cours des différentes études effectuées sur de nombreux couples substrat/revêtement de différentes épaisseurs, on a constaté une limitation à l'utilisation de l'indenteur Vickers, par exemple lorsque le revêtement est d'épaisseur trop faible ou lorsque la cohésion du revêtement lui-même est faible. C'est pourquoi l'essai d'indentation interfaciale a été ensuite étendu à l'utilisation d'un indenteur Knoop par Pertuz [PER2003]. L'essai réalisé sur un revêtement Nickel-Aluminium sur substrat acier, a aussi montré la possibilité de déterminer une charge critique même pour des revêtements projetés de faible épaisseur (environ 100 μ m).

4.5.1 Définition de la charge critique

Le but de l'essai d'indentation interfaciale est de provoquer la décohésion du revêtement de son substrat par la création d'une fissure, que l'on peut mesurer à l'interface. Pour cela, l'indentation est réalisée directement à l'interface substrat/revêtement dans une section droite de l'éprouvette. La figure II-19 représente la position de l'empreinte réalisée à l'aide d'un pénétrateur pyramidal Vickers. D'après différents travaux [OST1987, CHO1989, DEM1995], la fissure générée dans le plan de l'interface présente une forme semi-circulaire.

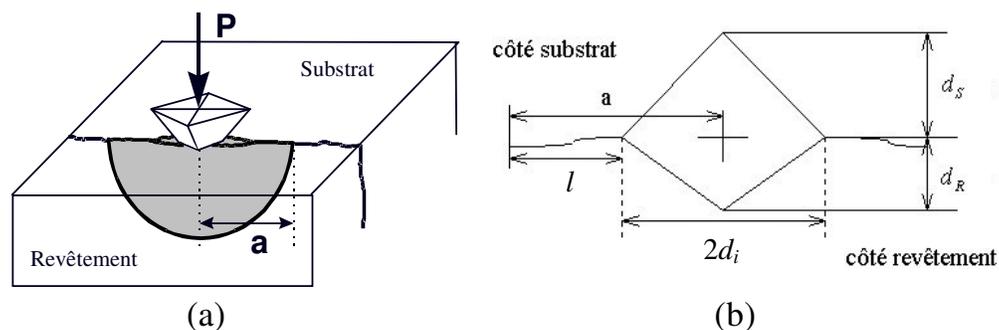


Figure II-19. (a) Principe de l'essai d'indentation interfaciale et (b) caractéristiques géométriques déduites de l'essai.

On cherche à déterminer la charge critique pour que la fissure apparaisse. Du point de vue expérimental, pour chaque charge d'essai on effectue une série d'indentations qui conduisent à une valeur moyenne de la demi-diagonale d'empreinte d à l'interface (i), l étant la longueur de la fissure mesurée dans le plan de l'interface à partir de l'extrémité de l'empreinte et a , celle mesurée à partir du centre. Dans ces conditions, la charge critique d'amorçage sera celle pour laquelle la longueur de fissure se réduira à la demi-diagonale de l'empreinte. Il est

donc judicieux de représenter sur le même graphe de fissuration, cette demi-diagonale en fonction de la charge appliquée.

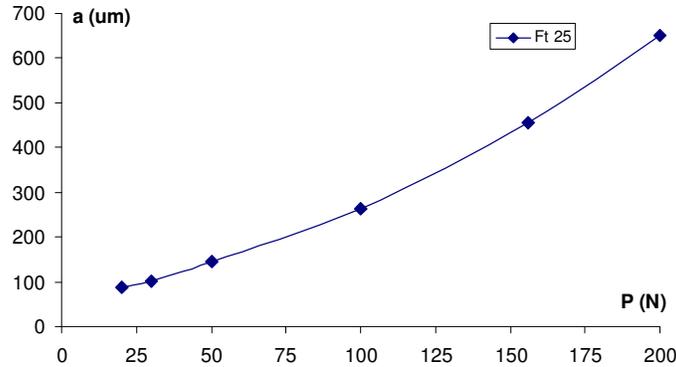


Figure II-20. Variation de la longueur de fissure en fonction de la charge appliquée pour un revêtement $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ de 0.37mm d'épaisseur sur un substrat en fonte grise lamellaire Ft 25 [ARA2000].

Lorsque l'on examine la relation entre la longueur de fissure et la charge d'indentation appliquée, on observe une loi de type exponentiel qui ne permet pas directement d'être exploitée (Figure II-20). En revanche, en coordonnées bi-logarithmiques, les résultats s'alignent sur des droites, dont le point d'intersection est le point critique. La figure II-21 montre schématiquement une droite de fissuration à laquelle est associée la droite dite "de dureté apparente".

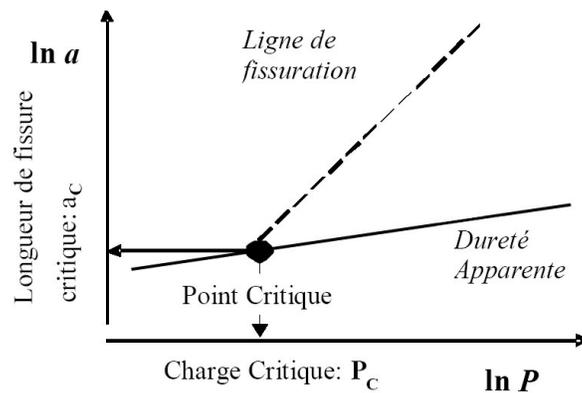


Figure II-21. Représentation schématique d'une droite de fissuration et de la droite de dureté apparente associée.

L'intérêt d'une telle représentation est de mettre en évidence un point de concours de telle sorte que pour des charges plus faibles on ne mesure que la demi-diagonale d'empreinte, c'est à dire qu'aucune fissure n'est observée à l'interface. Ce point de concours peut donc être défini comme un point critique correspondant à l'amorçage de la fissure.

La charge critique, ainsi définie, rend compte de la possibilité de rompre les liaisons entre le revêtement et le substrat et peut être considérée comme représentative de l'adhérence.

4.5.2 Définition de la ténacité apparente d'interface

Comme les essais d'indentation sont utilisés pour déterminer la ténacité sur matériaux fragiles, plusieurs modèles ont été proposés pour définir aussi bien une énergie de fissuration G_C [RIC1991b] qu'une ténacité d'interface K_C [COL1990] à partir des résultats de l'essai d'indentation interfaciale.

A partir d'un raisonnement basé sur les concepts de la mécanique linéaire de la rupture, Choulier propose de déterminer l'énergie de fissuration à l'interface de la manière suivante :

- cas d'un milieu semi-infini (faible longueur de fissure / épaisseur):

$$G_{IC} = A \cdot \frac{P^2}{a^3} \quad (\text{II-28})$$

- cas d'un milieu mince (grande longueur de fissure / épaisseur) :

$$G_{IC} = \left(\frac{B}{h^3} + \frac{C}{a^3} \right) \cdot P^2 \quad (\text{II-29})$$

avec P charge appliquée ; a longueur de la fissure ; h épaisseur du revêtement.

A, B et C sont des constantes, fonctions des propriétés élastique des matériaux.

La première formulation qui suppose un rapport P^2/a^3 constant a été contredite par Chicot et Lesage qui ont montré que l'exposant n du rapport P/a dépend de l'épaisseur du revêtement [CHI1996b].

Le modèle proposé par Lesage et Chicot [LES2002] pour calculer la ténacité apparente prend seulement en compte le point critique, en s'appuyant sur les formulations de la ténacité des matériaux fragiles et en considérant les propriétés élasto-plastiques des deux matériaux :

$$Kca = 0,015 \frac{P_C}{a_C^{3/2}} \left(\frac{E}{H} \right)_i^{1/2} \quad (\text{II-30})$$

$$\text{où } \left(\frac{E}{H} \right)_i^{1/2} = \frac{\left(\frac{E}{H} \right)_S^{1/2}}{1 + \left(\frac{E_S}{H_R} \right)^{1/2}} + \frac{\left(\frac{E}{H} \right)_R^{1/2}}{1 + \left(\frac{E_R}{H_S} \right)^{1/2}}$$

i, R et S sont les indices respectifs de l'interface, du revêtement et du substrat. H représente la dureté.

4.5.3 Principaux résultats obtenus par cette méthode, tendances et paramètres influents

4.5.3.a – Modes de fissuration

De manière générale, les fissures sont toujours localisées seulement à l'interface pour les faibles charges d'indentation (Figure II-22a). Pour des charges plus élevées, on peut observer des bifurcations de la fissure dans le revêtement (Figure II-22b) ou encore l'apparition d'une fissure secondaire à l'extrémité de l'empreinte dans le revêtement et dirigée vers la surface (Figure II-22c). Ces changements du régime de fissuration sont en relation avec l'épaisseur du revêtement et l'état de contraintes résiduelles mais aussi avec les propriétés élasto-plastiques du substrat et du revêtement.

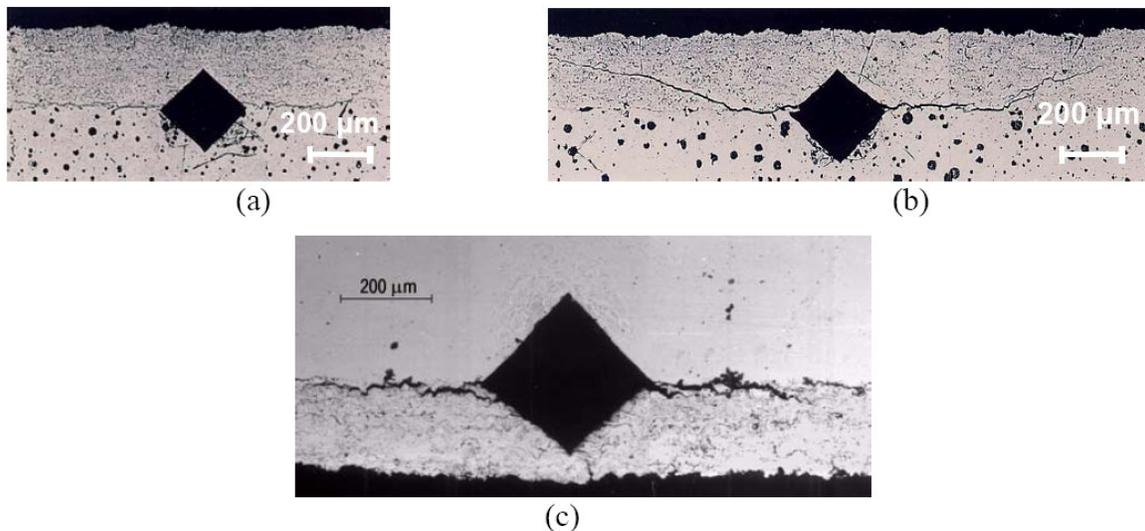


Figure II-22. Exemples de fissures générées par l'essai d'indentation interfaciale : (a) fissure localisée à l'interface, (b) bifurcation de la fissure dans le revêtement et (c) apparition d'une fissure secondaire à l'extrémité de l'empreinte dans le revêtement [CHI1996a].

En représentation bi-logarithmique, on a observé que la pente de la droite de fissuration augmente lorsque la fissure dévie dans le revêtement (Figure-23). Ce phénomène est expliqué par les contraintes développées par l'indentation et par la rupture cohésive de la couche et finalement par une propagation de la fissure qui se trouve accélérée. Lorsque la fissure apparaît à l'extrémité de l'empreinte dans le revêtement, la pente diminue. Dans ce cas, une partie de l'énergie d'indentation a été utilisée pour la fissuration secondaire et par conséquent n'est plus disponible pour la propagation de la fissure à l'interface.

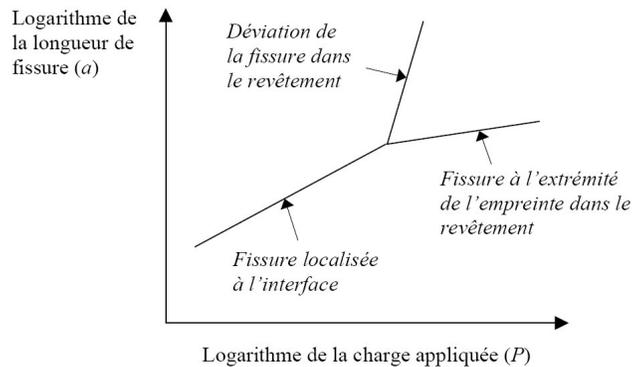


Figure II-23. Représentation schématique $\ln a - \ln P$ en fonction du régime de fissuration.

4.5.3.b – Unicité du point critique

Lesage et Chicot [LES2002] ont appliqué l'essai d'indentation interfaciale en Vickers pour la détermination de l'adhérence de revêtements de carbure de chrome à liant nickel chrome déposés par la technique HVOF sur différents substrats métalliques, et avec différentes épaisseurs.

L'essai d'indentation interfaciale a tout d'abord été pratiqué sur les matériaux bruts de dépôt. Il a été constaté que pour un couple substrat/revêtement donné, l'épaisseur du revêtement influence l'aptitude à la fissuration de l'interface, la fissuration étant d'autant plus importante que l'épaisseur est faible. Le calcul de la ténacité apparente d'interface à partir des coordonnées des points critiques a donné des valeurs qui évoluent avec l'épaisseur du revêtement.

Les auteurs ont reproduit les essais d'indentation interfaciale sur les mêmes couples revêtement/substrat après leur avoir fait subir un recuit de détente à 600°C pendant 2 heures afin d'éliminer en totalité ou en partie les contraintes résiduelles dues au procédé de

projection. Le résultat indique qu'en l'absence de contraintes résiduelles, le point critique d'amorçage de la fissure est indépendant de l'épaisseur du revêtement.

La charge critique d'indentation nécessaire à l'amorçage d'une fissure représente donc bien dans ce cas l'aptitude à la fissuration de l'interface et la ténacité apparente d'interface calculée à partir de ses coordonnées peut constituer un critère pour apprécier les propriétés d'adhérence du revêtement sur son substrat.

4.5.3.c – Influence des contraintes résiduelles

L'influence des contraintes résiduelles sur l'adhérence revêtement/substrat, notamment de celles se situant à l'interface a été largement étudiée par mesure directe ou par calcul [MEV1996, HAM1996, GOD2002]. Les contraintes résiduelles de compression sont réputées bénéfiques pour l'adhérence. En revanche, un niveau élevé de contraintes résiduelles de traction peut causer la délamination de l'interface d'un échantillon revêtu. De ce fait, des contraintes résiduelles de compression sont souvent volontairement introduites avant la projection thermique en utilisant un processus mécanique, tel que le grenailage de précontrainte. Toutefois, elles sont susceptibles d'être modifiées par le traitement de projection thermique qui suit.

Araujo [ARA2002] a étudié l'influence des contraintes résiduelles sur l'adhérence revêtement/substrat par la méthode d'indentation interfaciale. Les mesures ont été menées sur des échantillons en XC10 normalisé et trempé recouverts de revêtements de nickel-chrome (NiCr) de différentes épaisseurs. Dans un premier temps, la ténacité interfaciale a été calculée à partir d'essais d'indentation sur des échantillons bruts de projection. Ensuite, un recuit de détente a été effectué de manière à éliminer en totalité ou en grande partie les contraintes résiduelles. Enfin, de nouveaux essais d'indentation interfaciale ont été menés de sorte de calculer la ténacité apparente après recuit. Par ailleurs, les contraintes résiduelles présentes dans les échantillons avant et après le recuit ont été évaluées par diffraction des rayons X.

Araujo a constaté que les contraintes résiduelles dans les échantillons bruts de projection ainsi que dans les échantillons recuits sont en compression. Le traitement de recuit a considérablement abaissé leur amplitude. Il a également observé que les ténacités calculées augmentent après le recuit de détente.

Il apparaît donc que la définition de la ténacité à partir du point critique peut prendre en compte l'influence des contraintes résiduelles sur l'adhérence.

Richard [RIC1991a] a déduit de ses résultats une ténacité d'interface en tenant compte de l'effet des contraintes résiduelles :

$$K_{\text{int}} = 0.0257d \sqrt{\frac{PE}{a^3}} \pm \frac{2\Omega}{\sqrt{\pi}} \sigma_r \sqrt{a} \quad (\text{II-31})$$

avec σ_r la contrainte résiduelle, Ω le facteur géométrique d'indenteur, d la demi-diagonale d'empreinte, a la longueur de la fissure interfaciale, E le module d'Young.

Mais, Lesage et col. ont montré que la formulation proposée par Richard est discutable car elle ne prend pas en compte les caractéristiques du substrat.

De nombreux auteurs, en particulier Lascar [LAS1998] proposent d'introduire un terme relatif aux contraintes résiduelles dans l'expression de la ténacité sous la forme :

$$Kca = Kca_0 + \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \sigma_R \cdot a_{c0}^{1/2} \quad (\text{II-32})$$

où Kca est la ténacité interfaciale pour l'éprouvette brute de projection. Kca_0 est la ténacité interfaciale dans un état exempt de contraintes résiduelles. σ_R est le niveau de contraintes macroscopiques au point d'indentation et a_c la longueur de fissure générée par l'action de la charge critique P_c de l'état contraint.

Nusair Khan [NUS2003] a également examiné l'influence des contraintes résiduelles sur la ténacité apparente d'interface évaluée par la méthode d'indentation interfaciale. Il s'est intéressé à des revêtements de type barrière thermique, réalisés par projection plasma sous air d'une sous-couche CoNiCrAlY puis de 0,3 mm de zircone yttrée sur un substrat base nickel. Contrairement à Araujo, il observe qu'une diminution d'amplitude des contraintes résiduelles de compression, évaluées par la méthode du perçage incrémental, s'accompagne d'une diminution de la ténacité apparente d'interface.

Aussi, il semble important de bien identifier le paramètre influent représenté σ_r . S'agit-il de la valeur de contrainte en surface, à l'interface, de l'écart d'amplitude du profil, d'une valeur

moyenne? Dans ce travail, nous chercherons à mieux le caractériser à l'aide de la simulation numérique.

4.5.3.d – Utilisation de différents pénétrateurs

Pertuz [PER2003] a appliqué la méthode pour des revêtements de nickel-aluminium de faible épaisseur (300, 400 et 500 μm) obtenus par projection HVOF sur un acier bas carbone. Les essais d'indentation interfaciale ont été réalisés avec deux pénétrateurs de géométries différentes : Vickers et Knoop. Les résultats obtenus montrent que la méthode est extensible à l'utilisation du pénétrateur Knoop, qui permet de caractériser des revêtements de plus faible épaisseur.

La valeur de la ténacité à partir de l'essai d'indentation interfaciale Knoop peut être déterminée d'après la relation suivante, proposée par Pertuz :

$$K_{Ic} = 0,2331 \frac{P_c}{a_c^{3/2}} \quad (\text{II-33})$$

5 Les modèles numériques de simulation de l'indentation

5.1 Introduction

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 déterminée en utilisant le théorème des travaux virtuels. Le détail de ces calculs peut être trouvé dans la bibliographie abondante sur ce sujet, par exemple [BAT1990].

La modélisation numérique par éléments finis est un outil puissant pour étudier les comportements des matériaux sous chargement localisé. Dans la suite du texte, nous présentons les modèles numériques existants pour l'essai d'indentation, la plupart d'entre eux concernant l'essai d'indentation normale.

5.2 Modélisation de l'indentation normale

L'essai de nano-indentation ou micro-indentation piloté en déformation associé à l'analyse inverse par éléments finis des courbes $P=f(\text{pénétration})$, (force appliquée à l'indenteur en fonction de son déplacement) permet d'étudier très finement les propriétés locales des matériaux, qu'il s'agisse de films minces utilisés en microtechnique ou de matériaux massifs (Figure II-24). Les propriétés élastique, élasto-plastique, élastoviscoplastique sont les principales propriétés obtenues à l'aide de la méthode inverse.

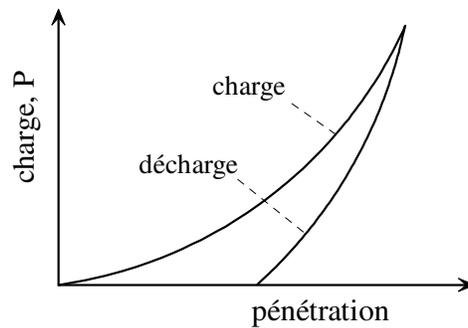


Figure II-24. Evolution de la charge appliquée sur l'indenteur en fonction de la pénétration pendant un essai de nanoindentation.

La méthode inverse respecte la procédure suivante :

- Mesures expérimentales : L'essai d'indentation est réalisé sur un échantillon pour obtenir la relation charge-pénétration.
- Modélisation numérique par éléments finis : La modélisation est réalisée à l'aide d'éléments finis (Figure II-25). Une loi de comportement est supposée pour l'échantillon, par exemple la loi de Ramberg-Osgood suivante:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (\text{II-34})$$

avec σ et ε contrainte vraie et déformation vraie, σ_0 la contrainte de référence, n le coefficient d'écroutissage et α une constante dépendant du matériau.

La relation charge-pénétration est obtenue par cette méthode numérique.

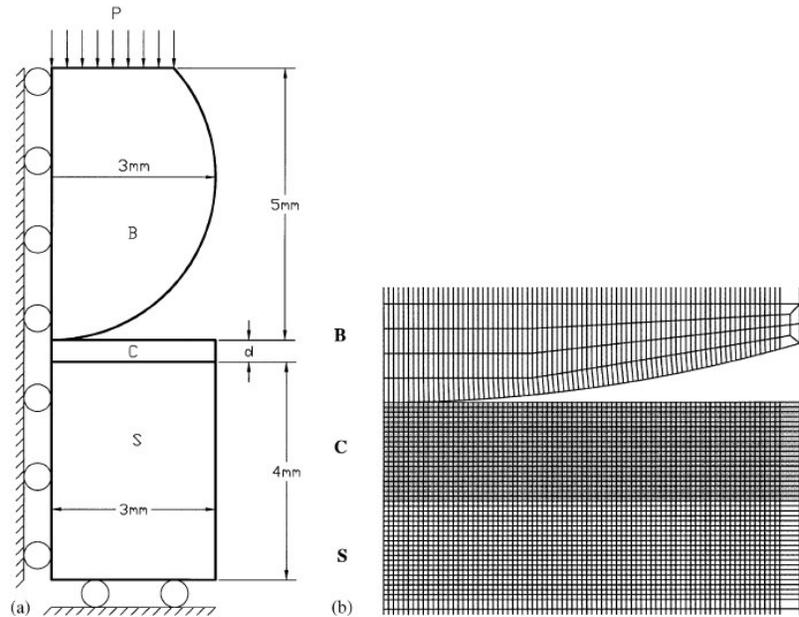


Figure II-25. (a) Représentation du modèle d'indentation avec indenteur sphérique montrant les conditions aux limites ; (b) Maillage du modèle éléments finis ; B=indenteur, C=revêtement, S=substrat. [ZHA2001].

- Comparaison des résultats expérimentaux et numériques : Deux méthodes de comparaison sont disponibles ; soit on compare directement les courbes charge-pénétration, soit on compare les courbes de contrainte d'indentation-déformation d'indentation. Cette deuxième méthode est utilisée dans l'essai mettant en oeuvre un indenteur sphérique (bille). La contrainte d'indentation est calculée en divisant la charge appliquée par l'aire de contact ; la déformation d'indentation est égale au rapport du rayon de contact sur celui de l'indenteur. Si l'écart entre les deux courbes comparées n'est pas suffisamment faible, on ajuste les paramètres de la loi de comportement de façon à ce que la courbe numérique coïncide le mieux possible avec celle de l'essai. Cette loi de comportement finale est ainsi considérée comme l'approximation du comportement du matériau. A titre d'exemple, la comparaison des courbes charge-pénétration et des courbes contrainte d'indentation/déformation d'indentation est illustrée dans la Figure II-26.

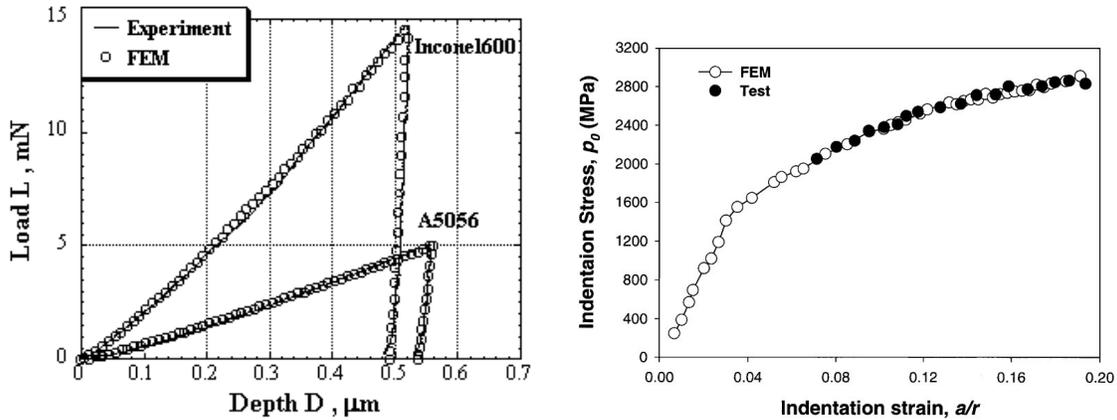


Figure II-26. Comparaison des courbes charge-pénétration [FUT2001] (à gauche) et contrainte d'indentation-déformation d'indentation [ZHA2001] (à droite). a est le rayon de contact de l'indenteur avec la surface à étudier ; r est le rayon de l'indenteur sphérique ; P est la charge appliquée. ($p_0 = P/\pi a^2$).

La technique d'analyse inverse est particulièrement utile pour les revêtements obtenus par projection thermique, dont la détermination des caractéristiques par les méthodes traditionnelles telles que l'essai de traction est difficilement applicable. De nombreuses modélisations numériques existent pour effectuer l'analyse inverse à partir d'essais de microindentation et nanoindentation afin de déterminer les propriétés mécaniques des matériaux. Par exemple Gan [GAN1997] a étudié l'influence de propriétés mécaniques comme le module d'Young, la limite d'élasticité et l'érouissage du matériau sur la courbe charge-pénétration d'un revêtement mince. Il observe que le module d'Young exerce peu d'influence sur la courbe charge-pénétration, tandis que la limite d'élasticité et l'érouissage du matériau de revêtement influencent significativement les résultats numériques. L'influence du substrat et de la sous-couche ont été étudiées par Wuttiphan [WUT1997], Xu [XU2004] et Gamonpilas [GAM2004]. Ceux-ci constatent qu'il n'y a pas de profondeur critique universelle de pénétration pour mesurer les propriétés mécaniques des revêtements minces. La profondeur critique de pénétration dépend de la combinaison des propriétés mécaniques du revêtement et du substrat et est sensible aux différences de propriétés élastiques. L'effet de la déformation de l'indenteur a aussi été étudié par Lichinchi [LIC1998]. La comparaison entre les résultats pour les deux modèles avec différents indenteurs ne montre pas de différence nette.

5.3 Modélisation de l'indentation parallèle

L'essai d'indentation interfaciale est l'une des méthodes qui permet d'aboutir à la ténacité interfaciale ou à l'énergie de rupture interfaciale. Pourtant, il n'existe encore pas de modélisation numérique par éléments finis de l'essai d'indentation interfaciale. Cela peut s'expliquer par la complexité des problèmes de fissuration interfaciale, et donc les difficultés de développement du modèle par éléments finis, surtout en 3-D. En revanche, quelques études par éléments finis ont été menées sur l'indentation transversale ou parallèle.

Sanchez [SAN1999] et Elizalde [ELI2003] ont réalisé un essai d'indentation sur un échantillon de Silicium revêtu de Cu avec une sous couche de SiO₂. L'empreinte se trouve dans le substrat, très proche de l'interface (Figure II-27). L'indenteur Berkovich joue ici le rôle d'un coin enfoncé entre le matériau de base et la partie revêtue. Lorsque la charge atteint une valeur critique, des fissures s'amorcent à partir des extrémités de l'empreinte et se propagent vers l'interface la plus faible de la structure de la couche mince. Une fois que ceci se produit, la décohésion du revêtement est contrôlée en augmentant la charge sur le pénétrateur.

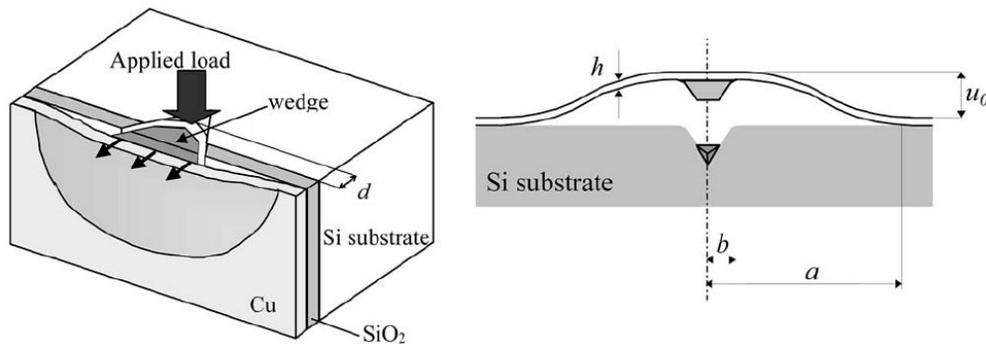


Figure II-27. Représentation d'essai de nanoindentation transversale avec un indenteur Berkovich. (h épaisseur du revêtement, a rayon de délaminage, b rayon du contact d'indenteur, d distance du centre de l'empreinte à l'interface, u_0 déflexion maximum du revêtement).

Un modèle numérique axisymétrique simplifié a été développé pour simuler la propagation de la fissure interfaciale pendant l'essai (Figure II-28). Les nœuds de la partie collée du Cu-SiO₂ sont considérés comme étant encastés et un déplacement vertical uniforme est imposé aux nœuds en contact avec l'indenteur.

La propagation de la fissure est simulée par un nombre fixe d'étapes, N . Chaque étape correspond à un pas de délaminage x/N , x étant le rayon total de la fissure mesuré à l'aide d'un microscope. Dans la première étape, on suppose qu'une fissure initiale de longueur x/N existe déjà, ce qui signifie que la simulation commence une fois que la fissure arrive à l'interface à étudier. En outre, on suppose un rapport linéaire entre le rayon de la fissure et le déplacement de l'indenteur pendant la simulation.

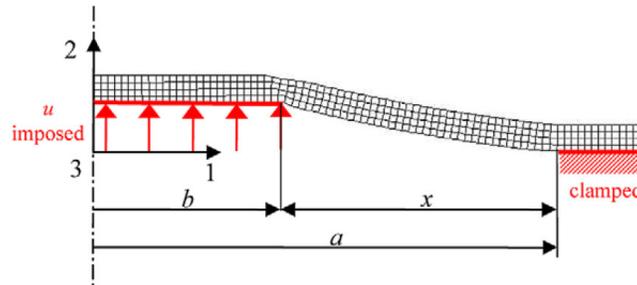


Figure II-28. Schéma du modèle axisymétrique et conditions aux limites pour la simulation d'indentation transversale [ELI2003].

L'énergie totale de déformation U et la mixité du mode de rupture correspondante sont obtenues en fonction de l'aire de décohesion A par cette simulation (Figure II-29). Le taux de restitution d'énergie critique G_c est calculé à partir de la pente de la courbe représentant la variation d'énergie totale U en fonction de l'aire de décohesion A .

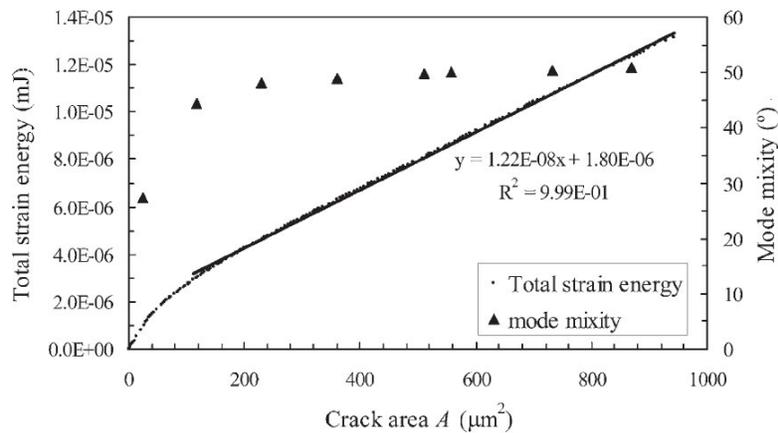


Figure II-29. Energie totale de déformation et mixité de mode en fonction de l'aire de décohesion [ELI2003].

Takahashia [TAK2001] et al. ont développé une éprouvette spéciale pour déterminer l'énergie critique de rupture interfaciale. L'échantillon est en silicone revêtu d'une couche mince de diamant. Dans la Figure II-30, les images de la colonne de gauche et de droite montrent respectivement des vues de dessus et des vues en coupe. Le revêtement projeté dépasse du substrat. Ceci a été réalisé par dissolution chimique du substrat. Une charge, appliquée perpendiculairement sur la partie du revêtement dépassant du substrat, va faire se propager une fissure le long l'interface.

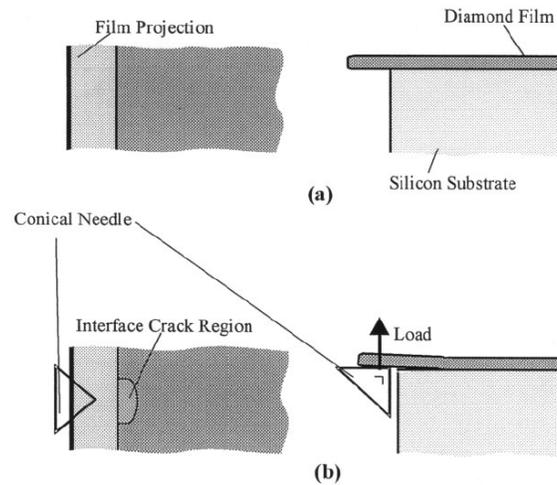


Figure II-30. Illustration schématique d'un spécimen et de sa configuration de chargement :
(a) préparation d'éprouvette et (b) application de la charge et la fissuration interfaciale
[TAK2001].

La modélisation numérique par éléments finis a été ensuite effectuée afin d'obtenir le taux de restitution d'énergie le long du front de la fissure interfaciale. Le modèle par éléments finis est illustré dans la Figure II-31.

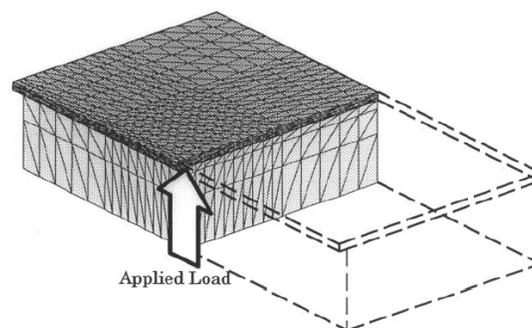


Figure II-31. Modèle d'éléments finis de l'échantillon pour la simulation de propagation de fissure.

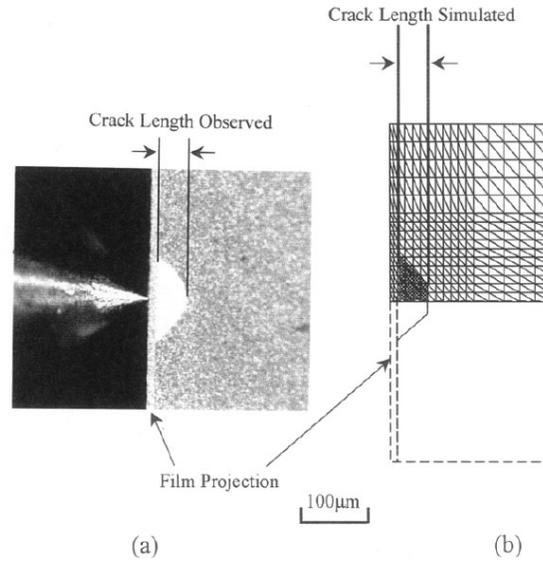


Figure II-32. Observation de la fissure interfaciale (a) et forme de fissure interfaciale dans le modèle d'éléments finis (b) [TAK2001].

Des observations microscopiques montrent que la fissure interfaciale est de forme semi-circulaire (Figure II-32), ce qui permet de choisir cette géométrie pour la modélisation. La démarche du calcul est la suivante : une fissure initiale de faible dimension est supposée exister avant l'application de la charge. Afin de simuler sa propagation, le taux de restitution d'énergie est supposé être identique en chaque point du front de fissure. Le front de fissure avance d'un pas constant et normal, afin de maintenir la forme semi-circulaire de la fissure. Le taux de restitution d'énergie est obtenu par comparaison des résultats numériques avec ceux de l'expérience.

Cette méthode n'est malheureusement applicable qu'à des revêtements minces, transparents à la lumière. Le taux de restitution d'énergie est supposé être uniforme le long du front de fissure. Ces conditions paraissent cependant assez limitantes.

Dans la suite de ce mémoire, plusieurs modèles par éléments finis seront établis à l'aide de deux logiciels ABAQUS et ZENCRACK pour étudier les comportements d'une fissure interfaciale sous chargement d'indentation interfaciale.

6 Conclusions

L'objectif de cette seconde partie bibliographique était de présenter différentes méthodes de caractérisation de l'adhérence revêtement substrat.

Nous avons dans un premier temps abordé les notions de l'adhérence et de l'adhésion. Après quelques rappels concernant la mécanique de la rupture, nous avons introduit les données spécifiques de la mécanique de la rupture interfaciale, qui sont importantes pour la compréhension et l'étude expérimentale et numérique de l'essai d'indentation.

Différentes méthodes en vue de déterminer l'adhérence ont été présentées, en détaillant particulièrement les méthodes d'indentation ainsi que les modèles numériques associés.

Nous n'avons pas trouvé de référence concernant la modélisation numérique de l'essai d'indentation interfaciale, qui sera développée dans le chapitre IV. Pour l'instant nous allons présenter dans le chapitre III des résultats expérimentaux nécessaires à la réalisation du modèle.

Partie B : Matériaux, données expérimentales et techniques utilisées

Chapitre III : Données expérimentales nécessaires à la modélisation numérique

Dans ce chapitre sont présentés plusieurs groupes de données expérimentales d'essais d'indentation interfaciale, dont certains sont issus de la littérature. Ils serviront de base à la modélisation numérique qui sera présentée ultérieurement.

Par ailleurs, nous avons déterminé expérimentalement les formes des fissures obtenues dans différentes conditions, ainsi que les profils des contraintes résiduelles en utilisant la méthode du perçage incrémental dans des revêtements projetés thermiquement. Ces données nous permettront de limiter le nombre de paramètres à faire varier dans le modèle.

Le tableau suivant présente une synthèse des différents matériaux et des essais réalisés.

Tableau III-1. Synthèse des différents matériaux et des essais réalisés.

Echantillons (Substrat/Revêtement)	Epaisseur du revêtement (mm)	Essais effectués						Utilisé pour la simulation numérique	Référence
		Indentation interfaciale		Mesure de forme de fissure		Détermination des contraintes résiduelles			
		Vickers	Knoop	Vickers	Knoop				
Ft 25/ Cr ₃ C ₂ -NiCr	0,37/0,58	oui					oui	[LES2002]	
FGS 700-2/ Cr ₃ C ₂ -NiCr	0,27/0,37	oui					oui	[LES2002]	
Z20CNW22/ Cr ₃ C ₂ -NiCr	0,55	oui					oui	[LES2002]	
XC 10/ Cr ₃ C ₂ -NiCr	0,39	oui					oui	[LES2002]	
Acier/Alumine	0,95/1,30/1,56	oui	oui					Nos résultats	
Acier/Bronze d'Aluminium	0,56/0,85/1,05	oui	oui					Nos résultats	
Acier/Alumine	1,08/1,30/1,56			oui	oui			Nos résultats	
Acier/Bronze d'Aluminium	0,60/0,85/1,05			oui	oui			Nos résultats	
Acier/Carbure de Chrome	0,56			oui	oui			Nos résultats	
Acier/Bronze d'Aluminium	0,60/0,85					oui		Nos résultats	

1 Résultats des essais d'indentation interfaciale

1.1 Essais d'indentation interfaciale avec indenteur Vickers sur échantillons recuits [LES2002]

Lesage et Chicot [LES2002] ont appliqué l'essai d'indentation interfaciale à l'aide d'un pénétrateur Vickers pour la détermination de la ténacité apparente d'interface de revêtements de carbure de chrome à liant nickel chrome déposés par la technique HVOF sur différents substrats métalliques.

Les résultats que nous avons choisis d'utiliser pour l'étude numérique sont ceux concernant les substrats en fonte grise lamellaire Ft25, fonte grise à graphite sphéroïdal FGS700, acier inoxydable austénitique Z20CNW22, et acier à basse teneur en carbone XC10. Les caractéristiques mécaniques des revêtements et des substrats sont présentées dans le tableau III-2.

Tableau III-2 : Propriétés mécaniques des revêtements et des substrats.

Substrat	Revêtement	H_S (GPa)	E_S (GPa)	H_R (GPa)	E_R (GPa)
Ft 25	Cr ₃ C ₂ -NiCr	2,14	105	9,07	125
FGS 700-2	Cr ₃ C ₂ -NiCr	2,56	105	9,07	125
Z20CNW22	Cr ₃ C ₂ -NiCr	1,99	210	9,07	125
XC 10	Cr ₃ C ₂ -NiCr	1,30	210	9,07	125

* Module d'Young : E ; Dureté : H .

Pour diminuer l'effet des contraintes résiduelles généralement présentes dans ce type de revêtement, les auteurs ont réalisé les essais d'indentation interfaciale sur ces couples revêtement/substrat après leur avoir fait subir un recuit de détente à 600°C pendant 2 heures.

Le tableau III-3 rassemble les résultats des essais d'indentation interfaciale réalisés sur les éprouvettes recuites. Dans ce tableau figurent les longueurs moyennes de fissure calculées sur une moyenne de 5 essais par charge.

Tableau III-3 : Résultats des essais d'indentation interfaciale sur les éprouvettes recuites.

Substrat	XC 10	Ft 25	FGS 700-2	Z20CNW22		
Epaisseur h (mm)	0,39	0,37	0,58	0,27	0,37	0,55
P (N)	a (μm)					
200			192			172
156	187	212	153,5		168,5	149,5
100	137	153,5	133	151	125	116,5
50		102		94	88	
30		78		69	61	
20		56		51		

La Figure III-1 montre les droites de fissuration obtenues par l'essai d'indentation interfaciale. Les points critiques et les ténacités apparentes calculées en utilisant la relation (II-30) sont rassemblés dans le tableau III-4.

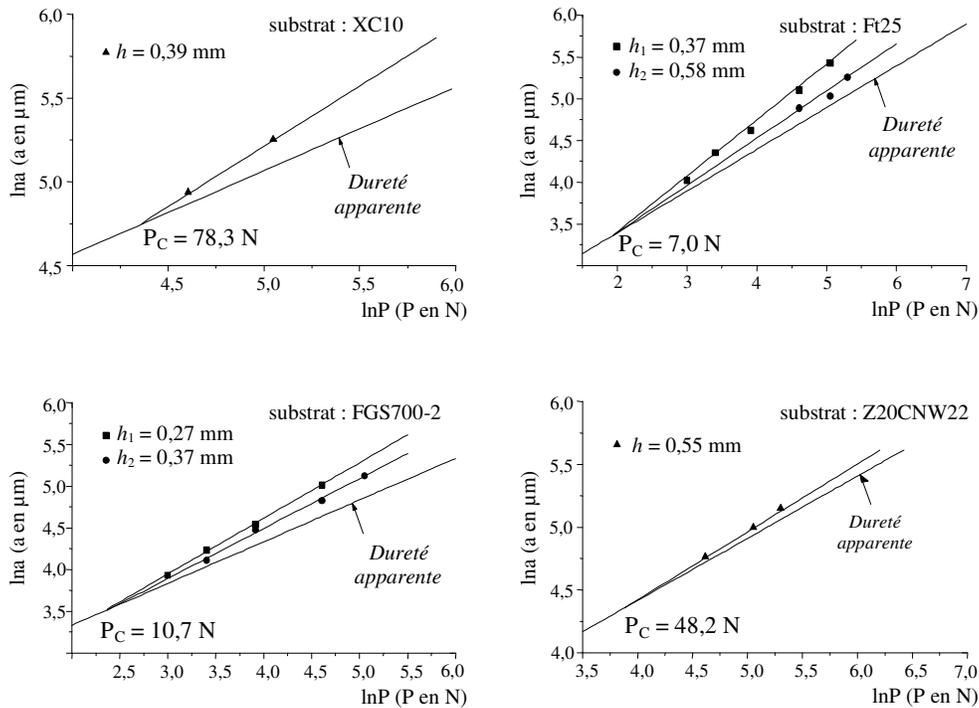


Figure III-1. Représentation bi-logarithmique de la longueur de fissure a en fonction de la charge d'indentation P après recuit.

Tableau III-4. Coordonnées du point critique et valeur de la ténacité apparente d'interface pour chaque substrat étudié (éprouvettes recuites).

Substrat	XC 10	Ft 25	FGS 700-2	Z20CNW22
$P_c (N)$	78,3	7	10,7	48,2
$a_c (mm)$	0,118	0,030	0,034	0,079
$K_{Ic} (MPa \cdot \sqrt{m})$	9,4	3,8	4,4	8,4

1.2 Essai d'indentation interfaciale sur revêtement Alumine et Bronze d'Aluminium projetés par plasma sous air

Nous avons aussi réalisé une série d'essais d'indentation interfaciale sur des échantillons d'acier revêtus de bronze d'aluminium par projection thermique plasma sous air, bruts de projection. Les propriétés mécaniques du substrat et des revêtements sont rassemblées dans le tableau III-5.

Tableau III-5 : Propriétés mécaniques des revêtements et des substrats.

Substrat	Revêtement	H_s (GPa)	E_s (GPa)	H_R (GPa)	E_R (GPa)
Acier	Alumine	1,75	200	13	340
Acier	Bronze d'Aluminium	1,75	200	0,68	58,2

* Module d'Young : E ; Dureté : H .

L'essai d'indentation interfaciale a été mené avec deux indenteurs : Vickers et Knoop. Les résultats des essais sont présentés dans le tableau III-6 et le tableau III-7. Les ténacités apparentes calculées en utilisant la relation (II-30) et la relation (II-33) sont aussi présentées dans ces tableaux. Les droites de fissuration et de dureté apparente sont illustrées dans la figure III-2.

Tableau III-6. Résultats des essais d'indentation interfaciale avec indenteur Vickers.

Revêtement	Alumine			Bronze d'Aluminium		
	Epaisseur h (mm)	0,95	1,30	1,56	0,56	0,85
P (N)	a (μm)	a (μm)	a (μm)	a (μm)	a (μm)	a (μm)
156	1100	997	959	1405	1395	1301
100	618	509	468	822	784	702
50	241	182	154	353	289	268
$P_c (N)$	19,3	30,1	35,7	11,3	14,9	20,2
$a_c (mm)$	0,069	0,084	0,090	0,058	0,066	0,077
$K_{Ic} (MPa \cdot \sqrt{m})$	4,90	5,76	6,13	3,50	3,75	4,06

Tableau III-7. Résultats des essais d'indentation interfaciale avec indenteur Knoop.

Revêtement	Alumine			Bronze d'Aluminium		
Épaisseur h (mm)	0,95	1,30	1,56	0,56	0,85	1,05
P (N)	a (μm)					
200	1355	1302	1275	1802	1786	1730
156	944	903	891	1398	1380	1375
100	490	483	470	889	870	898
P_C (N)	49,8	51,5	50,9	50,9	52,6	47,3
a_c (mm)	0,181	0,186	0,184	0,447	0,453	0,436
Kca ($\text{MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$)	4,78	4,74	4,76	1,25	1,27	1,21

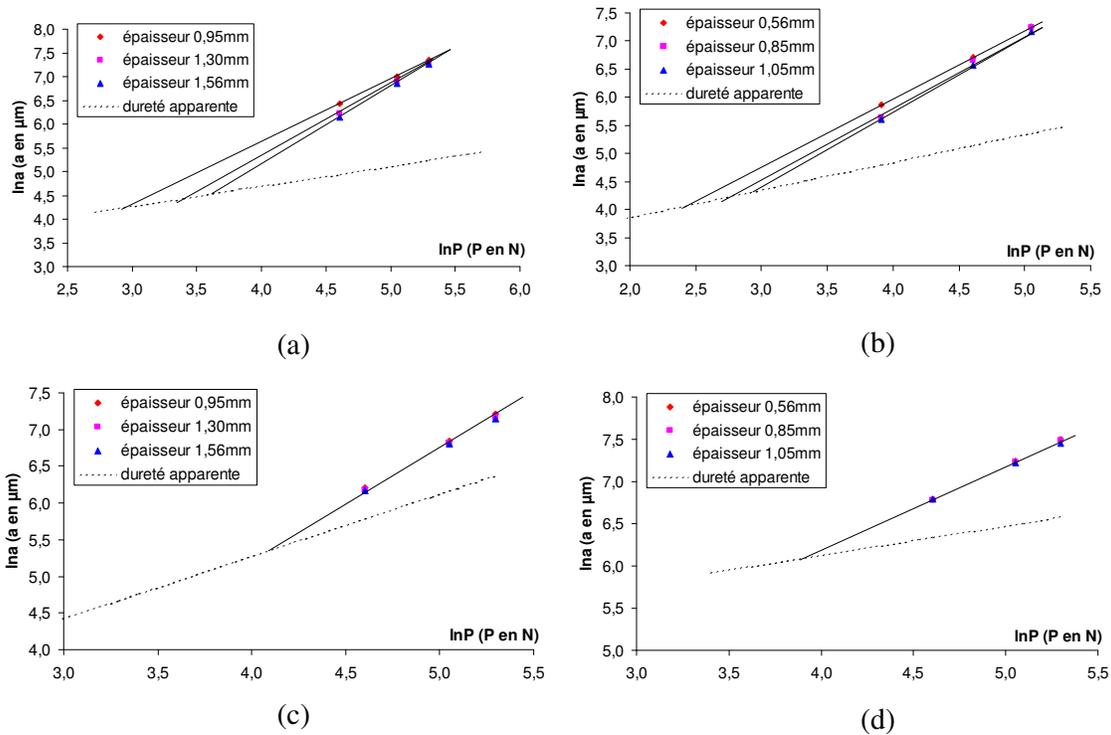


Figure III-2. Droites de fissuration et de dureté apparente dans l'essai d'indentation interfaciale. (a) : Vickers sur Alumine ; (b) : Vickers sur Bronze d'Aluminium ; (c) : Knoop sur Alumine ; (d) Knoop sur Bronze d'Aluminium.

Les essais réalisés à l'aide d'un indenteur Vickers présentent une dépendance à l'épaisseur de revêtement qui est beaucoup plus importante que dans le cas de l'indenteur Knoop.

Monsieur J.D. Guérin de l'Université de Valenciennes nous a fourni des disques de freinage recouverts de différents revêtements dont les caractéristiques apparaissent dans le tableau III-

8. Les essais d'indentation interfaciale menés sur ces échantillons n'ont pas permis de déterminer la droite de fissuration. En effet sur certains il n'a pas été possible de créer de fissure interfaciale même sous une charge très élevée, sur d'autres nous n'avons obtenu qu'un point pour la droite de fissuration.

Tableau III-8. Caractéristiques des revêtements des disques de freinage

Echantillons		Dureté du revêtement (HV20)	Epaisseur du revêtement (mm)	Résultats d'indentation
Substrat	Revêtement			
XC38	Stellite 6 par arc transféré	479	2,03	Pas de fissure
XC38	Base Ni, grade 1	409	1,93	Pas de fissure
XC38	Base Ni, grade 6	436	1,68	Pas de fissure
XC38	Hastelloy C-276	342	1,00	Une seule fissure

2 Forme de la fissure interfaciale

La forme de la fissure interfaciale dans l'essai d'indentation interfaciale joue un rôle très important pour déterminer la ténacité, car elle conditionne la valeur des paramètres fondamentaux de mécanique de la rupture : facteurs d'intensité des contraintes et taux de restitution d'énergie. Il est également indispensable de la connaître pour la modélisation de l'indentation interfaciale par éléments finis.

Choulier a indiqué dans sa thèse qu'une fissure localisée à l'interface d'un échantillon revêtu prend une forme semi-circulaire sous charge d'indentation interfaciale. Les formes de fissures déterminées dans son travail à l'aide d'un marquage à l'encre sont illustrées dans la figure III-3.

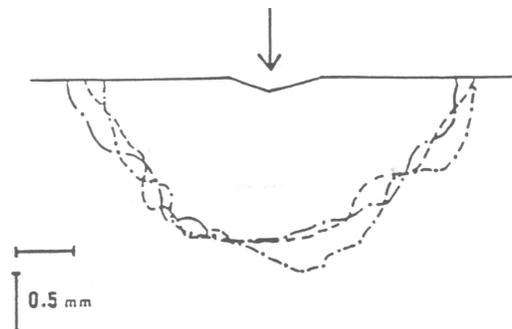


Figure III-3. Forme de fissure observée par Choulier [CHO1989]

Afin de vérifier la forme des fissures interfaciales, une méthode de traitement thermique a été adoptée dans notre travail. L'essai d'indentation interfaciale est tout d'abord effectué sur un

échantillon revêtu. Un chargement suffisamment important est choisi afin d'obtenir une fissure interfaciale de taille suffisante pour faciliter l'observation. Puis l'échantillon est chauffé dans un four sous air afin de provoquer l'oxydation des lèvres de la fissure interfaciale. A l'issue du chauffage, l'échantillon est trempé à l'eau. Grâce au choix d'une température de traitement adéquate, un écart de contraintes très important peut être créé à l'interface (soit par la différence de coefficient de dilatation des matériaux de revêtement et substrat, soit par les transformations de phase des matériaux). Si cet écart de contraintes est convenable, le revêtement sera séparé de son substrat lors de la trempe. La zone correspondant à la fissure interfaciale initiale, plus oxydée que le reste de la surface, peut alors être observée en microscopie optique ou à la loupe binoculaire.

Plusieurs échantillons revêtus ont été utilisés dans le but d'observer la forme des fissures interfaciales : Alumine ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{3TiO}_2$) et Bronze d'Aluminium ($\text{Cu}_{9.5}\text{AlFe}$) projetés par plasma sous air sur acier au carbone, Carbure de chrome ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr25\%}$) projeté par HVOF sur acier allié (28CDV5).

L'essai d'indentation a été réalisé en utilisant deux types d'indenteurs : Vickers et Knoop. La figure III-4 montre les fissures interfaciales obtenues par la méthode de trempe.

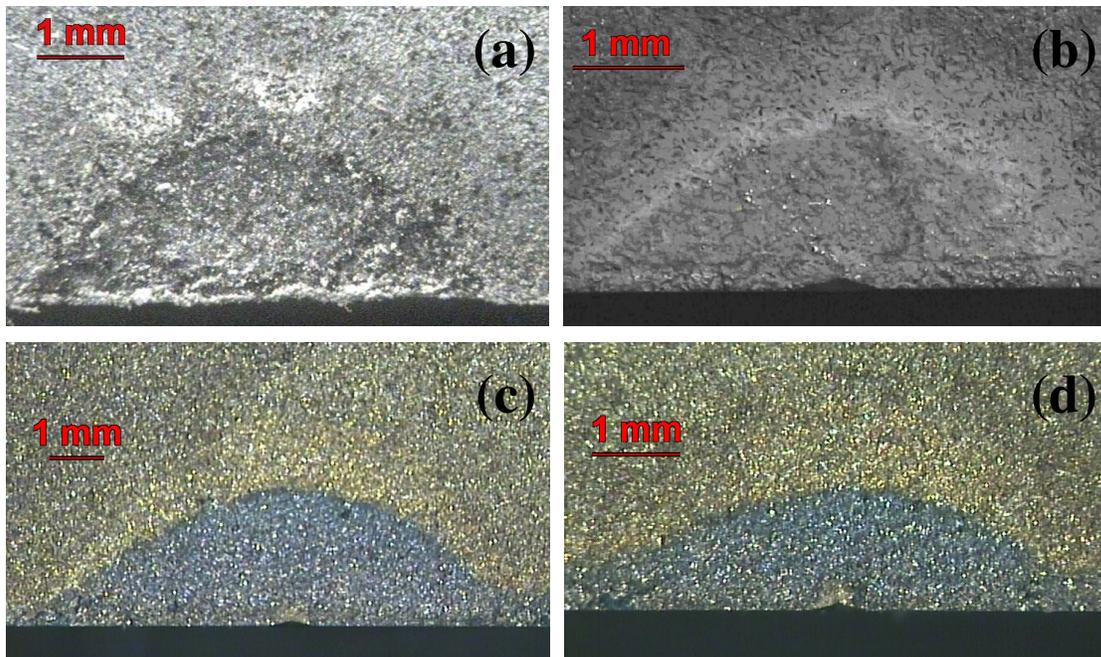


Figure III-4. Fissures observées à l'interface après traitement de trempe : (a) Indentation Vickers sur échantillon Alumine/acier ; (b) Indentation Knoop sur échantillon Alumine/acier ; (c) Indentation Vickers sur Bronze d'Aluminium/acier ; (d) Indentation Knoop sur Bronze d'Aluminium.

L'hypothèse qui sera retenue pour la modélisation est que la fissure interfaciale est de façon générale de forme semi-elliptique. La géométrie de cette demi-ellipse est exprimée par le rapport de la longueur du demi grand axe sur celle du demi petit axe $k = l_1/l_2$, comme illustré dans la figure III-5.

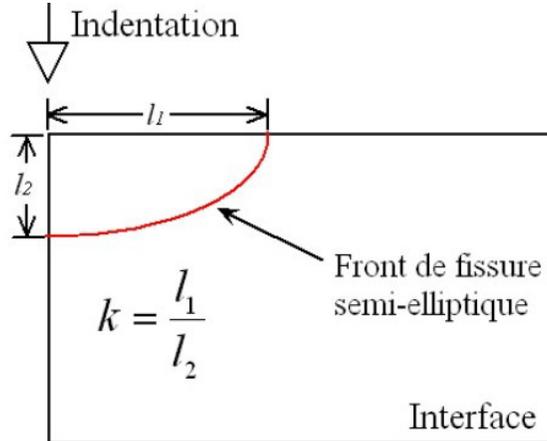


Figure III-5. Expression de la géométrie d'une demi-ellipse.

Les géométries des fissures interfaciales obtenues par plusieurs essais sur différents couples revêtement/substrat en utilisant la méthode décrite ci-dessus sont rassemblées dans le tableau III-9.

Tableau III-9. Géométries des fissures interfaciales pour différents couples de matériaux

Echantillon	Acier/Alumine						Acier/Bronze d'Aluminium						Acier/Carbure de chrome	
	Vickers			Knoop			Vickers			Knoop			Vickers	Knoop
Indenteur	h1	h2	h3	h1	h2	h3	h4	h5	h6	h4	h5	h6	h7	h7
Epaisseur (mm)	1,08	1,30	1,56	1,08	1,30	1,56	0,60	0,85	1,05	0,60	0,85	1,05	0,56	0,56
k essai 1	1,339	1,240	1,228	1,613	1,710	1,677	1,658	1,846	1,753	2,041	2,154	2,236	1,425	2,231
k essai 2	1,272	1,323	1,264	1,620	1,652	1,559	1,714	1,785	1,792	2,048	2,025	2,126	1,433	2,072
k essai 3	1,338	1,320	1,321	1,653	1,667	1,684	1,810	1,745	1,825	2,081	2,087	2,025	1,385	1,990
k essai 4	1,320	1,295	1,322	1,751	1,635	1,694	1,811	1,821	1,801	2,096	2,125	1,995	1,359	1,956
k essai 5	1,283	1,310	1,295	1,670	1,704	1,685	1,856	1,804	1,745	2,120	2,245	2,145	1,540	2,102
Valeur moyenne de k	1,310	1,297	1,286	1,661	1,674	1,659	1,770	1,800	1,783	2,077	2,127	2,105	1,428	2,070

On constate d'après le Tableau III-9 que la forme de la fissure interfaciale varie en fonction des matériaux du couple étudié et du type d'indenteur choisi. Les valeurs moyennes du rapport k pour les échantillons constitués des mêmes matériaux avec des épaisseurs différentes sont assez proches. Les comparaisons du paramètre k obtenu par les deux types d'indenteurs (Vickers et Knoop) pour les différents échantillons sont présentées dans les Figures III-6 et III-7.

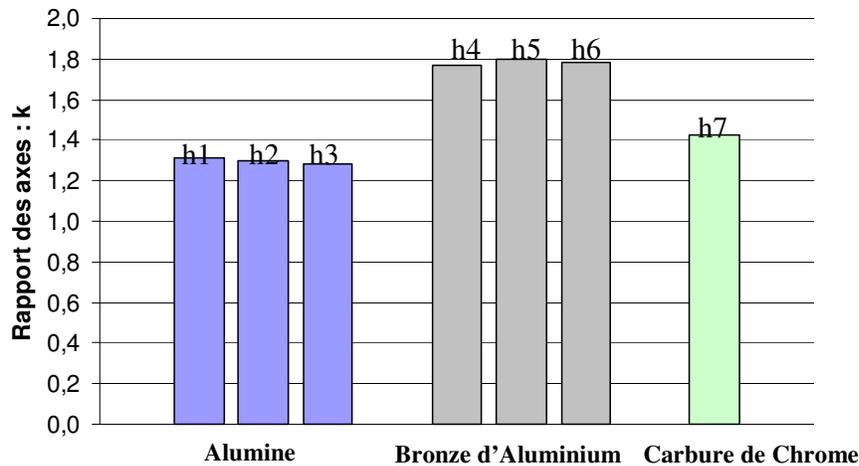


Figure III-6. Paramètres géométriques k de la fissure semi-elliptique engendrée par l'indentation Vickers pour différents couples de matériaux.

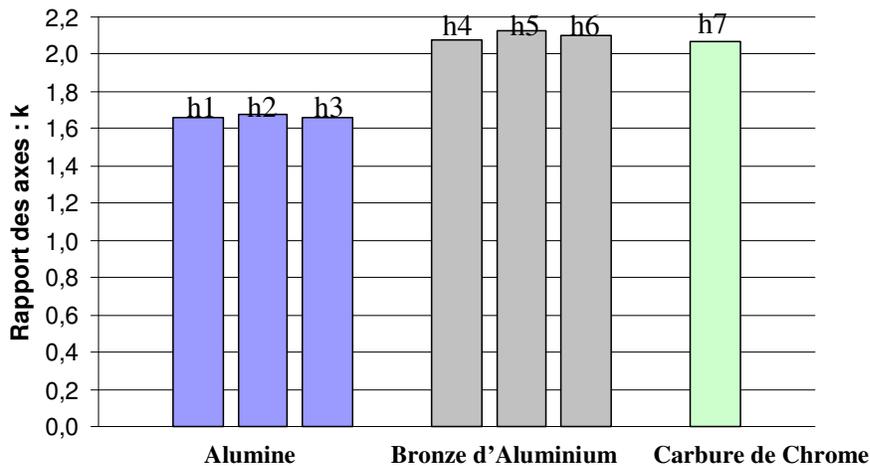


Figure III-7. Paramètres géométriques k de la fissure semi-elliptique engendrée par l'indentation Knoop pour différents couples de matériaux.

Des essais d'indentation interfaciale supplémentaires ont été menés à des charges très élevées, suffisantes pour provoquer un écaillage local du revêtement d'alumine, fragile. L'observation

directe de la forme de la fissure interfaciale est alors possible à la loupe binoculaire. (Figure III-8). Elle confirme les résultats précédents.

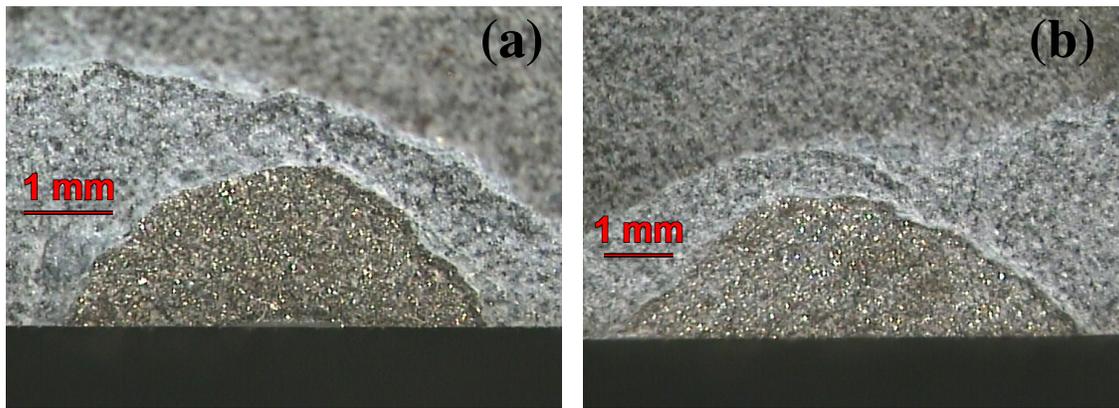


Figure III-8. Formes de fissures obtenues par un chargement important sur le couple Alumine/acier : (a) Indentation Vickers sur échantillon Alumine/acier ; (b) Indentation Knoop sur échantillon Alumine/acier.

3 Détermination des profils de contraintes résiduelles

Dans l'objectif d'étudier l'influence des contraintes résiduelles sur la fissuration et par suite sur la valeur de la ténacité interfaciale obtenue par l'essai d'indentation, il est nécessaire de connaître la répartition des contraintes dans l'épaisseur de l'échantillon. La méthode du perçage incrémental a été utilisée afin de déterminer la répartition des contraintes résiduelles dans les échantillons revêtus.

3.1 Méthode du perçage incrémental

Dans la méthode du perçage classique, l'enlèvement de matière s'effectue par perçage, à l'aide d'un foret, d'un trou situé au centre d'une rosette formée de 3 jauges d'extensométrie. Cette méthode s'applique bien lorsque les contraintes sont homogènes dans l'épaisseur. En présence d'un gradient de contraintes, elle ne fournit qu'une valeur moyenne de la contrainte.

Pour pouvoir caractériser la répartition des contraintes en profondeur, la méthode du perçage incrémental a été développée [LU1986, MON2002]. Elle consiste à percer un trou pas à pas, au centre d'une rosette constituée de jauges d'extensométrie. A chaque incrément de perçage, les déformations mesurées sur les jauges sont reliées aux contraintes par l'intermédiaire de deux coefficients de calibrage A_m et B_m . Ces coefficients sont déterminés par une simulation

numérique, visant à quantifier l'influence, sur l'état de contrainte global de la pièce, d'une modification de l'état de contrainte imposée dans une couche d'épaisseur donnée.

Dans notre étude, nous nous sommes appuyés sur la théorie de Lu [LU1986] qui considère que l'élimination des contraintes, due au perçage d'un trou de diamètre d et de profondeur H dans une pièce où la distribution de contraintes peut être discrétisée (représentée sur la figure III-9), est équivalente à l'application d'une contrainte de signe opposé. Par définition, les contraintes déterminées par cette méthode ne peuvent présenter de variation brutale, à moins de choisir un incrément de perçage extrêmement faible, ce qui est très difficile expérimentalement. L'application de cette méthode à des échantillons revêtus suppose et implique donc que les profils obtenus ne présentent pas de "saut" de contrainte à l'interface.

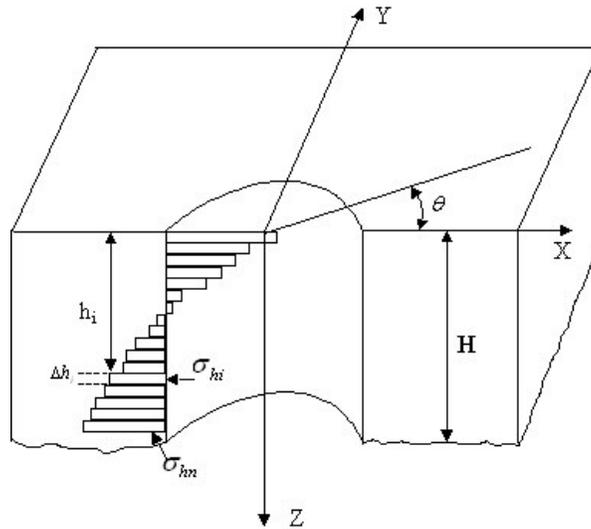


Figure III-9. Evolution de la distribution des contraintes résiduelles en profondeur [LU1986].

En notant Δh_i l'épaisseur de couche enlevée, h_i la profondeur de cette couche, σ_{1hi} et σ_{2hi} les contraintes principales dans cette couche et n le nombre de pas, la contribution ε_{in} de la couche i à la valeur de la déformation totale mesurée en surface lors du $n^{\text{ième}}$ incrément de perçage s'exprime par [LU1986]:

$$\begin{cases} \varepsilon_{in}^1 = A_{in}(\sigma_{1hi} + \sigma_{2hi}) + B_{in}(\sigma_{1hi} - \sigma_{2hi}) \cos 2\theta_i \\ \varepsilon_{in}^2 = A_{in}(\sigma_{1hi} + \sigma_{2hi}) + B_{in}(\sigma_{1hi} - \sigma_{2hi}) \cos 2(\theta_i + \varphi) \\ \varepsilon_{in}^3 = A_{in}(\sigma_{1hi} + \sigma_{2hi}) + B_{in}(\sigma_{1hi} - \sigma_{2hi}) \cos 2(\theta_i + \psi) \end{cases} \quad (\text{III-2})$$

où les exposants 1, 2 et 3 correspondent aux directions radiales des trois jauges d'extensométrie, θ_i est l'angle que fait la jauge avec la direction de contrainte principale 1,

φ est l'angle que fait la jauge 1 avec la jauge 2,

ψ est l'angle que fait la jauge 1 avec la jauge 3.

A la $n^{\text{ième}}$ étape du perçage, lorsque la profondeur totale du trou est h_n , les déformations dues aux couches enlevées sont :

$$\begin{cases} \varepsilon_n^1 = \varepsilon_{mn}^1 - \sum_{i=1}^{n-1} \varepsilon_{in}^1 \\ \varepsilon_n^2 = \varepsilon_{mn}^2 - \sum_{i=1}^{n-1} \varepsilon_{in}^2 \\ \varepsilon_n^3 = \varepsilon_{mn}^3 - \sum_{i=1}^{n-1} \varepsilon_{in}^3 \end{cases} \quad (\text{III-3})$$

où ε_{mn} est la déformation totale mesurée à la surface d'échantillon après le $n^{\text{ième}}$ enlèvement et ε_n la déformation due à la couche enlevée, c'est-à-dire la couche n .

A l'aide de ces relations, il est possible de calculer les trois inconnues θ_n , σ_{1hn} et σ_{2hn} dans le cas où la mesure est effectuée à l'aide d'une rosette à 45° (figure III-10), pour laquelle $\varphi = 225^\circ$ et $\psi = 90^\circ$:

$$\begin{cases} \theta_n = \frac{1}{2} \tan^{-1} \left[\frac{\varepsilon_n^1 - 2\varepsilon_n^2 + \varepsilon_n^3}{\varepsilon_n^1 - \varepsilon_n^3} \right] \\ \sigma_{1hn} = \frac{\varepsilon_n^1 (A_{nn} + B_{nn} \sin 2\theta_n) - \varepsilon_n^2 (A_{nn} - B_{nn} \cos 2\theta_n)}{2A_{nn} B_{nn} (\sin 2\theta_n + \cos 2\theta_n)} \\ \sigma_{2hn} = \frac{\varepsilon_n^2 (A_{nn} + B_{nn} \cos 2\theta_n) - \varepsilon_n^1 (A_{nn} - B_{nn} \sin 2\theta_n)}{2A_{nn} B_{nn} (\sin 2\theta_n + \cos 2\theta_n)} \end{cases} \quad (\text{III-4})$$

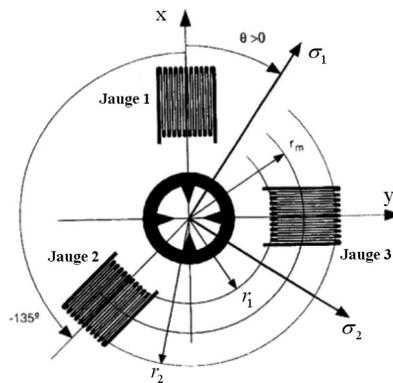


Figure III-10. Rosette de jauges à 45°

L'obtention des solutions des équations (III-4), nécessite de déterminer les coefficients A_{in} et B_{in} , qui dépendent du diamètre du trou, de la position des jauges d'extensométrie, de la

position de la couche i et de la profondeur du trou. Ceci est réalisé par une simulation numérique consistant à appliquer divers chargements en bord du trou à chaque incrément. Les coefficients de calibrage sont ainsi calculés pour un incrément de profondeur fixée. Ces coefficients sont indépendants de la taille de l'échantillon, qui est considéré comme semi-infini.

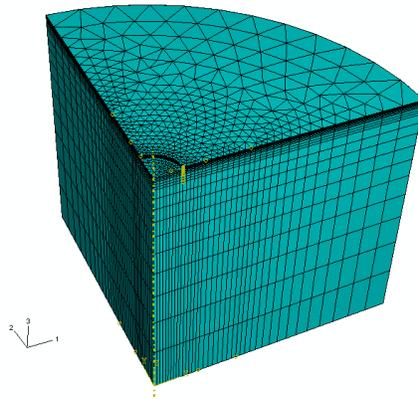


Figure III-11. Maillage en éléments finis pour la méthode du perçage incrémental.

Un modèle d'éléments finis tridimensionnel, représenté dans la figure III-11, a été établi pour déterminer les coefficients de calibrage. Du fait de la symétrie du problème, seul un quart d'échantillon cylindrique est modélisé. Le modèle a été maillé avec des éléments pentaèdres à six nœuds d'ABAQUS : C3D6, soit un total de 21049 éléments. Des propriétés mécaniques différentes ont été attribuées au substrat et au revêtement. L'introduction d'un trou borgne est simulée par la désactivation d'éléments dans la zone où le matériau est enlevé. Trois étapes de perçage sont présentées dans la figure III-12.

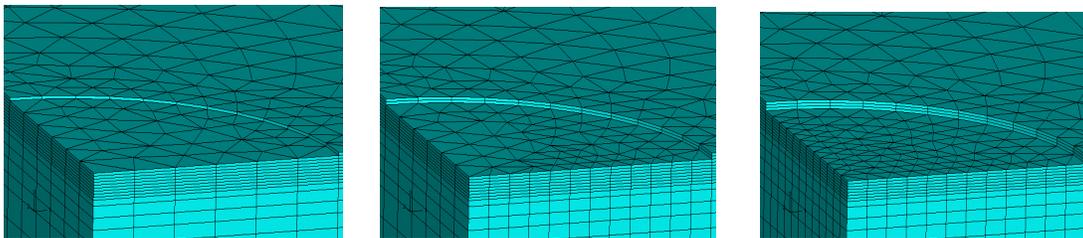


Figure III-12. Réalisation des trois premiers perçages du trou dans le modèle d'éléments finis.

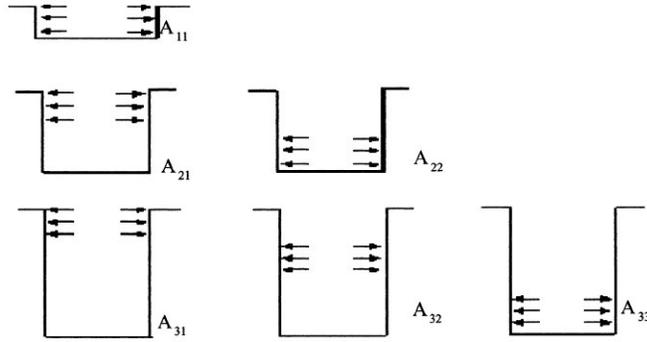


Figure III-13. Chargement de contrainte correspondant aux coefficients de calibrage A_{in} (MON2002).

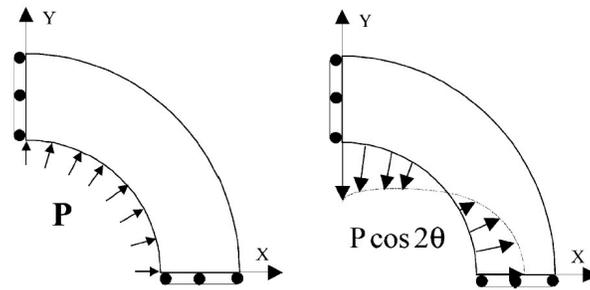


Figure III-14. Chargement de contrainte correspondant aux coefficients de calibrage A_{in} (à gauche) et B_{in} (à droite) (MON2002).

Pour calculer les coefficients A_{in} et B_{in} , deux chargements spécifiques sont appliqués aux éléments formant le bord du trou, à chaque étape du perçage.

1). Une pression axisymétrique $\sigma_1 = \sigma_2 = P$ (Figures III-13 et III-14) est appliquée pour déterminer A_{in} . La formule (III-2) s'écrit alors :

$$\varepsilon_{in} = A_{in}(\sigma_{1hi} + \sigma_{2hi}) = 2A_{in}\sigma_{hi} \quad (\text{III-5})$$

avec $\sigma_{hi} = \sigma_{1hi} = \sigma_{2hi}$

La simulation numérique permet de calculer les déplacements radiaux U à la surface lorsque le chargement est appliqué. La déformation peut s'exprimer en fonction des déplacements par la relation suivante :

$$\varepsilon_{in} = \frac{U_{in}(r_2, \theta_n) - U_{in}(r_1, \theta_n)}{r_2 - r_1} \quad (\text{III-6})$$

où r_1 et r_2 sont les distances entre le centre du trou et chacune des extrémités d'une jauge (Figure III-9).

Le coefficient A_{in} peut ensuite être obtenu par la relation :

$$A_{in} = \frac{U_{in}(r_2, \theta_n) - U_{in}(r_1, \theta_n)}{2P \times (r_2 - r_1)} \quad (\text{III-7})$$

2). Une contrainte normale égale à $P \cdot \cos 2\theta$ pour chaque étape est ensuite appliquée. Dans cette condition, on a $\sigma_1 = -\sigma_2 = P$, et les simplifications qui en découlent permettent de calculer B_{in} . La formule (III-2) devient :

$$\varepsilon_{in} = B_{in}(\sigma_{1hi} - \sigma_{2hi}) \cos 2\theta_i = 2P \cdot B_{in} \cos 2\theta_i \quad (\text{III-8})$$

Et le coefficient B_{in} peut être obtenu par:

$$B_{in} = \frac{U_{in}(r_2, \theta_n) - U_{in}(r_1, \theta_n)}{2P \times (r_2 - r_1) \cdot \cos 2\theta_i} \quad (\text{III-9})$$

3.2 Profils obtenus sur des revêtements de bronze d'aluminium déposés par projection thermique plasma sous air

Nous avons appliqué la méthode du perçage incrémental à la détermination des contraintes résiduelles dans des échantillons en acier revêtus de Bronze d'Aluminium (Cu9.5Al1Fe) projetés par projection thermique plasma sous air. Les mesures ont été effectuées sur deux échantillons dont les épaisseurs de revêtement sont respectivement 0,60mm et 0,85mm. Les propriétés mécaniques des matériaux sont données dans le tableau III-10. Les caractéristiques élastiques du revêtement de bronze d'aluminium ont été déterminées par méthode ultrasonore au laboratoire d'évaluation non destructive de l'Ecole des Mines de DOUAI.

Tableau III-10. Propriétés mécaniques des échantillons revêtus.

Matériaux	Bronze d'Aluminium	Acier
Module d'Young E (GPa)	58,2	200
Coefficient de Poisson ν	0,36	0,3

Les répartitions des contraintes résiduelles dans les échantillons sont illustrées dans les figures III-15 et III-16. Les valeurs des déformations mesurées et des contraintes principales calculées sont rassemblées en annexe 1.

L'évolution des contraintes est similaire à celle obtenue par Montay [MON2002] pour un revêtement de ZrO_2 à 8% Y_2O_3 . On observe des variations importantes du niveau de contraintes, toutefois, on n'observe pas d'écart notable entre les deux côtés de l'interface

revêtement/substrat. De plus on constate que les deux contraintes principales sont de même signe, et évoluent de façon identique dans la profondeur de l'échantillon.

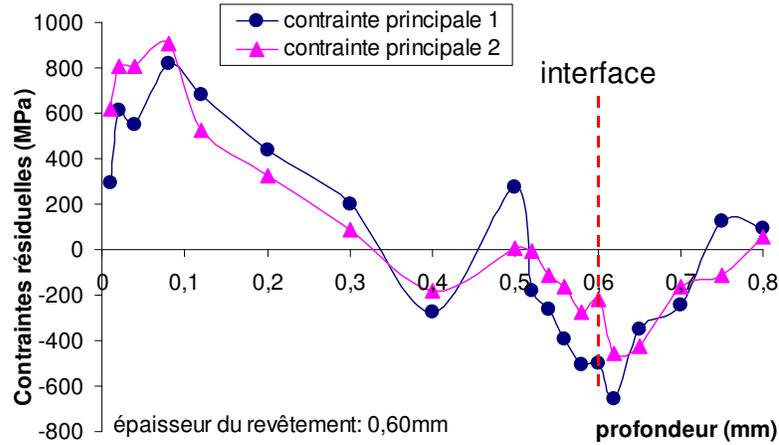


Figure III-15. Contraintes résiduelles déterminées par la méthode du perçage incrémental sur échantillon Acier inoxydable revêtu de Bronze d'Aluminium (épaisseur du revêtement 0,60mm).

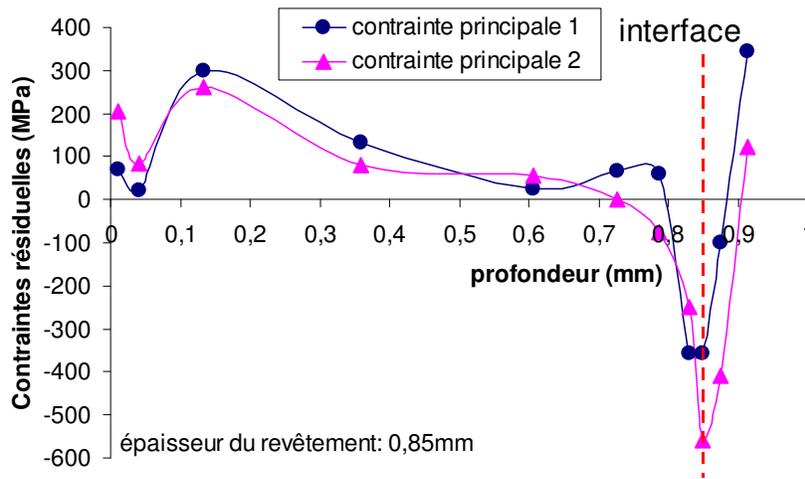


Figure III-16. Contraintes résiduelles déterminées par la méthode du perçage incrémental sur échantillon Acier inoxydable revêtu de Bronze d'Aluminium (épaisseur du revêtement 0,85mm).

La méthode de la dissolution a été utilisée pour déterminer la répartition des contraintes résiduelles dans les disques fournis par M. Guérin. Malheureusement les résultats ne sont pas exploitables.

4 Conclusions

Les résultats des essais d'indentation interfaciale, qui serviront de critère d'arrêt à la propagation de fissure dans le chapitre VII ont été présentés.

Nous avons réussi à observer la forme des fissures interfaciales provoquées par indentation sur plusieurs échantillons revêtus. Il apparaît que c'est une forme semi-elliptique qui dépend des propriétés mécaniques des matériaux et de la forme de l'indenteur.

Nous avons déterminé la répartition des contraintes résiduelles dans des échantillons revêtus de Bronze d'Aluminium par la méthode du perçage incrémental. Nous avons vu que les contraintes résiduelles sont en compression à l'interface et qu'il n'y a pas de changement de signe de contrainte à l'interface.

Le chapitre IV va maintenant présenter les caractéristiques numériques des différents modèles réalisés.

Chapitre IV : Choix du modèle numérique utilisé pour simuler l'essai d'indentation interfaciale

1 Introduction

Le modèle analytique utilisé au laboratoire de Mécanique de Lille pour calculer la ténacité interfaciale est basé 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. On peut donc associer une ténacité interfaciale à la fissuration provoquée par un essai d'indentation. Dans ce modèle, c'est le point critique d'amorçage qui est considéré dans les calculs car son unicité pour un couple de matériaux donné a été observée. En effet, le processus de fissuration ne conduit pas, contrairement à la théorie établie pour les matériaux massifs fragiles, au rapport classique constant entre charge et longueur de fissure : $P^2/a^3 = \text{Constante}$.

L'idée proposée dans ce travail est d'étudier le processus de fissuration à l'aide de la méthode des éléments finis dans le double objectif de vérifier l'applicabilité du modèle analytique (les hypothèses sont-elles suffisamment réalistes ?) et d'utiliser la partie extension des fissures sous chargement croissant pour calculer une énergie de fissuration puis une ténacité interfaciale, que l'on pourra comparer aux résultats du calcul analytique.

Pour cela, on établira d'abord un modèle stationnaire de la fissure pour déterminer les paramètres fondamentaux de la fissure, K et G , ainsi que pour évaluer les influences de la géométrie, des propriétés mécaniques et de l'état de contraintes résiduelles sur le comportement de la fissure interfaciale.

On recherchera ensuite une valeur de la ténacité interfaciale à l'aide d'un second modèle numérique qui va s'intéresser à la propagation de la fissure interfaciale dans le domaine élastique linéaire. L'amorçage de l'endommagement le long du front de fissure sera aussi étudié par un modèle d'éléments cohésifs.

La modélisation sera réalisée avec deux codes commerciaux ABAQUS 6.5 [ABA2005] et ZENCRACK 7.3 [ZEN2004]. ABAQUS est un logiciel très général de calcul en mécanique, adapté en particulier aux calculs non linéaires. ZENCRACK est un logiciel de prévision du

comportement en fissuration tridimensionnelle sous sollicitation de fatigue ou chargement statique. Une présentation de ce code se trouve en annexe 2.

2 Description du modèle : hypothèses et pré-conditions

La modélisation numérique de l'essai d'indentation à l'interface d'un échantillon revêtu est lourde car elle nécessite de considérer les trois dimensions de l'espace. De plus, le comportement d'une fissure à l'interface d'un échantillon revêtu est extrêmement compliqué à simuler, car il dépend de nombreux paramètres difficiles à déterminer expérimentalement tels que les propriétés mécaniques à l'interface, l'amorçage de la fissure, le mode d'endommagement du matériau, le frottement matériau/indenteur, etc...

Aussi, en se basant sur ce que nous avons constaté dans la bibliographie concernant l'utilisation de l'essai d'indentation pour la détermination de la ténacité des matériaux massifs fragiles, et en considérant les résultats expérimentaux obtenus, plusieurs hypothèses ou pré-conditions seront retenues dans notre modélisation numérique.

2.1 Géométrie et conditions aux limites

Le dispositif d'indentation interfaciale et les conditions aux limites choisies sont représentés schématiquement dans la figure IV-1. Etant donnée la symétrie du problème, seule la moitié de l'échantillon revêtu sera modélisée.

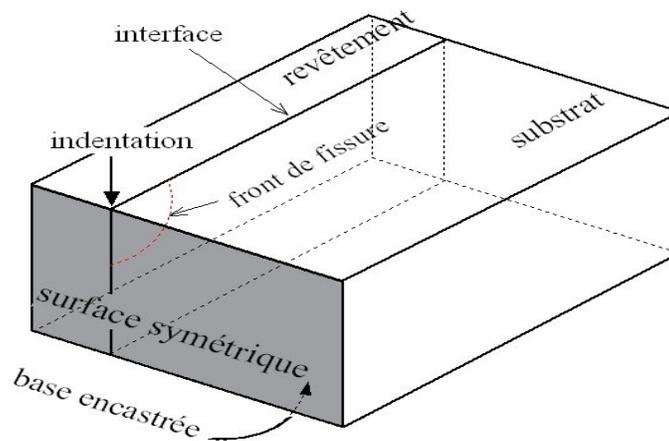


Figure IV-1. Représentation de l'échantillon d'essai d'indentation interfaciale.

Lors de l'essai d'indentation interfaciale on mesure la longueur des fissures à partir du moment où elles débouchent à la surface examinée, lorsque la charge atteint sa valeur

critique. Toutefois, l'amorçage se produit sous la surface, pour des charges sous-critiques. D'après la bibliographie, comme indiqué dans le chapitre précédent [LAW1979] et [BIN1984], l'amorçage de la fissure lors d'un essai d'indentation Vickers débute dans la zone la plus profonde déformée plastiquement sous la surface à étudier. La loi d'endommagement du matériau étant inconnue, nous ne pouvons modéliser l'amorçage. Nous pouvons en revanche considérer l'empreinte d'indentation à charge critique définie précédemment comme un défaut initial qui va se propager pour des charges supérieures. Numériquement, il n'est pas possible de calculer les facteurs d'intensité des contraintes aux arêtes d'une empreinte produite sous l'effet d'une grande déformation plastique du matériau. C'est pourquoi notre modèle considère une fissure initiale plane se trouvant à l'interface, qui représente un défaut initial avant de faire pénétrer l'indenteur.

Dans notre modèle numérique, on impose que la fissure s'amorce et se propage seulement dans le plan d'interface revêtement/substrat. En effet, lors des essais d'indentation interfaciale on n'observe pas, comme dans les matériaux massifs fragiles, de fissure perpendiculaire à l'interface. La liaison à l'interface revêtement/substrat est toujours plus faible que dans les autres directions. Par conséquent, il est plus facile pour la fissure de se former et de se propager le long de cette interface.

L'échantillon est modélisé par deux couches correspondant respectivement au substrat et au revêtement. L'adhésion du revêtement est supposée parfaite dans toute l'interface, excepté dans la zone fissurée, qui est modélisée par deux blocs-fissure situés de part et d'autre de l'interface. Puisqu'un modèle symétrique a été choisi, la fissure semi-circulaire initiale est modélisée à l'aide d'un bloc-fissure en forme de quart de cercle. On verra dans la suite que l'on peut utiliser un quart d'ellipse.

2.2 Chargement et lois de comportement

Le modèle comprend la représentation du pénétrateur (Vickers ou Knoop), qui est considéré comme infiniment rigide. Le contact entre le pénétrateur et la surface de l'échantillon est supposé à coefficient de frottement nul, de même que le contact entre les lèvres de fissure. L'application de la charge est effectuée en statique : le chargement sur l'indenteur augmente en fonction du temps jusqu'à atteindre la valeur souhaitée.

Dans la modélisation numérique de l'essai d'indentation interfaciale, nous considérerons le plus souvent le processus de chargement de l'indenteur. Cependant la bibliographie a révélé deux points importants concernant l'extension de la fissure interfaciale après le retrait d'indenteur (II.4.2) : les contraintes résiduelles dues à la zone de déformation plastique vont encore étendre la fissure, notamment pour les nœuds proches de la surface à pénétrer, et la partie profonde de la fissure va se refermer durant le déchargement. L'étude du processus de déchargement d'essai d'indentation interfaciale est limitée par les hypothèses et conditions de la théorie de la mécanique de la rupture élasto-plastique. Mais nous pourrions le considérer à l'aide d'un modèle dit "de zone cohésive" qui sera présenté dans la suite.

Deux types d'analyses sont menés grâce au modèle : une analyse stationnaire et une analyse de propagation.

Dans le premier cas, les paramètres d'intérêt, tels que les valeurs des facteurs d'intensité des contraintes ou du taux de restitution d'énergie sont déterminées, sur les lèvres de la fissure que l'on considère comme immobile.

Dans le deuxième cas, il est nécessaire de choisir un critère d'arrêt de la propagation de la fissure. Les valeurs des facteurs d'intensité des contraintes ou du taux de restitution d'énergie correspondent alors à des valeurs critiques qui peuvent être calculées pour caractériser la ténacité de l'échantillon revêtu. Nous ne disposons pas de loi de propagation pour un tel chargement, contrairement aux lois qui existent pour des chargements de fatigue, telles que les lois de Paris et de Walker [PAR1963, WAL1970] :

$$\text{Loi de Paris : } \frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n \quad (\text{IV-1})$$

$$\text{Loi de Walker : } \frac{da}{dN} = C_0 [\Delta K (1 - R)^{(m-1)}]^n \quad (\text{IV-2})$$

Avec da/dN vitesse de propagation
 a longueur de la fissure
 N nombre de cycles appliqués
 $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ variation de K pour un cycle de charge
 C, C_0, m, n caractéristiques du matériau
 R rapport $\frac{K_{\min}}{K_{\max}}$

Dans notre modèle, ce sont les résultats expérimentaux qui serviront de critère d'arrêt pour la propagation des fissures. On suppose que la taille de la fissure initiale, pourvu qu'elle soit suffisamment petite devant la taille finale, n'exerce pas d'influence sur les valeurs finales de K_I et G . Voyons maintenant comment déterminer ces paramètres.

2.3 Détermination des paramètres de rupture de la fissure K et G

Dans le cas d'une analyse élastique linéaire, les facteurs d'intensité des contraintes K peuvent être extraits des déplacements relatifs des nœuds sur les lèvres de la fissure. Un système de coordonnées locales est alors créé pour permettre le calcul des déplacements relatifs des paires de nœuds sur le front et la lèvres de la fissure dans les différents modes d'ouverture I, II et III. La figure IV-2 représente un bloc-fissure avec un front de fissure en forme de quart de cercle sur lequel les coordonnées locales sont indiquées.

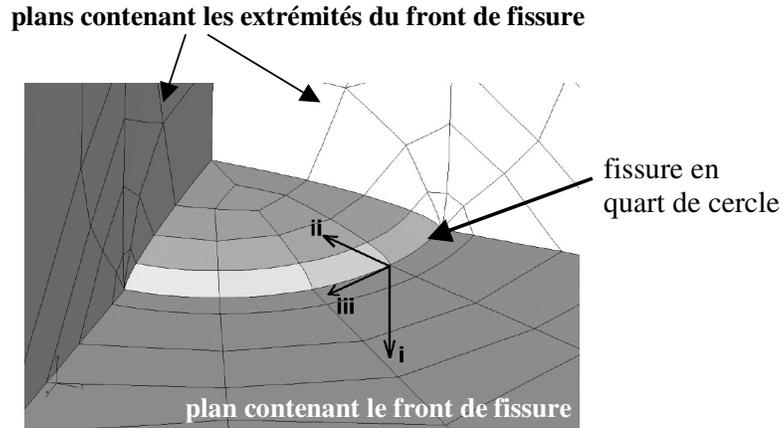


Figure IV-2. Directions d'ouverture locales d'un nœud sur le front de fissure.

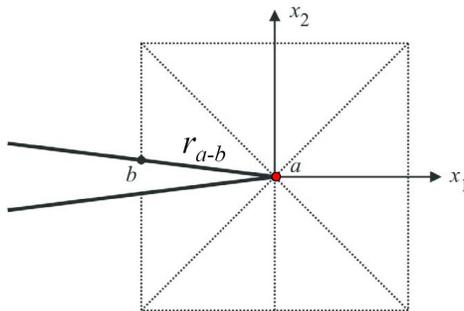


Figure IV-3. Extraction des facteurs d'intensité des contraintes à partir des déplacements des points sur la lèvres de la fissure.

La figure IV-3 représente un point b à une distance r_{a-b} de la pointe de fissure a . Les expressions générales des facteurs d'intensité des contraintes sont :

$$\begin{aligned} K_I &= \frac{E(V_b - V_a)}{4B} \sqrt{\frac{2\pi}{r_{a-b}}} \\ K_{II} &= \frac{E(U_b - U_a)}{4B} \sqrt{\frac{2\pi}{r_{a-b}}} \\ K_{III} &= \mu(W_b - W_a) \sqrt{\frac{\pi}{2r_{a-b}}} \end{aligned} \quad (IV-3)$$

avec $B = 1 - \nu^2$ en déformations planes ; $B = 1$ en contraintes planes. μ est le module de cisaillement qui est égal à $\frac{E}{2(1+\nu)}$. ν est le coefficient de Poisson. U , V et W sont les déplacements dans les directions i, ii et iii (Figure IV-2).

Pour une fissure dans un matériau homogène et isotrope, une valeur du taux de restitution d'énergie peut être calculée à partir des facteurs d'intensité des contraintes :

$$G_{equiv} = \frac{B}{E} (K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1}{2\mu} K_{III}^2 \quad (IV-4)$$

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 délicate pour une fissure se situant à l'interface de deux matériaux différents, comme c'est le cas pour une fissure interfaciale. Le logiciel ZENCRACK indique que la précision du calcul est limitée [ZEN2004]. Cependant, ABAQUS propose dans ce cas d'utiliser la méthode intégrale d'interaction développée par Shih [SHI1988] 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 élastique linéaire. 7 contours peuvent être calculés par ZENCRACK. 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 [BRO2001].

3 Modèle numérique utilisé pour l'essai d'indentation interfaciale

La modélisation de la propagation de fissure nécessite l'utilisation du logiciel ZENCRACK. Toutefois, la précision de l'extraction des facteurs d'intensité des contraintes dans le cas des analyses stationnaires est réputée moins performante que celle du logiciel ABAQUS. C'est pourquoi il est important de comparer les résultats obtenus par les deux codes.

3.1 Réalisation des modèles

Dans les deux cas, le maillage de l'échantillon non fissuré est réalisé sous ABAQUS (figure IV-4). Dans ce maillage, deux éléments doivent être remplacés par des blocs-fissure.

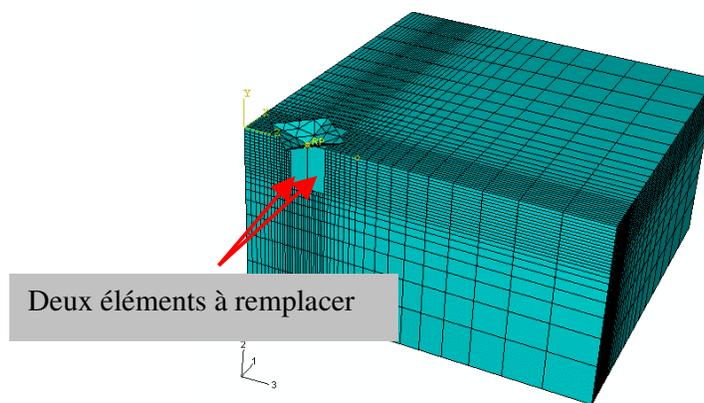


Figure IV-4. Présentation du maillage d'échantillon non fissuré généré par ABAQUS.

Le nombre de blocs-fissure disponibles dans la base de données de ZENCRACK est limité. Nous avons choisi le plus raffiné, qui comporte 17 nœuds sur le front de fissure (figure IV-5).

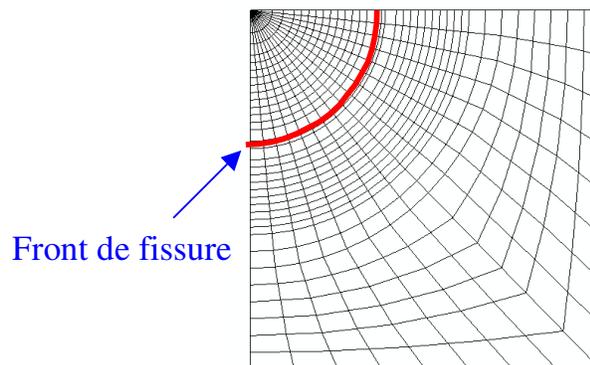


Figure IV-5. Front de fissure en quart de cercle généré avec le bloc *sq3968x16* de ZENCRACK.

Celui-ci est rattaché au reste du maillage par l'option d'attachement de surface de ABAQUS, et une couche d'éléments de transition est créée pour compenser la différence de raffinement entre les maillages du bloc-fissure et du reste de l'échantillon (figure IV-6).

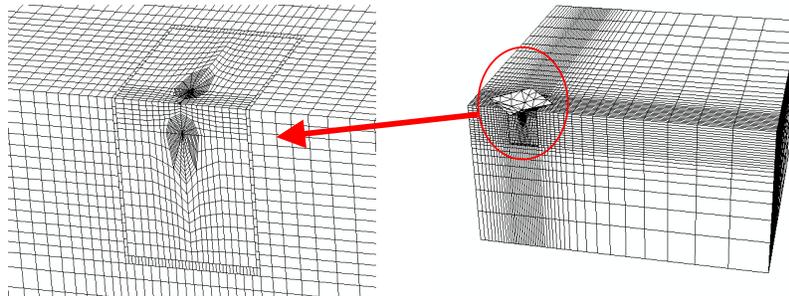


Figure IV-6. Maillage de modèle fissuré avec éléments de transition autour des blocs-fissure.

Dans le modèle réalisé sous ABAQUS, la fissure interfaciale est générée dans les "deux éléments à remplacer" de la figure IV-4 par les propres fonctions de fissuration intégrées dans ABAQUS, par une technique similaire à celle du bloc-fissure (figure IV-7). Ce dernier est également attaché au reste du maillage par l'option d'attachement de surface. Il est possible dans ce cas de faire varier le nombre de nœuds sur le front de fissure.

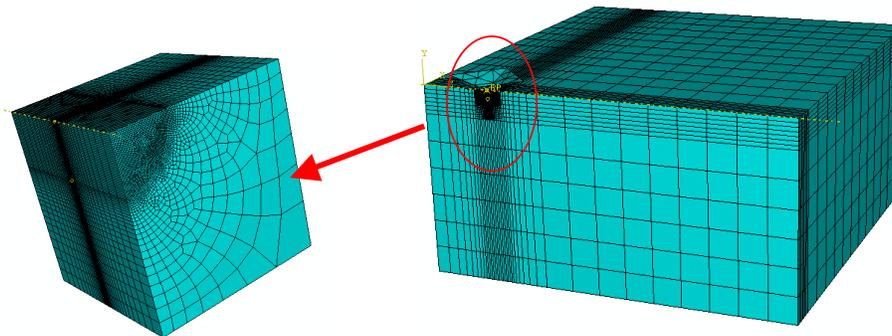


Figure IV-7. Maillage de modèle fissuré généré par ABAQUS.

Comme les deux modèles n'ont pas le même nombre de nœuds sur le front de fissure, un angle α sert de référence pour indiquer la position du point pour lequel les facteurs d'intensité des contraintes et le taux de restitution d'énergie sont calculés (Figure IV-8). Dans cette figure $\alpha = 0^\circ$ représente le nœud superficiel à l'interface revêtement/substrat ; $\alpha = 90^\circ$ correspond au nœud le plus profond sur le front de fissure.

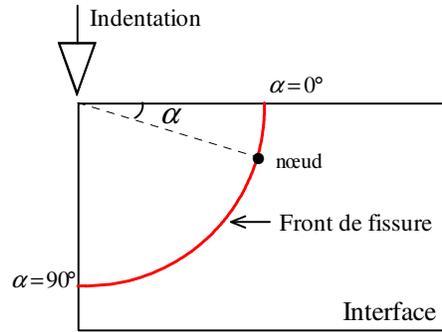


Figure IV-8. Expression de la position des nœuds sur le front de fissure à l'interface par un angle α .

Les dimensions du substrat sont $2 \times 2 \times 1 \text{ mm}^3$. L'épaisseur du revêtement est de 0,37 mm. Le volume total des deux éléments à remplacer est $0,25 \times 0,25 \times 0,25 \text{ mm}^3$. L'élément choisi pour modéliser le revêtement et le substrat est un élément hexaèdre à 8 nœuds (C3D8R dans ABAQUS). Dans les deux modèles, les propriétés mécaniques attribuées au revêtement et au substrat correspondent respectivement à celles du $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ et de la fonte grise. Les modules d'Young du substrat et du revêtement sont respectivement 105 GPa et 125 GPa (cf. Tableau III-2). Deux coefficients de Poisson ont été choisis pour le substrat et le revêtement : 0,26 et 0,30. La fissure initiale semi-circulaire a un rayon de 0,045 mm. Une analyse stationnaire est menée, en considérant un comportement élastique linéaire des matériaux.

La démarche de comparaison nécessite tout d'abord d'évaluer l'influence des paramètres numériques, tels que la densité de maillage de l'échantillon et la densité de maillage du bloc-fissure. Cependant, quel que soit le modèle, le maillage de l'échantillon est réalisé par ABAQUS, et dans le modèle utilisant ZENCRACK, il y a peu de latitude pour faire varier le bloc-fissure, le plus raffiné ayant déjà été choisi. Aussi, l'influence des paramètres numériques sera réalisée uniquement avec le modèle ABAQUS.

3.2 Influence du maillage de la base sur les résultats numériques

Afin d'évaluer l'influence du maillage de base de l'échantillon (échantillon sans bloc-fissure) sur les résultats numériques, plusieurs calculs ont été réalisés avec différents maillages, tous les autres paramètres restant identiques. Quatre maillages différents, ainsi que les maillages utilisés pour le bloc-fissure et l'indenteur sont présentés dans la figure IV-9, et les données concernant les maillages sont rassemblées dans le tableau IV-1. Le premier maillage (a) est le plus lâche, avec 1364 éléments. Le maillage (d) est le plus raffiné et comporte 67168

éléments. La charge appliquée est de 5N. Les distributions des facteurs d'intensité des contraintes le long du front de fissure, obtenues pour ces quatre maillages sont présentées dans la figure IV-10.

Tableau IV-1. Paramètres des différents maillages de base dans le modèle ABAQUS.

Maillage	Nombre d'éléments	Type d'élément	Nombre de nœuds
Base (a)	1364	C3D8R	1796
Base (b)	2445	C3D8R	3071
Base (c)	16824	C3D8R	19127
Base (d)	67168	C3D8R	72655
bloc	8784	C3D8R	10254
Vickers	40	R3D3	29

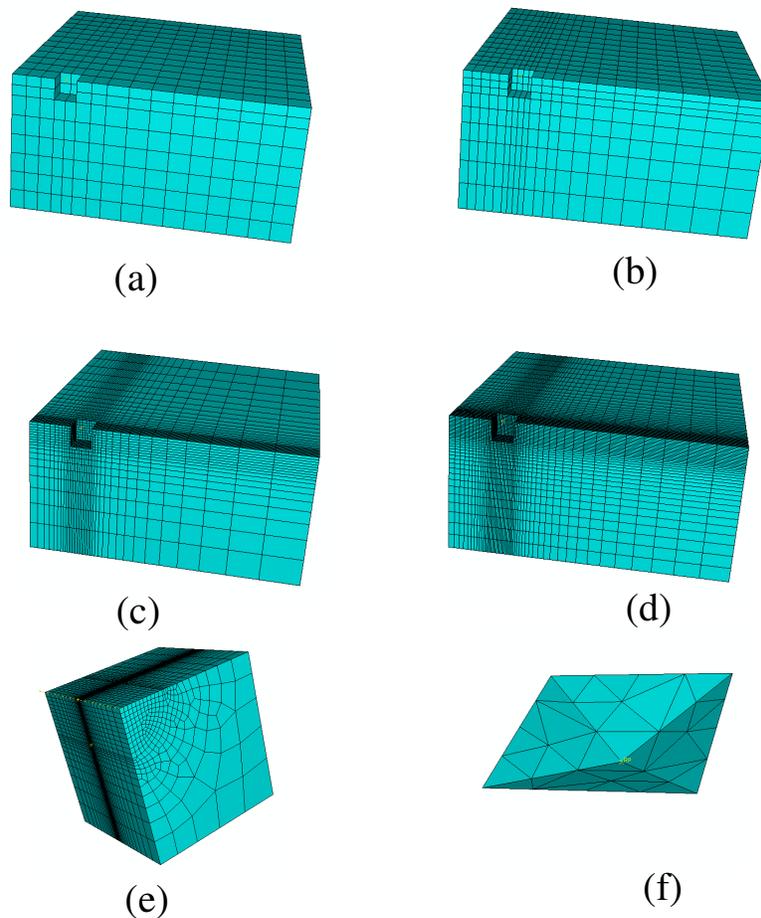
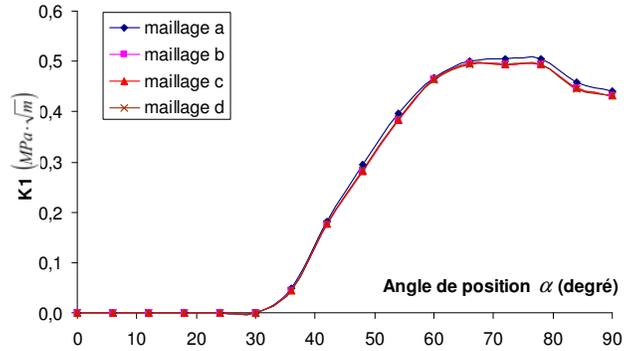
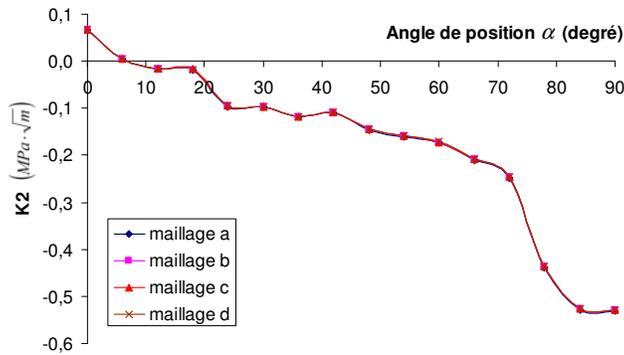


Figure IV-9. Présentation des différents maillages du modèle ABAQUS : a, b, c, d-maillage de base ; e-maillage de bloc ; f-maillage d'indenteur Vickers.

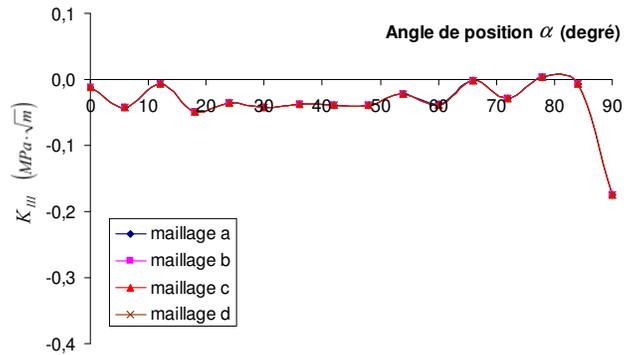
Seuls de faibles écarts peuvent être observés entre les facteurs d'intensité des contraintes calculés pour ces quatre maillages différents. Cela signifie que le maillage de la partie ne contenant pas les blocs-fissure n'exerce pas véritablement d'influence.



(a)



(b)



(c)

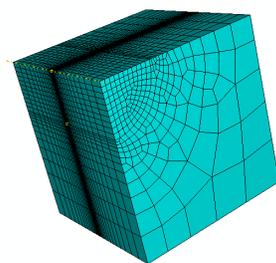
Figure IV-10. Comparaison des facteurs d'intensité des contraintes obtenus par différents maillages de base (a, mode I ; b, mode II ; c, mode III).

3.3 Influence du maillage du bloc-fissure sur les résultats numériques

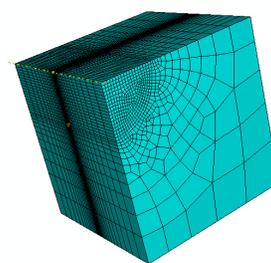
Dans l'analyse ci-dessus, le nombre des nœuds se situant sur le front de fissure pour former une fissure en quart de cercle est de 17. Afin d'évaluer les effets du raffinement du maillage du bloc-fissure sur les résultats des analyses numériques, une série de calculs a été réalisée en choisissant différents maillages pour les blocs-fissure. Le maillage de base (c) dans la figure IV-9 a été retenu ici. Quatre maillages sont présentés dans la figure IV-11 ainsi que les maillages de base et de l'indenteur. Les détails du maillage sont rassemblés dans le tableau IV-2. La charge appliquée dans ces simulations est de 5N.

Tableau IV-2. Paramètres des différents maillages de blocs du modèle ABAQUS.

Maillage	Nombre d'éléments	Type d'élément	Nombre de nœuds	Nombre de nœuds sur le front
Bloc a	8784	C3D8R	10254	16
Bloc b	19836	C3D8R	22121	30
Bloc c	58626	C3D8R	63573	50
Bloc d	91880	C3D8R	98576	71
Base hors les blocs	16824	C3D8R	19127	
Vickers	40	R3D3	29	



(a)



(b)

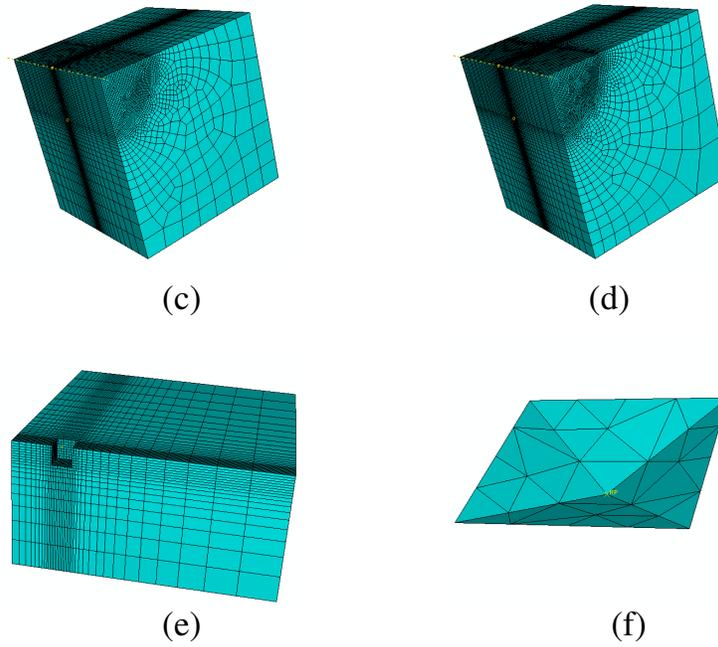
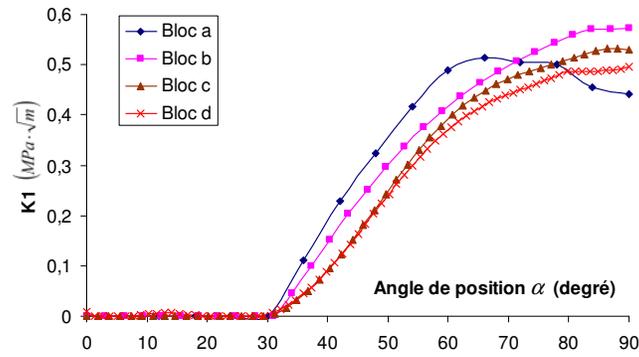
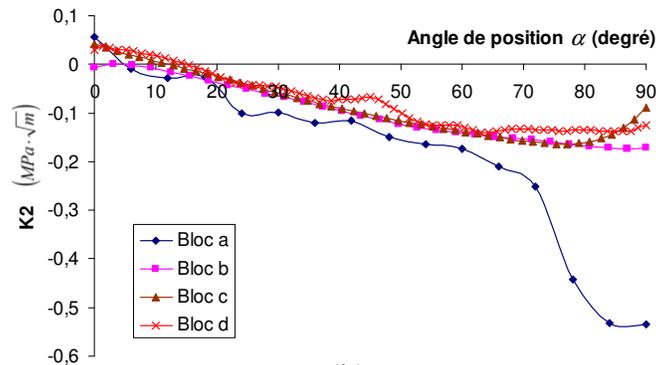


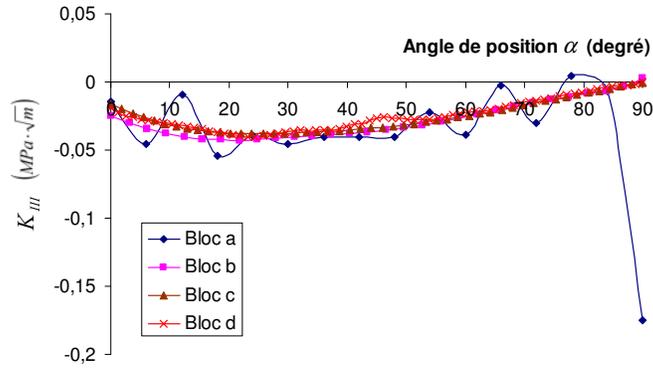
Figure IV-11. Différents maillages de blocs-fissure pour évaluer les effets du maillage du bloc sur l'analyse d'une fissure interfaciale : a, b, c, d-maillage de bloc; e-maillage de base ; f-maillage d'indenteur Vickers.



(a)



(b)



(c)

Figure IV-12. Comparaison des facteurs d'intensité des contraintes obtenus avec différents maillages de bloc-fissure (a, mode I ; b, mode II ; c, mode III).

On constate d'après les distributions des facteurs d'intensité des contraintes (Figure IV-12) que la densité de maillage du bloc-fissure joue un rôle important sur le comportement de la fissure interfaciale. Les résultats du maillage le plus lâche du bloc-fissure a, ne sont pas cohérents avec les autres. En revanche, les convergences des blocs-fissure b, c et d sont acceptables. Le maillage d sera retenu dans la suite pour vérifier l'extraction des facteurs d'intensité des contraintes du modèle ZENCRACK&ABAQUS.

3.4 Validation de l'extraction des facteurs d'intensité des contraintes du modèle ZENCRACK&ABAQUS

Afin d'évaluer la précision de l'extraction des facteurs d'intensité des contraintes dans le modèle ZENCRACK&ABAQUS, deux analyses numériques stationnaires d'une fissure à l'interface d'un échantillon revêtu sont conduites par les deux modèles évoqués précédemment : l'un constitué par ABAQUS uniquement, l'autre par ZENCRACK et ABAQUS.

Les maillages de ces deux modèles sont présentés dans la figure IV-13, où le maillage de base est identique pour les deux modèles (maillage de base (c) dans la figure IV-9). Le bloc-fissure dans le modèle ZENCRACK&ABAQUS est maillé avec un grand bloc $sq3968x16$, contenant 3968 éléments hexaèdres à 8 nœuds. Les éléments de transition sont appliqués entre le bloc et le reste de l'échantillon. Dans le modèle ABAQUS le bloc-fissure est discrétisé par 91880 éléments hexaèdres à 8 nœuds directement par la technique de maillage d'ABAQUS (Bloc (d) dans la figure IV-11). La charge appliquée sur l'indenteur est 5N.

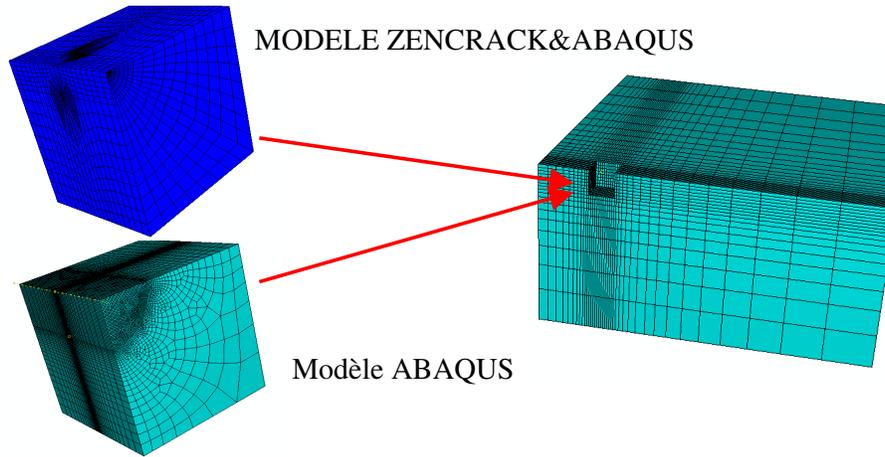


Figure IV-13. Maillages du modèle ZENCRACK&ABAQUS et du modèle ABAQUS.

Les courbes de distribution des facteurs d'intensité des contraintes le long de la fissure interfaciale calculées avec ces deux modèles sont tracées dans la figure IV-14.

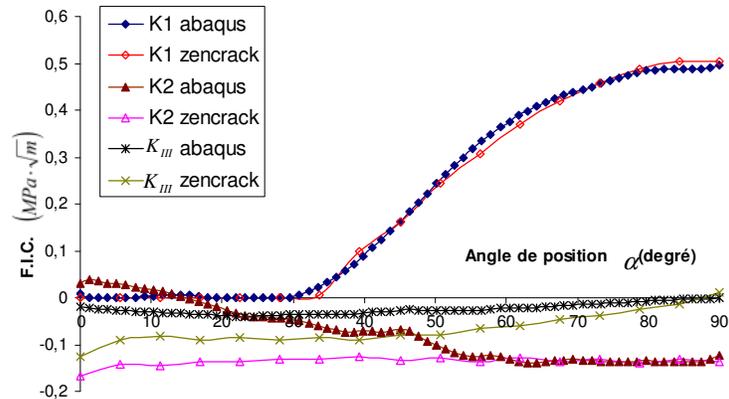


Figure IV-14. Présentation des facteurs d'intensité des contraintes calculés par modèle ABAQUS et modèle ZENCRACK&ABAQUS. (F.I.C.--facteurs d'intensité des contraintes)

On remarque que les valeurs de K1 issues des deux modèles se confondent parfaitement le long du front de fissure. Les valeurs de K2 des deux modèle sont dissemblables entre $\alpha = 0^\circ$ et $\alpha = 55^\circ$, néanmoins elles s'accordent aussi très bien entre $\alpha = 55^\circ$ et $\alpha = 90^\circ$. En revanche, les deux séries de valeurs de K_{III} , bien que de même signe, sont différentes sur tout le front de fissure, sauf pour le point situé dans le plan de symétrie $\alpha = 90^\circ$. Il est clair que la précision de l'extraction des facteurs d'intensité des contraintes, notamment de K_{III} , pour un problème bi-matériaux dans ZENCRACK est limitée.

En revanche, le temps de calcul pour le modèle utilisant le code ZENCRACK est nettement plus court : 17 min 23 s, contre 932 min 45 s pour le modèle ABAQUS.

Dans la suite nous justifierons l'emploi du modèle ZENCRACK par le fait que nos analyses porteront principalement sur le point situé à la position $\alpha = 90^\circ$, pour lequel les deux modèles concordent.

3.5 Modèle de zone cohésive

3.5.1 Introduction

Les modèles précédents appliquent une approche de la mécanique de la rupture, et évaluent les valeurs du taux de restitution d'énergie G pour obtenir la propagation de fissure. Néanmoins, l'utilisation de cette approche dans la simulation de la propagation de fissure exige des techniques complexes de maillage adaptatif pour faire progresser le front de fissure quand les taux de restitution locaux d'énergie atteignent une valeur critique. C'est ce que permet le logiciel ZENCRACK, mais son analyse reste limitée au cas élastique linéaire. Néanmoins il faut garder en tête que l'essai d'indentation met en œuvre une déformation plastique non négligeable dans chacun des matériaux et que ceci devra être pris en compte pour l'interprétation des résultats.

Les éléments cohésifs sont des éléments d'interface (de type ligne en 2D, ou surface en 3D) que l'on peut insérer dans un maillage d'éléments finis, afin d'y calculer l'état de contrainte, et éventuellement prendre en compte l'effet d'une décohésion progressive. Ils peuvent également être utilisés pour modéliser l'adhésion entre deux matériaux. De cette façon, on peut prendre en compte le comportement physique de l'interface, au lieu de devoir modéliser en détail la zone de transition à l'aide de nombreux éléments finis "classiques". Selon la loi de comportement choisie, un élément cohésif peut ainsi représenter aussi bien un joint collé que l'interface entre deux matériaux fabriquée par projection thermique.

La technique des éléments cohésifs est basée sur l'approche dite "de zone cohésive" de Dugdale-Barenblatt [DUD1960, BAR1962], qui peut être liée à la théorie de la rupture de Griffith lorsque la taille de la zone de décohésion est négligeable en comparaison avec des dimensions caractéristiques, indépendamment de la loi de comportement de l'interface [CAM2001].

Jusqu'à un niveau seuil, caractérisé soit par des contraintes soit par des énergies, les éléments ont un comportement non endommagé. Au delà de ce niveau seuil, l'interface se dégrade par une diminution de sa raideur. Pour la phase de propagation, la méthode des zones cohésives utilise les mêmes critères que la mécanique linéaire de la rupture. Un des avantages notables de l'utilisation des éléments cohésifs est la possibilité de prévoir l'initiation et la propagation d'une fissure sans connaissance préalable de la zone et de la direction de fissuration.

La méthode des éléments cohésifs est capable de traiter l'amorçage et la fissuration sous chargement en mode mixte, ce qui est le cas de la sollicitation d'indentation à l'interface d'un échantillon revêtu, mais qui est difficile à prendre en compte par la mécanique de la rupture traditionnelle. Une étude de l'amorçage et de la propagation de fissure interfaciale sera donc réalisée dans la partie suivante avec la méthode des éléments cohésifs.

3.5.2 Loi de comportement de l'élément cohésif utilisé

La méthode des zones cohésives permet de simuler soit le comportement d'une interphase (épaisseur non nulle) soit celui d'une interface (épaisseur nulle).

La zone cohésive doit être discrétisée avec une seule couche d'éléments cohésifs dans l'épaisseur (figure IV-15).

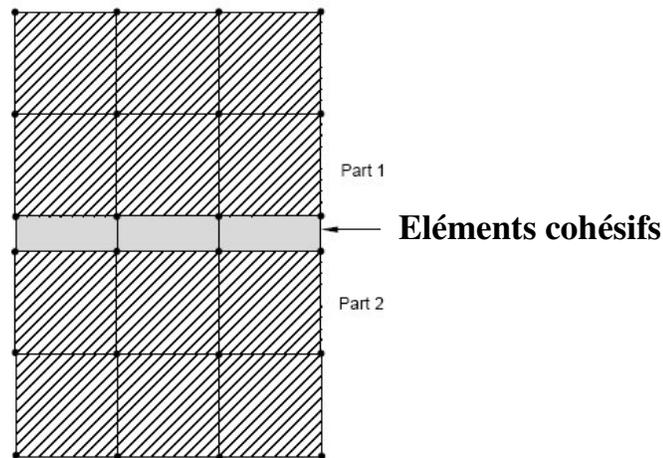


Figure IV-15. Eléments cohésifs à l'interface de deux matériaux.

Dans le cas de l'utilisation d'éléments cohésifs pour modéliser l'interface entre un revêtement et son substrat, la zone cohésive est très mince et peut être considérée comme ayant une épaisseur nulle. La loi de comportement est généralement décrite en termes de traction-séparation (traction à l'interface / mouvement relatif à l'interface).

Différents modèles d'éléments cohésifs sont implantés dans ABAQUS. Le modèle utilisé suppose un comportement initial élastique linéaire jusqu'à un seuil (défini dans la suite du texte) puis un endommagement linéaire de l'interface (figure IV-16).

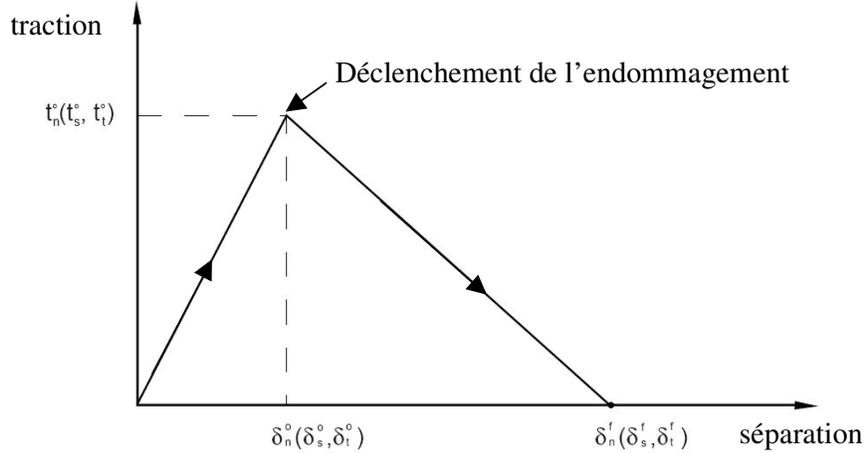


Figure IV-16. Réponse typique de loi de traction-séparation.

Le comportement élastique est décrit par la matrice constitutive élastique qui relie les contraintes nominales aux déformations nominales à travers l'interface. Les contraintes nominales sont les composantes de la force divisées par la surface élémentaire nominale à chaque point d'intégration, alors que les déformations nominales sont les distances de séparation entre le substrat et le revêtement, divisées par l'épaisseur initiale de l'interface à chaque point d'intégration.

Le vecteur nominal de contrainte de traction \mathbf{t} , se décompose en trois composants dans des problèmes tridimensionnels: t_n , t_s et t_t , qui représentent respectivement la normale et les deux directions de cisaillement. Les séparations correspondantes sont notées par δ_n , δ_s et δ_t . En notant T_0 l'épaisseur originale de l'élément cohésif, les déformations nominales peuvent être définies comme :

$$\varepsilon_n = \frac{\delta_n}{T_0}, \varepsilon_s = \frac{\delta_s}{T_0}, \varepsilon_t = \frac{\delta_t}{T_0} \quad (\text{IV-5})$$

Le comportement élastique peut alors être écrit :

$$\mathbf{t} = \begin{Bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & K_{ns} & K_{nt} \\ K_{ns} & K_{ss} & K_{st} \\ K_{nt} & K_{st} & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_n \\ \varepsilon_s \\ \varepsilon_t \end{Bmatrix} = \mathbf{K}\boldsymbol{\varepsilon} \quad (\text{IV-6})$$

avec \mathbf{K} la matrice d'élasticité, $\boldsymbol{\varepsilon}$ le vecteur de déformations nominales.

ABAQUS permet de modéliser l'endommagement progressif dans les éléments cohésifs dont la réponse est définie en termes de traction-séparation. La combinaison de plusieurs mécanismes d'endommagement agissant simultanément sur le même matériau est permise. Chaque loi d'endommagement nécessite de choisir trois composantes : un critère de déclenchement de l'endommagement, une loi d'évolution de l'endommagement, et un choix du comportement de l'élément (déplacement ou suppression) lorsque l'état d'endommagement complet est atteint.

3.5.3 Initiation de l'endommagement

Le processus de dégradation des éléments cohésifs commence lorsque les contraintes et/ou les déformations satisfont certains critères. Plusieurs critères d'initiation sont disponibles. Chaque critère de déclenchement a une variable de rendement propre qui indique si le critère est rencontré. Une valeur de 1 de cette variable indique que le critère de déclenchement est atteint. Ainsi, nous pouvons employer cette variable de rendement pour évaluer la propension du matériau à subir des dommages sans nécessairement modéliser le processus conduisant à l'initiation de l'endommagement.

Nous présentons ici les critères d'initiation d'endommagement disponibles dans ABAQUS. t_n^0 , t_s^0 et t_t^0 représentent les valeurs maximales de la contrainte nominale respectivement quand la déformation est purement normale à l'interface, ou purement de cisaillement. De même, ε_n^0 , ε_s^0 et ε_t^0 représentent les valeurs maximales de la déformation nominale respectivement quand la déformation est purement normale à l'interface, ou purement de cisaillement. Avec une épaisseur constitutive initiale $T_0 = 1$, les composantes nominales de la déformation sont égales aux composantes respectives du déplacement relatif - δ_n , δ_s et δ_t - entre le haut et le bas de la couche cohésive. Dans ce qui suit, le symbole $\langle \rangle$ représente la parenthèse de Macaulay qui est utilisée pour signifier qu'un état compressif pur de déformation ou de contrainte ne produit pas d'endommagement.

$$\begin{cases} \langle a \rangle = 0 & \text{si } a \leq 0 \\ \langle a \rangle = a & \text{si } a > 0 \end{cases}$$

Les critères proposés sont de deux types : simple ou quadratique.

Critères de contrainte ou de déformation nominale maximale :

On suppose que l'endommagement commence quand le rapport maximal de la valeur de contrainte ou de déformation sur la valeur nominale atteint une valeur de 1. Ce critère peut être représenté comme suit:

$$\text{Contrainte nominale maximale : } \max \left\{ \frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0}, \frac{t_s}{t_s^0}, \frac{t_t}{t_t^0} \right\} = 1$$

$$\text{Déformation nominale maximale : } \max \left\{ \frac{\langle \varepsilon_n \rangle}{\varepsilon_n^0}, \frac{\varepsilon_s}{\varepsilon_s^0}, \frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_t^0} \right\} = 1$$

Critères quadratiques de contrainte ou de déformation nominale :

On suppose que l'endommagement commence quand une fonction quadratique d'interaction impliquant les rapports des valeurs de contrainte ou de déformation sur les valeurs nominales atteint une valeur de 1. Ce critère peut être représenté suit :

$$\text{Critère quadratique de contrainte nominale : } \left\{ \frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_s}{t_s^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_t}{t_t^0} \right\}^2 = 1$$

$$\text{Critère quadratique de déformation nominale : } \left\{ \frac{\langle \varepsilon_n \rangle}{\varepsilon_n^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{\varepsilon_s}{\varepsilon_s^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_t^0} \right\}^2 = 1$$

Dans notre modèle numérique, le critère de contrainte nominale maximale sera pris comme critère de l'initiation de l'endommagement.

3.5.4 Evolution de l'endommagement

La loi d'évolution de l'endommagement décrit le taux de dégradation de la rigidité de l'interface une fois le critère de déclenchement atteint. Une variable scalaire d'endommagement, D , représente l'endommagement global dans le matériau et comprend les effets combinés de tous les mécanismes actifs. Elle a une valeur initiale nulle. La modélisation de l'évolution de l'endommagement consiste à faire varier D de 0 à 1 de façon monotone en fonction du chargement une fois le critère de déclenchement satisfait.

Plusieurs lois d'évolution de l'endommagement sont disponibles dans ABAQUS. Ici on ne présente que la forme de loi de puissance utilisée dans la suite.

La dépendance de l'énergie de rupture en fonction du mode de rupture peut être définie en considérant un critère de rupture de type loi de puissance. Le critère suppose que

l'endommagement dans des conditions de modes mixtes est gouverné par une interaction de type loi de puissance des énergies nécessaires pour causer la rupture dans les différents modes (normal et cisaillement dans les deux directions). Il est donné par :

$$\left\{ \frac{G_n}{G_n^C} \right\}^\omega + \left\{ \frac{G_s}{G_s^C} \right\}^\omega + \left\{ \frac{G_t}{G_t^C} \right\}^\omega = 1 \quad (\text{IV-7})$$

avec ω une constante du matériau.

Dans l'expression ci-dessus les quantités G_n , G_s et G_t correspondent au travail effectué par les forces de cohésion dans la direction normale, et dans les deux directions transverses, respectivement. G_n^C , G_s^C et G_t^C , qui sont définis par l'utilisateur, sont les énergies critiques de rupture.

La valeur maximale de la variable d'endommagement D est 1. Si cette valeur est atteinte dans un élément de cohésion, ce dernier est supprimé.

3.5.5 Modèle numérique

La méthode de la zone cohésive a été introduite dans le modèle réalisé uniquement sous ABAQUS. Une couche très mince d'éléments cohésifs est insérée dans le bloc-fissure entre le revêtement et le substrat. L'épaisseur de la couche d'éléments cohésifs est de 10^{-6} mm. Les propriétés mécaniques élastiques linéaires du $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{NiCr}$ et de la fonte grise sont attribuées respectivement au revêtement et au substrat dans cette modélisation. L'épaisseur du revêtement est de 0,37mm. Le maillage de l'échantillon hors le bloc-fissure contient 16824 éléments hexaèdres. L'indenteur contient 40 éléments triangles. La couche mince d'éléments cohésifs est construite avec 934 éléments d'ABAQUS. Le maillage de ce modèle est illustré dans la figure IV-17.

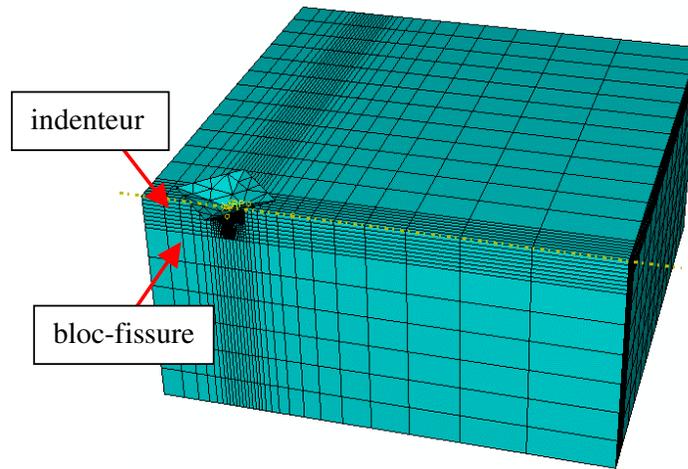


Figure IV-17. Présentation du maillage de modèle d'éléments cohésifs.

Une entaille est introduite dans la couche d'élément cohésif afin de représenter la fissure interfaciale initiale. Le front de cette entaille est en forme de quart de cercle, avec un rayon de 0,045mm. La propriété de contact est incluse dans le modèle entre le revêtement et le substrat à l'endroit où se trouve l'entaille. Cette entaille dans la couche d'éléments cohésifs est montrée dans la figure IV-18.

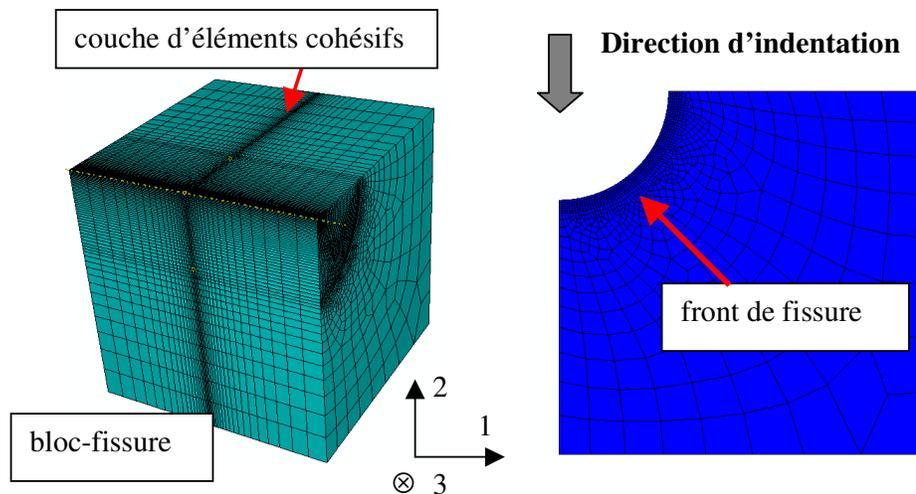


Figure IV-18. Présentation du maillage de la couche d'éléments cohésifs entre revêtement et substrat. A gauche : bloc-fissure contenant la couche d'éléments cohésifs ; A droite : la couche d'éléments cohésifs avec une entaille semi-circulaire.

Ce modèle sera utilisé afin d'étudier la propagation de la fissure initiale sous chargement d'indentation Vickers. Dans ce cas, l'initiation de l'endommagement est contrôlée par le

critère de contrainte nominale maximale, avec $t_n^0 = 10\text{MPa}$, $t_s^0 = 12\text{MPa}$ et $t_i^0 = 12\text{MPa}$. L'évolution de l'endommagement des éléments cohésifs suit la loi de puissance (IV-7) avec $G_n = 2\text{ J/m}^2$, $G_s^c = 8\text{ J/m}^2$, $G_i^c = 8\text{ J/m}^2$ et $\omega = 0,5$. Ces valeurs ont été choisies pour faciliter la convergence du calcul.

4 Conclusions

Trois modèles numériques ont été réalisés grâce à des codes de calcul commerciaux :

- un modèle utilisant les éléments finis « classiques » sous ABAQUS,
- un modèle utilisant le logiciel ZENCRACK couplé à ABAQUS dans le but de simuler la propagation de fissure,
- un modèle utilisant les éléments cohésifs sous ABAQUS, permettant de modéliser un endommagement progressif de l'interface.

Plusieurs hypothèses ou pré-conditions concernant la fissure interfaciale et la modélisation ont été retenues dans les modèles.

L'influence des paramètres numériques ainsi que la précision des données extraites ont été évaluées. Bien que le modèle utilisant ZENCRACK soit moins précis, sa rapidité de calcul nous incite à le retenir pour la plupart des analyses qui seront effectuées notamment dans le chapitre VI.

Les résultats comparatifs des analyses stationnaires utilisant ces modèles en conditions élastiques ou élasto-plastiques sont présentés dans le chapitre suivant.

Partie C : Résultats numériques

Chapitre V : Analyse de l'état de la fissure sous chargement d'indentation

Dans cette partie, nous cherchons à connaître l'état des contraintes le long d'une fissure soumise à un chargement stationnaire. Nous considérons ici le cas d'un revêtement de carbure de chrome d'épaisseur 0,37mm projeté thermiquement sur une fonte grise. Grâce aux analyses conduites à l'aide des deux modèles décrits précédemment, l'un utilisant les éléments finis "classiques", l'autre les éléments de cohésion, nous chercherons à déterminer les mécanismes qui conduiront à la propagation de la fissure suivant que l'on considère un comportement élastique linéaire ou élasto-plastique pour les deux matériaux.

1 Résultats du modèle d'éléments finis "classique"

1.1 Analyse élastique linéaire : distributions des facteurs d'intensité des contraintes sur le front d'une fissure interfaciale

Le modèle établi exclusivement sous ABAQUS en utilisant des éléments finis "classiques" est utilisé pour déterminer la distribution des facteurs d'intensité des contraintes sur le front d'une fissure semi-circulaire de rayon 0,045mm située à l'interface d'un échantillon de fonte grise revêtu d'une couche de 0,37mm de carbure de chrome Cr_3C_2-NiCr . Le comportement des matériaux est supposé élastique linéaire, à l'instar de celui de l'interface, réputé fragile. Les modules d'Young du substrat et du revêtement sont respectivement 105 GPa et 125 GPa (Tableau III-2). Les coefficients de Poisson utilisés sont respectivement pour le substrat et le revêtement : 0,26 et 0,30. Un chargement $P=5N$ est appliqué par l'intermédiaire d'un indenteur Vickers, de géométrie pyramidale à base carrée.

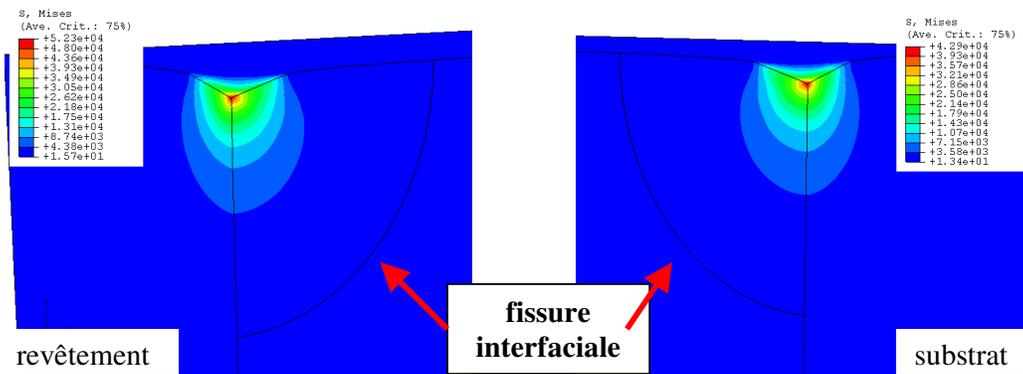


Figure V-1. Isovaleurs de contrainte équivalente de Von Mises dans le bloc-fissure (à gauche : revêtement ; à droite : substrat).

Les isovaleurs de la contrainte équivalente de Von Mises dans le bloc-fissure sous une charge de 5N sont illustrées dans la figure V-1. C'est autour de la pointe de l'indenteur que les contraintes équivalentes de Von Mises sont les plus élevées, ce qui a été observé par ailleurs dans la modélisation d'indentation Vickers en conditions élastiques linéaires [CAI1996]. Elles sont respectivement de $5,23 \times 10^4$ MPa et de $4,29 \times 10^4$ MPa dans le revêtement et le substrat. En réalité, la résistance à la rupture des matériaux est beaucoup plus petite. Une contrainte équivalente de Von Mises de telle amplitude devrait provoquer l'endommagement du matériau, qui n'est pas pris en compte ici. Mais on vérifie toutefois que l'initiation de l'endommagement doit se trouver dans ces conditions juste sous la pointe de l'indenteur.

La taille de l'empreinte à l'interface d'échantillon (demi-diagonale, profondeur de pénétration) est montrée dans la figure V-2. Elle n'est pas représentative des grandeurs réelles, puisqu'on se trouve en régime élastique linéaire.

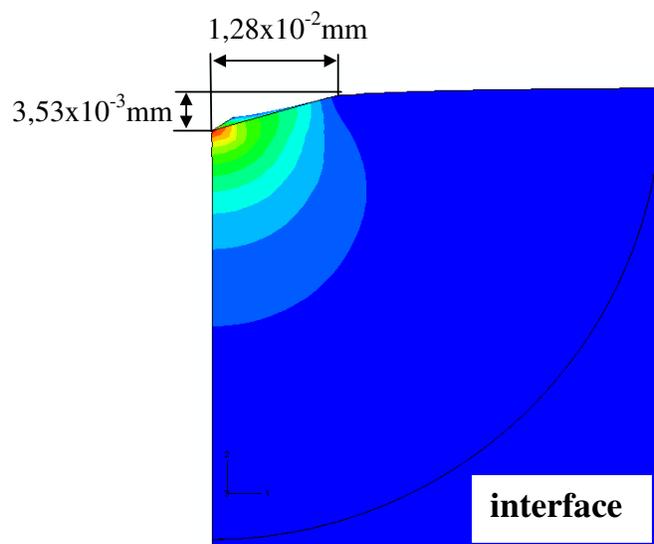


Figure V-2. Présentation de la taille d'empreinte à l'interface.

Les distributions des facteurs d'intensité des contraintes extraits par la méthode intégrale d'interaction d'ABAQUS et du taux de restitution d'énergie G calculé par l'intégrale de contour pour cette fissure sont illustrées dans la figure V-3 et la figure V-4. La mixité de mode calculée d'après l'équation (II-21) est illustrée dans la figure V-5.

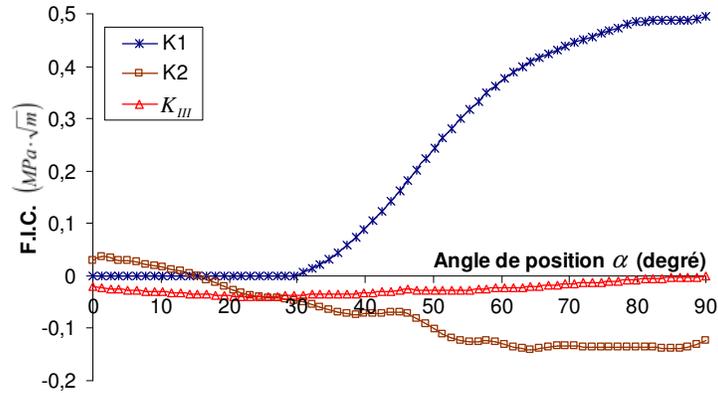


Figure V-3. Distribution des facteurs d'intensité des contraintes sur le front de fissure à l'interface de deux matériaux différents.

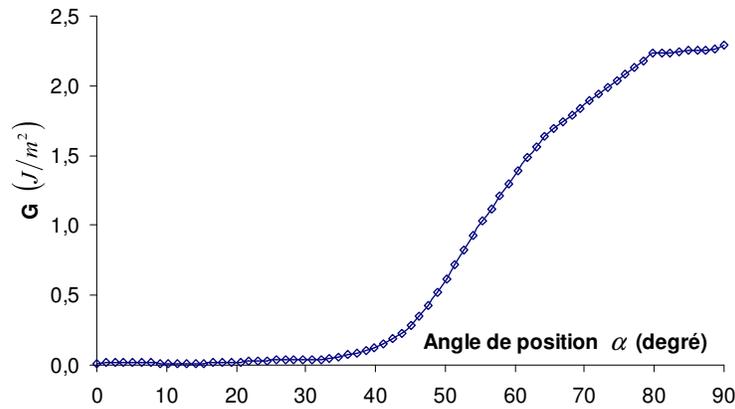


Figure V-4. Distribution du taux de restitution d'énergie G sur le front de fissure à l'interface de deux matériaux différents.

Pour cette fissure à l'interface de deux matériaux différents, K_2 et K_{III} ne sont pas nuls (Figure V-3). Des déplacements relatifs de cisaillement plan et cisaillement anti-plan existent entre les deux lèvres de la fissure à cause des différences de propriétés mécaniques entre les deux matériaux. Cependant, la valeur de K_{III} est nulle pour le point le plus profond $\alpha = 90^\circ$. Ceci s'explique par la définition même de K_{III} (cisaillement anti-plan), car $\alpha = 90^\circ$ se situe dans le plan de symétrie du modèle.

On constate que K_1 prend des valeurs nulles jusqu'à la position $\alpha = 32^\circ$, puis augmente de façon continue jusqu'à atteindre sa valeur maximale à $\alpha = 90^\circ$. La même tendance est observée pour l'évolution du taux de restitution d'énergie G dans la figure V-4, où G atteint son maximum G_{max} à $\alpha = 90^\circ$. Ceci indique que seule la partie profonde de la fissure ($\alpha > 32^\circ$) aura tendance à se propager lors de la phase de chargement.

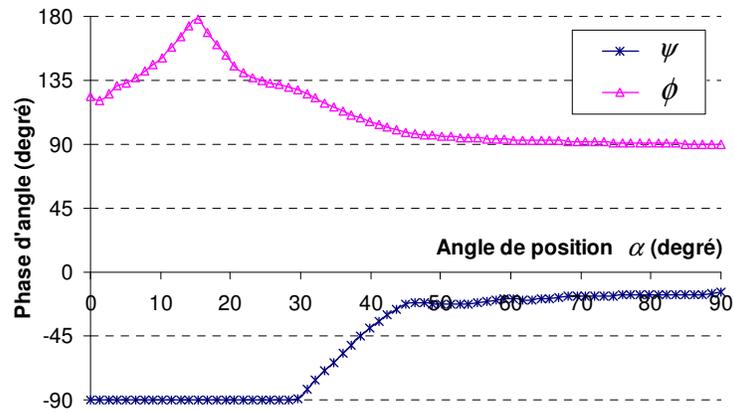


Figure V-5. Mixité de mode le long du front de fissure à l'interface de deux matériaux différents

Il est observé sur la figure V-5 que les deux angles de phase, qui caractérisent la mixité de mode, se stabilisent à partir de la position $\alpha=60^\circ$. Au point $\alpha = 90^\circ$, ϕ égale 90° et ψ égale -13° . On rappelle ici que $\psi = 0^\circ$ correspond au mode I pur et $\phi = 90^\circ$ signifie qu'il n'y a pas de cisaillement anti-plan ($K_{III} = 0$).

Du point de vue de la mécanique de la rupture, le nœud à $\alpha = 90^\circ$ est le plus dangereux le long du front de fissure, car K_I et G_y atteignent leurs valeurs maximales. Ce point sera le premier à se rompre si une charge critique est atteinte.

Afin de vérifier que la complexité du problème est correctement prise en charge par notre modèle, le même calcul a été mené sur un matériau massif. Les propriétés mécaniques du revêtement ont été attribuées à l'ensemble de l'échantillon, les autres paramètres du modèle restant inchangés. Les distributions des facteurs d'intensité des contraintes apparaissent dans la figure V-6.

On constate que les facteurs d'intensité des contraintes en mode II et mode III pour une fissure à l'interface de deux matériaux identiques sont nuls. Ceci confirme que les valeurs non nulles de K_{II} et K_{III} obtenues précédemment sont bien dues à la différence entre les propriétés mécaniques des deux matériaux, et non à un effet de surface libre. Cependant la particularité des points avant la position $\alpha = 32^\circ$ demeure : cette partie du front ne semble pas susceptible de se propager lors du chargement.

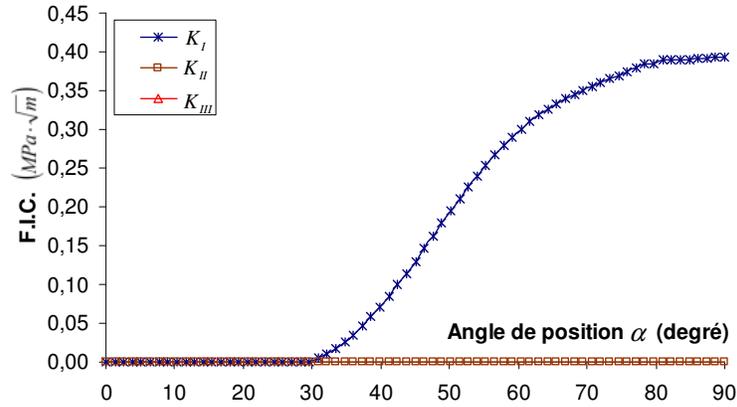


Figure V-6. Distributions des facteurs d'intensité des contraintes sur le front de fissure se trouvant dans un matériau massif.

1.2 Influence de la déformation plastique

Les théories établies dans la littérature [LAW1979, BIN1984] mettent en avant l'importance des contraintes résiduelles créées par la plastification du matériau sur l'amorçage et la propagation de fissure notamment lors du retrait de l'indenteur. De plus il peut paraître abusif de considérer des conditions élastiques linéaires alors que d'importantes déformations existent autour de la pointe d'indenteur.

C'est pour cela que nous allons maintenant effectuer une simulation à l'aide du modèle réalisé en utilisant le logiciel ZENCRACK pour prendre en compte les effets de la déformation plastique sur l'aptitude à la propagation de la fissure interfaciale.

Les matériaux du revêtement et du substrat sont supposés élasto-plastiques avec écrouissage linéaire (Tableau V-1).

Tableau V-1 : Propriétés mécaniques du revêtement et du substrat élasto-plastique.

Matériaux	Module d'Young (GPa)	Coefficient de Poisson	Limite d'élasticité (MPa)	Coefficient d'écrouissage linéaire (GPa)
Cr ₃ C ₂ -NiCr	125	0.3*	620*	55*
Fonte grise	105	0.26**	325**	11**

* valeur d'estimation

** valeur extraite du manuel d'ABAQUS [ABA2005]

Trois charges différentes ont été appliquées sur l'indenteur Vickers. Les taux de restitution d'énergie sont présentés dans la figure V-7.

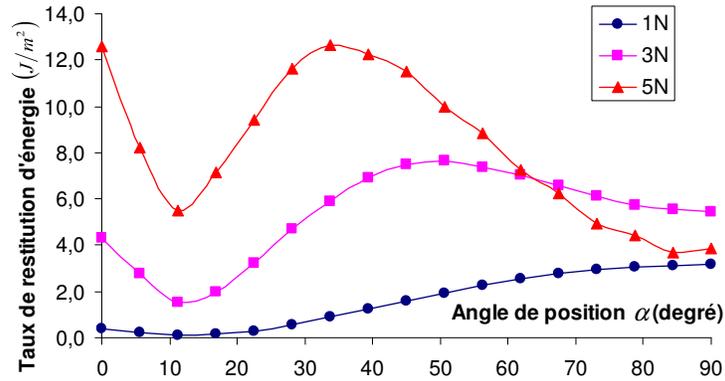
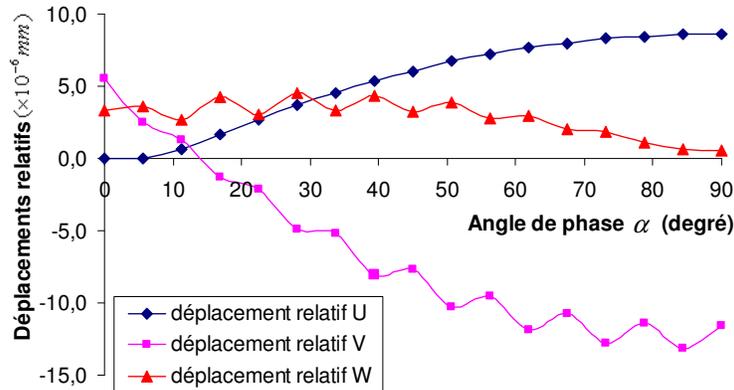


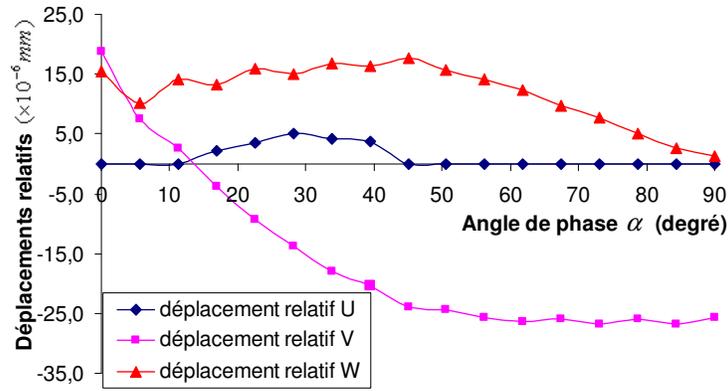
Figure V-7. Valeurs des taux de restitution d'énergie le long du front de fissure sous 3 charges différentes.

On constate dans la figure V-7 que lorsque la charge augmente, le taux de restitution d'énergie maximum se déplace de la position $\alpha = 90^\circ$ vers la surface de l'échantillon. Toutefois nous ne savons pas quelle est la contribution des différents modes.

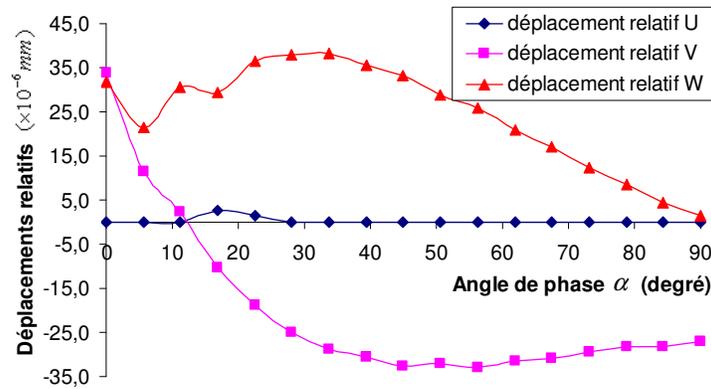
Dans le domaine élasto-plastique, il n'est pas possible de calculer les facteurs d'intensité de contraintes, qui n'ont de sens que dans le cadre de la mécanique linéaire de la rupture. De ce fait, pour savoir quel sont les modes de chargement pour le front de fissure, nous allons comparer les déplacements relatifs des nœuds sur les lèvres au niveau du front de la fissure. Soient U , V et W les déplacements en directions d'ouverture, de cisaillement plan et de cisaillement anti-plan définis dans la figure IV-2 du chapitre IV. Leur distribution le long du front de fissure en fonction de la charge est montrée sur la figure V-8.



(a)



(b)



(c)

Figure V-8. Déplacements relatifs U , V et W sous trois charges différentes : (a) 1N, (b) 3N et (c) 5N.

L'examen comparatif du taux de restitution d'énergie le long du front de fissure (figure V-7) et des modes associés (figure V-8) montre que, à faible charge, la propagation de la fissure est gouvernée, comme dans le cas élastique, par le mode d'ouverture. En revanche, on constate que lorsque la charge augmente, ce sont les modes de cisaillement plan et anti-plan qui deviennent prépondérants. Cette tendance est intéressante : elle indique que tant que les déformations des deux matériaux restent proches, c'est le mode I qui gouverne la propagation, et les hypothèses de la mécanique linéaire de la rupture peuvent s'appliquer. Au contraire, quand la déformation devient très différente de part et d'autre de l'interface, les autres modes gouvernent la propagation, notamment des points proches de la surface.

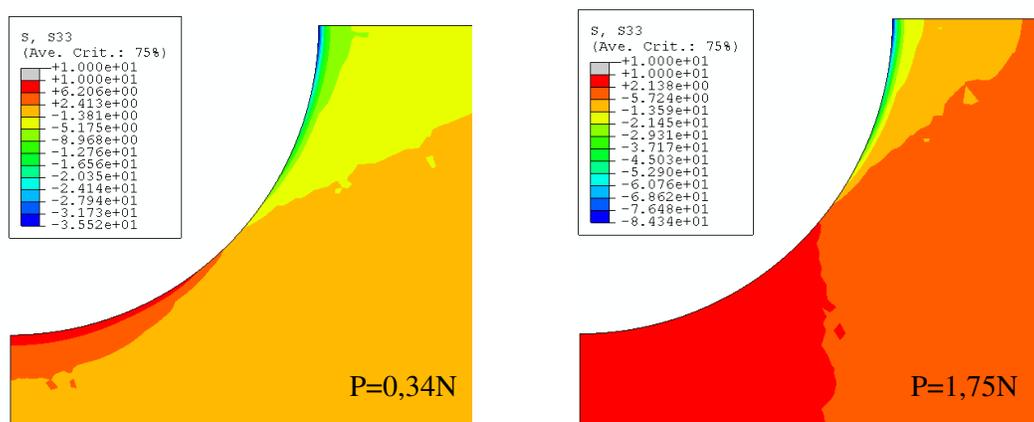
Toutefois, la proportion des différents modes dépend largement des lois de comportement choisies pour les matériaux. Dans notre modèle, les lois de comportement choisies pour les deux matériaux ont des caractéristiques d'écroutissage très différentes, et nous avons vu dans le modèle élastique que les contraintes atteintes, notamment en pointe d'indenteur, dépassent largement la résistance des deux matériaux. L'importance des déplacements relatifs dans les modes II et III est donc liée à ces paramètres et non nécessairement représentative de la réalité.

La prise en compte de l'endommagement semble donc nécessaire afin d'obtenir des résultats plus représentatifs. C'est ce qui va être fait avec le modèle de zone cohésive.

2. Résultats du modèle de zone cohésive

2.1 Analyse élastique linéaire

Le modèle utilisant les éléments cohésifs a été utilisé pour déterminer la distribution le long du front de fissure de la contrainte σ_{33} , normale à l'interface revêtement/substrat, sous charge d'indentation. Les valeurs les plus élevées de cette contrainte indiquent les zones où la fissure aura tendance à se propager en priorité. La charge a été appliquée progressivement, jusqu'à 3,70N. Dans un premier temps, un comportement élastique linéaire a été supposé pour les matériaux de part et d'autre de l'interface. Les isovaleurs de la contrainte σ_{33} dans la couche d'éléments cohésifs sous les charges $P=0,34\text{N}$ et $P=1,75\text{N}$ sont présentées dans la figure V-9. Il apparaît que la contrainte σ_{33} est en traction dans la partie profonde de l'entaille initiale, et en compression au voisinage de la surface.



Les valeurs de σ_{33} sous différentes charges et en fonction de la position sur le front de fissure sont montrées dans la figure V-10. On y vérifie que la contrainte σ_{33} est positive vers $\alpha = 90^\circ$ sur le front de fissure (direction de la profondeur). Cependant, σ_{33} est négative pour les nœuds proches de la surface à pénétrer ($\alpha < 29^\circ$). Cela signifie que le front de fissure entre la surface et $\alpha = 29^\circ$ demeure fermé pendant la phase de chargement d'indentation. Ceci est en bon accord avec les résultats du modèle d'éléments finis "classiques", pour lequel le facteur d'intensité de contrainte K1 est nul dans cette zone lors de la phase de chargement.

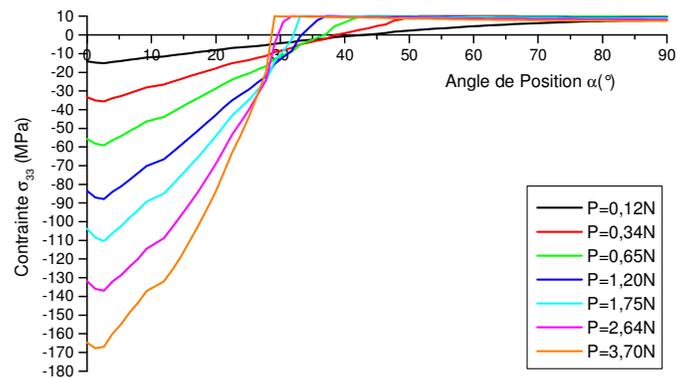


Figure V-10. Distribution de la contrainte σ_{33} le long du front de fissure (élastique linéaire).

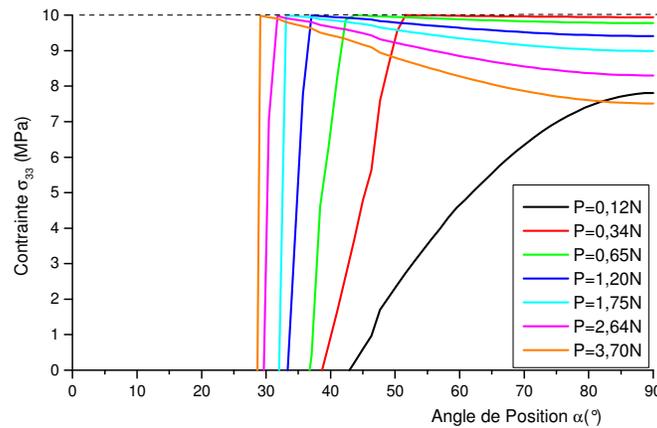


Figure V-11. Distribution de la contrainte σ_{33} le long du front de fissure après $\alpha = 29^\circ$ en détail (élastique linéaire).

On vérifie sur la figure V-10 que la contrainte σ_{33} le long le front de fissure ne dépasse pas 10 MPa, conformément au critère d'initiation d'endommagement que nous avons choisi

($t_n^0 = 10 \text{ MPa}$). Quand la charge est relativement faible, $P = 0,12 \text{ N}$, la valeur maximum de σ_{33} apparaît à la position $\alpha = 90^\circ$. Cette valeur est inférieure à 10 MPa . De ce fait, il n'y a pas d'endommagement sous cette charge. Quand la charge appliquée augmente à $0,34 \text{ N}$, les valeurs de σ_{33} d'une partie du front de fissure atteignent 10 MPa et satisfont le critère d'initiation d'endommagement. On observe une légère baisse de σ_{33} à $\alpha = 90^\circ$. Cette baisse de contrainte indique que l'endommagement est déclenché. Si l'on continue à accroître la charge, le pic à 10 MPa de la courbe de σ_{33} se déplace vers gauche sur l'abscisse jusqu'à $\alpha = 29^\circ$. Cela signifie que le déclenchement de l'endommagement se déplace le long du front de fissure. En même temps, la diminution des valeurs de σ_{33} des nœuds sur la partie du front ayant atteint le début d'endommagement se poursuit. Cela veut dire que l'endommagement continue dans ces zones. Ce processus démontre qu'en augmentant la charge, le front de fissure initial aura tendance à se propager depuis la position la plus profonde ($\alpha = 90^\circ$) vers la surface.

Là encore, on constate que l'angle de position d'environ 29° peut être considéré comme un angle critique pour l'évolution de la contrainte. En effet, cet angle critique évolue avec le chargement, c'est-à-dire avec l'avancée de la fissure (voir figure V-11), mais semble tendre vers une valeur limite. Le résultat est intéressant car cela permet d'expliquer la forme des fissures observée généralement comme il est montré sur la figure V-12. En effet, il est courant d'observer deux points d'inflexion sur le front de fissure à proximité de la surface, qui donnent à la fissure une allure semi-elliptique alors que le fond de la fissure est semi-circulaire :

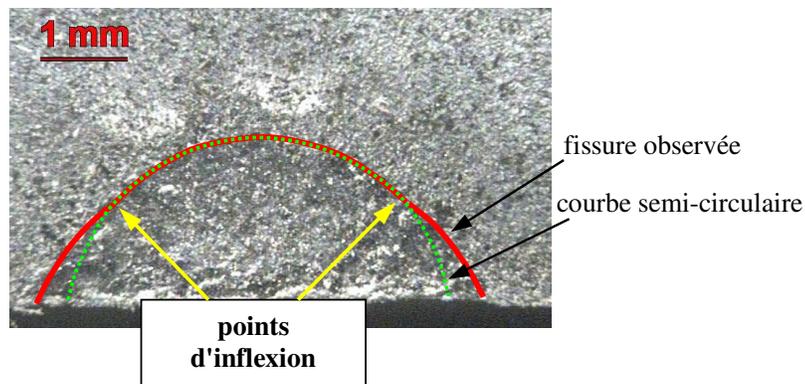


Figure V-12. Forme de fissure présentant deux points d'inflexion à proximité de la surface.

Dans la modélisation élastique linéaire ci-dessus, nous n'avons pas pu atteindre la rupture totale du front de fissure. Ceci pourrait être lié à un problème de convergence. En effet, la modélisation d'un endommagement progressif implique une diminution de la raideur de l'interface ce qui entraîne des difficultés de convergence pour le calcul de l'état des zones endommagées [ABA2005]. On signale ici que le calcul ci-dessus a nécessité un temps de calcul de 114h 31m.

Toutefois, il apparaît que l'augmentation de la charge se traduit inévitablement par un accroissement de l'intensité des contraintes de compression en surface, ce qui indique que l'ouverture de la fissure vers la surface devient de plus en plus difficile. Ce modèle met bien en évidence l'existence d'un angle de position limite pour la propagation élastique linéaire de la fissure, qui se situe ici aux alentours de 29° , mais dépend certainement des caractéristiques mécaniques relatives des deux matériaux.

2.2 Analyse élasto-plastique

Nous avons vu que lors de la phase de chargement de l'indenteur, seule une partie de l'entaille initiale (entre $\alpha = 29^\circ$ et 90°) s'ouvre dans la modélisation élastique linéaire (figure V-10). L'autre partie, proche de la surface, est fermée par les contraintes de compression au niveau de l'interface. D'après la bibliographie [LAW1979, BIN1984], la fissuration des zones proches de la surface est provoquée par les contraintes résiduelles dues à la déformation plastique, pendant le déchargement.

Afin de vérifier cette hypothèse, un calcul élasto-plastique incluant la phase de déchargement a été mené. Pour cela, des lois de comportement élasto-plastiques à écrouissage linéaire ont été attribuées aux deux matériaux. Dans le souci de simplifier la modélisation, la même limite d'élasticité (500MPa) et le même module d'écrouissage (40GPa) sont choisis pour les matériaux du revêtement et du substrat. L'indenteur est chargé jusqu'à 0,23 N, puis la charge diminue progressivement.

On constate dans la figure V-13 que la contrainte σ_{33} , qui représente le mode d'ouverture, augmente en surface à la fois lors du chargement et du déchargement, contrairement au comportement élastique linéaire visible sur la figure V-10. Il est observé qu'après la charge maximum 0,23 N, la fissuration continue à se propager vers la surface à étudier. La

déformation plastique des matériaux favorise donc la propagation selon le mode d'ouverture des points proches de la surface sur le front de fissure initiale.

Le mécanisme de fissuration présente donc deux étapes :

- une première phase de fissuration sous l'indenteur due au chargement lui-même,
- une deuxième phase au retrait de l'indenteur dans la partie proche de la surface de la fissure initiale.

Il faut signaler que nous avons toujours une difficulté de convergence dans la modélisation. Le calcul s'arrête pendant le déchargement à $P=0,21$ N. Le temps de calcul est de 66h 38m.

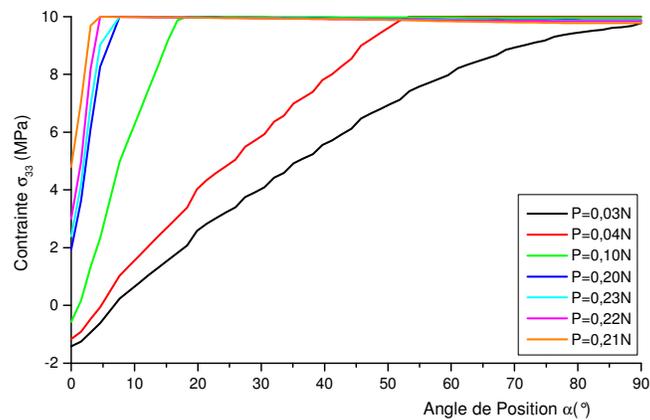


Figure V-13. Distribution de contrainte σ_{33} le long du front de fissure (élasto-plastique).

Si l'on considère que la deuxième phase de la fissuration est d'autant plus intense que la déformation est plus grande, alors pour un même substrat, un revêtement plus déformable plastiquement devrait conduire à une fissuration privilégiée vers la surface.

Le paramètre de forme de fissure k a été déterminé expérimentalement pour des échantillons recouverts de bronze d'aluminium et d'alumine. Pour une même géométrie d'indenteur, il a été constaté que k est plus élevé dans le cas de l'échantillon revêtu de bronze d'aluminium, ce qui confirme que la propagation de la fissure au niveau de la surface est plus importante que dans le cas de l'échantillon recouvert d'alumine.

3 Conclusions

L'examen comparatif des résultats obtenus par les deux modèles nous permet d'envisager le mécanisme suivant pour la propagation d'une fissure interfaciale sous chargement d'indentation :

- une première phase de la propagation est directement liée au chargement et se produit selon le mode d'ouverture. Cette phase s'arrête cependant avant que la surface de l'échantillon soit atteinte, le point d'arrêt dépendant des conditions de chargement et des caractéristiques mécaniques respectives des deux matériaux.
- la propagation jusqu'à la surface nécessite la prise en compte de la déformation plastique des deux matériaux. D'après nos résultats deux mécanismes sont possibles qui ne s'excluent pas nécessairement :
 - lors de la phase de chargement, si l'incompatibilité de déformation des deux matériaux est grande, la fissure peut se propager vers la surface en modes de cisaillement ; ce mécanisme requiert cependant des charges assez importantes car les modes de cisaillement sont moins sévères que le mode d'ouverture
 - lors de la phase de déchargement la propagation de la fissure vers la surface peut avoir lieu selon le mode d'ouverture sous l'effet des contraintes résiduelles dues à la déformation plastique.

Ces mécanismes, qui sont confortés par les formes de fissure observées expérimentalement, sont résumés dans la figure V-14 ci dessous :

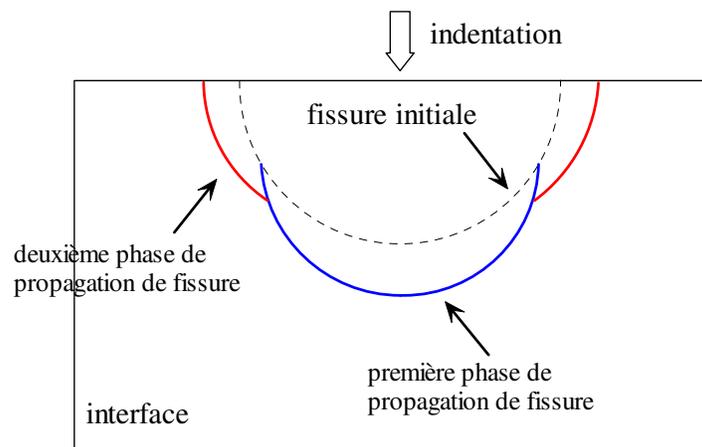


Figure V-14. Présentation des mécanismes de propagation de fissure sous chargement d'indentation

Chapitre VI : Action de différents paramètres sur l'essai d'indentation interfaciale

1 Introduction

A l'aide des modèles numériques établis précédemment, plusieurs investigations ont été menées afin de vérifier les observations expérimentales suivantes :

- Si les contraintes résiduelles sont négligeables, l'épaisseur exerce peu d'influence sur la ténacité interfaciale d'un échantillon revêtu,
- L'état de contraintes résiduelles joue un rôle important sur la ténacité interfaciale d'un échantillon revêtu,
- Quand le chargement est suffisamment grand, une bifurcation vers le revêtement apparaît.
- La fissure interfaciale est de forme semi-elliptique. Le paramètre k d'une fissure provoquée par un indenteur Knoop est plus élevé que celui d'une fissure obtenue par un indenteur Vickers. Pour un matériau ductile, k est plus grand que pour un matériau fragile.

Nous allons étudier maintenant l'influence des différents paramètres expérimentaux par le calcul des facteurs d'intensité des contraintes et du taux de restitution d'énergie, le long du front d'une fissure. Ici, seul le comportement élastique linéaire sera étudié par souci de simplification.

2 Influence de l'épaisseur du revêtement sur les résultats numériques

Il a été observé que l'épaisseur du revêtement n'influence pas la valeur de ténacité interfaciale calculée à partir des coordonnées du point critique, à condition que les contraintes résiduelles soient négligeables dans le couple revêtement/substrat. Ceci se traduit par l'existence d'un point critique unique dans l'essai d'indentation interfaciale pour les échantillons recouverts de revêtements de différentes épaisseurs (chapitre III).

Dans cette partie, l'influence de l'épaisseur du revêtement est examinée par le modèle réalisé en utilisant ZENCRACK. Trois niveaux de charge ont été appliqués sur l'indenteur Vickers : 1N, 2N et 3N. La valeur du taux de restitution d'énergie de la position la plus dangereuse

$\alpha = 90^\circ$, désignée par $G_{\alpha=90^\circ}$, est retenue ici pour comparer l'effet des différentes épaisseurs du revêtement. Elle est considérée comme représentative de la ténacité d'interface.

Les résultats numériques sont rassemblés dans le tableau VI-1. Ils indiquent sans équivoque que la valeur examinée dépend de l'épaisseur du revêtement.

Tableau VI-1. Valeur de $G_{\alpha=90^\circ}$ pour différentes épaisseurs du revêtement carbure de chrome.

Epaisseur (mm)	0,12	0,16	0,20	0,25	0,29	0,33	0,37	0,41	0,45	0,50	0,54	0,58
$G_{\alpha=90^\circ} (J/m^2)$ 1N	0,591	0,526	0,495	0,476	0,467	0,462	0,458	0,455	0,453	0,450	0,450	0,449
$G_{\alpha=90^\circ} (J/m^2)$ 3N	1,623	1,422	1,312	1,276	1,256	1,240	1,208	1,222	1,216	1,210	1,205	1,205
$G_{\alpha=90^\circ} (J/m^2)$ 5N	2,257	1,888	1,800	1,684	1,662	1,634	1,614	1,600	1,590	1,575	1,574	1,571

La variation en pourcentage D_x des taux de restitution d'énergie sur la position $\alpha = 90^\circ$ pour les échantillons avec différentes épaisseurs, peut être définie par la formule suivante :

$$D_x = \frac{G_{\alpha=90^\circ}^X - G_{\alpha=90^\circ}^{0,58}}{G_{\alpha=90^\circ}^{0,58}} \times 100\%$$

avec X l'épaisseur du revêtement. L'exposant de $G_{\alpha=90^\circ}$ fait référence à l'épaisseur du revêtement.

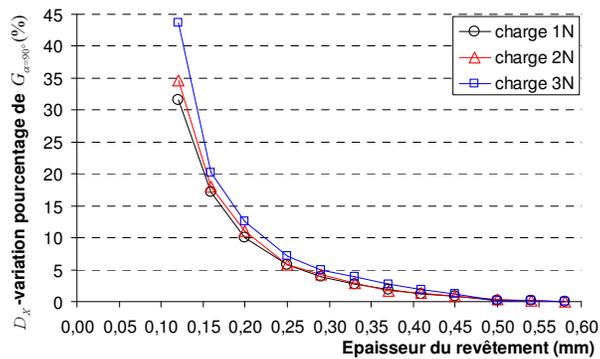


Figure VI-1. Variations pourcentage du $G_{\alpha=90^\circ}$ en fonction de l'épaisseur, par rapport à l'échantillon dont le revêtement a une épaisseur de 0,58mm.

Les variations en pourcentage calculées à partir du tableau VI-1 sont présentées dans la figure VI-1. Pour un échantillon de très faible épaisseur, cette variation de $G_{\alpha=90^\circ}$ est très importante quelle que soit la charge. A titre d'exemple, pour l'échantillon d'épaisseur 0,12mm, cette variation est de 32% sous une charge de 1N. Cependant, quand l'épaisseur du revêtement devient supérieure à 0,30mm, les variations en pourcentage de $G_{\alpha=90^\circ}$ restent inférieures à 5% pour les trois niveaux de charge.

Les distributions de contrainte équivalente de Von Mises présentées dans la figure VI-2 montrent que notre modèle est sensible à l'effet de surface libre lié à la faible épaisseur du revêtement. Cet effet, qui existe également dans le cas où l'échantillon est constitué d'un seul matériau, peut être accentué par la différence entre les caractéristiques mécaniques du substrat et du revêtement (figure VI-3).

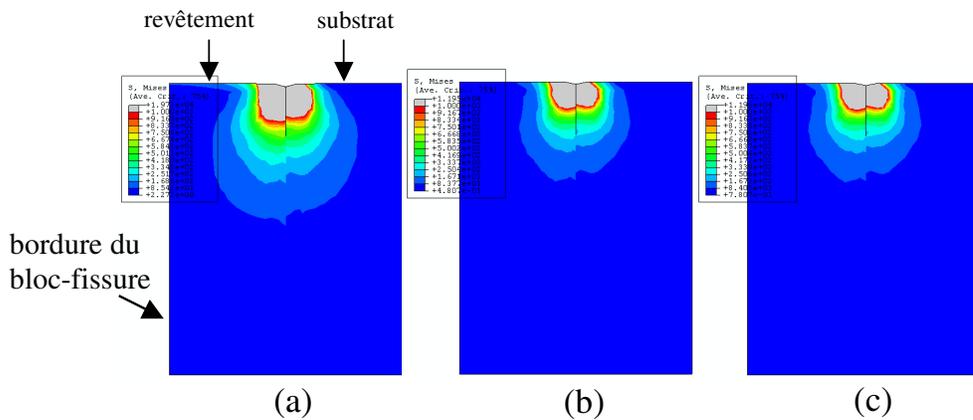


Figure VI-2. Distribution de contrainte équivalente de Von Mises dans le bloc-fissure avec épaisseur du revêtement égale à (a) 0,12 mm (b) 0,30 mm (c) 0,58mm.

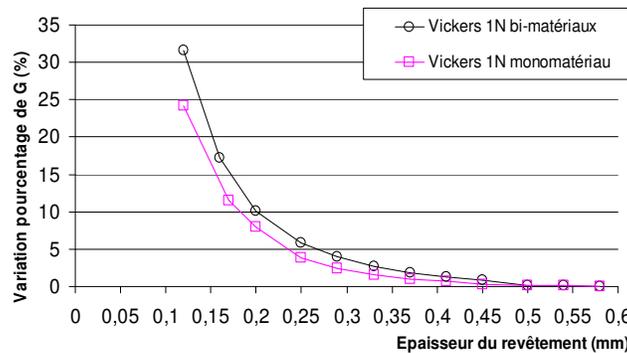


Figure VI-3. Variations pourcentage du $G_{\alpha=90^\circ}$ sur échantillons massifs et revêtus.

Dans la pratique expérimentale cet effet de surface libre est évité par un choix approprié de la charge, effectué de sorte que la dimension de l'empreinte reste suffisamment faible devant l'épaisseur du revêtement. De ce fait, l'essai d'indentation interfaciale est déconseillé pour les revêtements très minces, car la ténacité interfaciale risquerait d'être sous estimée.

Nos résultats montrent que dans un tel cadre, en effet, l'épaisseur du revêtement a une influence négligeable sur la valeur du taux de restitution d'énergie à la position $\alpha = 90^\circ$, qui est représentative de la valeur de la ténacité d'interface.

3 Evaluation de l'influence des contraintes résiduelles sur les résultats numériques

Les contraintes résiduelles exercent une influence importante sur l'adhérence revêtement/substrat. Dans cette partie, les contraintes résiduelles résultant de l'élaboration seront insérées dans le modèle numérique d'essai d'indentation interfaciale.

Des contraintes suivant deux directions parallèles à l'interface revêtement/substrat, désignées par 1 et 2, sont introduites dans le modèle. La direction 1 est perpendiculaire à la direction du chargement d'indentation ; la direction 2 est parallèle au chargement d'indentation (figure VI-4).

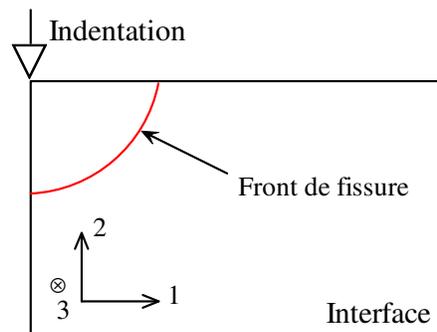


Figure VI-4. Direction des contraintes résiduelles générées parallèlement à l'interface.

L'état des contraintes en un point sous le référentiel montré dans la figure VI-4 est défini par 9 composantes en 3-D, et s'exprime par la matrice suivante :

$$[\sigma] = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{bmatrix}$$

C'est une matrice symétrique, où seules 6 composantes sont indépendantes : σ_{11} , σ_{22} , σ_{33} , σ_{12} , σ_{13} et σ_{23} . Les valeurs qui nous intéressent ici sont celles de la contrainte σ_{11} (dans la direction 1) et de la contrainte σ_{22} (dans la direction 2).

Deux méthodes peuvent être employées pour introduire ces valeurs dans le modèle numérique. La première méthode utilise l'option "conditions initiales" fournie par ABAQUS. Cette méthode permet d'introduire la contrainte par la définition de toutes ses composantes en chaque point d'intégration du modèle. La deuxième méthode, dite thermique, introduit un profil de contraintes résiduelles dans les deux directions parallèles à l'interface en changeant la température d'une partie du modèle. Les contraintes sont générées par la dilatation ou la contraction du matériau. Les deux méthodes exigent une étape d'équilibrage après la genèse des contraintes, qui permet d'ajuster les valeurs des autres composantes de la matrice.

Les profils de contraintes créés, dont l'intensité maximale est située soit en surface, soit à l'interface, respectent les caractéristiques suivantes, observées expérimentalement :

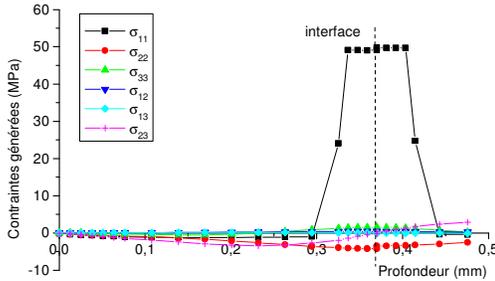
- les contraintes résiduelles engendrées ne présentent pas de variation brutale à l'interface revêtement/substrat,
- dans le cas où deux contraintes principales sont présentes, les deux contraintes sont de même signe.

Les différents profils de contraintes résiduelles générés dans la modélisation sont rassemblés dans le tableau VI-2. La figure VI-5 montre les profils de toutes les contraintes après l'étape d'équilibrage. On constate que l'amplitude des contraintes d'équilibrage est faible devant les contraintes principales σ_{11} et σ_{22} . Aussi leur influence sera considérée comme négligeable dans la suite. Les amplitudes maximales des contraintes σ_{11} ou σ_{22} générées par la méthode "conditions initiales" et la méthode thermique dans la figure VI-5 sont respectivement 50MPa et 140MPa.

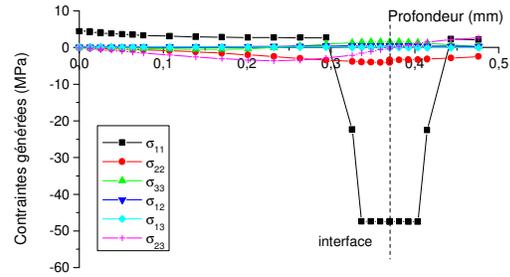
Tableau VI-2. Contraintes résiduelles générées dans le modèle numérique.

Cas	Direction	Endroit	Générateur	Signe*
Cas 1	σ_{11}	interface	*initial condition	+
Cas 2	σ_{11}	interface	*initial condition	-
Cas 3	σ_{22}	interface	*initial condition	+
Cas 4	σ_{22}	interface	*initial condition	-
Cas 5	σ_{11}	surface	*initial condition	+
Cas 6	σ_{11}	surface	*initial condition	-
Cas 7	σ_{22}	surface	*initial condition	+
Cas 8	σ_{22}	surface	*initial condition	-
Cas 9	σ_{11}, σ_{22}	interface	Méthode thermique	-
Cas 10	σ_{11}, σ_{22}	interface	Méthode thermique	+

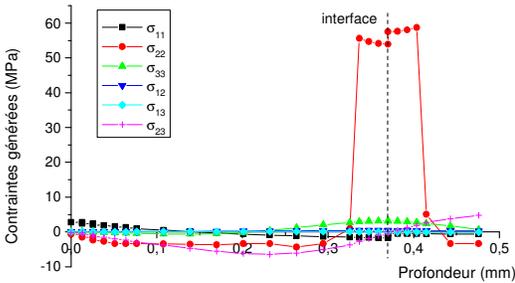
* contrainte en tension : + ; contrainte en compression : - .



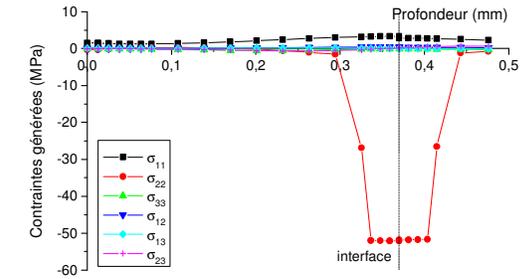
(cas1)



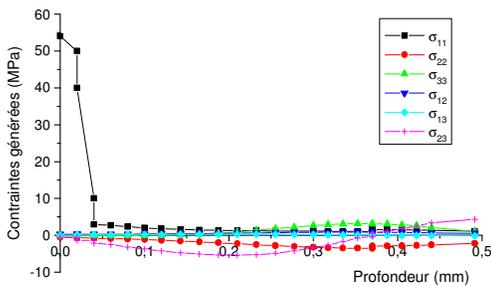
(cas2)



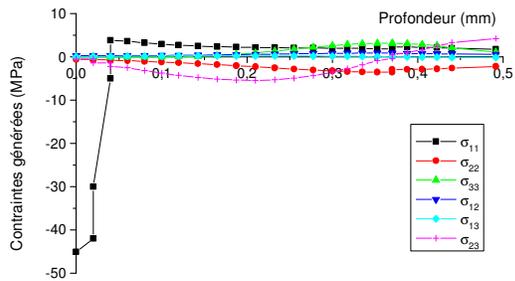
(cas3)



(cas4)



(cas5)



(cas6)

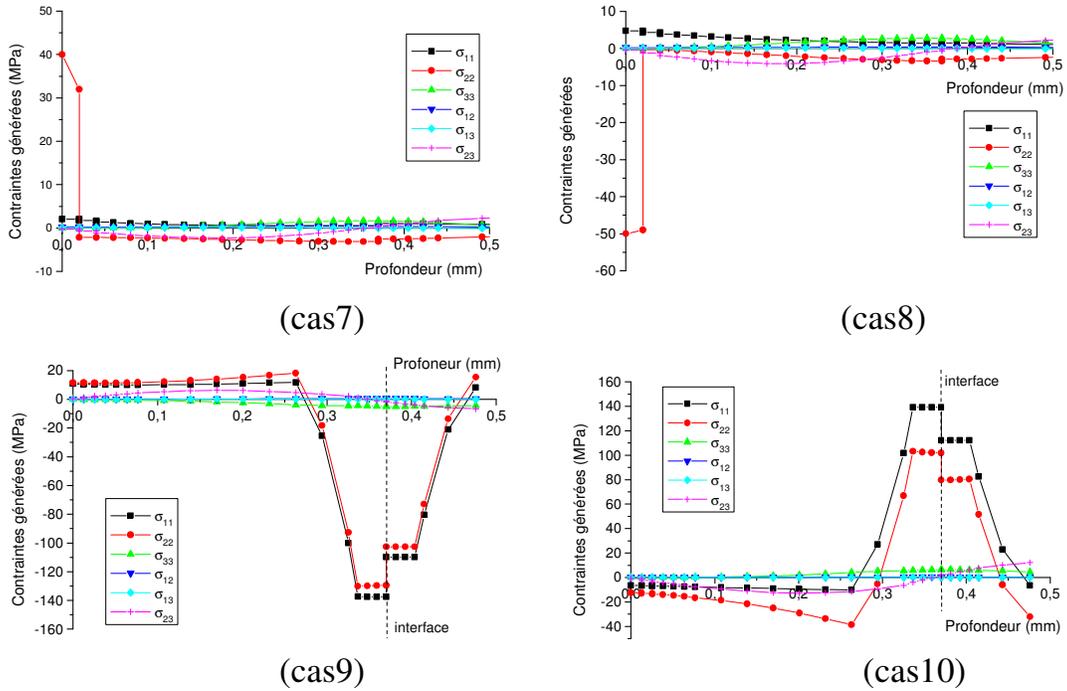
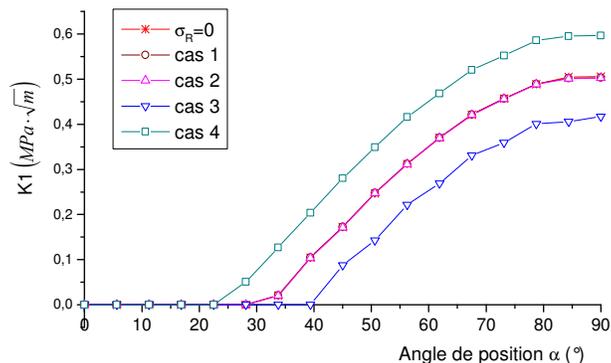


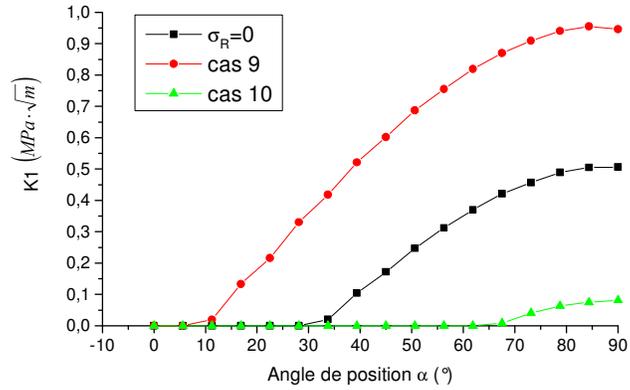
Figure VI-5. Contraintes interfaciales et superficielles générées par l'option *initial conditions et la méthode thermique parallèlement à l'interface revêtement/substrat.

Le modèle réalisé en utilisant ZENCRACK est utilisé pour évaluer l'influence des contraintes résiduelles sur le comportement mécanique de la fissure à l'interface revêtement/substrat ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-NiCr}$ /fonte grise). L'épaisseur du revêtement est de 0,37mm. La charge appliquée sur l'indenteur Vickers est de 5N.

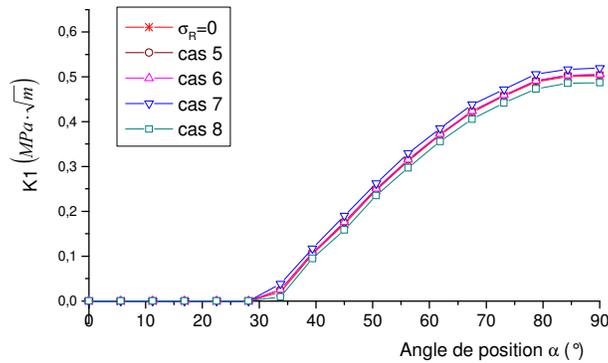
Les distributions de K_I en présence de contraintes résiduelles interfaciales et/ou superficielles ainsi qu'en l'absence de contraintes résiduelles (état $\sigma_r = 0$) sont montrées dans la figure VI-6.



(a)



(b)



(c)

Figure VI-6. Distributions du facteur d'intensité de contrainte $K1$ sur le front de fissure en présence de contraintes résiduelles.

On peut observer dans la figure VI-6 (c) que les contraintes résiduelles superficielles dans les deux directions considérées n'ont aucune influence sur les valeurs de $K1$ le long du front de fissure.

Les graphes (a) et (b) font état de l'influence des contraintes résiduelles interfaciales. Il apparaît que les contraintes interfaciales dans la direction 1, perpendiculaire à la direction du chargement d'indentation, n'ont pas d'influence, quel que soit leur signe. En revanche, les contraintes résiduelles interfaciales dans la direction 2, parallèle à la direction de la charge d'indentation, modifient $K1$ de façon très importante. On constate que des contraintes résiduelles interfaciales de compression augmentent notablement l'amplitude de $K1$, tandis que les contraintes résiduelles de traction ont l'effet inverse.

Sous un chargement identique et avec la même taille de fissure interfaciale initiale, la présence de σ_{22} accroît ou diminue la valeur maximum de K_I à la position $\alpha = 90^\circ$, suivant son signe ; en conséquent, la valeur maximale du taux de restitution d'énergie G_{max} varie de la même façon. Il en résulte que la ténacité ou l'adhérence revêtement/substrat dépendent largement de cette contrainte.

Les résultats expérimentaux publiés dans la littérature [ARA2002, NUS2003] sont contradictoires quant à l'influence des contraintes résiduelles sur la valeur de ténacité apparente d'interface obtenue par l'essai d'indentation interfaciale. Dans le travail d'Araujo [ARA2002], il a été mis en évidence que les contraintes résiduelles de compression étaient néfastes à la valeur de la ténacité interfaciale, ce qui est conforme à notre résultat numérique. Toutefois, la valeur de la contrainte a seulement été déterminée en surface pour les différents échantillons. Au contraire, les résultats obtenus par Nuser Khan [NUS2003] montrent que des contraintes résiduelles de compression sont favorables à la valeur de la ténacité interfaciale déterminée par l'essai d'indentation interfaciale. Toutefois, l'amplitude maximale des profils mesurés par la méthode du perçage incrémental dans ses travaux se trouve un peu avant l'interface. Au niveau de l'interface, les valeurs relatives des contraintes s'inversent et il apparaît alors que les contraintes de compression les plus faibles, voire des contraintes de traction, favorisent la valeur de la ténacité interfaciale obtenue par l'essai d'indentation interfaciale. Des résultats récents [ARA2005] suggèrent que pour des revêtements projetés thermiquement, le paramètre influant sur la ténacité interfaciale serait l'écart de contrainte existant à l'interface entre le revêtement (en traction), et le substrat (en compression). D'après ce travail, plus cet écart est important, moins grande est la valeur de la ténacité interfaciale.

Au vu des résultats numériques, il semble logique que des contraintes interfaciales de compression, s'ajoutant au chargement d'indentation interfaciale (comme représenté sur la figure VI-7), aient une influence néfaste sur la valeur de la ténacité apparente d'interface obtenue par l'essai d'indentation interfaciale. Ainsi, si l'on extrapole les résultats obtenus par le modèle élastique linéaire, on peut considérer que les contraintes résiduelles superficielles ont une influence lorsque l'on étudie le comportement élasto-plastique. Il est à prévoir que par ce modèle, des contraintes résiduelles superficielles de traction auront un effet bénéfique sur la valeur de la ténacité interfaciale puisqu'elles s'opposeront au chargement compressif responsable de la déformation plastique.

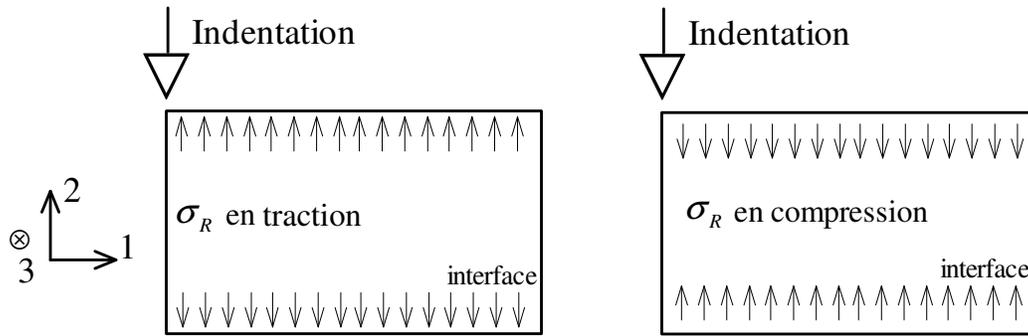


Figure VI-7. Représentation de l'influence de contraintes résiduelles dans un échantillon revêtu.

En tout état de cause, l'influence des contraintes résiduelles sur la ténacité interfaciale est liée au moyen expérimental de détermination de cette ténacité.

4 Influence de la forme de la fissure sur les résultats numériques

Dans les simulations précédentes, une forme semi-circulaire a été retenue. Cette forme de fissure n'est pas toujours conforme à la situation réelle. En effet, d'après nos observations expérimentales rapportées dans le tableau III-10, la fissure interfaciale peut prendre une forme semi-elliptique. Nous avons introduit un paramètre k définissant le rapport du grand axe sur le petit axe de cette fissure semi-elliptique (voir figure III-7). Ce paramètre k varie autour de 1,30 pour le revêtement d'alumine projeté par plasma sous air et de 1,43 pour le revêtement de carbure de chrome projeté par HVOF.

Afin d'évaluer l'influence de la forme de la fissure sur son comportement à l'interface d'un échantillon revêtu, plusieurs calculs ont été effectués en faisant évoluer la forme de la fissure interfaciale.

Le modèle numérique utilisant ZENCRACK est utilisé pour effectuer cette évaluation. L'échantillon modélisé est toujours de la fonte grise revêtue de carbure de chrome. La charge appliquée est de 1N. Le paramètre de forme de la fissure, k , varie entre 1,000 et 2,143 dans ces calculs. Les valeurs de K1 et K2 sont utilisées pour faire la comparaison de ces calculs avec différentes formes de fissure (figure V-8). On rappelle ici que pour K2, seules les valeurs calculées pour les nœuds après la position $\alpha = 55^\circ$ ont été validées dans le chapitre IV. De

plus, nous nous intéressons seulement à la position $\alpha = 90^\circ$, considérée comme représentative de la ténacité interfaciale, et pour laquelle K_{III} est toujours nul.

On peut observer dans la figure VI-8 que pour des fissures interfaciales de forme semi-elliptique, les amplitudes maximales de K1 et K2 apparaissent toujours à la position $\alpha = 90^\circ$, ce qui confirme que cette position est la plus dangereuse.

On constate aussi que les amplitudes des valeurs de K1 et K2 sont proportionnelles au paramètre de forme k . Plus le paramètre de forme k est grand, plus les magnitudes de K1 et K2 sont élevées. En conséquence, la valeur de la ténacité interfaciale dépend de la forme de la fissure.

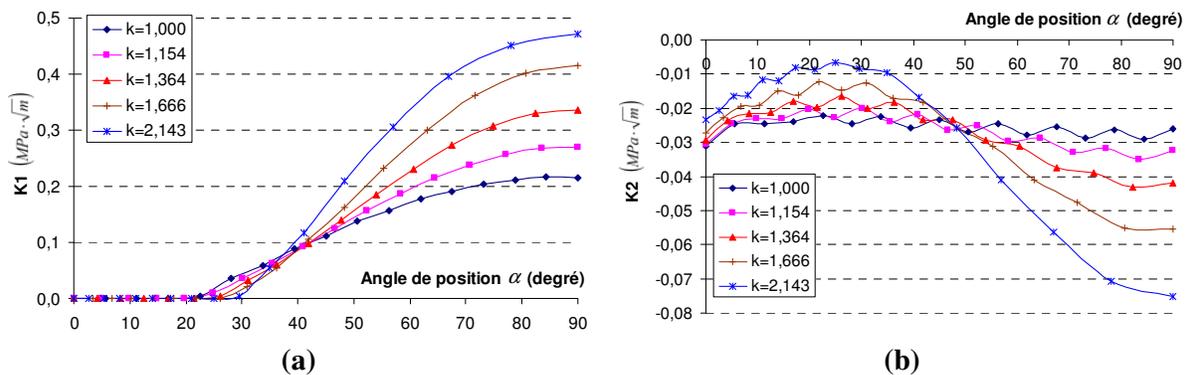


Figure VI-8. Valeurs de (a) K1 et (b) K2 le long du front de fissure pour différentes formes de fissures.

La comparaison des fissurations obtenues par des indenteurs plus ou moins aigus devrait confirmer ce point comme nous allons le voir dans la suite.

5 Indentation interfaciale avec l'indenteur Knoop

Dans ce paragraphe, l'influence de la géométrie d'indenteur sur les résultats numériques est analysée à l'aide du modèle réalisé en utilisant ZENCRACK. En effet, nous venons de voir que la forme de la fissure a une influence sur la valeur de ténacité interfaciale que l'on peut obtenir grâce au modèle. Or nous avons constaté expérimentalement que la forme de l'indenteur joue sur celle de la fissure interfaciale. De plus, l'indentation Knoop est utile pour les revêtements de faible épaisseur.

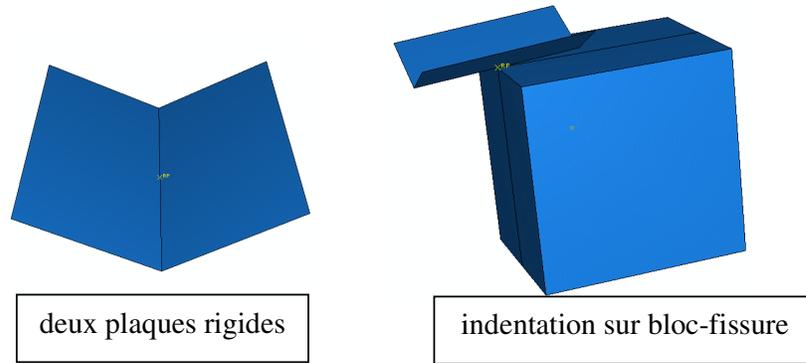


Figure VI-9. Modélisation de l'indenteur Knoop par deux éléments plaques.

Un demi indenteur Knoop est modélisé par deux plaques rigides planes comme il est montré dans la figure VI-9. L'angle entre les deux plaques ainsi que l'angle entre la surface à étudier et l'arête formée par les deux plaques, sont conformes à la géométrie de l'indenteur Knoop. La figure VI-10 présente une comparaison des facteurs d'intensité des contraintes sous chargement Vickers et Knoop. La charge appliquée sur l'indenteur est de 1N.

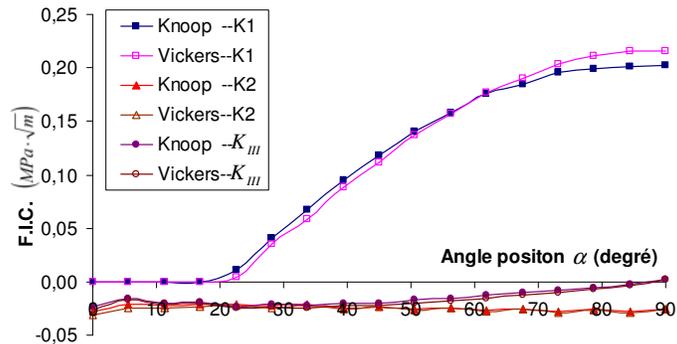


Figure VI-10. Comparaison des résultats des facteurs d'intensité des contraintes calculés avec indenteurs Vickers et Knoop.

On constate d'après la figure VI-10 que la forme de l'indenteur a peu d'influence sur les valeurs de K2 et K_{III} notamment au point le plus dangereux, à la position $\alpha = 90^\circ$. En revanche, le niveau de K1 sous chargement d'indenteur Knoop est moins élevé que sous chargement Vickers. Ceci est lié à la différence de géométrie entre les deux indenteurs : pour une même charge, la surface de contact entre l'échantillon et l'indenteur est plus importante pour l'indenteur Knoop que pour l'indenteur Vickers. La conséquence de ce phénomène est que la fissure interfaciale se propage moins profondément sous chargement Knoop que sous

chargement Vickers. C'est aussi la raison pour la quelle le paramètre de forme k des fissures obtenues sous chargement Knoop est plus élevé que celui des fissures obtenues sous chargement Vickers (voir chapitre III).

6 Direction de propagation de la fissure interfaciale

Quand une fissure est chargée à la fois dans les modes I, II et III, chargement appelé à modes mixtes, la pointe de la fissure se déplace très souvent hors du plan de fissure. Pour prévoir la direction de progression de la fissure, trois critères peuvent être utilisés en régime linéaire-élastique : l'orientation de la fissure suit (i) la direction de la contrainte circulaire maximale ($\sigma_{\theta_{\max}}$); (ii) la direction du taux de restitution maximal d'énergie ($G_{\theta_{\max}}$); et (iii) la direction de la densité minimale d'énergie de déformation ($S_{\theta_{\max}}$).

Le modèle numérique réalisé en utilisant ZENCRACK a servi à déterminer la direction de propagation d'une fissure interfaciale semi-circulaire soumise à un chargement d'indentation interfaciale. Dans le logiciel ZENCRACK, une option basée sur le critère du taux de restitution maximal d'énergie $G_{\theta_{\max}}$ est fournie pour calculer la direction de propagation d'une fissure.

La direction de la propagation de la fissure est exprimée par un angle θ entre le vecteur caractérisant la direction $G_{\theta_{\max}}$ et le plan où se trouve la fissure initiale (figure VI-11). Ce vecteur de direction est normal au front de la fissure initiale. Dans le cas de l'analyse stationnaire d'une fissure interfaciale, le plan de référence est l'interface revêtement/substrat.

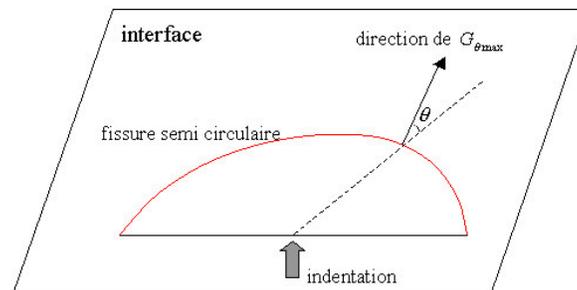


Figure VI-11. Présentation de l'angle de $G_{\theta_{\max}}$.

Une charge de 5N a été appliquée sur l'indenteur. Les directions de $G_{\theta_{\max}}$ calculées pour cette charge sont présentées dans la figure VI-12, où les valeurs positives de l'angle θ correspondent à une orientation vers le revêtement. Cela signifie que si la propagation de fissure est permise, la fissure tendra à se tourner vers le revêtement.

Nous avons indiqué dans le chapitre IV que la précision de l'extraction de K_2 et K_{III} est limitée dans le modèle utilisant le logiciel ZENCRACK. Ainsi, on n'étudie dans cette partie les angles de direction de propagation que pour les nœuds du front de fissure se trouvant sur la position $\alpha = 90^\circ$.

A la position $\alpha = 90^\circ$ la direction $G_{\theta_{\max}}$ prend une valeur de 85° pour la charge de 5 N dans la figure VI-12. Le front de fissure a donc tendance à s'orienter vers le revêtement.

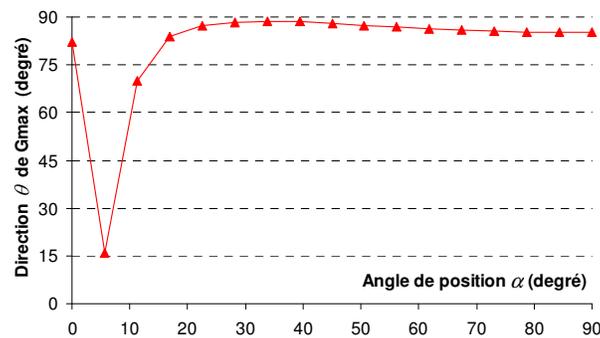


Figure VI-12. Présentation des directions de G_{\max} sous la charge de 5N.

La figure VI-13 représente la variation de la direction de propagation pour le nœud situé à la position $\alpha = 90^\circ$ en fonction de la charge appliquée. On constate que plus la charge est importante, plus le degré de cette inclinaison est élevé. Ce résultat est en accord avec les observations expérimentales, où les inclinaisons de fissure vers le revêtement carbure de chrome se produisent lorsque la charge d'indentation atteint un niveau suffisamment élevé.

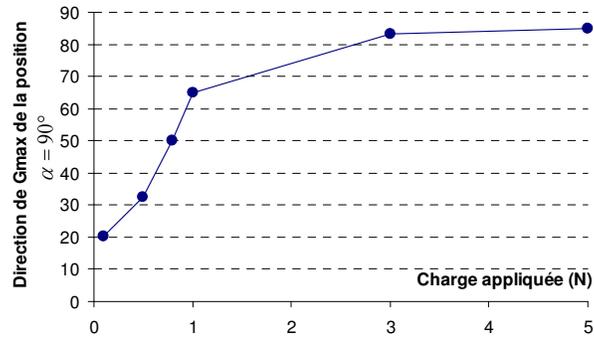


Figure VI-13. Direction de $G_{\theta_{\max}}$ à la position $\alpha = 90^\circ$ en fonction de la charge appliquée.

7 Conclusions

Les différents points abordés dans cette partie montrent la sensibilité de notre modèle à divers paramètres (épaisseur de revêtement, géométrie d'indenteur, déviation de la fissure interfaciale) et que leur influence est la même que celle observée expérimentalement.

Aussi, en ce qui concerne l'influence des contraintes résiduelles, qui n'est pas très bien établie expérimentalement, il semble que les résultats obtenus par le modèle soient pertinents. Toutefois, nous n'avons étudié qu'un nombre limité de cas, qui mettent en évidence l'influence de la valeur de la contrainte à l'interface, cette dernière semblant s'additionner au chargement de l'indenteur. Il serait intéressant de réaliser des calculs supplémentaires visant à déterminer l'influence d'une variation à partir d'une valeur non nulle.

Chapitre VII : Propagation de la fissure - Calcul de la ténacité interfaciale

Dans le chapitre précédent, l'influence de différents paramètres sur le comportement mécanique d'une fissure stationnaire à l'interface revêtement/substrat a été étudiée. Il a été observé qu'en régime élastique linéaire, la position la plus profonde le long du front de fissure est la plus dangereuse. Ce point-là sera le premier à se rompre durant l'essai d'indentation interfaciale. Cette observation montre donc que c'est le comportement de ce point qui doit être pris en compte pour l'évaluation de la ténacité interfaciale par essai d'indentation interfaciale. Après avoir démontré la validité de ce postulat, nous allons rechercher une valeur critique caractérisant la ténacité interfaciale d'un échantillon revêtu par la modélisation numérique de la propagation de la fissure à l'interface revêtement/substrat. En effet, la fissure initiale du modèle est une simplification permettant de ne pas tenir compte de la phase d'amorçage. Nous considérons ici la définition de la ténacité comme valeur atteinte à l'issue de la propagation, et non comme valeur nécessaire à l'amorçage.

1 Mécanismes de rupture et propagation du front de fissure

1.1 Hypothèse retenue pour la propagation de fissure

Zhang [ZHA1999], qui s'est intéressé à la détermination de la ténacité d'un matériau massif par l'essai d'indentation interfaciale, a proposé de prendre comme valeur critique la valeur du facteur d'intensité de contrainte en un point quelconque du front d'une fissure s'étant propagée sous l'effet de l'indentation. Il a fait l'hypothèse que la valeur moyenne du facteur d'intensité de contrainte le long de la fissure détermine une longueur de propagation unique pour tous les points du front de fissure.

Ce modèle (ou cette simplification) nous paraît difficile à appliquer à notre problème du fait de la présence de deux matériaux de part et d'autre du front de fissure. En effet, dans l'analyse stationnaire d'une fissure interfaciale, nous avons constaté que la distribution des valeurs de K_I et G le long du front de fissure présente des écarts importants (figure V-3). La valeur de K_I atteint son maximum à $\alpha = 90^\circ$; cependant pour la partie de la fissure proche de la surface à pénétrer, les valeurs de K_I sont proches de zéro. Il apparaît ainsi que la fissure ne devrait pas pouvoir maintenir sa forme semi-elliptique, parce que le point $\alpha = 90^\circ$ se propage

vraisemblablement plus loin que les autres positions sur le front de fissure. Toutefois, les résultats expérimentaux ont toujours permis d'observer une forme de fissure semi-elliptique.

Nous faisons l'hypothèse que c'est, lors de la phase de chargement, le taux de restitution d'énergie au point le plus profond de la fissure qui gouverne à la fois la valeur de la ténacité d'interface et la propagation de la fissure.

L'ouverture du front de fissure vers les zones où les valeurs de K_I et G sont faibles se produit alors sous l'effet de la concentration de contraintes liée à l'ouverture des zones où K_I et G sont élevés. Une présentation de cette hypothèse d'évolution de fissure est montrée dans la figure VII-1.

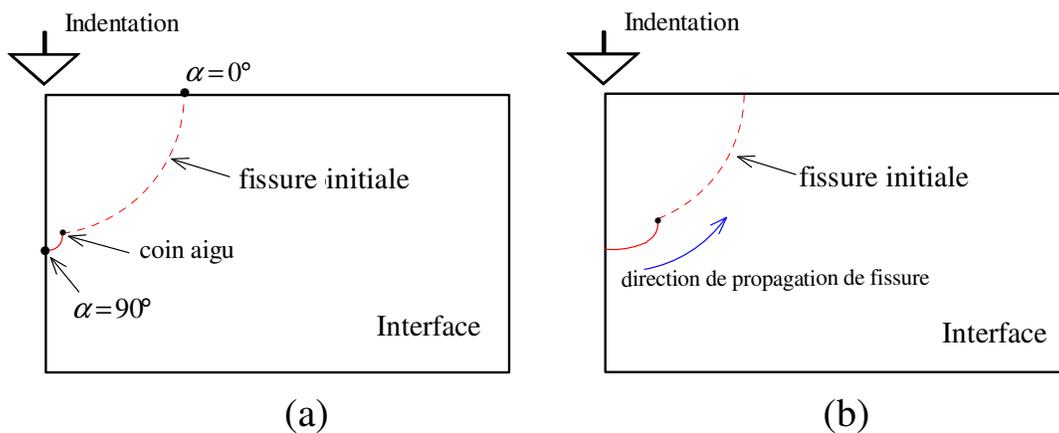


Figure VII-1. Hypothèse concernant l'évolution de fissure interfaciale : (a) la première étape de la propagation de fissure ; (b) la fissure se dirige vers la surface.

Pendant le chargement, quand le nœud le plus dangereux $\alpha = 90^\circ$ se propage d'un petit incrément en profondeur, un angle aigu est créé sur le front de fissure. La concentration de contraintes à ce point va entraîner l'ouverture du front de fissure vers le nœud suivant. Cependant, d'après les résultats obtenus dans le chapitre V, ce processus peut s'arrêter à une certaine position du front de fissure initial. En effet, deux phénomènes peuvent intervenir dans la propagation des points proches de la surface. Celle-ci peut avoir lieu lors de la phase de chargement lorsque les déformations plastiques des deux matériaux sont très différentes ; elle est alors gouvernée par les modes de cisaillement. La propagation des points proches de la surface peut également avoir lieu lors de la phase de déchargement lorsque la déformation plastique est prise en compte ; elle se produit alors sous l'effet du mode d'ouverture.

La partie suivante vise à vérifier que cette hypothèse de propagation est conforme au(x) mécanisme(s) proposé(s) à l'issue du chapitre V.

1.2 Vérification de l'hypothèse émise pour la propagation de fissure par la méthode d'éléments finis traditionnelle

Il est impossible de faire une simulation numérique totale de cette évolution de fissure par la méthode d'éléments finis traditionnelle, car la géométrie est trop complexe à modéliser. Néanmoins, on peut analyser numériquement la première étape et la dernière étape de l'évolution de fissure proposée.

Le modèle réalisé sous ABAQUS a été utilisé afin de simuler l'apparition d'une concentration de contraintes au coin aigu à la première étape du processus de propagation de fissure décrit ci-dessus. L'échantillon est en fonte grise revêtu de carbure de chrome. L'épaisseur du revêtement est de 0,37mm. Le front de fissure initial est de forme semi-circulaire avant l'ouverture à la position $\alpha = 90^\circ$. La liaison entre le front original et le front secondaire est supposée prendre la forme d'un arc de cercle. La charge appliquée sur l'indenteur est de 1N. Les autres conditions de calcul de ce modèle peuvent être trouvés dans le chapitre IV-3. Le maillage du bloc-fissure pour cette étape est montré dans la figure VII-2.

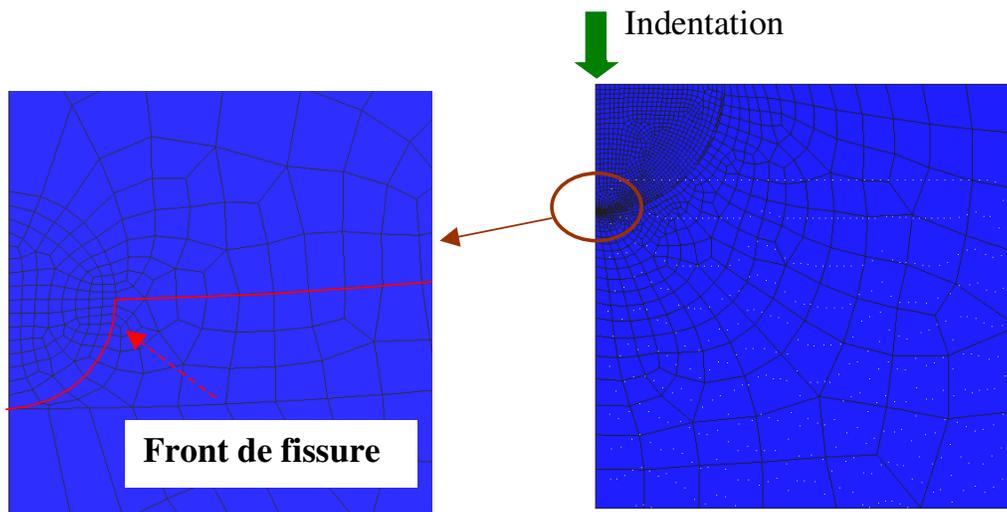


Figure VII-2. Maillage du bloc-fissure de la première étape de propagation.

Les distributions des facteurs d'intensité des contraintes le long du front de fissure pour la première étape de la propagation de la fissure sont montrées dans la figure VII-3.

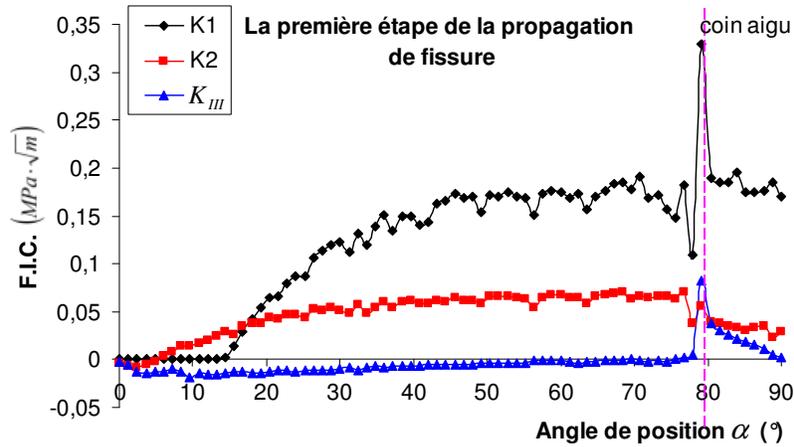


Figure VII-3. Facteurs d'intensité des contraintes pour la première étape de l'évolution de fissure interfaciale.

Pour la première étape de propagation, un saut important de la valeur du facteur K_I est observé à la position du coin aigu sur le front de fissure. Cette valeur singulière du facteur d'intensité de contrainte prouve qu'il existe des concentrations de contraintes aux nœuds aigus qui se créent le long du front de fissure lors de la propagation. On vérifie que par ce modèle, la propagation des nœuds voisins de $\alpha = 90^\circ$ vers la surface est provoquée par l'ouverture en mode I, conformément au mécanisme de propagation déduit des résultats du chapitre V.

Considérons à présent la dernière étape du processus, décrite dans la figure VII-4.

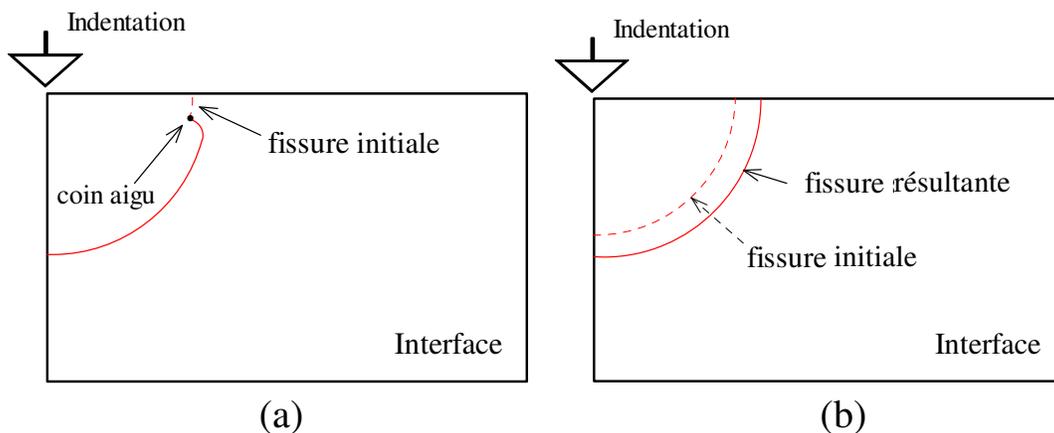


Figure VII-4. Hypothèse concernant l'évolution de fissure interfaciale : (a) la dernière étape de la propagation ; (b) la fissure résultante.

Le maillage du bloc-fissure pour cette étape est montré dans la figure VII-5. Les distributions des facteurs d'intensité des contraintes sont montrées dans la figure VII-6. Pour la dernière étape, un saut des valeurs des facteurs K_2 et K_{III} est constaté à la position du nœud aigu. En revanche les valeurs de K_1 sont nulles pour le front de fissure proche de la surface à étudier. Dans ce modèle, la propagation des nœuds du front de fissure proches de la surface est donc gouvernée par les modes de cisaillement, pourvu que ceux-ci soient suffisamment importants. Dans le cas contraire, la propagation s'arrête et peut avoir lieu lors du déchargement, si toutefois la charge appliquée est suffisante.

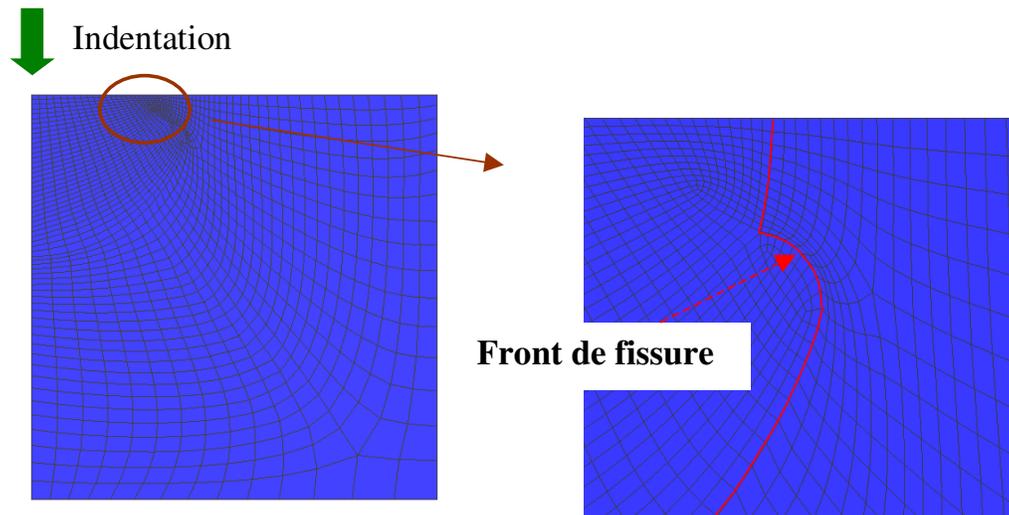


Figure VII-5. Maillage du bloc-fissure de la dernière étape de propagation.

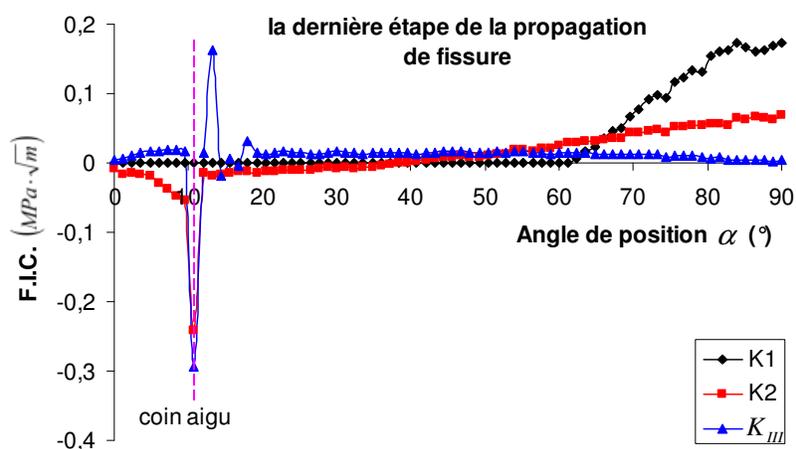


Figure VII-6. Facteurs d'intensité des contraintes pour la dernière étape de l'évolution de la fissure interfaciale.

Ces résultats montrent que l'on peut valablement indexer la valeur de la ténacité interfaciale sur celle du taux de restitution d'énergie et du facteur de concentration de contrainte K_I à la position $\alpha = 90^\circ$.

2 Modélisation de la propagation de la fissure dans l'essai d'indentation interfaciale Vickers

Dans ce qui suit, nous cherchons à déterminer la ténacité interfaciale d'un échantillon revêtu par la simulation de la propagation d'une fissure interfaciale. En général, les logiciels de calcul permettant de simuler la propagation d'une fissure requièrent la définition d'un critère d'arrêt pour la propagation.

Les critères les plus utilisés sont les valeurs critiques du facteur d'intensité de contrainte K_I ou du taux de restitution d'énergie G : tant que la valeur de K_I ou G est supérieure à une valeur critique, la fissure se propage ; lorsque la valeur de K_I ou G devient inférieure à cette valeur critique, la propagation s'arrête.

Dans notre calcul, le critère de propagation utilisé est la relation entre la longueur de fissure et la charge appliquée déterminée expérimentalement. Le modèle permet la propagation de la fissure tant que le couple (charge, longueur de fissure) n'est pas atteint. Lorsque la propagation s'arrête, les valeurs critiques du taux de restitution d'énergie G et du facteur d'intensité de contrainte K_I peuvent être calculées, ainsi que la mixité de mode par l'intermédiaire de l'angle ψ .

Dans notre calcul, la charge est appliquée sur l'indenteur de façon progressive. La fissure conserve sa forme semi-elliptique initiale, tous les points du front de fissure avançant d'une même distance à chaque incrément de charge. Les résultats expérimentaux présentés dans le tableau III-3 sont utilisés pour la simulation de la propagation de fissure, réalisée par le modèle utilisant ZENCRACK.

Le premier calcul porte sur le cas d'une fissure à l'interface du couple carbure de chrome/fonte grise. Dans cette modélisation, l'épaisseur du revêtement de carbure de chrome est de 0,37mm. La charge appliquée par l'intermédiaire de l'indenteur Vickers est de 100N.

La forme de la fissure n'a pas été déterminée expérimentalement pour ce couple de matériaux. En revanche, nous avons constaté (tableau III-10) que les fissures à l'interface du couple carbure de chrome/acier allié ont un paramètre de forme moyen k de 1,43. C'est cette géométrie qui est choisie pour notre calcul. La taille initiale de la fissure est de 0,045mm.

La figure VII-7 montre les distributions des facteurs d'intensité de contrainte et du taux de restitution d'énergie G le long du front de fissure, à la fin de la propagation.

Les valeurs critiques sont calculées à la position $\alpha = 90^\circ$. On détermine ici une ténacité interfaciale en mode I : $K_{Ic} = 3,12 \text{ MPa} \cdot \sqrt{\text{m}}$. On peut aussi définir une énergie critique de fracture interfaciale $G_c = 90,3 \text{ J/m}^2$.

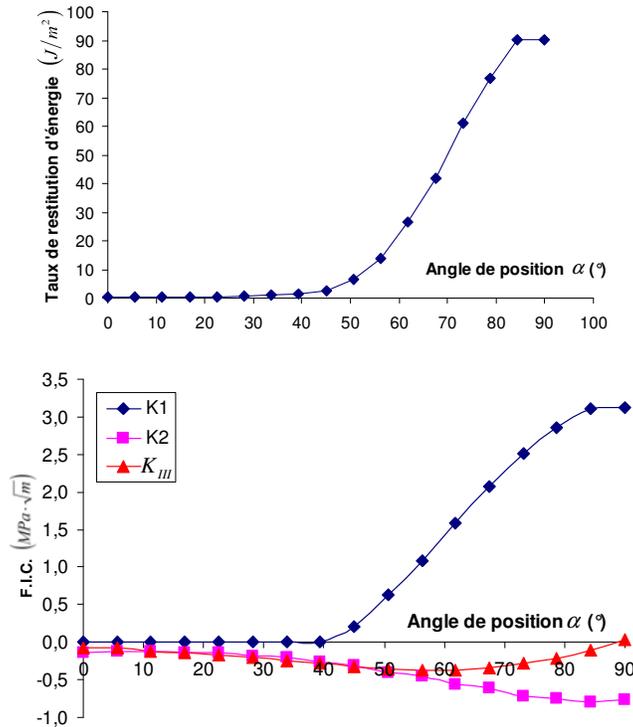


Figure VII-7. Distribution des facteurs d'intensité des contraintes et du taux de restitution d'énergie G à la fin de la propagation de la fissure. (revêtement : fonte grise ; substrat : carbure de chrome ; épaisseur du revêtement : 0,37mm ; charge appliquée : 100N)

Toutefois il faut signaler que la valeur de la ténacité issue de cette modélisation est assortie d'une valeur de mixité de mode due à la présence de deux matériaux différents de part et

d'autre de l'interface. Dans notre cas, il s'agit d'un mélange de mode I et mode II avec un angle ψ de -13° . Expérimentalement, il est difficile de déterminer une ténacité en pur mode I pour des échantillons revêtus. En revanche, la proportion des différents modes dépend fortement du type d'essai effectué. A titre d'exemple, la mixité de mode de la ténacité mesuré par l'essai de la poudre double cantilever est d'environ $3,5^\circ$; celle mesuré par l'essai de flexion 4 points est d'environ 45° [LUC2003]. Aussi, il est délicat de comparer des valeurs obtenues par différents essais.

La propagation de fissure a ensuite été simulée pour les échantillons dont les résultats d'essais d'indentation interfaciale sont présentés dans le tableau III-3. La fissure initiale est toujours supposée de forme semi-elliptique avec $k=1,43$. Les ténacités interfaciales K_{1C} et leurs mixités de mode ψ calculées par notre modélisation sont rassemblées dans le tableau VII-1 et présentées dans la figure VII-8. Les valeurs de ténacité obtenues en utilisant le modèle analytique (équation II-31) sont aussi présentées dans ce tableau.

Tableau VII-1 : Ténacité interfaciale et mixité de mode obtenues par modélisation numérique.

Substrat	Fonte grise				FGS700				Z20CNW22		XC10	
Epaisseur (mm)	h=0,37		h=0,58		h=0,27		h=0,37		h=0,55		h=0,39	
Charge (N)	K_{1C}	ψ	K_{1C}	ψ	K_{1C}	ψ	K_{1C}	ψ	K_{1C}	ψ	K_{1C}	ψ
20	1,55	-18,9			1,65	-18,2						
30	1,76	-16,0			2,35	-15,7	1,83	-21,9				
50	1,96	-17,2			3,21	-13,5	2,16	-17,7				
100	3,12	-13,8	2,96	-14,5	4,60	-12,7	3,25	-17,6	2,68	1,7	2,17	10,3
156	4,13	-10,1	3,51	-15,8			4,32	-13,4	2,90	2,0	3,35	8,2
200			3,78	-14,0					3,29	2,3		
Modèle analytique	3,8	0	3,8	0	4,4	0	4,4	0	8,4	0	9,4	0

* L'unité de K_{1C} est le $MPa \cdot \sqrt{m}$; celle de ψ est le degré.

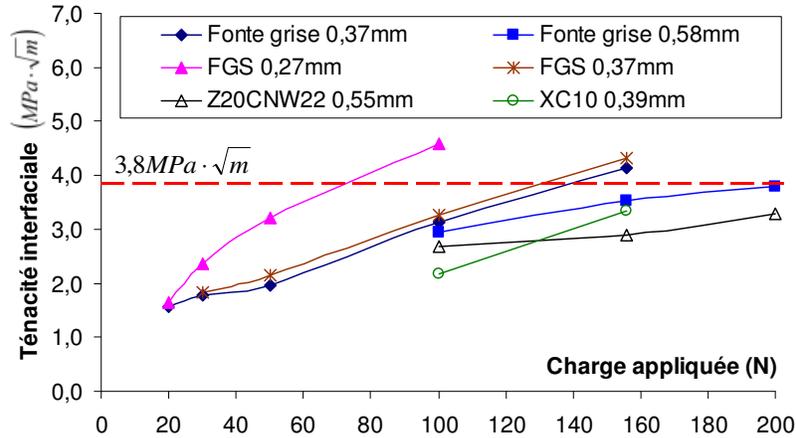


Figure VII-8. Présentation de la ténacité interfaciale calculée numériquement en fonction de la charge appliquée.

Contrairement à ce qui était attendu, nous observons dans la figure VII-8 que la ténacité interfaciale varie avec la charge appliquée dans l'essai d'indentation interfaciale. Une valeur plus élevée est obtenue pour une charge plus importante.

Dans la plupart des cas expérimentaux utilisés, la variation du rapport P^2/a^3 n'est pas aussi monotone en fonction de la charge que notre résultat (Figure VII-9).

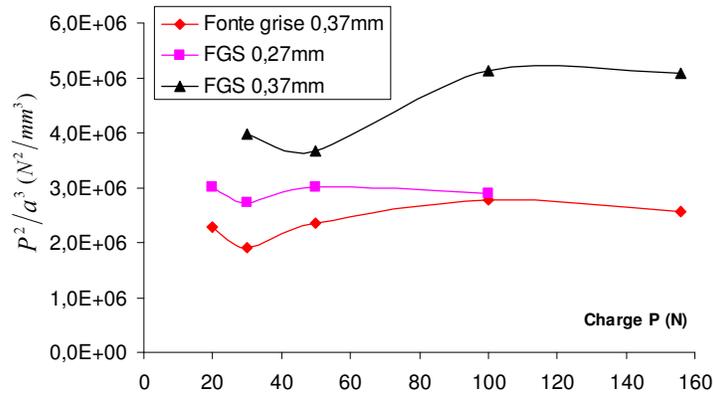


Figure VII-9. Présentation de la valeur de P^2/a^3 en fonction de la charge P .

L'hypothèse de propagation que nous avons faite, si elle considère que la propagation dépend uniquement et globalement du déplacement du point à la position $\alpha = 90^\circ$, considère également que le mécanisme de propagation des points les plus proches de la surface dépend de l'ampleur de la déformation plastique des matériaux, qui n'est pas prise en compte ici. Il

n'est pas possible de simuler numériquement la propagation de fissure en prenant des lois de comportement élasto-plastiques pour les matériaux. Cependant, si tel était le cas, l'énergie emmagasinée par la déformation plastique des matériaux lors de la phase de chargement aurait pour effet de diminuer la concentration de contraintes au point $\alpha = 90^\circ$. Il semble donc possible que l'augmentation de la valeur de ténacité avec le chargement soit liée à l'absence de prise en compte de la déformation plastique.

Nous observons également que, pour des couples identiques de matériaux, la variation de la ténacité en fonction de la charge dépend de l'épaisseur du revêtement : plus le revêtement est épais, moins cette variation est rapide. Ceci est dû à la sensibilité de notre modèle à l'effet de surface libre, et au fait qu'en conditions élastiques linéaires sans prise en compte de l'endommagement, les niveaux de contraintes atteints accentuent cette sensibilité.

On constate enfin que notre modèle n'est pas suffisamment discriminant pour les couples fonte grise/carbure de chrome et FGS/carbure de chrome avec une épaisseur de revêtement de 0,37 mm pour lesquels les longueurs de fissure mesurées sous une même charge sont pourtant assez différentes. Ceci peut être attribué aux difficultés évoquées ci-dessus (sensibilité à l'effet de surface libre, négligence du comportement plastique et de l'endommagement), mais également au principe de remaillage du bloc-fissure. En effet, pour les charges élevées, la taille de la fissure est de même ordre de grandeur que celle du bloc-fissure, alors que le nombre de nœuds reste constant. De ce fait la précision du calcul est altérée.

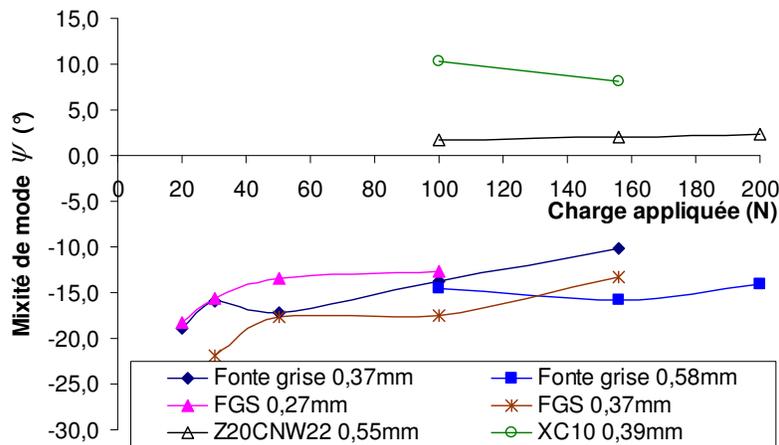


Figure VII-10. Présentation de la mixité de mode calculée numériquement en fonction de la charge appliquée.

La mixité de mode de la ténacité calculée par le modèle analytique est supposée être nulle. Nous constatons dans la figure VII-10 que la mixité de mode est sensible à la différence entre les modules des substrats. La contribution du mode II de cisaillement dans la fissuration interfaciale n'est pas négligeable. En revanche, celle du mode III n'est pas prise en compte dans la modélisation, car la ténacité est prélevée à la position $\alpha = 90^\circ$ qui se trouve dans le plan de symétrie.

3 Conclusions

Dans cette partie, nous avons émis l'hypothèse que la globalité de la propagation du front de fissure est gouvernée par le déplacement du point le plus profond. Cette hypothèse semble conforme aux mécanismes envisagés à l'issue des calculs du chapitre V.

Toutefois la valeur de ténacité déterminée pour ce point à l'issue de la simulation de la propagation de fissure n'est pas une constante. Sa dépendance à la charge appliquée indique qu'il serait nécessaire de prendre en compte la déformation plastique des matériaux pour obtenir un meilleur résultat.

Conclusion générale

Les travaux de recherche présentés ici concernent la modélisation numérique de l'essai d'indentation interfaciale. Dans ce but, nous avons réalisé trois modèles utilisant différentes techniques numériques.

Les résultats comparatifs issus de ces trois modèles indiquent que lors de la phase de chargement, les contraintes les plus intenses se développent au niveau de la pointe de l'indenteur. Si la charge est suffisante, l'amorçage d'une fissure devrait donc se produire à partir du point le plus profond. De plus, pendant la phase de chargement, il est observé que la surface est le siège de contraintes de compression. En considérant le comportement élasto-plastique des matériaux, nous avons pu observer la phase de déchargement. Celle-ci s'accompagne d'une augmentation de la contrainte d'ouverture vers la surface, propice à la propagation de fissures vers la surface. Toutefois, les modèles réalisés ne permettent pas de comparer les niveaux de contraintes atteints lors des deux phases.

D'un point de vue qualitatif, le mécanisme de propagation de fissure en fonction du chargement peut s'expliquer de la manière suivante :

- Pour les charges les plus faibles, l'apparition de fissures de type Palmqvist, ou en tout cas de fissures plus superficielles, survient lors du déchargement sous l'effet des contraintes résiduelles liées à la plastification.
- Lorsque la charge sur l'indenteur augmente, les concentrations de contraintes en pointe d'indenteur peuvent devenir suffisantes pour amorcer les fissures médianes. Toutefois la propagation de ces dernières se produit à la fois pendant le chargement, jusqu'à un point limite le long du front de fissure, et pendant le déchargement jusqu'à la surface.

La présence de matériaux différents de part et d'autre de l'interface a une influence sur le mode de propagation de la fissure. L'incompatibilité de déformation dans le domaine élastique ou plastique induit une proportion de mode II, cependant, dans les cas que nous avons considérés, celle-ci n'est pas prépondérante sur le mode I imposé par l'effet de coin lié à l'enfoncement de l'indenteur.

L'étude de l'influence de l'épaisseur du revêtement met en évidence une grande sensibilité du modèle à l'effet de surface libre. Cette influence apparaît également expérimentalement : lorsque l'épaisseur du revêtement augmente, la pente de la droite de fissuration diminue. Nous avons constaté que pour des épaisseurs de revêtement de l'ordre de 2 mm, il devient difficile de générer des fissures à l'interface même sous de fortes charges. Il semble donc que la droite de dureté apparente soit la limite vers laquelle les droites de fissuration tendent lorsque l'épaisseur du revêtement augmente. Ces variations sont moins prononcées lorsque l'on emploie un indenteur Knoop. Ces résultats montrent que l'effet de coin lié à la pénétration de l'indenteur Vickers induit un effort de flexion sur le revêtement, ce dernier étant moins important dans le cas du pénétrateur Knoop, de par sa géométrie.

L'étude de l'influence des contraintes résiduelles montre que la présence de contraintes résiduelles interfaciales perpendiculaires à la direction d'indentation n'exerce pas d'influence sur la ténacité interfaciale, contrairement aux contraintes résiduelles parallèles à la direction d'indentation. Ces dernières s'ajoutent au chargement de l'indenteur. Ainsi, nous avons observé que des contraintes résiduelles interfaciales de compression diminuent la valeur de la ténacité d'interface. Cependant, des calculs complémentaires doivent être menés afin de vérifier quel est le paramètre influent entre la valeur de contrainte interfaciale et la valeur de l'écart de contrainte au niveau de l'interface.

L'étude du mécanisme de propagation des fissures interfaciales indique que le calcul de la ténacité devrait être effectué à partir du point de la fissure situé directement sous la pointe de l'indenteur. En effet, c'est le déplacement de ce point qui semble gouverner la propagation de la fissure. Nous avons également montré qu'il convient de choisir correctement la forme de la fissure et la forme de l'indenteur car celles-ci ont une influence notable sur la valeur du coefficient de concentration de contraintes en ce point.

Les valeurs de ténacité calculées à l'issue de la propagation des fissures en utilisant les valeurs expérimentales comme critère d'arrêt, montrent une certaine dépendance à la charge appliquée et à l'épaisseur du revêtement. Toutefois, lorsque la fissure devient grande par rapport à l'empreinte d'indentation, on observe une tendance asymptotique vers la valeur obtenue par le modèle analytique.

Pour améliorer le modèle, on peut proposer à titre de perspectives les actions suivantes :

- intégration du comportement élasto-plastique autour de l'indenteur,
- intégration de l'endommagement des matériaux,
- prise en compte du frottement indenteur/matériaux,
- développement d'un bloc-fissure spécifique à l'indentation dans lequel le remaillage automatique se produira autour de l'indenteur et du front de la fissure.

La méthode utilisant les éléments cohésifs semble également prometteuse dans l'objectif d'obtenir une valeur caractéristique de l'adhérence par un calcul inverse.

Annexe 1 Détermination des contraintes résiduelles par la méthode du perçage incrémental

Tableau A1-I. Présentation des pas de mesure et des déformations mesurées pour l'échantillon revêtu de Bronze d'Aluminium avec une épaisseur de revêtement 0,60mm.

Pas	Profondeur (mm)	μ déf 1	μ déf 2	μ déf 3	Contrainte principale 1	Contrainte principale 2
1	0,01	-9	-7	-12	292	620
2	0,02	-29	-30	-36	615	803
3	0,04	-68	-78	-85	553	805
4	0,08	-143	-149	-151	699	592
5	0,12	-235	-240	-239	674	631
6	0,20	-408	-429	-408	545	396
7	0,30	-549	-562	-517	196	82
8	0,40	-556	-565	-525	-275	-180
9	0,50	-638	-608	-574	273	3
10	0,52	-644	-613	-581	-185	6
11	0,54	-644	-614	-583	-254	-122
12	0,56	-641	-613	-583	-409	-148
13	0,58	-634	-609	-580	-495	-289
14	0,60	-626	-604	-575	-502	-253
15	0,62	-618	-598	-569	-647	-432
16	0,65	-609	-590	-560	-352	-420
17	0,70	-603	-584	-553	-237	-168
18	0,75	-606	-586	-553	122	-103
19	0,80	-610	-589	-554	90	41

Tableau A1-II. Présentation des pas de mesure et des déformations mesurées pour l'échantillon revêtu de Bronze d'Aluminium avec une épaisseur de revêtement 0,85mm.

Pas	Profondeur (mm)	μ déf 1	μ déf 2	μ déf 3	Contrainte principale 1	Contrainte principale 2
1	0,02	-6	-3	-7	70	205
2	0,06	-12	-13	-15	21	85
3	0,21	-162	-151	-150	299	261
4	0,52	-396	-363	-327	133	80
5	0,70	-464	-425	-390	24	56
6	0,76	-480	-439	-401	67	0
7	0,82	-491	-452	-408	59	-74
8	0,84	-490	-452	-407	-355	-248
9	0,86	-499	-459	-412	-358	-558
10	0,89	-498	-454	-403	-99	-409
11	0,94	-510	-462	-406	345	123

Annexe 2 Présentation du code ZENCRACK

1 Introduction

Le logiciel permet d'effectuer des calculs de propagation de fissures tridimensionnelles dans les limites de la mécanique linéaire de la rupture, c'est-à-dire dans le cas où les déformations autour de la fissure pourraient être considérées comme élastiques ou faiblement plastiques.

Ce code emploie la méthode des éléments finis par l'intermédiaire d'interfaces à ABAQUS, à ANSYS [ANY2004] et à MSC.Marc [MAR2003]. Le logiciel ABAQUS est utilisé conjointement avec ZENCRACK dans ce travail.

Le logiciel peut prendre en charge deux types d'analyse. Quand le chargement statique est important le programme peut être employé pour évaluer des facteurs d'intensité des contraintes en utilisant le taux de restitution d'énergie et la méthode basée sur les déplacements nodaux. Quand le chargement dépend du temps ou qu'on souhaite étudier la propagation d'une fissure il suffit de définir une loi de propagation ou bien spectre de chargement.

Le logiciel permet le maillage, l'analyse ainsi que le post-traitement des résultats d'éléments finis.

L'approche "bloc-fissure" consiste à prendre un maillage 3D initial non fissuré dans lequel on va ensuite insérer une ou plusieurs fissures sans restriction de forme ou de géométrie. Le maillage fissuré est alors soumis à l'analyse par éléments finis. Les résultats sont extraits et traités dans une première étape. Lorsque la propagation de la fissure suit un modèle défini à l'avance, un déplacement élémentaire est imposé au front de fissure, et l'on procède à une étape supplémentaire de calcul. Un remaillage s'effectue après chaque déplacement du front de fissure. Ce processus peut être répété jusqu'à ce que l'analyse atteigne une valeur définie au préalable, qui peut être une valeur critique de la ténacité K_{Ic} ou du taux de restitution d'énergie G_C . L'organigramme ci-dessous donne une vue d'ensemble du déroulement du programme.

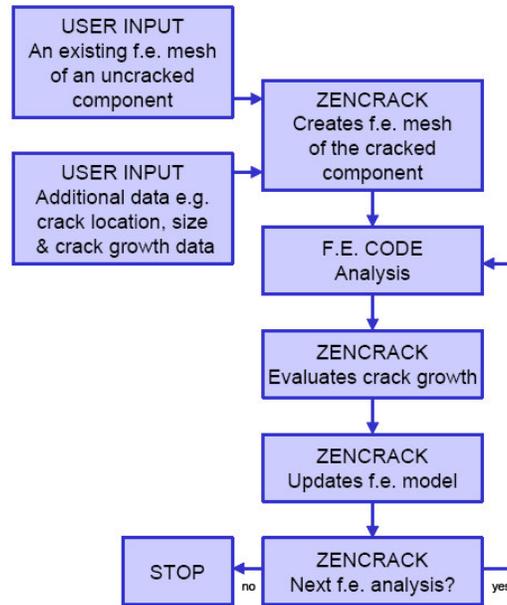


Figure A2-1. Organigramme du déroulement du programme.

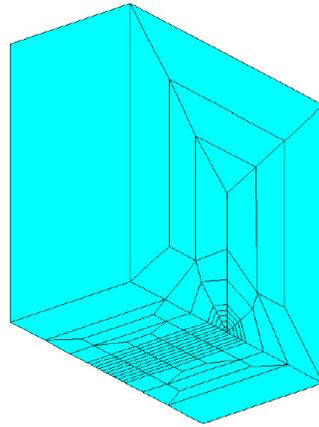
2 Technique du bloc-fissure

2.1 Définition du bloc-fissure

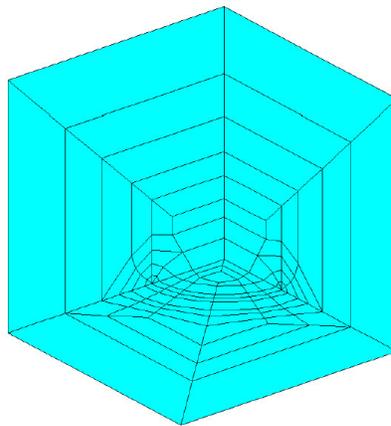
L'approche du bloc-fissure est employée pour produire des maillages 3D contenant un ou plusieurs fronts de fissure. Le terme bloc-fissure désigne un ensemble de briques stockées comme une brique unitaire. Les blocs-fissure contiennent des fissures en quart de cercle ou traversantes.

Différents blocs-fissure sont disponibles. Ils diffèrent par leur géométrie et par le nombre d'éléments le long du front de fissure. Leur désignation est basée sur leur type (.sq pour les fissures en quart de cercle ; .st pour les fissures traversantes), sur le nombre total d'éléments du bloc, et sur le nombre d'éléments le long du front de fissure. Par exemple, pour le bloc-fissure 'sq3968x16', le nombre d'éléments au total est de 3968, celui des éléments le long le front de fissure est de 16.

La Figure A2-2 montre quelques-uns des blocs-fissure possibles:



(a) bloc-fissure traversante à 5 éléments sur front de fissure



(b) bloc-fissure en quart de cercle à 6 éléments sur front de fissure

Figure A2-2. Exemples de bloc-fissure.

Les blocs-fissure sont paramétrés de sorte que la taille et la forme de la fissure puissent être définies par l'utilisateur. Par exemple, la fissure initiale dérivée d'un bloc-fissure en quart de cercle peut être elliptique. Les blocs-fissure peuvent aussi être reliés ensemble pour former différentes formes de fissures requises dans le maillage fissuré. Dans la figure A2-5, deux blocs-fissure ont été fusionnés ensemble pour former un seul front de fissure.

Les éléments formant le front de fissure dans chaque bloc-fissure sont modélisés en utilisant des éléments hexaèdres spéciaux à 8 ou 20 nœuds. Le front de fissure lui-même est constitué par une série de nœuds sur la surface du bloc-fissure. Le maillage interne du bloc-fissure est très fin au voisinage du front de fissure et plus large à mesure que l'on s'en éloigne, de sorte que certaines faces du bloc-fissure coïncident avec les briques standard afin d'être incluses dans le maillage fourni par l'utilisateur. Les autres faces du bloc-fissure, qui possèdent une

grande densité de nœuds, peuvent être laissées en tant que surfaces libres, surfaces de symétrie, ou reliées à un autre bloc-fissure, compatible. Dans certains blocs-fissure, toutes les surfaces externes sont fortement peuplées. Ce bloc-fissure spécial, désigné sous le nom de grand bloc-fissure, doit être attaché au reste du maillage écrit par l'utilisateur (Figure A2-3).

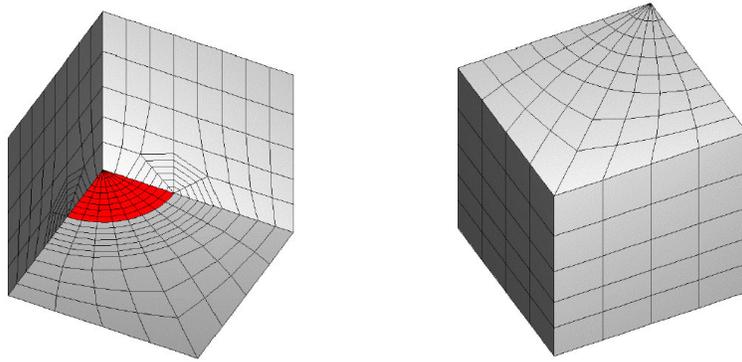


Figure A2-3. Vues avant et arrière d'un grand bloc-fissure *sq496x8*.

2.2 Réalisation d'un maillage fissuré

Le procédé de maillage consiste à remplacer par un bloc-fissure un ou plusieurs éléments hexaèdres à 8 ou 20 nœuds dans un maillage fourni par l'utilisateur.

Dans le cas le plus simple, un maillage fissuré peut contenir un simple bloc-fissure et donc un seul front de fissure. Dans ce cas seulement un côté de la fissure (c.-à-d. une lèvre de fissure) est modélisé et des contraintes de symétrie doivent être appliquées.

Si les deux côtés de la fissure (c.-à-d. les deux lèvres de fissure) doivent être modélisés, alors une paire de blocs-fissure est employée avec une correspondance face-à-face des blocs-fissure. Un exemple avec deux blocs-fissure utilisés face-à-face est montré dans la figure A2-4. Sur le schéma de gauche, deux blocs-fissure sont employés et il y a seulement un front de fissure. Sur le schéma de droite, quatre blocs-fissure sont employés et il y a deux fronts de fissure.

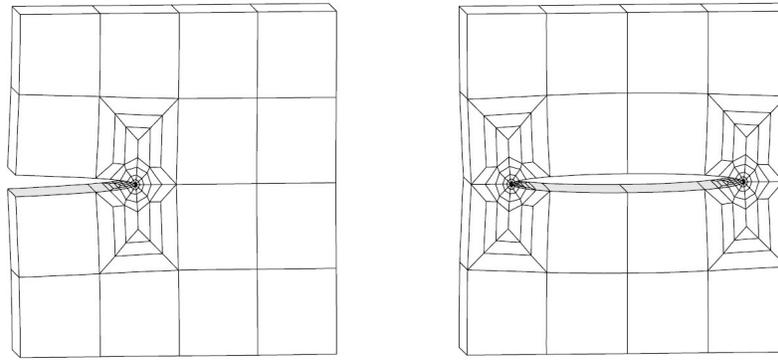


Figure A2-4. Exemples de maillages fissurés avec modélisation des deux côtés de la fissure.

Le fusionnement des blocs-fissure entre eux et avec le maillage non fissuré est effectué automatiquement pour créer un nouveau maillage d'éléments finis contenant les fronts de fissures requis. Ce nouveau maillage fissuré peut être soumis pour l'analyse par éléments finis ou l'analyse de propagation de la fissure.

Un résumé du procédé de maillage par la technique du bloc-fissure est illustré dans la Figure A2-5. Dans le maillage non fissuré initial (figure A2-5-1), la position du front de fissure désiré est marquée par une ligne en pointillés. Deux types de blocs-fissure sont ensuite choisis pour générer la fissure (figure A2-5-2). Ils sont transposés dans les éléments initiaux non fissurés (figure A2-5-3). Le maillage fissuré est présenté dans figure A2-5-4. La figure A2-5-5 montre l'état de la structure après propagation de la fissure.

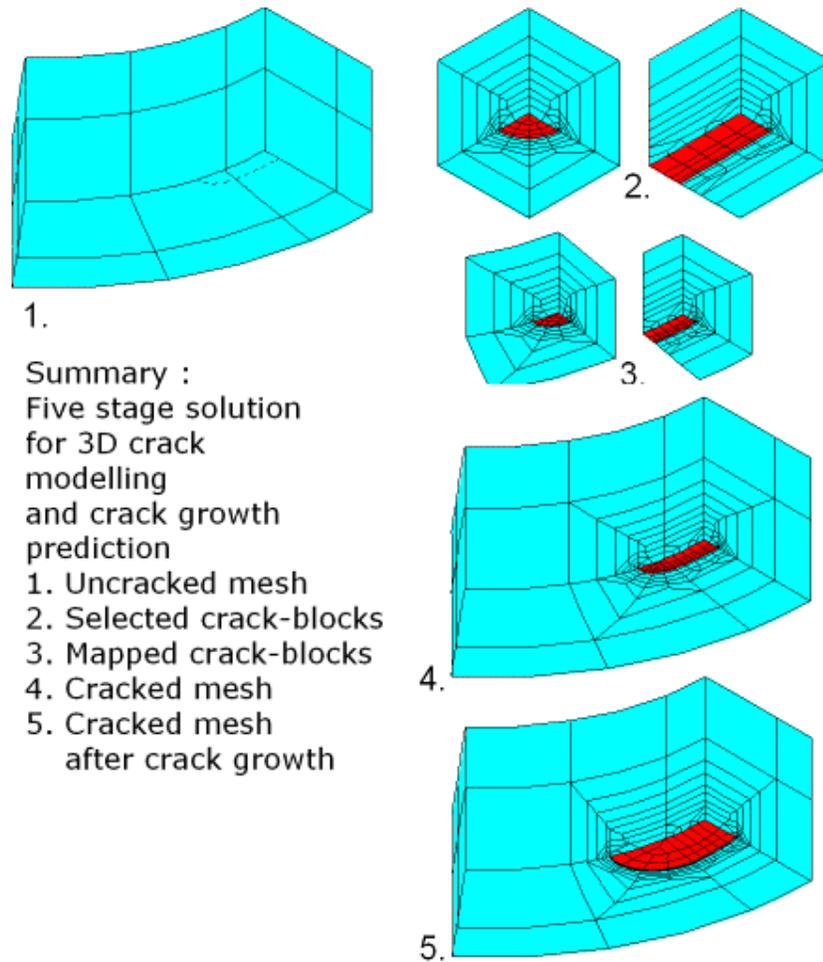


Figure A2-5. Création d'un maillage fissuré par la technique du bloc-fissure.

Lorsque l'on emploie de grands blocs-fissure, dont aucune des surfaces ne coïncide avec des éléments standard, le fusionnement au reste du maillage doit être effectué avec une méthode d'attachement de surface. Cet attachement est réalisé dans ABAQUS à l'aide de l'option *TIE. Un exemple de grand bloc-fissure inséré dans un maillage à l'aide de cette option est montré dans la figure A2-6.

Quand l'option *TIE est employée pour incorporer le bloc-fissure au maillage, il peut y avoir des discontinuités de contraintes à travers la frontière entre le bloc-fissure et le maillage environnant. Pour contourner cette difficulté, ZENCRACK offre la possibilité de produire un "emballage" d'éléments de transition autour des surfaces externes du bloc-fissure. La figure A2-7 illustre l'effet des éléments de transition.

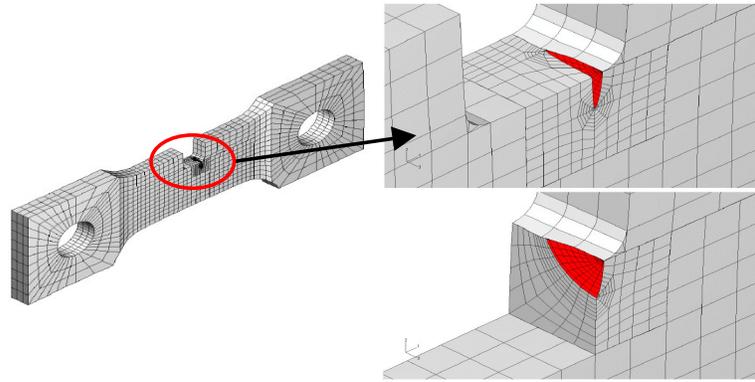
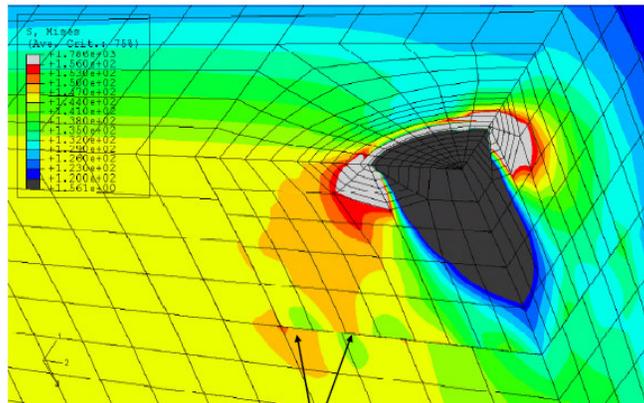
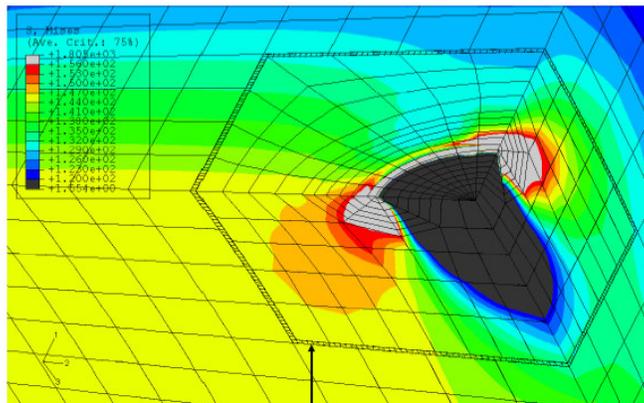


Figure A2-6. Exemple d'attachement de grand bloc-fissure sq496x8 au reste du maillage par l'option *TIE d'ABAQUS.



Discontinuités des contraintes à la frontière pour le grand bloc-fissure sans éléments de transition

Figure A2-7.a Grand bloc-fissure sans éléments de transition



L'insertion d'une bande d'éléments de transition améliore la distribution des contraintes

Figure A2-7.b Grand bloc-fissure avec éléments de transition

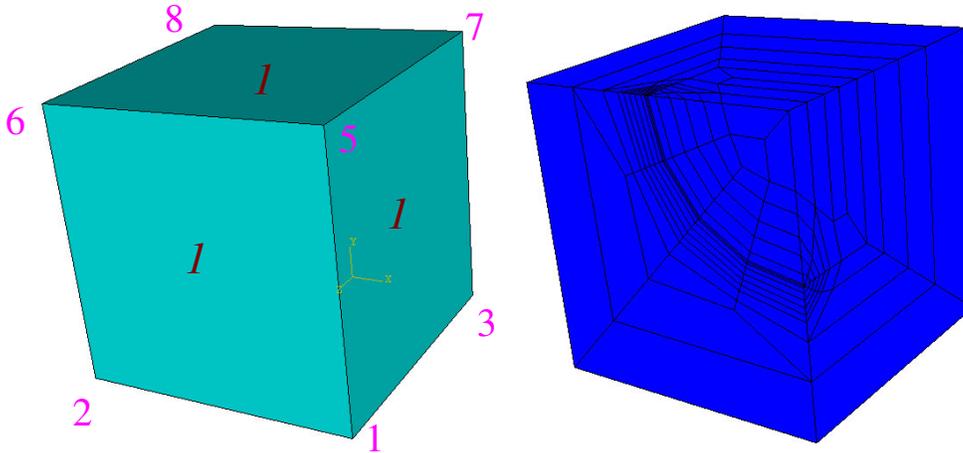


Figure A2-8. Présentation du front de fissure généré par le fichier d'entrée ZENCRACK : à gauche, élément *I* dans le maillage non fissuré ; à droite, front de fissure généré par le fichier d'entrée décrit ci-dessus.

Dans cet exemple, un seul bloc-fissure en quart de cercle, *sq103x4.sup*, remplace l'élément *I* dans le maillage non fissuré. La fissure est orientée en utilisant les nœuds 5 et 1 aux sommets de cet élément. La taille initiale de fissure est de 1,0 unité le long de l'arête du bloc-fissure. Les propriétés mécaniques (module d'Young E et coefficient de Poisson ν) sont fournies pour permettre la conversion entre les facteurs d'intensité des contraintes K et le taux de restitution d'énergie G . Le front de fissure généré par ce fichier ZENCRACK est montré dans la Figure A2-8.

2.3.2 Propagation de fissure

La propagation de fissure peut être étudiée sous chargement statique ou cyclique [ZEN2004]. La méthode de superposition est aussi applicable pour combiner un ensemble de chargements statiques et cycliques.

Voici un exemple de fichier d'entrée pour la prédiction de la propagation de fissure sous chargement de fatigue :

```
*FILES,UNCRAKED=example.inp
*OPTIONS, INTERFACE=ABAQUS, TYPE=FATIGUE
*CRACK FRONT, INITIAL=SIZE
```

→ Propagation de fissure

sq103x4.sup

1 5 1 1.0 1.0

*LOAD SYSTEM, TYPE=CONSTANT AMPLITUDE —→ *Système de chargement*

0.1 1.0

*CRACK GROWTH DATA, TYPE=PARIS —→ *Définition de la loi de propagation*

7.75E-13 3.2

*MATERIAL

210000 0.3

*END —→ *Fin de fichier d'entrée*

Références bibliographiques

- [ABA2005] ABAQUS Standard Version 6.5. Hibbitt, Karlson & Sorensen, Inc., U.S.A., 2005.
- [ALP2001] Alperine S., Poutonnet S., Enjeux recherché et technologie pour l'application des barrières thermiques aux turboréacteurs. Journée Scientifique Barrière thermiques, ONERA 2001.
- [AMA1993] Amada S., Yamada H., Introduction of fractal dimension to adhesive strength evaluation of plasma sprayed coatings. Surf. Coat. Tech., 78 (1996) 50.
- [ARA2000] Araujo P., Etude par indentation interfaciale de l'adhérence du revêtement Ni-Cr projeté thermiquement : Influence de l'hydrogène et effets thermiques. Thèse de doctorat, Université des Sciences et Technologies de Lille, 2000.
- [ARA2005] Araujo, P., Chicot D., Staia M., Lesage J., Residual stresses and adhesion of thermal spray coatings. Surface Engineering 21-1 (2005) 35.
- [ASTM1969] ASTM C633-69, Standard method of test for adhesion or cohesive strength of flame-sprayed coatings. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1969.
- [ASTM1990] ASTM Standard 399-90, Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1990.
- [ASTM1999] ASTM E837-99, Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1999.
- [BAR1962] Barenblatt, G.I., Mathematical Theory of Equilibrium Cracks in Brittle Failure. Advances in Applied Mechanics 7 (1962) .
- [BAT1990] Batoz, J.L., Dhatt, G., Modélisation des structures par Eléments Finis, Editions Hermes, Paris, 1990.
- [BEA2003] Beauvais S., Etude de l'influence de la porosité sur les propriétés électriques de dépôts réalisés par projection plasma. Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, 2003.
- [BIN1984] Binner J.G.P., Stevens R., The measurement of toughness by indentation. British Ceramic Transactions and Journal 83-6 (1984) 168.
- [BIT1996] Bittencourt T.N., Wawrzynek P.A., Ingraffea A.R., Quasi-Automatic Simulation of Crack Propagation for 2D LEFM Problems. Eng. Fract. Mech., 55 (1996) 321.
- [BOE1996] Boer De M.P., Gerberich W.W., Microwedge indentation of the thin film fine line-I. Mechanics. Acta Mater., 44 (1996) 3169.

- [BRO2001] Brocks W., Scheider I., Numerical aspects of the path-dependence of the J-integral in incremental plasticity. Institut für Werkstofforschung, GKSS-Forschungszentrum Geesthacht, October 2001.
- [CAI1996] Cai X., Bangert H., Finite element analysis of the interface influence on hardness measurements of thin films. *Surf. Coat. Tech.*, 81 (1996) 240.
- [CAM1999] Camanho, P.P., Matthews F.L., Delamination Onset Prediction in Mechanically Fastened Joints in Composite Laminates. *Journal of Composite Materials* 33 (1999) 906.
- [CAM2001] Camanho, P.P., Dávila, C.G., Ambur D.R., Numerical Simulation of Delamination Growth in Composite Materials. NASA-TP-211041, 2001.
- [CHA1975] Chabenat A., Martin R., La mesure des contraintes résiduelles-méthode de Mathar et Soëte-méthode de Sachs. Les mémoires techniques du CETIM, n°24, 1975.
- [CHA1989] Charalambides P.G., Lund J., Mcmeeking R.M., A test specimen for determining the fracture resistance of bimaterial interfaces. *J. Appl. Mech.*, 56 (1989) 77.
- [CHA1991] Chalker P.R., Bull S.J., Rickerby D.S., A review of the methods for the evaluation of coating-substrate adhesion. *Mater. Sci. Eng. A.*, 140 (1991) 583.
- [CHO1988] Choulier D., Fluzin P., Coddet C., Thauvin G., Characterization of the Substrate/Coating toughness by the Interfacial Indentation Test. Influence of different parameters on the bond strength, 1st Plasma Technique Symposium 2 (1988) 293.
- [CHO1989] Choulier D., Contribution à l'étude de l'adhérence de revêtement projetés à torche à plasma-Modélisation et utilisation d'un test d'indentation à l'interface. Thèse de Doctorat, Université de Technologie de Compiègne, 1989.
- [CHI1996a] Chicot D., Démarécaux P., Lesage J., Mesure de la ténacité apparente d'interface par l'essai d'indentation interfaciale. *La revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux*, février 1996, pp 245.
- [CHI1996b] Chicot D., Démarécaux P., Lesage J., Apparent interface toughness of substrate and coating couples from indentation tests. *Thin Solid Films* 283(1-2) (1996) 151.
- [CLY1996] Clyne T.W, Gill S.C., Residual stresses in thermal spray coatings and their effect on interfacial adhesion : A review of recent work. *J. Therm. Spray. Technol.*, 5 (1996) 401.
- [CLY2001] Clyne T.W., Residual stresses in thick and thin substrate coating in "Encyclopaedia of materials : Science and technology", 4.1.3b, PJ Withers (ed), Elsevier, The Netherlands 2001.

- [COL1990] Colombon J., Capelle B., Optimisation des procédés de dépôt plasma, vis à vis de l'adhérence. Contraintes résiduelles et Nouvelles technologies. Recueil de Conférences, Edition du CETIM, 1990.
- [COO1985] Cooper J.A., Dewhurst R.J., Palmer S.B, The application of laser generated ultrasound to the remote testing of laminar defects. Proceedings International Conference of Ultrasonics International '85, London, UK 1985 pp. 207.
- [COO1994] Cook R.F., Braun L.M., Cannon W.R., Trapped cracks at indentations: I, Experiments on Ytria-Tetragonal Zirconia Polycrystals. J. Mater. Sci., 29 (1994) 2133.
- [DAL2001] Dalmas D., Adhérence et propriétés mécaniques des dépôts obtenus par projection thermique : application de l'émission acoustique à l'étude des modes d'endommagement. Thèse de doctorat, Université de Technologie de Compiègne, 2001.
- [DEM1995] Demarécaux P., Adhérence et propriétés tribologiques de revêtements obtenus par projection thermique hypersonique. Thèse de doctorat, Université des Sciences et Technologies de Lille, 1995.
- [DOL2000] Dollhofer J., Beckert W., Lauke B., Schneider K., Fracture mechanical characterisation of mixed-mode toughness of thermoplast/glass interfaces. Computational Materials Science 19 (2000) 223.
- [DON2000] Don E. Bray, Current directions of Ultrasonic Stress Measurement Techniques. 15th WCNDT Conference, Roma 2000.
- [DUD1960] Dudgale, D.S., Yielding of Steel Sheets Containing Slits. J. Mech. Phys. Solids., 8 (1960) 100.
- [ELI2003] Elizalde M.R., Sanchez J.M., Martinez-Esnaola J.M., Pantuso D., Interfacial fracture induced by cross-sectional nanoindentation in metal-ceramic thin film structures. Acta Mater., 51 (2003) 4295.
- [ERD1963] Erdogan F., Sih G.C., On the Crack Extension in Plates under Plane Loading and Transverse Shear. Journal of Basic Engineering 85 (1963) 519.
- [EVA1976] Evans A.G., Charles E.A., Fracture toughness determinations by indentation. J. Am. Ceram. Soc., 59 (1976) 371.
- [EVA1984] Evans A.G., Hutchinson J.W., On the Mechanics of Delamination and Spalling in Compressed Films. Int. J. Solids. Struct., 20-5 (1984) 455.
- [FET2004] Fett T., Kouna A.B., Rodel J., Crack opening displacements of Vickers indentation cracks. Eng. Fract. Mech., 72-5 (2005) 647.

- [FLA1995] Flahaut P., Caractérisation et comportement mécanique de placages bimétalliques. Thèse de doctorat, Université des sciences et technologies de Lille 1995.
- [FUT2001] Futakawa M., Ioka I., Stress-strain relationship evaluated by load depth curve obtained from indentation technique. 10th Asia-Pacific conference on Non-destructive testing, Australia 2001.
- [GAM2004] Gamonpilas C., Busso E.P., On the effect of substrate properties on the indentation behaviour of coated systems. Mater. Sci. Eng. A., 380 (2004) 52.
- [GAN1997] Gan L., Ben-Nissan B., The effects of mechanical properties of thin films on nano-indentation data: finite element analysis. Computational Materials Science 8 (1997) 273.
- [GOD2002] 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 420-421 (2002) 438.
- [GRI1924] Griffith A.A., The theory of rupture. Proceedings of the first international congress of applied mechanics, Delft 1924, pp.55-63.
- [HAM1996] Hamacha R., Fauchais P., Nardou F., Influence of dopant on the behavior under thermal cycling of two plasma-sprayed zirconia coatings. Part I. Residual stresses. J. Therm. Spray. Technol., 5-4 (1996) 431.
- [HAU1997] Hauk V., Structural and residual stress analysis by nondestructive methods. Elsevier, Amsterdam, 1997.
- [HEI1996] Heimann R.B., Applications of plasma-Sprayed Ceramic Coatings. Key Eng. Materials, 122-124, (1996) 399.
- [HOR1991] Horri-Naceur L., Adhérence de revêtements obtenus par projection thermique. Synthèse bibliographique de l'Université des Sciences et Technologies de LILLE, 1991.
- [HUS1974] 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.
- [HUT1991] Hutchinson J.W., Suo, Z., Mixed mode cracking in layered materials. Advances in Applied Mechanics 29 (1991) 63.
- [IRW1957] Irwin G.R., Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. J. Appl. Mech., 24 (1957) 361.
- [JEA2000] Jeandin M., Résultats de recherches sur l'élaboration, la caractérisation et la modélisation en vue de l'amélioration de dépôt projetés plasma. HDR soutenue à l'Ecole Centrale de Lyon, 2000.

- [KAL1994] Kaliszewski M.S., Behrens G., Heuer A.H., Indentation studies on Y₂O₃-stabilized ZrO₂: I. Development of indentation induced crack. *J. Am. Ceram. Soc.*, 77-5 (1994) 1185.
- [KAM1987] Kameda J., Ranjan R., Nondestructive Evaluation of Steels Using Acoustic and Magnetic Barkhausen Signals - I. Effect of Carbide Precipitation and Hardness. *Acta Met.*, 35-7 (1987) 1515.
- [KAN1973] Kanninen M.F., An augmented double cantilever beam model for studying crack propagation and arrest. *Int. J. Fract.*, 9 (1973) 83.
- [KAN2001] Kandil F.A., Lord J.D., A review of residual stress measurement methods-A guide to technique selection. Report of National Physical Laboratory, UK 2001.
- [LAS1998] Lascar G., Mesure des contraintes résiduelles dans des céramiques par indentation Vickers. *Journal of Physique IV. France* 8 (1998) 115.
- [LAW1979] Lawn B.R., Marshall D.B., Hardness, toughness and brittleness: an indentation analysis. *J. Am. Ceram. Soc.*, 59 (1979) 371.
- [LAW1980] Lawn B.R., Evans A.G., Marshall D.B., Elastic/plastic indentation damage in ceramics: The medial/radial crack system. *J. Am. Ceram. Soc.*, 63 (9-10) (1980) 574.
- [LES2000] Lesage J., Staia M.H., Chicot D., Godoy C., Effet of thermal treatments on adhesive properties of a NiCr thermal sprayed coating. *Thin Solid Films* 377-378 (2000) 681.
- [LES2002] Lesage J., Chicot D., Role of residual stresses on interface toughness of thermally sprayed coatings. *Thin Solid Films* 415 (2002) 143.
- [LIC1998] Lichinchi M., Lenardi C., Simulation of Berkovich nanoindentation experiments on thin films using finite element method. *Thin Solid Films* 312 (1998) 240.
- [LIE1992] Liechti K.M., Chai Y.S., Asymmetric shielding in interfacial fracture under in-plane shear. *J. Appl. Mech.*, 59-2 (1992) 295.
- [LIM2003] Lima M.M., Godoy C., Avelar-Batista J.C., Modenesi P.J., Toughness evaluation of HVOF WC/Co coatings using non-linear regression analysis. *Mater. Sci. Eng. A*. 357 (2003) 337.
- [LOH1986] Loh R.L., Rossington C., Evans A.G., Laser technique for evaluating spall resistance of brittle coatings. *J. Am. Ceram. Soc.*, 69 (1986) 139.
- [LU1986] Lu J., La mesure de la répartition des contraintes résiduelles par la méthode du perçage pas-à-pas. Thèse de doctorat, Université de technologie de Compiègne, 1986.
- [LU1989] Lu J., Flavenot J.F., Applications of the incremental hole-drilling method for measurement of residual stress distribution. *Experimental Techniques*, 13 (1989) 18.

- [LU1996] Lu J., Handbook of measurement of residual stresses. Society for Experimental Mechanics, Fairmont Press, Lilburn, GA, 1996.
- [LU1998] Lu J., Retraint D., A review of recent developments and applications in the field of X-ray diffraction for residual stress studies. *J. Strain Analysis.*, 33-2 (1998) 127.
- [LUB2001] Lube T., Indentation crack profiles in silicon nitride. *Journal of European Ceramic Society*, 21 (2001) 211.
- [LUC2003] Lucksanasombool P., Higgs W., Higgs R., Swain M., Interfacial fracture toughness between bovine cortical bone and cements. *Biomaterials* 24 (2003) 1159.
- [MAR2003] MSC.Marc version 2003, MSC.Software, California, U.S.A.
- [MAR1984] Marshall D.B., Evans A.G., Measurement of adherence of residually stressed thin films by indentation-I. Mechanics of interface delamination. *J. Appl. Phys.*, 56 (1984) 2632.
- [MEA1988] Measurements Group Tech Note TN-503, Measurement of Residual stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method. Raleigh, USA 1988.
- [MEN1995] Menningen M., Weiss H., Application of fracture mechanics to the adhesion of metal coatings on CFRP. *Surf. Coat. Tech.*, 76-77 (1995) 835.
- [MEV1996] Mévrel R., Barrières thermiques pour aubages de moteurs aéronautiques: état de l'art et perspectives. *Recherche Aérospatiale* 5-6 (1996) 381.
- [MOD2004] Mitul B.M., Suresh K.S., Interfacial fracture toughness measurement for thin film interfaces. *Eng. Fract. Mech.*, 71 (2004) 1219.
- [MON2002] Montay G., Cherouat A., Lu J., Baradel N., Bianchi L., Development of the high-precision incremental-step hole-drilling method for the study of residual stress in multi-layer materials: influence of temperature and substrate on ZrO_2 à 8% Y_2O_3 coatings. *Surf. Coat. Tech.*, 155 (2002) 152.
- [NF1969] Norme NF A 91-202, Revêtements métalliques-Rechargement par projection à chaud (métallisation au pistolet)- Propriétés caractéristiques et méthodes d'essai, 1969.
- [NII1982] Niihara K., Morena R., Hasselman DPH., Evaluation of KIC of brittle solids by the indentation method with low crack-to-indent ratios. *J. Mater. Sci. Lett.*, 1 (1982) 13.
- [NII1983] Niihara K., A fracture mechanics analysis of indentation deduced Palmqvist crack in ceramics. *J. Mater. Sci. Lett.*, 2 (1983) 221.
- [NOY1995] Noyan I.C., Huang T.C., York B.R., Residual stress/strain analysis in thin films by X-ray diffraction. *Critical reviews in solid State and Materials Sciences*, 20-2 (1995) 125.
- [NUS2003] Nusair Khan A., Lu J., Liao H., Effect of residual stresses on air plasma sprayed thermal barrier coatings. *Surf. Coat. Tech.*, 168 (2003) 291.

- [OST1987] Ostojic P., Mc Pherson R., Indentation toughness testing of plasma sprayed coatings. *Mater. Forum.*, 10 (1987) 247.
- [PAR1963] Paris P.C., Erdogan F., A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. *Trans. ASME*, D85 (1963) 528.
- [PER2003] Pertuz A., L'indentation Vickers et Knoop des matériaux massifs ou revêtus : dureté, ténacité et adhérence. Thèse de doctorat, Université des Sciences et Technologies de Lille, 2003.
- [PLA2000] Plaut-Aubry R., Mesure de contraintes résiduelles par interférométrie de speckle. Mémoire d'ingénieur C.N.A.M, 2000.
- [POC1997] Pocius A., Adhesion and adhesives technology. An introduction. New York: Hanser, 1997.
- [PON1989] Ponton C.B., Rawlings R.D., Vickers indentation fracture toughness test. Part 1: Review of literature and formulation of standardized indentation toughness equations. *Materials Science and Technologies*, 5 (1989) 865.
- [PRO1999] Proner A., Revêtements par projection thermique. Document de Société AREGA, 1999.
- [QIA1997] Qian G., Nakamura T., Berndt C.C., Leigh S.H., Tensile toughness test and high temperature fracture analysis of thermal barrier coatings, *Acta Mater.*, 45-4 (1997) 1767.
- [RIC1968] Rice, J.R., A path independent integral and the approximate analysis of strain concentrations by notches and cracks. *J. Appl. Mech.*, 35 (1968) 379.
- [RIC1988] Rice J., Elastic fracture mechanics concepts for interfacial cracks. *J. Appl. Mech.*, 55 (1988) 98.
- [RIC1990] Rice J., Suo Z., Wang J-S., Mechanics and thermodynamics of brittle interfacial failure in bimaterial systems. *Metal-Ceramic Interfaces*. New York: Pergamon Press; 1990. pp. 269.
- [RIC1991a] Richard C.S., Lu J., Flavenot J.F., Mémoires et Etudes Scientifiques, *Rev Métall.*, 1991, 295.
- [RIC1991b] Richard C.S., LU J., Flavenot J.F., Beranger G., Revêtements NiCrAlY projetés par plasma. Effet des contraintes résiduelles sur la ténacité à l'interface. *CETIM-Information*, N°120 1991, pp. 67.
- [RIC1996] Richard C.S., Beranger G., Lu J., Flavenot J.F., Gregoire T., Four-point bending tests of thermally produced WC-Co coatings. *Surf. Coat. Tech.*, 78 (1996) 284.
- [RIC2000] Richard J.A., Ghatu S., Dynamic Vickers indentation of brittle materials. *Wear* 239 (2000) 27.

- [RIT1990] Ritter J.E., Rosenfeld L., Use of the indentation technique for studying delamination of polymeric coatings, *J. Adhesion Sci. Technol.*, 4-7 (1990) 551.
- [ROB1998] Robert C., Vardelle A., Wang G.X., Jiang X.Y., and Sampath S., Microstructure Development During Plasma Spraying of Molybdenum, Part I: Splat Solidification. Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference, Vol. 1, Edited by: Christian Coddet, Nice, France, May 1998, pp.729.
- [ROC1994] Roche A.A., Dole P., Bouzziri P., J. Measurement of the practical adhesion of paint coatings to metallic sheets by the pull-off and three-point flexure tests. *J. Adhesion Sci. Tech.*, 8 (1994) 587.
- [ROS1990] Rosenfeld L.G., Ritter J.E., Use of the microindentation technique for determining interfacial fracture energy. *J. Appl. Mech.*, 67 (1990) 3291.
- [ROT1995] Rother B., Dietrich D.A., Evaluation of interface strength between TiN coatings and hardened high speed steel substrates. *Surf. and Coat. Tech.*, 74-75 (1995) 625.
- [SAM2004] Sampath S., Jiang Y.Y., Matejicek J., Prchlik L., Kulkarni A., Vaidya A., Role of thermal spray processing method on the microstructure, residual stress and properties of coatings: an integrated study for Ni-5 wt.%Al bond coats. *Mater. Sci. Eng. A.*, 364 (1-2) (2004) 216.
- [SAN1999] Sanchez J.M., El-mansy S., Cross sectional nanoindentation: A new technique for thin film interfacial adhesion characterization. *Acta Mater.*, 47-17 (1999) 4405.
- [SCH1917] Schoop M.U., Guenther H., *Das Schoppsche Metallspritzverfahren*. Franckh Verlag, 1917, Stuttgart, Germany.
- [SHI1981] Shih C.F., Relationships between the J -integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks. *J. Mech. Phys. Solids.*, 29 (1981) 305.
- [SHI1986] Shih C.F., Asaro R.J., Elastic-plastic analysis of cracks on bimaterial interfaces: Part I—small scale yielding. *J. Appl. Mech.*, 55 (1988) 299.
- [SIE2005] Siegmann ST., Dvorak M., Grützner H., Nassenstein K., Walter A., Shear testing for characterizing the adhesive and cohesive coating strength without the need of adhesives. Proceedings International Thermal Spray Conference & Exposition, Basel 2005.
- [SIH1974] Sih, G.C., Strain-Energy-Density Factor Applied to Mixed Mode Crack Problems. *Int. J. Fract. Mech.*, 10 (1974) 305.
- [SIL2000] Silvério F., Silva J.R., Determining Residual Stresses in Ferromagnetic Materials by Barkhausen Noise Measurement. 15th WCNDT Conference, Roma, 2000.

- [SIP1994] Sipahi L.B., Overview of Applications of Micromagnetic Barkhausen Emissions as Noninvasive Material Characterization Technique. *J. Appl. Phys.*, 75-10 (1994) 6978.
- [STE1976] Stephens A.W., Vossen J.L., Measurement of interfacial bond strength by laser spallation. *J. Vac. Sci. Techn.*, 13 (1976) 38.
- [SUO1989] Suo Z., Hutchinson J.W., Sandwich test specimens for measuring interface crack toughness. *Mater. Sci. Eng. A.*, 107 (1989) 135.
- [SUO1990] Suo Z., Hutchinson J.W., Interface crack between two elastic layers. *Int. J. Fract.*, 43 (1990) 1.
- [TAK2001] Takahashia H., Kamiya S., Saka M., Fracture toughness of the interface between CVD diamond film and silicon substrate in the relation with methane concentration in the source gas mixture. *Diamond and Related Materials*, 10 (2001) 760.
- [TAN2002] Tang S., Zehnder A.T., Nickel-alumina interfacial fracture toughness using the thick foil technique. *Eng. Fract. Mech.*, 69 (2002) 701.
- [THO2004] Thomas K., Nikolaus M., Residual stress determination in thermally sprayed metallic deposits by neutron diffraction. *Mater. Sci. Eng. A.*, 373 (2004) 33.
- [TIP1993] Tippur H.V., Ramaswamy S., Measurement of mixed-mode fracture parameters near cracks in homogeneous and bimaterial beams. *Int. J. Fract.*, 61-3 (1993) 247.
- [VEL2003] Veljkovic J.M., Nikolic R., 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*, 3 (2003) 573.
- [VOL2002] Volinsky A.A., Moody N.R., Gerberich W.W., Interfacial toughness measurements for thin films on substrates. *Acta Mater.*, 50 (2002) 441.
- [WAL1970] Walker K., The Effect of Stress Ratio During Crack Propagation and Fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 Aluminum. *ASTM STP 462*, American Society for Testing and Materials (Philadelphia) 1970 pp. 1.
- [WAN1990] Wang J.S., Suo Z., Experimental determination of interfacial toughness curves using Brazil-nut-sandwiches. *Acta Met.*, 38 (1990) 1279.
- [WAN1995] Wang J.S., Interfacial fracture toughness of a copper/alumina system and the effect of the loading phase angle. *Mechanics of materials*, 20 (1995) 251.
- [WIT2001] Withers P.J. and Bhadeshia H., Residual stress- I: measurement techniques. *Mat. Sci. Tech.*, 17 (2001) 355.

- [WUT1997] Wuttiphan S., Pajares A., Lawn B.R., Berndt C.C., Effect of substrate and bond coat on contact damage in zirconia-based plasma sprayed coatings. *Thin Solid Films*, 293 (1997) 251.
- [XU2004] Xu Z., Rowcliffe D., Finite element analysis of substrate effects on indentation behaviour of thin films. *Thin Solid Films*, 447-448 (2004) 399.
- [YAO1999] Yao Q., Qu J., Wu J., and Wong C.P., Quantitative Characterization of Underfill/Substrate Interfacial Toughness Enhancement by Silane Additives. *Proceeding of 49th Electronic Components and Technology Conference, San Diego, USA.*
- [YUU1994] Yuuki R., Liu J.Q., xu J.Q., Mixed mode fracture criteria for an interface crack. *Eng. Fract. Mech.*, 47-3 (1994) 367.
- [ZAA1983] Zaat J., A quarter of a century of plasma spraying. *Ann. Rev. Mater. Sci.*, 13 (1983) 9.
- [ZEN2004] Zentech international Ltd., User Manual for Zencrack 7.3, Camberley UK 2004.
- [ZHA1999] Zhang T.Y., Chen L.Q., Fu R., Measurements of residual stresses in thin films deposited on silicon wafers by indentation fracture. *Acta Mater.*, 47-14 (1999) 3869.
- [ZHA2001] Zhang C., Leng Y., Chen J., Elastic and plastic behavior of plasma sprayed hydroxyapatite coatings on a Ti-6Al-4V substrate. *Biomaterials* 22 (2001) 1357.