

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTERE DE L'ENSEINEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE FERHAT ABBAS-SETIF 1
UFAS 1 (ALGERIE)

THESE

Présentée à l'Institut d'optique et de mécanique de précision
Pour l'obtention du diplôme de

DOCTORAT EN SCIENCES

Option : Optique et mécanique de précision

Par

Mr. FIZI Yazid

THEME

**Analyse par simulation numérique du comportement des
structures élastiques et élasto-plastiques sous différentes
sollicitations mécaniques**

Soutenu le :

Devant le jury compose de :

Mr. BOUZID Djamel	Professeur	U. Sétif 1	Président
Mr. BENBAHOUCHE Saci	Professeur	U. Sétif 1	Rapporteur
Mr. ZEGADI Rabah	Professeur	U. Sétif 1	Co-Rapporteur
Mr. BOUZID Abderrazak	Professeur	U. BBA	Examineur
Mr. BENARIOUA Younes	Professeur	U. M'sila	Examineur
Mr. LEGOUERA Messaoud	Professeur	U. Skikda	Examineur

Remerciement

Tout d'abord je remercié **Allah** pour m'avoir donné le courage et la volonté pour achever ce travail.

Je tiens à remercier tout particulièrement Monsieur Saci BENBAHOUCHE, professeur à l'université de Sétif, pour avoir dirigé cette thèse et aussi pour nos discussions constructives. Sa disponibilité et ses conseils, ainsi que la confiance qu'il a su m'accorder sont des éléments importants ayant contribué à la réussite de ce travail.

Je remercie très sincèrement Monsieur Rabah ZEGADI, professeur à l'université de Sétif, mon co-directeur de thèse pour sa bonne humeur, sa disponibilité et pour leur aide considérable et beaucoup des conseils précieux au long de ses années de thèse.

Je remercie Monsieur Djamel BOUZID, professeur de l'université de Sétif de m'avoir fait l'honneur de présider le jury.

Je remercie également Monsieur Abderrazak BOUZID, professeur à l'université de Bordj Bou Arreridj, Monsieur Younes BENARIOUA, professeur à l'université de M'sila et Monsieur Messaoud LEGOUERA, professeur à l'université de Skikda pour leur participation à mon jury de thèse en tant qu'examineur. Qu'ils trouvent ici l'expression de mon profond respect.

Mes plus sincères remerciements vont aussi à Madame Yamina MEBDOUA, maître de recherche au centre de développement des technologies avancées d'Alger CDTA, qui a fortement enrichi ma formation. Et J'aimerais par ailleurs souligner son importante contribution à la réalisation de ce travail.

Je remercie également Monsieur Pierre FAUCHAIS, professeur émérite à l'université de Limoges-France, pour son aide précieuse concernant la partie dédiée à l'étude des revêtements composites élaborés par Arc-fil. Il a en effet largement contribué aux résultats concernant cette thématique présents dans ce mémoire.

Je remercie également Monsieur professeur Josep Maria GUILMANY, directeur de centre de projection thermique CPT de l'université de Barcelone- Espagne, pour leur collaboration et sa disponibilité durant mon stage sur l'élaboration et la caractérisation des revêtements.

Je remercie également l'ensemble de l'équipe de CPT pour m'avoir transmis une partie de leur expérience. Je remercie ainsi Dr. Simona ILIESCU, Dr. Sergi DOSTA, Dr. Joan Ramon MIGUEL et le technicien Víctor GOMEZ, pour leurs aides lors de la réalisation des revêtements, ainsi que pour leur bonne humeur quotidienne.

Je remercie également Monsieur Fardad AZARMI, professeur à l'université de Dakota NDSU-Fargo, USA, pour son aide concernant la partie dédiée à l'élaboration des revêtements composites par HVOF et la modélisation avec OOF2, ainsi que pour l'aide qui m'a apportée durant mon séjour à USA.

Mes plus chaleureux remerciements s'adressent aussi à Monsieur Luca LUSVARGHI, docteur à l'université de Modena-Italie, pour leur contribution dans ce travail, Il a en effet très largement contribué aux résultats concernant l'observation MEB et l'analyse EDS des revêtements TBC et l'abradable.

Je remercie également le Directeur et l'ensemble de groupe de la société AMT-AG- Suisse, pour la formation sur l'utilisation de système MP200.

Je tiens également à remercier tous les personnes qui ont participé de près ou de loin à l'accomplissement de ce travail, qu'ils soient sincèrement remerciés.

Enfin, je ne remercierai jamais assez mes parents pour m'avoir soutenue tout au long de mes études.

Merci !

Yazid. FIZI

Je Dédie ce modeste travail :
A mes très chers parents
A mes très chers frères et sœurs
A toute ma famille
A Bachir 'Babicho'
A Mayar & Mariya
A tous mes amis chacun à son nom

Y. FIZI

Aujourd'hui les objectifs techniques et économiques des industriels de tous les secteurs vont dans le sens de la réduction des coûts et de l'amélioration des performances. Les pièces constitutives de machines ou équipements, des dimensions de plus en plus réduites, doivent résister à des sollicitations nombreuses : sollicitations internes, sollicitations externes, sollicitations environnementales. D'où vient l'intérêt de définition des propriétés mécaniques des matériaux notamment le comportement mécanique. Le présent travail vise à étudier la loi des comportements des matériaux par modélisation élément finis. Une large gamme de matériaux a été étudiée en plus de matériau massif, les revêtements par projection thermique ont été choisis dans cette étude pour les avantages apportés : Importance dans l'industrie (aéronautique, médecine, armement....), aptitude d'élaborer tout type de matériau céramique, métallique, ou composite... et contrôler l'épaisseur de quelques micromètres jusqu'à quelques millimètres (avantage d'appliquer les essais mécaniques correspondant aux matériaux massifs).

De nos jours une alternative plus économique est apportée par les modélisations analytiques et numériques. Plusieurs logiciels de plus en plus performants ont gagné le terrain. Ils permettent de donner en plus les caractéristiques recherchées et plusieurs informations lors des différentes étapes. Les résultats de la simulation confrontés à ceux des résultats expérimentaux permettent d'enrichir l'étude.

L'objectif de cette thèse consiste à montrer les différentes analyses nécessaires pour prédire numériquement le comportement mécanique des matériaux. Notre travail consiste de simule le comportement élastique et élastoplastique des matériaux sous différentes sollicitation mécanique. Le cadre de cette thèse concerne les matériaux massifs et les revêtements. Pour le matériau massif, quelques soient les sollicitations mécaniques appliquées, la simulation numérique du comportement mécanique sont effectuées selon le principe d'analyse classique. Au contraire, pour les revêtements on ne peut pas utilise le principe d'analyse classique en raison de l'absence des tests standards qui nous permet de déterminer la relation contrainte-déformation. Dans ce cas, une procédure d'identification par analyse inverse est alors nécessaire pour déterminer les paramètres de la loi de comportement recherchés.

Les travaux réalisés durant cette thèse ont suivi plusieurs axes. Tout d'abord, Les principales méthodes expérimentales permettant de déterminer le comportement mécanique présenté dans l'étude bibliographique ont été modélisées. On a décrit brièvement la simulation des essais mécanique afin de prédire le comportement élastique du matériau fragile et le comportement élastoplastique. La première partie des résultats concerne l'étude de comportement quasistatique du matériau élastique. La simulation par éléments finis de test de compression diamétrale nous a permis d'obtenir une visualisation 3D du comportement de la structure et de déduire le mécanisme de rupture. Un essai capable de fournir un nouvelle mode de rupture en compression diamétrale a été développé. D'après le calcul que nous avons effectué, nous peuvent dire que le processus de rupture est considéré comme une combinaison entre les modes de ruptures proposés dans la littérature. Pour la simulation de comportement élastique des éprouvettes avec entaille en flexion, l'analyse élastostatique de la distribution des contraintes montre que les distributions sont caractérisées par une contrainte maximale en fond d'entaille. Concernant le comportement élastoplastique en rupture dynamique, l'essai dynamique de compression a été analysé. En simulant le test de compression rapide d'Hopkinson selon le principe d'analyse classique.

Pour des structures simples, un simple essai de traction permet de déterminer la loi de comportement. Au contraire, pour les structures plus complexes, une procédure d'identification par analyse inverse est nécessaire pour déterminer les paramètres recherchés.

Dans la deuxième partie, nous nous proposons d'utiliser cette analyse afin de simuler le comportement des dépôts élaboré par projection thermique. Pour ceci, l'essai de traction est le test le plus utilisé pour déterminer l'adhérence comparé aux autres méthodes, mais il reste tout de même difficile à réaliser dans certains cas. Compte tenu de ces difficultés liées à l'utilisation des tests d'adhérence, nous avons proposé une approche numérique qui basé sur la combinaison entre le test d'indentation instrumentée, l'analyse par éléments finis et l'analyse inverse pour extraire les propriétés élastoplastiques du dépôt. Une fois, la loi de comportement est optimisée, en utilisant ensuite cette loi pour modéliser le test d'adhérence.

Dans cette étude, nous avons montré que la modélisation par élément finis basée sur la microstructure peut être utilisée pour prédire le comportement mécanique des structures complexes. Ce type d'analyse permet d'estimer le comportement mécanique macroscopique à partir des propriétés microscopique. Dans le cas des matériaux massifs, le phénomène d'impact a été modélisé avec l'hypothèse d'un contact entre corps solide et corps déformable. Au contraire, dans le cas des revêtements, un examen du comportement d'impact des particules de cold spray en utilisant le code ABAQUS/Explicit a été effectué entre deux corps déformables définis par la loi de comportement Johnson-Cook qui prend en compte la vitesse de déformation, la déformation elle-même. Par conséquent, avec cette hypothèse on peut déterminer les aspects fondamentaux au cours de la modélisation d'impact. Diverses combinaisons des paramètres des calculs ont été examinées avec l'accent principal sur la distorsion des éléments. La troisième partie, essentiellement est expérimentale et est à base de l'analyse numérique. Dans cette étude, les barrières thermiques TBC et l'abradable le plus couramment utilisé ont été étudié. La méthodologie développée pour simuler le test d'adhérence est appliquée pour les revêtements TBC. La comparaison avec le test expérimentale montre l'efficacité de l'utilisation d'une loi de comportement optimisée par la combinaison entre les éléments finis et l'analyse inverse pour simuler le test d'adhérence d'un système multicouche. Plusieurs modèles par éléments finis ont été développés pour simuler le comportement de l'abradable. Le premier permet de simuler le test de dureté HR15Y. Ensuite, simulations par la méthode des éléments finis étendus (X-FEM) intégrés dans le code de calcul ABAQUS®/Explicite ont été utilisées pour modéliser la propagation des fissures aux cours de l'essai de compression diamétrale.

Finalement, la modélisation de l'interaction entre les matériaux massifs et les revêtements a été présentée dans ce travail. Dans cette partie et comme un exemple de domaine d'application, nous nous sommes intéressés à l'interaction Aube/Carter. Les interactions dynamiques Aube/abradable ayant lieu dans les compresseurs de turbomachine sont des phénomènes complexes particulièrement difficiles à simuler numériquement.

Mots clés : Élément finis, comportement mécanique, élastique, élastoplastique, analyse inverse, matériau massif, revêtement, modélisation OOF2, TBC, abradable.

Introduction générale	1
------------------------------	----------

Chapitre 1 : Comportement mécanique des matériaux

1.1 Introduction	4
1.2 Aspects microscopiques du comportement mécanique des matériaux	4
1.2.1 Origines physiques de l'élasticité	4
1.2.2 Limite d'élasticité théorique	4
1.3 Plasticité et lois de comportement	5
1.3.1 Critères de plasticité	5
1.3.2 Matériaux écrouissables	7
1.3.3 Les lois phénoménologiques élémentaires	7
1.3.4 Les lois phénoménologiques de type multiplicatives	8
1.3.5 Les lois phénoménologiques de type additives	9
1.3.6 Prise en compte de la température	10
1.4 Endommagement du matériau	10
1.4.1 Endommagement des matériaux ductiles	11
1.5 Mécanique de la rupture	14
1.5.1 Mécanique de la rupture en statique	14
1.5.1.1 Analyse de l'approche en termes de concentration des contraintes	16
1.5.2 Mécanique de la rupture dynamique	18
1.5.2.1 Facteur d'intensité de contrainte dynamique	19
1.5.2.2 Taux de restitution d'énergie dynamique	21
1.6 Méthodes d'identification des paramètres mécaniques des matériaux	23
1.6.1 Mesure des paramètres d'élasticité	23
1.6.2 Détermination de la loi de comportement élasto-plastique	24
1.6.3 L'analyse inverse appliquée à l'identification de paramètres	25
1.7 Moyens expérimentaux de caractérisation du comportement mécanique	26
1.7.1 Mouton Charpy et Izod	27
1.7.2 Barres d'Hopkinson	28
1.7.3 Essai de Taylor	29
1.7.4 Poids tombants	30
1.8 Conclusion	31

Références bibliographiques du chapitre 1

Chapitre 2 : Analyse par élément finis le comportement mécanique du matériau massif

2.1 Introduction	32
2.2 Analyse du comportement élastique sous sollicitation statique	35
2.2.1 Simulation numérique l'essai de flexion 3 points	35
2.2.2 Distribution élastique des contraintes en fond d'entaille	37
2.2.2.1 Comparaison des formules analytiques et simulation numérique pour la distribution des contraintes en fond d'entaille	39
2.3 Analyse élastique par élément finis en rupture quasistatique	42
2.3.1 Modèles de rupture statique des disques non entaillés	43
2.3.2 Compression uniaxiale brésilien	44
2.3.2.1 Description de mode de rupture	45
2.3.2.2 Comparaison des modélisations numériques sous Cast3M® et sous ABAQUS®	46

2.3.2.3	Effet de l'épaisseur sur la contrainte de rupture	46
2.3.2.4	Effet de la charge sur la contrainte de rupture	46
2.4	Modèle de rupture de disque brésilien proposé	48
2.5	Résistance à la compression d'une plaque trouée	49
2.6	Analyse du comportement élastique sous choc	51
2.6.1	Simulation numérique l'essai de choc à bille	51
2.6.2	Simulation numérique l'essai de Charpy	52
2.6.2.1	Evolution temporelle de déplacement de point d'entaille	54
2.7	Analyse élastique par élément finis en rupture dynamique	54
2.7.1	Simulation numérique de comportement du verre sous sollicitation dynamique	55
2.7.1.1	Evolution temporelle de déplacement	55
2.7.2	Essais de compression dynamique	58
2.7.2.1	Distribution temporelle de la contrainte	60
2.7.2.2	Effet de la vitesse d'impact	61
2.7.2.3	Effet de la forme géométrique de l'éprouvette	62
2.8	Analyse élastoplastique par élément finis en rupture dynamique	63
2.8.1	Essais de compression dynamique	64
2.8.1.1	Description des distributions temporelles des contraintes	65
2.8.1.2	Relation entre la vitesse d'impact et la contrainte dans la barre entrante	67
2.8.2	Simulation de l'essai de barres d'Hopkinson en flexion	68
2.9	Conclusion	72

Références bibliographiques du chapitre 2

Chapitre 3 : Simulation numérique du comportement des revêtements

3.1	Introduction	73
3.2	Revêtement élaborés par Arc-fil	73
3.2.1	Projection par arc électrique	74
3.2.2	Matériaux utilisés	75
3.2.3	Techniques d'analyse et de caractérisation des dépôts métalliques	75
3.2.3.1	Etude métallographique	76
3.2.3.2	Caractérisation structurale	76
3.3	Caractérisations mécaniques des dépôts	79
3.3.1	Mesures de l'épaisseur du dépôt	79
3.3.2	Détermination de la rugosité par logiciel de traitement d'image	79
3.3.3	Porosité	80
3.3.4	La dureté conventionnelle	81
3.3.4.1	Effet du traitement thermique sur les propriétés mécaniques	82
3.4	Caractérisation des dépôts en indentation	84
3.4.1	Essai d'indentation instrumenté	85
3.5	Simulation l'essai d'indentation	87
3.5.1	Simulation l'essai d'indentation par l'analyse classique .	87
3.5.2	Simulation l'essai d'indentation par l'analyse inverse	89
3.5.2.1	Modèle élément finis	89
3.5.2.2	Modèle du Matériau	91
3.5.2.3	Identification des propriétés plastiques des matériaux	92
3.6	Modélisation du Comportement des composites	94
3.6.1	Modélisation de l'adhésion de revêtement FeCrNiBSi- (W-Ti) C	94
3.6.2	Microstructure et test d'indentation	95
3.6.3	Application de l'identification paramétrique inverse	98
3.6.4	Simulation l'essai d'adhérence	99

3.7	Modélisation à base d'image réelle	102
3.7.1	Simulation l'essai d'indentation en 3D	105
3.8	Modélisation et caractérisation des dépôts élaborés par HVOF	105
3.8.1	Principe de HVOF procédé de projection thermique	105
3.8.2	Comportement des dépôts en indentation	108
3.8.2.1	Détermination le profil de microdureté	108
3.8.2.2	Indentation interfaciale	108
3.8.3	Détermination des paramètres élastique avec la modélisation OOF2	109
3.9	Analyse par MEF le comportement dynamique des particules de cold spray	112
3.9.1	Cold spray (projection a froid)	112
3.9.2	Simulation de l'impact d'une particule	113
3.9.2.1	Déroulement de l'impact	115
3.9.2.2	Evolution morphologique	116
3.9.3	Comparaison des méthodes de résolution de problème d'impact	117
3.9.4	Modélisation 3D de l'impact	119
3.9.4.1	Simulation 3D de la construction d'un dépôt	120
3.9.4.2	Modélisation SPH 3D de l'impact	121
3.10	Extension du modèle à l'impact Cu/Acier	122
3.10.1	La déformation des particules de cold spray	122
3.10.2	Processus d'impact des multi-particules	125
3.11	Caractérisation mécanique de revêtement de Cu	126
3.11.1	Nano-indentation instrumentée	127
3.11.2	Essai de flexion	128
3.11.3	Traction uni-axiale simple	129
3.12	Conclusion	129

Références bibliographiques du chapitre 3

Chapitre 4 : Caractérisation et simulation des propriétés mécaniques des barrières thermiques et l'abradable

4.1	Introduction	131
4.2	Projection plasma atmosphérique (APS)	132
4.3	Barrière thermique et revêtement abradable	133
4.4	Description de projection A3000S	136
4.4.1	La torche plasma F4-MB	136
4.4.2	L'alimentation électrique	137
4.4.3	L'alimentation en gaz	137
4.5	Techniques d'analyse et de caractérisation des dépôts	137
4.5.1	Matériaux utilisés	137
4.5.2	Préparation Métallographique .	138
4.5.3	Analyses par microscopie	139
4.5.3.1	Observation au microscope optique	139
4.5.3.2	Observation au Microscope électronique à balayage (MEB)	139
4.5.4	Analyses par diffraction des rayons X	142
4.6	Propriétés mécanique	143
4.6.1	Microdureté	143
4.6.2	Nano-indentation	144
4.6.3	Adhérence	145
4.7	Modélisation du comportement de revêtement céramique	146
4.7.1	Identification du modèle de comportement à partir d'essais de nano-indentation	146

4.7.2 Simulation le test de traction ASTM C633-79	148
4.8 Modélisation du comportement de revêtement abrasable	149
4.8.1 Modélisation essai de dureté HR15Y	149
4.8.2 Simulation X-FEM en 3D d'un essai de compression uniaxiale	151
4.8.2.1 Modélisation numérique de la fissuration sous chargement statique	152
4.9 Couplage thermodynamique	153
4.10 Conclusion	154

Références bibliographiques du chapitre 4

Conclusion générale	155
----------------------------	-----

Annexe

Liste des figures

Figure 1.1: Mouvement de dislocation	5
Figure 1.2: Une représentation des critères de plasticité	6
Figure 1.3: Exemple de relation contrainte-déformation (Comportement élastoplastique)	7
Figure 1.4: Élément endommagé	10
Figure 1.5: Illustration du modèle d'endommagement implémenté dans ABAQUS®	13
Figure 1.6: Fissure elliptique sollicitée en tension uni axiale dans une plaque infinie	15
Figure 1.7: Schématisation des contraintes appliqués à un élément volumique au voisinage du front de fissure	16
Figure 1.8: Modes fondamentaux de rupture	17
Figure 1.9: Fonction universelle $k(v)$ correction du facteur d'intensité de contrainte dynamique	21
Figure 1.10: Définition du flux d'énergie F d'après Freund	21
Figure 1.11: Dispositif de choc : a) mouton de Charpy, b) test de Izod	27
Figure 1.12: Vue des éprouvettes de Charpy avant et après l'essai a) éprouvette en acier AISI 1008 b) éprouvette Al 6061-T6	28
Figure 1.13: Vue générale du dispositif de barres d'Hopkinson	28
Figure 1.14: Cylindre avant et après impact (Essai de Taylor)	29
Figure 2.1: Les principales phases d'une analyse par éléments finis	33
Figure 2.2: Exemple de simulation numérique des éprouvettes indentées	34
Figure 2.3: Schématisation du comportement élastique	35
Figure 2.4: Distribution des contraintes dans l'essai de flexion 3 points	36
Figure 2.5: Distribution des Contraintes de tension sur L1	36
Figure 2.6: Déplacement de l'éprouvette	36
Figure 2.7: Représentation de la distribution des contraintes suivant (a) Panasyuk et (b) Creager	37
Figure 2.8: Maillage de l'éprouvette de type SENB étudiée	40
Figure 2.9: a) Variation de la contrainte autour d'entaille b) évolution des contraintes élastiques normales au plan de l'entaille	40
Figure 2.10: Comparaison des distributions des contraintes élastiques normales au plan de l'entaille	41
Figure 2.11: a) Modèle 3D utilise, b) distribution des contraintes élastiques normales au plan de l'entaille	41
Figure 2.12: Distribution des contraintes : a) Von-mises, b) contrainte σ_{yy}	41
Figure 2.13 : Exemples de quelques essais quasistatique et dynamiques	42
Figure 2.14 : Comportement du verre de plomb	42
Figure 2.15: Description du mécanisme de rupture de disque brésilien selon Rudnick et Colback	43
Figure 2.16: Description du mécanisme de rupture de disque brésilien selon Nyoungue	44
Figure 2.17: a) Géométrie de l'éprouvette de type disque brésilien étudiée b) maillage, chargement et les conditions aux limites imposées	44
Figure 2.18: Distribution de la contrainte de rupture en compression diamétrale	45
Figure 2.19: Résultats numériques en σ_{xx} (MPa) pour un quart de l'éprouvette. a) avec maillage. b) sans maillage. c) iso-valeur de la contrainte de rupture	45
Figure 2.20: Modélisation numérique de la loi du comportement quasistatique de verre	45
Figure 2.21: Distribution de la contrainte de traction indirecte autour de trou central	45
Figure 2.22: a) Evolution spatiale de la contrainte de rupture b) résultats calculées de σ_{xx} (MPa) autour de trou central, c) schématisation le mécanisme de rupture	46
Figure 2.23: Modèle élément finis utilisé et résultats numériques en σ_{xx} (Pa)	46
Figure 2.24: Distributions des contraintes de rupture pour le quart des modèles	46
Figure 2.25: Evolution de la contrainte de rupture en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette	47
Figure 2.26: Distribution de la contrainte de rupture pour le cas de $e=6\text{mm}$	47
Figure 2.27: Distribution de la contrainte autour de trou central pour différentes éprouvettes	47
Figure 2.28: Description de l'essai de compression diamétrale	47
Figure 2.29: Schématisation les trajectoires des propagations des fissures pour différentes éprouvettes	47

Figure 2.30: Variation de la contrainte de rupture en fonction de niveau de chargement	48
Figure 2.31: Principe de l'essai de compression diamétrale proposé	48
Figure 2.32: Distribution de la contrainte pour la moite et le quart de modèle	49
Figure 2.33: a) Evolution de la contrainte de rupture au niveau de chargement b) résultats numériques en σ_{xx} (MPa) autour de trou central et selon l'extrémité du chargement	49
Figure 2.34: Schématisation le mécanisme de rupture	49
Figure 2.35: Dimensions paramétriques d'une éprouvette trouée	50
Figure 2.36: Fissuration dans une barre de verre percée d'un trou central	50
Figure 2.37: Distributions des contraintes dans une plaque de verre (Plaque N° 3)	50
Figure 2.38 : Type de maillage de l'éprouvette et de la bille	51
Figure 2.39: Résultat numérique en contrainte de Von-mises	51
Figure 2.40: Evolution temporelle de l'énergie de déformation	52
Figure 2.41: Signal force-temps d'une éprouvette entaillée soumise à l'impact	52
Figure 2.42: Distribution des contraintes de Von-mises autour d'entaille	53
Figure 2.43 : Evolution temporelle de la contrainte σ_{xx}	53
Figure 2.44: Variation des distributions spatiales de la contrainte σ_{xx}	54
Figure 2.45: Evolution temporelle de déplacement de point de contact	54
Figure 2.46: Maillage de l'impacteur et plaque de verre en 2D	55
Figure 2.47: Plaque impactée au centre avec différents points de mesure	56
Figure 2.48 : Déplacement des différents nœuds de la plaque impactée au centre	56
Figure 2.49: Déplacement en différents points de la plaque impactée au centre (Suivant l'épaisseur)	57
Figure 2.50: Schématisation l'état de la structure aux cours de temps	57
Figure 2.51: Configuration le système de barres d'Hopkinson simulé	58
Figure 2.52: Conditions aux limites utilisées pour nos simulations	60
Figure 2.53: Distribution spatiale de la contrainte	60
Figure 2.54: Distribution temporelle de la contrainte	60
Figure 2.55: Distribution temporelle de la contrainte pour différentes vitesses d'impact utilisées	61
Figure 2.56: Variation de la contrainte de rupture en fonction de la vitesse d'impact	61
Figure 2.57: Comparaison des évolutions des contraintes calculés pour une vitesse d'impact de 15m/s	62
Figure 2.58 : Distribution de la contrainte à instant de rupture	62
Figure 2.59: Modèles géométriques utilisé pour nos simulations	64
Figure 2.60: Evolution des contraintes calculées au niveau de l'éprouvette et au milieu des barres	65
Figure 2.61: Distribution de la contrainte dans l'échantillon pour $t=230\mu s$, a) contrainte Von-mises, b) contrainte de rupture avec déformation de maillage	65
Figure 2.62: Modélisation numérique de la loi du comportement dynamique d'Al6061-T6	66
Figure 2.63: Distribution de la déformation plastique dans l'échantillon	66
Figure 2.64: Evolutions de la contrainte élastique produite dans la barre entrante pour différentes vitesses d'impact utilisées	67
Figure 2.65: Relation entre l'amplitude des contraintes dans la barre entrante et la vitesse d'impact	67
Figure 2.66: Variation des contraintes équivalente au cours de temps	68
Figure 2.67: Barres de Hopkinson en flexion. Barres en acier	68
Figure 2.68: Modèle élément finis utilise pour simuler le test de barres de Hopkinson en flexion.	68
Figure 2.69: Dimension de l'éprouvette simulée	68
Figure 2.70 : Variation de contrainte de rupture	69
Figure 2.71: Evolutions des contraintes au cours de temps	69
Figure 2.72: Variation de déformation de l'éprouvette au cours de temps	70
Figure 2.73: Variation du champ de contrainte de rupture dans l'échantillon (Vue en coupe)	71
Figure 2.74: Evolution de la contrainte de rupture maximale dans l'échantillon	71

Figure 3.1: Dispositif de projection à l'arc électrique utilisé dans cette étude	74
Figure 3.2: Configuration l'essai de projection thermique utilisé	75
Figure 3.3: a) Microstructure de l'acier C35 après attaque au Nital (X 300), b) microstructure du fil d'acier inoxydable (X 300)	77
Figure 3.4: Observation par MEB de la section transversale (a) et de la surface (b) du dépôt	77
Figure 3.5: Analyse élémentaire par EDS de substrat	78
Figure 3.6: Analyse élémentaire par EDS de la section transversale du dépôt d'acier inoxydable	78
Figure 3.7: Analyse élémentaire par EDS de la sous-couche d'accrochage	79
Figure 3.8: Mesures de l'épaisseur du dépôt d'acier inoxydable	79
Figure 3.9: Profil définissant une surface sur une longueur de base l	79
Figure 3.10: Détermination de la rugosité par un traitement d'image	80
Figure 3.11 : Etapes de détection des pores par un logiciel d'analyse d'image	81
Figure 3.12: a) Duromètre Tukon® 2500, b) image microscopique avec indentation Vickers c) traitement de l'image de l'empreinte	81
Figure 3.13: Profil de microdureté ($HV_{0.2}$) le long de l'interface FeCr/acier	82
Figure 3.14: Micrographies optiques des cross section avant (a) traitement thermique (b) après traitement thermique	82
Figure 3.15: Evolution de nombre de dureté en fonction de la distance	83
Figure 3.16: Exemple de mesure de rugosité de dépôt par AFM	83
Figure 3.17: Image AFM : a) Substrat, b) interface, c) revêtement	83
Figure 3.18: Evolution de la dureté en fonction de distance pour le revêtement brut et le revêtement après traitement thermique	83
Figure 3.19: Courbes de charge-décharge en fonction du déplacement	84
Figure 3.20: Les différentes géométries des pointes des indenteurs utilisées dans la caractérisation des matériaux	85
Figure 3.21: Duromètre Zwick/Roell Z2.5 : a) Vue de la machine, b) tête de mesure, c) Principe de mesure d'indentation	85
Figure 3.22: Schématisation le principe d'indentation Vickers sur le revêtement	86
Figure 3.23 Projecteur de profil MP320	86
Figure 3.24: Courbe force- pénétration obtenue par indentation instrumentée	86
Figure 3.25: Modèle d'une courbe charge – déplacement obtenue sur un revêtement brut et le revêtement après traitement thermique	86
Figure 3.26: Maillage, Conditions aux limites utilisées pour nos simulations	87
Figure 3.27: Comparaison des évolutions du chargement calculé et mesuré pour $d = 8,833 \mu\text{m}$	88
Figure 3.28: Variation du champ de contrainte équivalente σ_{Mises} (MPa)	88
Figure 3.29 : Maillage, Conditions aux limites utilisées pour nos simulations	89
Figure 3.30. Simulation le test d'indentation en éléments finis: a) Configuration de la déformation de maillage pour le déplacement maximale b) Courbe d'indentation simule	90
Figure 3.31: Schéma de principe de l'identification paramétrique inverse	90
Figure 3.32: Analyse inverse permettant de déduire la courbe contrainte – déformation à partir de la courbe force -enfoncement.	91
Figure 3.33: Exemple des courbes successives obtenues par l'algorithme proposé	92
Figure 3.34: Variation standard pour trois paramètres	93
Figure 3.35: Comparaison entre les données expérimentales et de simulation pour l'indentation a) revêtement brut, b) revêtement après traitement thermique	93
Figure 3.36: Contour de la déformation plastique équivalente a) revêtement brut b) revêtement après traitement thermique	93
Figure 3.37: Comparaison des lois de comportement obtenues par par la méthode d'indentation pour un revêtement brut et le revêtement après traitement thermique	94
Figure 3.38: a) Principe de projection de composite, b) observation en coupe de la microstructure d'un revêtement de composite	95
Figure 3.39: Revêtement composite et résultats de EDS	96

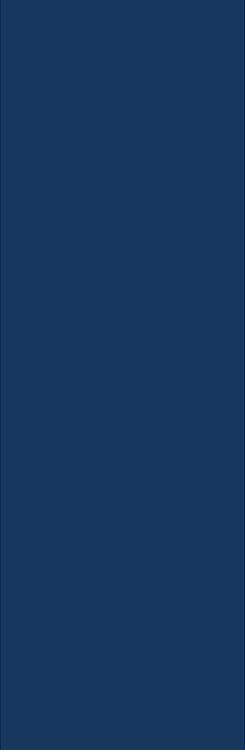
Figure 3.40: a) Observation au MEB de la microstructure d'une section du dépôt FeCrNiBSi-(W-Ti)C et cartographies des éléments par EDS, b) analyse EDS de coupe de revêtement	96
Figure 3.41: Courbes d'indentation pour différents spécimens obtenues avec différentes distances de projection	97
Figure 3.42: Courbe d'indentation produite par l'essai de nano-indentation	98
Figure 3.43: Comparaison entre expérience et simulation pour une courbe d'indentation avec un déplacement maximal de 6.513 μm	99
Figure 3.44: a) Assemblage d'une éprouvette pour l'essai de traction selon la norme ASTM C 633-79, b) modèle d'élément fini utilisé pour nos simulations	100
Figure 3.45: Répartition des contraintes (MPa) à la rupture (a) et à l'état final (b)	101
Figure 3.46: Répartition des contraintes de revêtement composite sur acier AISI 1018	101
Figure 3.47: Evolution des contraintes en fonction des différentes vitesses. (b) Comparaison entre essais expérimentaux et calculées pour $v = 0,014 \text{ mm/s}$.	101
Figure 3.48: Interface de code de calcul OOF2	102
Figure 3.49: Construction de modèle éléments fini à partir d'image réel	103
Figure 3.50: Comparaison entre les données expérimentales et de simulation pour une courbe d'indentation avec différentes analyses	103
Figure 3.51: a) Simulation de répartition des contraintes de Von-mises, b) déformation plastique équivalente	104
Figure 3.52: Comparaison entre courbe expérimental et numérique	105
Figure 3.53: Contours de la contrainte de Von-mises à la pointe de l'indenteur	105
Figure 3.54: a) Procédé de HVOF utilisé, b) exemple des revêtements composite élaborés par HVOF	106
Figure 3.55: Micrographies MEB de la poudre Amdry 5843 projetée	106
Figure 3.56 : a) Observation au MEB de la microstructure d'une section du dépôt WC 10Co 4Cr, b) spectre de diffraction du revêtement en composite	107
Figure 3.57: Cartographie X des éléments WC, Co, Cr sur la coupe de revêtement composite	107
Figure 3.58: Duromètre CM-800AT	108
Figure 3.59: Profil de microdurte HV0.3	108
Figure 3.60: Observations au microscope optique des empreintes générées par indentation interfaciale	109
Figure 3.61: a,b) Micrographies du revêtement analysé, c) modèle EF obtenu par OOF2	111
Figure 3.62: Simulation d'un essai de traction uni-axiale (OOF2) sur un revêtement WC 10Co 4Cr a) condition aux limites imposées, b) distribution de la contrainte σ_{yy}	112
Figure 3.63: Procédé de Cold Spray : a) Nozzle de cold spray, b) simulation d'impact de cold spray, c) Image MO de revêtement Cu élaborés par cold spray	112
Figure 3.64: Observations expérimentales des morphologies d'impact Cu/Acier	113
Figure 3.65: Présentation du maillage utilisé pour la simulation de l'impact	114
Figure 3.66: Morphologie de splat de 25 μm à l'instant d'impact $t = 20 \text{ ns}$	116
Figure 3.67: Evolution morphologique pendant l'impact d'une particule	116
Figure 3.68: Simulation d'un splat de Cu sur Cu, a-d) effet de la densité de maillage, c,e) effet de la vitesse d'impact	117
Figure 3.69: Simulation d'une sphère de Cu de diamètre 25 μm s'écrasant à 500 m.s^{-1} par la méthode ALE	118
Figure 3.70: Comparaison de morphologie d'impact entre l'observation expérimentale et le résultat numérique	118
Figure 3.71: Simulation 3D de l'impact d'une particule par la méthode de Lagrange	119
Figure 3.72: Comparaison de la morphologie entre des splats :a) simulés par la méthode de Lagrange, b) simulés par la méthode ALE c) observation expérimentale	120
Figure 3.73: Contrainte équivalente pour l'impact de 11 particules de cuivre sur substrat de cuivre a) modèle élément fini utilisé, b) distribution des contraintes Von-mises c) vue en coupe	121
Figure 3.74: Schéma de modèle 3D SPH	121
Figure 3.75: Evolution morphologique pendant l'impact d'une particule	122

Figure 3.76: Evolution morphologique d'une particule de Cu modélisée avec la méthode de SPH	122
Figure 3.77: Splat de Cu sur un substrat d'acier : simulation de la PEEQ et la température engendré à l'impact	123
Figure 3.78: Comparaison de morphologies d'impact entre l'observation expérimentale et la simulations de particule de Cu pulvérisés sur un substrat en acier à 673 K	123
Figure 3.79: Evolution temporelle de déformation plastique efficace de matériau sous différentes vitesses des particules avec différentes méthode	124
Figure 3.80: Contours de la contrainte de Von-mises à l'interface de contact particule/substrat avec la taille de maillage de 0,6 (a) et 0,1 μm (b) modélisé par la méthode Lagrange	124
Figure 3.81: Evolution de la déformation des particules d'un dépôt de cuivre en fonction du temps	125
Figure 3.82: Morphologie des splats en fin d'impact : a) contours de Von-mises, b) contours de PEEQ c) contours de température	126
Figure 3.83: Image MO de revêtement Cu élaborés par cold spray, b) comparaison des morphologies des particules entre l'observation expérimentale et simulé	126
Figure 3.84: Micrographie d'une section de revêtement cold spray de cuivre	127
Figure 3.85: Les courbes charge-déplacement pour le revêtement de cuivre	127
Figure 3.86: Essai de flexion 3 points	128
Figure 3.87: Courbe de chargement résultant du test de flexion avec la configuration de la fracture de l'échantillon après l'essai de flexion	128
Figure 3.88: Courbe contrainte-déformation typique du revêtement flexion avec la configuration de la fracture de l'échantillon après l'essai de traction	129
Figure 4.1: Système de MP200 AMT-AG	132
Figure 4.2: Robot de type ABB. IRB 1600 supportant la torche Plasma F4-M	132
Figure 4.3 : a) Principe de la torche à plasma b) schéma d'un dépôt obtenu par projection thermique	133
Figure 4.4: a) Photographie d'une pale de turbine recouverte d'une barrière thermique b) schéma de principe d'un système barrière thermique (b)	133
Figure 4.5: Microstructure lamellaire caractéristique de barrières thermiques déposées par projection plasma MP200 AMT-AG	134
Figure 4.6: Localisation du joint abrasable au droit des aubes	135
Figure 4.7: Micrographie typique de revêtement abrasable AlSi-hBN	136
Figure 4.8: Système A3000S de Sulzer Metco : a) torche F4-MB de Sulzer Metco, b) aperçu du centre de contrôle de l'installation de projection c) position d'injection des poudres	136
Figure 4.9: Rugosimètre	137
Figure 4.10: Exemples des revêtements élaborés : a) revêtement de zircone, b) revêtement abrasable Ni/graphite	137
Figure 4.11: Différentes étapes du processus de préparation des revêtements	139
Figure 4.12: Observations des coupes métallographiques des dépôts élaborés, a) revêtement NiCrAlY, b) revêtement Ni-Graphite, c) revêtement ZrO ₂ -8Y ₂ O ₃	139
Figure 4.13: Morphologies de coupes transversales des dépôts de NiCrAlY, a) Observation MO b) observation MEB	140
Figure 4.14: Analyses SDE correspondant aux positions 2,3 et 4 marquées dans la figure (4.13.b)	140
Figure 4.15: Morphologies (MEB) de coupes transversales des dépôts d'YSZ	140
Figure 4.16: Analyses EDS correspondant aux positions 1 marquée dans la figure (4.15.b).	141
Figure 4.17: Morphologies de coupes transversales des dépôts de ZrO ₂ -8Y ₂ O ₃	141
Figure 4.18: Morphologies des coupes transversales des dépôts de Ni/Graphite	141
Figure 4.19: Analyse élémentaire par EDS de la section transversale du dépôt abrasable Ni-Graphite	142
Figure 4.20: Diffractomètre Bruker D8 Advance	142
Figure 4.21: Spectres DRX obtenus sur la poudre (a) et les dépôts de Zircone (b)	143
Figure 4.22: Spectres DRX obtenus sur les dépôts de revêtement abrasable Ni/graphite	143

Figure 4.23: Variation de microdurete Vickers pour différentes revêtements	143
Figure 4.24: Nanodurometre CSM	144
Figure 4.25: Courbes force- pénétration obtenue par nano-indentation, a) revêtement NiCrAlY, b) revêtement de YSZ	144
Figure 4.26: Etapes de préparation des échantillons pour les tests d'adhérence	145
Figure 4.27: a) Evolution contrainte-déformation, b) interface de rupture de YSZ après test de traction	146
Figure 4.28: a) Images issues de microscopie électronique à balayage d'un revêtement de zircon, b) modèle élément finis généré par OOF, c) maillage éléments finis associé	147
Figure 4.29: Comparaison entre les données expérimentales et de simulation pour la courbe d'indentation, a) revêtement NiCrAlY, b) revêtement de YSZ	147
Figure 4.30: Modèle d'élément fini avec la couche d'accrochage utilisé pour nos simulations	148
Figure 4.31: Répartition des contraintes (MPa) : a) contrainte de rupture, b) contrainte de Von-mises	148
Figure 4.32: Modèle élément finis utilisé pour nos simulations	149
Figure 4.33: Conditions d'essai pour la détermination de la dureté HR15Y	149
Figure 4.34: Evolution de nombre de dureté HR15Y en fonction de la contrainte de rupture	150
Figure 4.35: Evolution de champ de contrainte de Von-mises	150
Figure 4.36: Contours de Von-mises après l'indentation HR15Y sur un revêtement Metco 320NS pour une épaisseur de 2 mm	150
Figure 4.37 : Comparaison de nombre de dureté HR15Y entre simulations et résultats expérimentales pour différentes épaisseurs	151
Figure 4.38: a) Montage de l'essai Brésilien instrumenté, b) photographie de la fragmentation de revêtement abrasable d) répartition de contrainte de rupture obtenue avec l'approche XFEM	152
Figure 4.39: Modèle élément finis utilisé pour nous simulation et résultat numérique a) interaction blade/abrasable, b) variation des contraintes Von-mises	153
Figure 4.40: Evolution temporelle de la force de contact aube-carter	154

Liste des tableaux

Tableau 1.1 : Les lois de comportement	7
Tableau 1.2 : Les lois phénoménologiques de type multiplicatives	9
Tableau 1.3 : Les lois phénoménologiques de type additives	10
Tableau 2.1: Expressions des contraintes élastiques normales au plan de l'entaille.	39
Tableau 2.2 : Résultats de contrainte de rupture pour différentes éprouvettes	50
Tableau 2.3 : Résultats de la contrainte de rupture pour une barre de verre	62
Tableau 3.1: Composition chimique de l'acier C35 donné par EDS (en % massique)	78
Tableau 3.2: Composition chimique du dépôt d'acier inoxydable (en % massique)	78
Tableau 3.3: Valeurs caractéristiques de la courbe force-pénétration	86
Tableau 3.4: Paramètres d'identification de la loi de Hollomon	92
Tableau 3.5: Résultats d'optimisation de deux paramètres pour un indenteur Vickers 2D	92
Tableau 3.6: Composition chimique du fil et dépôt composite	95
Tableau 3.7: Paramètres de la projection Arc-fil	95
Tableau 3.8: Valeurs caractéristiques de la courbe force-pénétration	97
Tableau 3.9: Résultats des procédures d'identification pour les lois de Hollomon et de Ludwik	103
Tableau 3.10: Résultats obtenus après optimisation pour FEA et OOFEA	104
Tableau 3.11: Paramètres de la projection HVOF	106
Tableau 3.12: Les propriétés des matériaux utilisés dans les simulations	111
Tableau 3.13: Propriétés matérielles des métaux utilisés dans cette simulation	115
Tableau 4.1: Paramètres de la projection plasma F4-MB	138
Tableau 4.2: Valeurs caractéristiques de la courbe force-pénétration	144
Tableau 4.3: Résultats des procédures d'identification pour les lois de Ludwik	147



INTRODUCTION GENERALE

La conception des structures et la prévision de leur comportement nécessitent une bonne connaissance des matériaux utilisés. Ceux-ci doivent résister aux sollicitations auxquelles les structures sont soumises. De plus, pour mettre en forme les pièces d'une structure, il est nécessaire de connaître de façon précise le comportement des matériaux utilisés. Le cadre de cette thèse concerne les matériaux massifs et les revêtements. Le comportement de ces matériaux peut être décrit tout d'abord par un domaine élastique. Dans ce domaine, les déformations que subit le matériau sont réversibles. Au-delà d'un certain niveau de contrainte (limite d'élasticité), le matériau se déforme de façon irréversible, c'est le domaine de déformations élasto-plastiques. La détermination de ce comportement nécessite d'effectuer des tests mécaniques destructifs. Les tests les plus communément utilisés sont les tests de traction, de compression, de flexion, de torsion ou encore de cisaillement. Ils nécessitent la préparation d'éprouvettes normalisées qui seront ensuite sollicitées jusqu'à la rupture.

Jusqu'à nos jours, on se base sur l'expérimentation pour caractériser le comportement des matériaux à tel ou tel test. Ces techniques expérimentales fournissent des indications parfois insuffisantes aux ingénieurs qui calculent les structures et s'assurent de leur mise en service après que les grandeurs théoriques (calculées) sont comparées à celles expérimentales (mesurées). Cependant la réponse aux essais expérimentaux souvent globale fournit peu des détails à une échelle locale. En plus, elle nécessite du matériel (machines d'essai et consommable) et de la matière première et sa mise en œuvre (éprouvette), à cela s'ajoute le temps de préparation et de mise en service des équipements. Ces facteurs influencent le prix de revient des opérations d'essais. De nos jours une alternative plus économique est apportée par les modélisations analytiques et numériques. Plusieurs logiciels de plus en plus performants ont gagné le terrain. Ils permettent de donner en plus les caractéristiques recherchées et plusieurs informations lors des différentes étapes. Les résultats de la simulation confrontés à ceux des résultats expérimentaux permettent d'enrichir l'étude.

L'objectif de cette thèse consiste à montrer les différentes analyses nécessaires pour prédire numériquement le comportement mécanique des matériaux. La première partie de ce travail consiste à étudier par simulation numérique le comportement mécanique élastique et élastoplastique des matériaux massifs selon le principe d'analyse classique sous sollicitation statique, quasistatique et dynamique. La deuxième partie de ce travail consiste à analyser par la méthode des éléments finis le comportement élastoplastique des revêtements. Pour des sollicitations de surfaces, différents procédés de traitements de surface existent. Parmi ceux-ci, on identifie la projection thermique. Il est possible par ce procédé d'allonger la durée de vie des pièces tout en améliorant leurs performances. C'est principalement le procédé qui a été retenu dans le cadre de ce travail de thèse.

En effet, dans beaucoup d'applications des revêtements élaborés par projection thermique, les échantillons disponibles sont des petites épaisseurs ou de forme irrégulière, donc difficilement caractérisables par des essais mécaniques traditionnels. L'essai d'indentation instrumentée est une alternative intéressante à cet effet, car il ne nécessite que des échantillons de petite taille. Par conséquent, dans cette partie de ce travail, une procédure d'identification par analyse inverse est nécessaire pour déterminer les paramètres de la loi de comportement recherchés.

Dans la troisième partie qui consiste la réalisation des revêtements par la projection plasma, nous nous intéresserons, d'une part, à l'optimisation du procédé d'élaboration et les caractérisations microstructurales des différents revêtements élaborés afin d'obtenir les propriétés souhaitées, et d'autre part, à la simulation de comportement mécanique des revêtements sous sollicitation statique, et la modélisation des phénomènes d'interaction entre une structure massive et un matériau poreux issu de la projection thermique.

Le travail effectué est présenté dans cette thèse qui est constituée de quatre chapitres :

Dans le premier chapitre, après avoir présenté les principes fondamentaux régissant le comportement mécanique des matériaux, nous rappelons les principales notions de la mécanique de rupture. Une présentation de l'analyse inverse appliquée à l'identification des paramètres les plus communément utilisés a été faite. La partie deuxième de ce chapitre concerne les moyens expérimentaux de caractérisation du comportement mécanique.

Le deuxième chapitre est consacré à la présentation des résultats numériques obtenus sur le matériau élastique tels que le verre, sous différentes sollicitations mécaniques. Avec le code de calcul Cast3M[®] et l'ABAQUS[®], on a étudié par simulation la répartition temporelle et spatiale des caractéristiques mécaniques (contrainte) et vibratoires (déplacement). Tout d'abord, des essais de flexion à trois points avec et sans entaille ont été modélisés. La distribution des contraintes en fond d'entaille sont dans un premier temps présentés et comparés aux formules analytiques. Parallèlement aux essais de flexion, l'essai brésilien est analysé. Dans cette partie, un essai capable de fournir un nouveau mode de rupture en compression diamétrale a été développé. Dans ce chapitre, l'analyse du comportement élastique sous choc consiste à la modélisation de test de choc à bille et au test de Charpy. Une loi de type Johnson et Cook, modélisant le comportement du matériau ductile (aluminium Al6061-T6 et titane Ti40), est ensuite utilisée pour simuler le comportement du matériau élastoplastique en rupture dynamique.

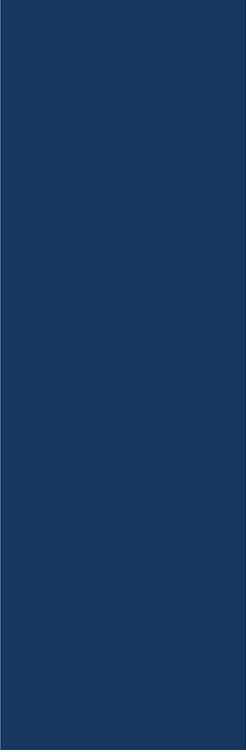
Le troisième chapitre présente tout d'abord les revêtements élaborés par projection arc-fil en détaillant sa microstructure et le protocole d'élaboration suivi. Dans cette partie, deux méthodes de caractérisation mécanique ont été modélisées. La première consiste à un essai d'indentation permettant la détermination de la distribution des contraintes et la loi de comportement élasto-plastique de revêtement.

L'essai d'indentation est présenté, avec l'approche numérique par éléments finis couplée à un outil d'optimisation. La deuxième méthode quant à elle consiste en une sollicitation plus globale de la surface permettant l'estimation de l'adhérence du revêtement avec l'utilisation de la loi du comportement optimisé et déterminé par la première méthode. A cause des complexités des structures des revêtements élaborées, la prédiction du comportement à sous chargement mécanique reste toujours un point problématique. Donc comment simuler le comportement élasto-plastique des structures complexes? Pour répondre à cette question, une approche numérique basée sur la combinaison entre l'essai d'indentation, l'analyse par éléments finis, l'analyse inverse et l'OOOF2 est proposée. Pour la sollicitation dynamique, notre intérêt sera particulièrement axé sur la simulation de l'impact des particules au cours de la projection cold spray. Ceci est un procédé basé sur l'accélération de particules restant à l'état solide et venant de se déposer sur un substrat grâce à leur vitesse élevée.

Le quatrième chapitre, essentiellement est expérimentale et est à base de l'analyse numérique, présente de manière détaillée les dispositifs de projection utilisés pour élaboration des revêtements céramique et abrasable, L'ensemble des techniques expérimentales utilisées au cours de la caractérisation microstructurale et mécanique est présenté. La première partie de l'analyse numérique porte sur la modélisation et l'identification de la loi du comportement des céramiques. Cette modélisation utilisée a pour but de valider l'approche numérique présentée dans le chapitre précédent, pour vérifier la validation de cette approche dans le cas d'un système multicouche. Trois modèles d'éléments finis ont été développés pour modéliser le comportement des revêtements abrasables. Le premier permet de simuler le test de dureté HR15Y. Le second modèle permet de déterminer la trajectoire de la propagation de la fissure, en simulant le test Brésilien par la méthode des éléments finis étendus (XFEM). Le troisième modèle représente le contact entre l'aube et le revêtement abrasable pour simuler le phénomène d'interaction aube/carter.

Pour finir, le mémoire de thèse se termine par une conclusion générale.

L'ensemble de mes travaux a conduit à plusieurs publications et communications dont on trouvera la liste exhaustive en annexe.



CHAPITRE 1

**LOIS DU COMPORTEMENT
DES MATERIAUX**



CHAPITRE 1

Comportement mécanique des matériaux

Ce premier chapitre est consacré à un état de l'art sur les lois du comportement des matériaux. La première partie de ce premier chapitre est une étude bibliographique sur le comportement mécanique des matériaux. Quand un corps est soumis à l'action de forces extérieures, des contraintes internes s'établissent. À ces contraintes sont associées des déformations. Ainsi, caractériser le comportement mécanique d'un matériau, revient à établir les relations entre contraintes et déformations, propres à ce matériau. Or, selon le matériau et le type de la sollicitation, différents mécanismes de déformation opèrent. Si la déformation est réversible, c'est-à-dire si le matériau retrouve son état initial lorsque l'on retire la force, on parle de comportement élastique. Dans le cas où le matériau ne retourne pas à son état initial la déformation est irréversible et on parle alors de comportement plastique. Enfin, il y a rupture si le matériau est sollicité jusqu'à endommagement. Ainsi, pour établir la loi de comportement d'un matériau, il faut étudier la déformation mécanique de celui-ci en fonction de la force appliquée. Dans ce travail de thèse, les matériaux étudiés sont les matériaux massifs et les revêtements qui présentent un comportement élastique et élastoplastique.

Sommaire du chapitre 1

1.1 Introduction	4
1.2 Aspects microscopiques du comportement mécanique des matériaux	4
1.2.1 Origines physiques de l'élasticité.....	4
1.2.2 Limite d'élasticité théorique.....	4
1.3 Plasticité et lois de comportement	5
1.3.1 Critères de plasticité	5
1.3.2 Matériaux écrouissables	7
1.3.3 Les lois phénoménologiques élémentaires	7
1.3.4 Les lois phénoménologiques de type multiplicatives.....	8
1.3.5 Les lois phénoménologiques de type additives	9
1.3.6 Prise en compte de la température	10
1.4 Endommagement du matériau	10
1.4.1 Endommagement des matériaux ductiles	11
1.5 Mécanique de la rupture	14
1.5.1 Mécanique de la rupture en statique	14
1.5.1.1 Analyse de l'approche en termes de concentration des contraintes	16
1.5.2 Mécanique de la rupture dynamique	18
1.5.2.1 Facteur d'intensité de contrainte dynamique	19
1.5.2.2 Taux de restitution d'énergie dynamique	21
1.6 Méthodes d'identification des paramètres mécaniques des matériaux	23
1.6.1 Mesure des paramètres d'élasticité	23
1.6.2 Détermination de la loi de comportement élasto-plastique	24
1.6.3 L'analyse inverse appliquée à l'identification de paramètres	25
1.7 Moyens expérimentaux de caractérisation du comportement mécanique	26
1.7.1 Mouton Charpy et Izod	27
1.7.2 Barres d'Hopkinson	28
1.7.3 Essai de Taylor	29
1.7.4 Poids tombants	30
1.8 Conclusion	31

1.1 Introduction

Dès la conception d'une structure, la connaissance des caractéristiques mécaniques des matériaux mis en œuvre apparaît nécessaire. Dans la plupart des cas, l'ingénieur demande uniquement des valeurs de charges limites, au-delà desquelles se manifestent des phénomènes irréversibles (déformations plastiques, endommagement,...). En revanche, pour le calcul prévisionnel d'évolution de structures appelées à se déformer fortement, la compréhension des phénomènes reliant les différents paramètres mécaniques devient indispensable.

Tout objet soumis à une force se déforme. Cette déformation peut être réversible c'est-à-dire que l'objet retrouve sa forme initiale lorsque l'on retire la force, on parle alors de déformation élastique. Dans le cas où l'objet ne retrouve pas sa forme initiale, il y'a eu une déformation irréversible, on parle alors de déformation plastique. L'étude du comportement mécanique d'un matériau peut consister à rechercher sa loi de comportement. La loi de comportement d'un matériau est la relation entre l'état des contraintes et sa vitesse de variation, l'état de déformation et sa vitesse de variation. D'une façon générale, on peut distinguer deux domaines, le domaine élastique dans lequel le comportement est réversible et le domaine plastique dans lequel le comportement est irréversible. La transition entre ces deux domaines est appelée limite d'élasticité. Pour comprendre ces comportements, on peut étudier les matériaux à l'échelle microscopique.

1.2 Aspects microscopiques du comportement mécanique des matériaux

1.2.1 Origines physiques de l'élasticité

A l'équilibre et sans sollicitations, les atomes sont séparés d'une distance interatomique r_0 . Dans le cas de la traction, lorsque l'on augmente la distance interatomique r , il apparaît une force d'attraction qui résiste à l'écartement $r-r_0$. Dans le cas de la compression, lorsque l'on diminue la distance interatomique, il apparaît une force de répulsion qui résiste au rapprochement r_0-r . Dans le cas de petites variations de r , la force peut être approchée par sa tangente en $r=r_0$ et donc considérée comme proportionnelle à $r-r_0$. On obtient donc une raideur proportionnelle à la dérivée de la force en fonction de la distance r (module de Young E dans le cas de la traction compression). Le comportement élastique sera donc fonction du type de liaisons présentes dans le matériau : covalentes, ioniques, métalliques, Van Der Waals [1].

1.2.2 Limite d'élasticité théorique

Il existe une distance interatomique maximale r_{max} correspondante à une déformation maximale ϵ_0 . Si on suppose en première approximation que la contrainte en fonction de r est modélisée par une fonction sinusoïdale, on peut estimer la limite élastique théorique σ_0 proche de $E/2\pi$. Lorsque l'on mesure expérimentalement la limite élastique de la plupart des céramiques on observe effectivement une valeur de l'ordre de $E/2\pi$.

Cependant, pour les métaux, on mesure des limites élastiques beaucoup plus faibles que la valeur théorique. Il existe donc d'autres mécanismes permettant d'expliquer l'écoulement plastique. D'une manière générale, on peut dire que la plasticité des métaux est due à la présence de défauts dans les structures cristallines : les dislocations (Taylor). Les dislocations sont des défauts linéaires dans les structures cristallines. Une dislocation est caractérisée par sa ligne L et par son vecteur de déplacement (vecteur de Burgers) b_v . Si le vecteur de Burgers est parallèle à la ligne de dislocation on parle de dislocation vis, dans le cas où il est perpendiculaire on parle de dislocation coin. Dans le cas réel, on a affaire à des dislocations mixtes ayant des portions vis et des portions coin. La figure (1.1) illustre le mouvement d'une dislocation dans le plan de glissement qui permet le cisaillement du cristal. On peut faire l'analogie avec le déplacement d'un tapis qui se fera de manière plus aisée en faisant se propager une vague [2-4].

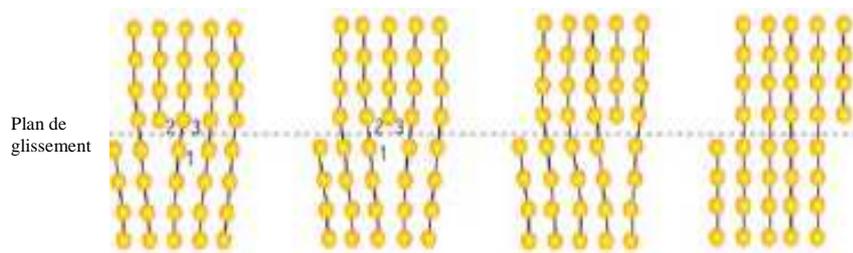


Fig. 1.1: Mouvement de dislocation

Toutes les dislocations dans un matériau ne sont pas mobiles. Le déplacement des dislocations se fait dans des plans de glissement bien déterminés. Les plans de glissement sont de manière générale les plans de plus forte densité atomique et les directions de glissement sont les directions cristallographiques les plus denses. Il existe donc des dislocations non mobiles qui peuvent constituer des obstacles aux mouvements des dislocations mobiles. De plus, lors de la déformation plastique, il y a augmentation de la densité de dislocations (mécanisme de Franck-Read). Les dislocations mobiles peuvent donc rencontrer des dislocations fixes, ce qui constitue un obstacle à leur mouvement. La force nécessaire au mouvement des dislocations mobiles augmente donc avec la déformation plastique, ce qui revient à un durcissement du matériau. Ce durcissement croissant avec la déformation plastique est appelé écrouissage.

1.3 Plasticité et lois de comportement

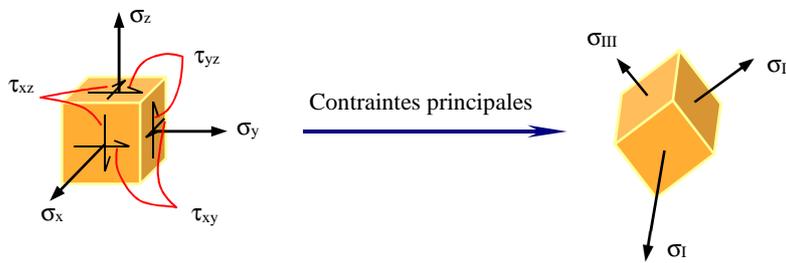
Après avoir vu de manière succincte les origines de la déformation des matériaux, passons aux principes de la formulation d'une loi de comportement d'un matériau.

1.3.1 Critères de plasticité

Au niveau microscopique, l'entrée en plasticité correspond au moment auquel la force agissant sur les dislocations excède un seuil qui traduit la résistance des obstacles. Au niveau macroscopique, dans le but de savoir si le matériau a plastifié ou non, la limite d'élasticité σ_e est comparée à la contrainte équivalente appliquée au matériau.

Cette contrainte équivalente ou critère de plasticité est un scalaire, souvent noté $\bar{\sigma}$, qui est donné par une fonction de charge f dépendante du tenseur des contraintes. Il incorpore donc les éventuels effets d'anisotropie dans sa définition. Si la fonction $f(\bar{\sigma})$ est négative, on est alors en régime élastique et le comportement du matériau est régi par la loi de Hooke. Au contraire, si $f(\bar{\sigma})$ est nulle, on est alors en régime plastique.

Il existe de nombreux critères de plasticité dans la littérature parmi lesquels les critères de Von-mises, Tresca ou Drucker-Prager pour les matériaux isotropes, et de Hill et Tsai pour les matériaux anisotropes. Le critère de Von-mises est le plus communément utilisé pour les métaux, et il est basé sur le deuxième invariant du tenseur déviatorique des contraintes S . Il peut s'écrire directement en fonction des deux premiers invariants du tenseur des contraintes, ou directement en fonction de ses composantes principales σ_I , σ_{II} et σ_{III} (valeurs propres du tenseur des contraintes), indépendamment de la pression hydrostatique :



$$f(\bar{\sigma}) = \bar{\sigma}_{VM} - \sigma_e \tag{1.1}$$

$$\bar{\sigma}_{VM} = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}} \quad \text{avec} \quad S_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij} \tag{1.2}$$

$$\bar{\sigma}_{VM} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2]} \tag{1.3}$$

Le critère de Tresca, qui prend en compte les contraintes critiques de cisaillement, est plus proche d'une interprétation microscopique, en termes de mouvement de dislocations, mais le critère de Von-mises en constitue une excellente approximation, et il est beaucoup plus facile à mettre en oeuvre numériquement. (La surface de charge est un ellipsoïde, au lieu d'être un polyèdre présentant des "coins").

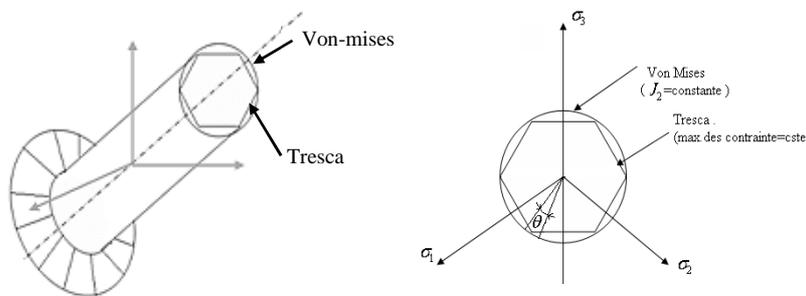


Fig. 1.2: Une représentation des critères de plasticité

1.3.2 Matériaux écrouissables

L'écrouissage d'un métal, autrement appelé élastoplasticité, est le durcissement d'un métal sous l'effet d'une déformation plastique indépendante du temps (figure 1.3). L'écrouissage peut être isotrope ou cinématique. L'écrouissage isotrope se caractérise par une dilatation de la surface de charge par homothétie, alors que l'écrouissage cinématique se caractérise par une translation du centre du domaine d'élasticité. Cependant, le cadre de cette thèse se limite à la présentation de l'écrouissage isotrope.

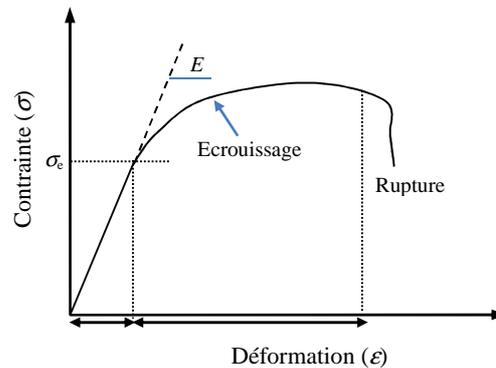


Fig. 1.3: Exemple de relation contrainte-déformation (Comportement élastoplastique)

1.3.3 Les lois phénoménologiques élémentaires

La modélisation de l'écrouissage est un des domaines encore largement ouvert dans la théorie des dislocations. Il existe par contre des nombreuses descriptions phénoménologiques de l'écrouissage, qui sont très opérationnelles. Des nombreuses lois élémentaires de comportement plastique de matériaux ont été développées depuis les années 1900. Parmi les lois d'écrouissages isotropes, les plus communément utilisées sont les modèles développés par Ludwick [5], Norton [6], Ramberg [7], Hollomon ou loi puissance [8], Swift [9] et Voce [10]. Il s'agit des lois phénoménologiques simples issues d'essais de traction. Pour une large gamme de vitesse, ces lois devenues des composantes d'autres lois de comportement. Des termes de dépendance à la vitesse de déformation ou à l'adoucissement lié à la température leur sont habituellement additionnés ou multipliés. Ces lois sont utilisés pour des vitesses de déformation jusqu'à 1000 s^{-1} [11,12]. Le tableau 1.1 est un résumé de ces lois.

Tableau 1.1: Les lois de comportement

Loi de comportement	Modèle
Ludwick (1909)	$\sigma = \sigma_e + k\epsilon^{n_0}$
Norton (1929)	$\sigma = K_2(\epsilon + \epsilon_0)^{n_2}$
Ramberg (1943)	$\sigma = K_2(\epsilon + \epsilon_0)^{n_2}$
Hollomon (1945)	$\sigma = K_1 \epsilon^{n_1}$
Voce (1948)	$\sigma = B - (B - A) \exp(-n_3 \cdot \epsilon)$
Swift (1952)	$\sigma = K_2(\epsilon + \epsilon_0)^{n_2}$

avec σ la contrainte vraie, ε la déformation plastique vraie et les autres paramètres des constantes. Il est intéressant de noter que le paramètre n_1 dans la relation d'Hollomon est usuellement appelé coefficient d'écrouissage. Il est important de noter que des paramètres tels que le temps, la température ou le nombre de cycles... peuvent avoir des influences très importantes dans le comportement mécanique des matériaux.

1.3.4 Les lois phénoménologiques de type multiplicatives

Une loi phénoménologique est dite multiplicative si c'est une loi dont les différents termes qui décrivent les effets de viscosité, d'écrouissage, et de température sont multipliés entre eux. La vitesse de déformation peut venir changer la limite d'élasticité quasi-statique σ_0 d'un matériau. La limite d'élasticité dynamique σ_y est définie. Cowper et Symonds [13] expriment sa variation par la multiplication de la limite d'élasticité et d'un terme de dépendance à la vitesse de déformation exprimé à l'aide de deux paramètres D et p .

Cette loi est modifiée par Jones [14], pour exprimer le terme de dépendance à la vitesse de déformation en fonction de la déformation ε . Le désavantage est l'addition d'un grand nombre de paramètres dépendant du matériau (la déformation au seuil de plasticité ε_y et la déformation à la rupture ε_u). Le paramètre matériau D de la loi de Symonds est substitué dans cette nouvelle expression par deux paramètres différents : D_u et D_y . Peixinho [15] exprime aussi le paramètre p de la loi de Jones en fonction de deux nouveaux paramètres p_u et p_y et de la déformation. Les expressions de ces lois sont résumées dans le tableau 1.2.

Proposée par Johnson et Cook en 1983 [16], à partir d'une analyse du comportement de divers matériaux (acier, aluminium, cuivre, nickel), la loi de Johnson-Cook est une loi dite de référence. Elle est implémentée dans de nombreux codes de calcul tel qu'Abaqus, Radioss ou encore Ansys.

Elle est composée de trois termes multiplicatifs :- un terme d'écrouissage qui dépend de trois paramètres caractéristiques du matériau : A , B et n .

- un terme de dépendance à la vitesse de déformation plastique $\dot{\varepsilon}^{pl}$ qui dépend de deux paramètres C et $\dot{\varepsilon}_0$ un terme de dépendance à la température qui dépend de la température de fusion du matériau T_f , de la température ambiante T_a et d'un paramètre m .

$$\sigma_{crit} = \left(A + B(\bar{\varepsilon}^{pl})^n \right) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}^{pl}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left(1 - \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a} \right)^m \right) \quad (1.4)$$

Johnson-Cook utilisent cette expression pour une plage de vitesses de déformation entre 1 s^{-1} et 400 s^{-1} . Jeunechamps [17] précise que cette loi peut s'avérer non valide pour des vitesses de déformation supérieures à 1000 s^{-1} . La résolution de l'équation entraîne alors une sous-estimation de la contrainte. Cependant, la loi de Johnson Cook est utilisée dans des problèmes d'impact [18] ou d'explosion [19]. Le paramètre de seuil de viscosité (ε_0) est souvent pris de l'ordre de grandeur des vitesses de déformation du problème.

Dans les cas non dynamiques, il est courant de le voir compris entre 0,1 et 0,001 s⁻¹. Pour les cas dynamiques, il est souvent pris égal à 1 s⁻¹. Dans le cadre de travaux sur le fer et le cuivre et pour une meilleure approximation de la contrainte à grandes vitesses de déformation (> 1000 s⁻¹), Holmquist et Johnson [20] modifient l'expression du terme de vitesses de déformation. Le paramètre C est changé pour devenir un paramètre en exposant. Cette nouvelle loi est utilisée pour des vitesses de déformation allant jusqu'à 100 000 s⁻¹ sur un alliage de titane. Un autre modèle de comportement multiplicatif est proposé par Kobayashi [21]. A partir de la loi de base d'Hollomon à laquelle il rajoute un terme de dépendance à la vitesse et à la température. Il crée ainsi une loi dépendante à l'incrément de température T et des paramètres propres au matériau : K , n , m et C . Cette loi est utilisée pour une gamme de vitesses allant jusqu'à 3100 s⁻¹.

Tableau 1.2: Les lois phénoménologiques de type multiplicatives

Loi de comportement	Modèle
Cowper Symonds	$\sigma_y = \sigma_0 \left(1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}^{pl}}{D} \right)^p \right)$
Jones	$\sigma = \left(1 + \left(\frac{(\varepsilon_u - \varepsilon_y) \dot{\varepsilon}^{pl}}{(\varepsilon - \varepsilon_y) D_u + (\varepsilon_u - \varepsilon) D_y} \right)^p \right)$
Cowper Symonds modifié	$\sigma = \left(1 + \left(\frac{(\varepsilon_u - \varepsilon_y) \dot{\varepsilon}^{pl}}{(\varepsilon - \varepsilon_y) D_u + (\varepsilon_u - \varepsilon) D_y} \right)^{\frac{(\varepsilon_u - \varepsilon_y) \dot{\varepsilon}^{pl}}{(\varepsilon - \varepsilon_y) p_u + (\varepsilon_u - \varepsilon) p_y}} \right)$
Johnson et Cook	$\sigma = \left(A + B(\bar{\varepsilon}^{pl})^n \right) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}^{pl}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left(1 - \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a} \right)^m \right)$
Johnson et Cook modifié	$\sigma = \left(A + B(\bar{\varepsilon}^{pl})^n \right) \left(\frac{\dot{\varepsilon}^{pl}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left(1 - \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a} \right)^m \right)$
Kobayashi	$\sigma = K \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m (1 - c \Delta T)$

1.3.5 Les lois phénoménologiques de type additives

Dans les lois additives de comportement les différents termes sont additionnés entre eux. Pour Lindholm [22], la limite d'élasticité $\sigma_o(\varepsilon)$ est additionnée à un terme de dépendance à la vitesse de déformation. Zhao [23] additionne à une loi multiplicative un deuxième terme visqueux. Le tout est multiplié par un terme de dépendance à la température. Le but de son étude est de créer une loi adaptée à des alliages d'aluminium et des aciers, pour des vitesses de déformation pouvant aller jusqu'à 10 000 s⁻¹. Ce modèle dépend de 10 paramètres, A , B , n , C , D , m , E , k , μ , $\dot{\varepsilon}_0$, de la déformation plastique ε^p et de la vitesse de déformation plastique $\dot{\varepsilon}^p$.

$$\sigma = (A + B \varepsilon^{pm} + (C - D \varepsilon^{pm}) \ln \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0} + E (\dot{\varepsilon}^p)^k) (1 - \mu \Delta T) \quad (1.5)$$

Tableau 1.3: Les lois phénoménologiques de type additives

Loi de comportement	Modèle
Lindholm	$\sigma = \sigma_0(\varepsilon) + \sigma_1(\varepsilon)\ln(\dot{\varepsilon})$
Zhao	$\sigma = (A + B\varepsilon^{pm} + (C - D\varepsilon^{pm}) \ln \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0} + E(\dot{\varepsilon}^p)^k)(1 - \mu\Delta T)$

1.3.6 Prise en compte de la température

La réponse d'un matériau sous un chargement dynamique est affectée par l'élévation locale de la température induite par les déformations inélastiques [24]. Le problème devient thermo-mécanique. Un couplage est donc nécessaire. D'un point de vue thermodynamique, l'échauffement est rapide, et il n'y a donc pas d'échange thermique entre le matériau et l'extérieur. Le problème est adiabatique.

On introduit un facteur β appelé fraction de déformation plastique convertie en chaleur dans un bilan énergétique qui utilise le premier principe de la thermodynamique [25] :

$$\Delta U = W + Q \tag{1.6}$$

où ΔU est la variation de l'énergie interne du système, W le travail échangé avec le milieu extérieur et Q la quantité d'énergie sous forme de chaleur.

$$Q = \rho \dot{T} = \beta \dot{\varepsilon}^p \tag{1.7}$$

avec ρ la masse volumique, c la capacité thermique massique, T la température, β la fraction de déformation plastique convertie en chaleur, σ la contrainte et ε^p la déformation plastique.

1.4 Endommagement du matériau

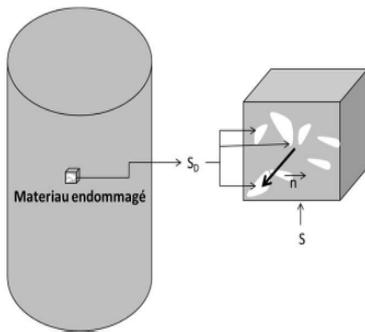


Fig 1.4: Elément endommagé

Une définition de l'endommagement d'un matériau est donnée par Lemaître et Chaboche [26] (figure 1.4). Un matériau est endommagé, lorsque des microfissures et microcavités apparaissent. Un élément de taille macroscopique de ce matériau est plus particulièrement étudié. Sur une face de cet élément, la surface S et l'aire résistante S_r sont relevées. L'aire des fissures S_D est définie: $S_D = S - S_r$.

On définit la variable d'endommagement D comme le rapport de la surface des défauts sur l'aire totale : $D = \frac{S_D}{S}$ (1.8)

Cette définition, valable sur une face d'élément, devient vraie pour l'ensemble du matériau si celui-ci est considéré isotrope et homogène : les fissures et les cavités sont uniformément orientées dans toutes les directions. La variable d'endommagement est ainsi une valeur adimensionnelle comprise entre 0 et 1.

Cette variable d'endommagement intervient dans le modèle de comportement du matériau. Ainsi au lieu de n'être qu'une fonction de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température la contrainte "endommagée" $\tilde{\sigma}$ est aussi une fonction de la variable d'endommagement D :

$$\tilde{\sigma} = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T, D) = \frac{\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)}{1-D} \quad (1.9)$$

A partir d'un certain seuil d'endommagement, il y a rupture du matériau. Pour Lemaître et Chaboche, le passage entre endommagement et rupture est effectif lorsque la valeur d'endommagement D atteint un seuil critique D_c souvent pris égal à 1.

$$D = D_c \quad (1.10)$$

1.4.1 Endommagement des matériaux ductiles

La variable d'endommagement D peut être basée sur des considérations microscopiques. Gurson [27] utilise la théorie de la nucléation, la croissance et la coalescence de cavités sphériques. Il définit alors deux volumes : le volume apparent du matériau V_A et le volume réel du matériau V_M . L'endommagement est alors défini comme une fonction de ces deux volumes.

La variable d'endommagement peut aussi être basée sur des considérations macroscopiques ou empiriques. La plus simple façon de caractériser l'endommagement est d'effectuer des essais de chargement-déchargement sur une éprouvette de traction [26]. L'endommagement D s'écrit en fonction du module de Young E et du module de Young "endommagé" \tilde{E} .

A cet endommagement, un endommagement plastique ductile peut être substitué pour les grandes déformations. Lemaître justifie son existence par la chute de contrainte observée à partir du point d'équilibre ($\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 0$) de la courbe de traction uniaxiale. L'écrouissage d'un

matériau peut se définir par une loi macroscopique. La déformation plastique ε^p s'écrit en fonction des paramètres des matériaux K , M et de la limite d'élasticité σ_0 [5]:

$$\tilde{\sigma} = \left(\frac{\tilde{\sigma} - \sigma_0}{K} \right)^M = \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{1-D} \right)^M, \text{ La variable d'endommagement } D \text{ devient donc dépendante de la loi}$$

d'écrouissage. Lemaître décrit un modèle d'endommagement pour les matériaux sollicités de façon uniaxiale.

La variable d'endommagement ne dépend alors que de la déformation ε , de la déformation en deçà de laquelle l'endommagement est nul ε_D , de la déformation de rupture ε_f et de l'endommagement critique D_c . Goldthorpe [28] reprend l'équation de Rice et Tracey sur la croissance des vides sphériques, pour formuler l'endommagement de façon empirique, en fonction de la pression hydrostatique p_h , de la contrainte équivalente de Von-mises σ_{eq} et de la déformation ε .

Pour Hancock et Mackenzie [29], l'évolution de l'endommagement D s'écrit à l'aide de la déformation plastique à la rupture ε_f et du taux de déformation plastique équivalente $\dot{\varepsilon}^{pl}$. L'idée de Hancock et Mackenzie est de faire dépendre la déformation de rupture de paramètres matériau D_1 , D_2 et D_3 et du rapport entre la pression hydrostatique p_h et la contrainte équivalente de Von-Mises σ_{eq} qui correspond à la triaxialité des contraintes.

Ce modèle dépend de la vitesse de déformation plastique. Bonora [30] montre que l'évolution de l'endommagement peut s'exprimer en fonction de la valeur critique de l'endommagement D_c , de l'endommagement initial D_0 , de l'exposant d'endommagement α qui détermine la forme de la courbe d'endommagement, du coefficient de Poisson ν , de la déformation plastique de rupture ε_f , de la déformation en deçà de laquelle l'endommagement est nul ε_D , de la pression hydrostatique p_h et de la contrainte équivalente de Von-mises σ_{eq} . Johnson Cook [31] décrit l'évolution de la variable d'endommagement comme :

$$\dot{D} = \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\varepsilon_f} \quad (1.11)$$

Le modèle est dit dynamique car la déformation plastique à la rupture est dépendante de la vitesse de déformation plastique équivalente $\dot{\varepsilon}^{pl}$, de paramètres matériau D_1 , D_2 , D_3 , D_4 et D_5 , de la pression hydrostatique p_h , de la contrainte équivalente de Von-mises σ_{eq} , de la température de fusion du matériau T_f , de la température ambiante T_a et de la température T .

$$\varepsilon_f = (D_1 + D_2 e^{\frac{D_3 p_h}{\sigma_{eq}}}) (1 + D_4 \ln \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0^p}) (1 - D_5 (\frac{T - T_a}{T_f - T_a})^m) \quad (1.12)$$

L'évolution de l'endommagement s'écrit alors :

$$\dot{D} = \frac{\dot{\varepsilon}^p}{(D_1 + D_2 e^{\frac{D_3 p_h}{\sigma_{eq}}}) (1 + D_4 \ln \frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0^p}) (1 - D_5 (\frac{T - T_a}{T_f - T_a})^m)} \quad (1.13)$$

Sur une courbe de traction, l'endommagement d'un matériau se manifeste par une diminution de la contrainte à partir d'une initiation de l'endommagement (figure 1.5). Cette initiation peut par exemple être donnée par une déformation seuil ou une déformation d'initiation telle que défini par Johnson Cook dans l'équation (1.12).

A partir de cette initiation, l'endommagement n'est plus nul, il commence à évoluer. Sur la courbe de traction, la diminution de la contrainte est caractérisée par la relation suivante entre la contrainte sans endommagement $\tilde{\sigma}$ et la contrainte avec endommagement σ :

$$\sigma = (1 - D)\tilde{\sigma} \quad (1.14)$$

L'évolution de l'endommagement entre 0 et 1 doit être alors définie. Il est possible d'utiliser une approche énergétique.

Pour simuler l'ouverture d'une fissure de longueur l dans un béton, Hillerborg [32] utilise une expression de l'énergie absorbée G par unité de surface de la fissure :

$$G_f = \int_0^l \sigma dl \quad (1.15)$$

Cette définition est reprise dans le manuel d'utilisation du logiciel de simulation numérique par éléments finis ABAQUS® qui en déduit une loi d'évolution de l'endommagement [33].

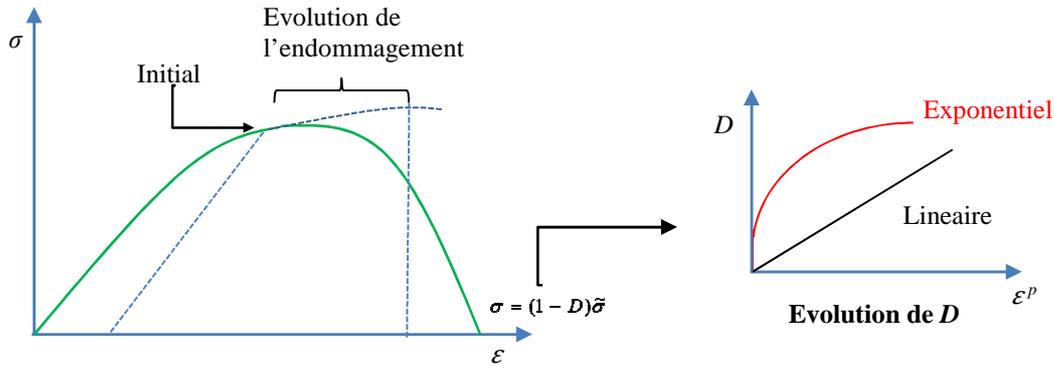


Fig. 1.5: Illustration du modèle d'endommagement implémenté dans ABAQUS®

L'énergie total absorbée G_f est défini dans chaque élément de la discrétisation en fonction de sa grandeur caractéristique L , de la contrainte et de la déformation plastique équivalente initiale $\bar{\epsilon}_0^p$ et finale $\bar{\epsilon}_R^p$:

$$G_f = \int_{\bar{\epsilon}_0^p}^{\bar{\epsilon}_R^p} L \sigma d\bar{\epsilon}^p \quad (1.16)$$

Cette énergie est l'énergie de rupture du matériau. Elle permet de définir l'évolution de l'endommagement qui peut être de deux types :

- linéaire : la variation de l'endommagement s'écrit alors en fonction de la contrainte où le critère de rupture est atteint σ_{y0} .

$$\dot{D} = \frac{\sigma_{y0} L \dot{\bar{\epsilon}}^p}{2G_f} \quad (1.17)$$

- exponentielle : l'endommagement s'écrit :

$$D = 1 - \exp\left(-\int_0^{\bar{\epsilon}^p} \frac{\sigma L}{G_f} d\bar{\epsilon}^p\right) \quad (1.18)$$

Dans ABAQUS®, la déformation d'initiation, à partir de laquelle commence l'endommagement ϵ_f est donnée par l'équation (1.13) de Johnson Cook. L'évolution linéaire ou exponentielle de l'endommagement D est donnée par les équations (1.17) ou (1.18).

1.5 Mécanique de la rupture

L'endommagement se déroule en trois étapes : une première étape de formation des cavités dans le matériau (phase d'amorçage), puis une étape de développement (phases de croissance et de coalescence), et enfin la rupture du matériau. La mécanique de la rupture est une approche qui met en jeu les concepts habituels de la mécanique des milieux continus, à partir d'une discontinuité existante : cavité ou fissure [34]. Elle permet dans certains cas de prévoir, en fonction des dimensions d'une fissure et de l'état de chargement, la vitesse de propagation de la fissure et la dimension à partir de laquelle cette fissure peut entraîner une rupture brutale. Elle traite également de la croissance des cavités dans un solide se déformant plastiquement.

Il est intéressant de noter que le concept de mécanique de la rupture développé avant 1960, pour traiter de la stabilité des fissures, était applicable uniquement aux matériaux obéissant à la loi de Hooke.

On parle de mécanique élastique linéaire de la rupture. Il faut attendre 1960, pour voir apparaître des théories de mécanique de la rupture, prenant en compte de nombreux comportements non-linéaires des matériaux (plasticité, viscoplasticité...) ou encore des effets dynamiques [35].

1.5.1 Mécanique de la rupture en statique

La mécanique de la rupture permet l'analyse de l'intégrité des structures en tentant de prévoir leurs comportements sous sollicitations dans les cas où des fissures sont présentes. Ce domaine scientifique a particulièrement été étudié depuis la première guerre mondiale, notamment avec les travaux de Griffith [36] et d'Irwin [37].

La mécanique linéaire de la rupture permet de réaliser des calculs relativement simples à appréhender compte tenu de la linéarité du comportement du matériau. Lorsque la plastification en pointe de fissure devient importante, l'extension de la mécanique de la rupture au comportement élasto-plastique des matériaux est nécessaire. Orowan [38] a présenté un premier modèle de mécanique de rupture des matériaux fragiles ; ce modèle permet de calculer la résistance à la rupture d'un matériau homogène monophasé et sans défaut. La résistance théorique du matériau est donnée par la relation suivante :

$$\sigma_{th} = \left[\frac{E\gamma_0}{r_0} \right]^{1/2} = \frac{E}{10} \quad (1.19)$$

Où E et le module élastique, γ_0 l'énergie de surface par unité d'aire ; et r_0 la distance inter atomique à l'équilibre. En réalité la résistance à la rupture σ_R des matériaux fragiles est inférieur deux ordres de grandeurs à la résistance théorique, ceci est due à la présence des défauts (fissure) ; dans les matériaux le défaut agissent comme concentrateur de contrainte. Griffith a abordé le problème de la rupture des corps fissurés d'un point de vue énergétique ; selon Griffith la fissure initial peu se propager à condition que le système composé des forces

extérieur et du corps fissuré fournisse, l'énergie nécessaire à une accroissement de fissure soit une plaque infinie contenant un défaut elliptique de longueur $2a$ soumis à une contrainte de tension perpendiculaire à l'axe de la fissure (figure 1.6) l'énergie de surface U_s nécessaire pour créer des nouvelles faces lorsque la fissure se propage est fournie par l'énergie emmagasinée dans le corps fissuré. L'énergie libre totale U du corps fissuré est égale à :

$$U = U_0 + U_s + U_e + W \tag{1.20}$$

Où U_0 : l'énergie de déformation du corps sans fissure.

U_s : l'énergie de surface due à la déformation de la fissure.

U_e : la variation d'énergie de déformation élastique due à l'introduction de la fissure.

W : la variation du travail des forces extérieures par suite de l'introduction de la fissure.

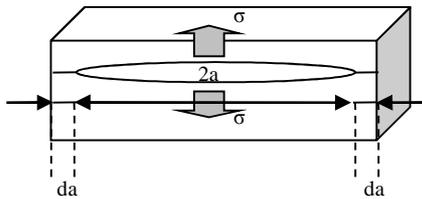


Fig 1.6: Fissure elliptique sollicitée en tension uni axiale dans une plaque infinie

Le critère de Griffith peut s'exprimer en termes d'énergie totale :

- Si $dU/da < 0$; la fissure devient instable et il y a de rupture.
- Si $dU/da = 0$; la fissure est en équilibre.
- Si $dU/da > 0$; la fissure est stable et ne se propage pas.

Le terme U_0 est indépendant de la taille de la fissure : $dU_0/da = 0$. L'énergie de surface U_s , par unité d'épaisseur est égale à $4 a\gamma_0$. L'expérience de Inglis [39] en permet d'aboutir une distribution des contraintes autour d'une fissure elliptique, à l'énergie de déformation élastique U_e qui s'écrit :

$$U_e = \frac{\sigma^2 \pi a^2}{E'} \tag{1.21}$$

Où ν et le coefficient de poisson. ($E' = E$ en contrainte plane, $E' = \frac{E}{1-\nu^2}$ en déformation plane).

D'autre part dans le cas où la charge est imposée ; on démontre la relation suivante :

$W = 2 U_e$. La variation du bilan énergétique s'écrit :

$$\frac{dU}{da} = 4\gamma_0 - 2 \frac{\pi a \sigma_r^2}{E'} \tag{1.22}$$

Où σ_R est la contrainte à la rupture. D'où :

$$\sigma_R = \left[\frac{2E'\gamma_0}{\pi a} \right]^{1/2} \tag{1.23}$$

Selon le critère de Griffith, la fissure se propage d'une façon quasi brutal si :

$$d(W - U_e) / da \geq dU / da = G_c \text{ Soit } G_c = 2 \frac{\pi a \sigma_R^2}{E'} \tag{1.24}$$

Où G_c est l'énergie unitaire de propagation.

D'autre part la rupture se produit lorsque G_c est égal à l'énergie superficielle correspondant à la création de deux surfaces libres.

$$G_c = 2\gamma_0 \quad (1.25)$$

La théorie de Griffith est valable pour les matériaux présentant peu ou pas de déformation plastique en front de fissure cependant l'analyse de la rupture en termes de G_c permet en introduisant d'autre terme énergétique à côté de γ_0 d'étendre ces résultats à d'autres matériaux.

1.5.1.1 Analyse de l'approche en terme de concentration des contraintes

La concentration de contrainte est un problème souvent dans la conception mécanique d'un composant ou organe mécanique. C'est un phénomène d'augmentation locale des contraintes dans une zone comportant une modification géométrique de la pièce. Il apparaît dans une discontinuité de la pièce ou d'une structure avec la présence d'une entaille après l'usinage par exemple, la zone de concentration de contrainte est souvent le site d'amorçage des fissures mais peut être l'origine d'une rupture brutale dans le cas d'un matériau fragile [40].

Irwin a présenté une approche basée sur l'analyse du champ de contrainte entourant une fissure dans un matériau soumis à une contrainte nominale (figure 1.7). Contrairement à l'étude de Griffith qui limite l'énergie nécessaire pour refermer une fissure à la seule énergie thermodynamique, Irwin considère tous les autres mécanismes qui interviennent dans la propagation de la fissure (changement de phase, déplacement des dislocations, etc.).

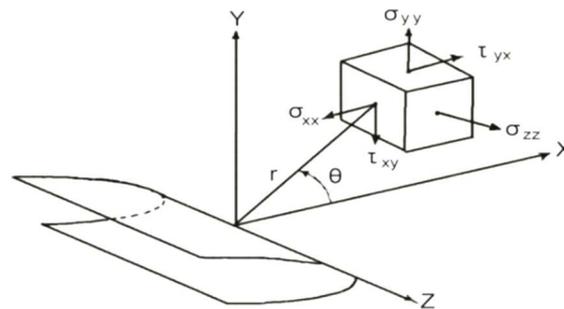


Fig. 1.7: Schématisation des contraintes appliquées à un élément volumique au voisinage du front de fissure

Avant de passer à son analyse, il convient de présenter d'abord les modes de propagation de fissure. La propagation de fissure est un phénomène irréversible, l'état le plus général d'extension d'une fissure sous l'effet de contraintes extérieures pouvant être séparé en trois modes principaux :

- a) Mode I (mode par ouverture) correspond à une sollicitation par traction perpendiculaire au plan de la fissure (figure 1.8.a).
- b) Mode II (glissement droit) correspond à un cisaillement parallèle au plan de la fissure et perpendiculaire au front de fissure (figure 1.8.b).

c) Mode III (glissement vis) correspond aussi à un cisaillement parallèle au plan de la fissure, mais parallèle au front de fissure (figure 1.8.c). Lorsque deux ou trois modes sont simultanément présents, on dit qu'il s'agit d'un mode mixte de rupture.

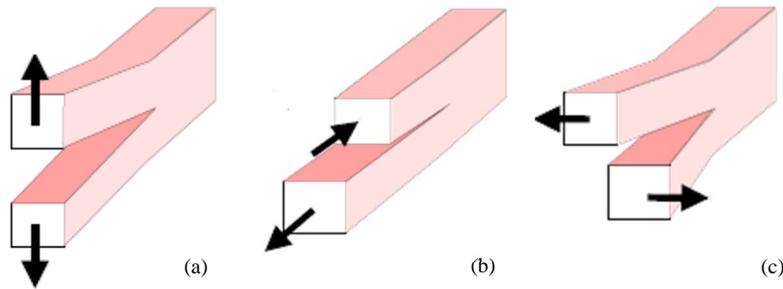


Fig. 1.8: Modes fondamentaux de rupture

Le mode I est considéré comme le mode d'ouverture le plus dangereux et plus fréquemment rencontré lors de l'initiation de la fissuration des matériaux fragiles et c'est pour cette raison qu'il est le plus étudié (critère de rupture). En se servant des relations de Westergaard [41], Irwin introduit un facteur qui permet de décrire l'état des contraintes au point $M(x,y)$ situé à une distance r du front de fissure de longueur a (avec $r \ll a$). L'expression a la forme suivante :

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{(2\pi.r)^{1/2}} f_{ij}(\theta) \quad (1.26)$$

Où K_I est le facteur d'intensité de contrainte en mode I, σ_{ij} sont les éléments du tenseur des contraintes, r et θ sont les coordonnées polaires du point considéré du fait de cette singularité, la contrainte ne peut faire l'objet d'un critère local de rupture. Le facteur K_I mesure l'amplitude de cette singularité de contrainte. K_I est fonction de la géométrie de la pièce, de la taille de la fissure existante et du mode de chargement.

$$K_I = f(a, \sigma) \quad (1.27)$$

Où ' a ' est la longueur de la fissure présente, σ est la contrainte appliquée. Dans le cas d'une plaque infinie contenant une fissure de longueur $2a$, soumise à une contrainte σ , l'expression du facteur d'intensité de contrainte est donnée par :

$$K_I = \sigma (\pi.a)^{1/2} \quad (1.28)$$

En fait, dans la plus grande majorité des cas, les éprouvettes testées sont de dimensions finies. Le facteur d'intensité de contrainte peut s'écrire sous la forme générale :

$$K_I = Y \sigma a^{1/2} \quad (1.29)$$

Dans laquelle Y est un facteur géométrique, fonction de la géométrie de l'éprouvette du mode de chargement, Lorsque la rupture s'initie, le champ de contrainte au voisinage de l'extrémité d'une fissure est considéré comme une constante pour un matériau donné. En d'autres termes, il existe une valeur limite, K_{IC} , de K_I . K_{IC} est la ténacité à la rupture ou valeur critique du facteur d'intensité de contrainte.

Il rend compte de l'aptitude de matériau à s'opposer à la propagation brutale d'une fissure, mais il est indépendant des efforts extérieurs, de la forme de l'éprouvette et de celle de l'entaille. A la limite (initiation de la fracture), la relation :

$$K_{IC} = Y \sigma_{RAc}^{1/2} \quad (1.30)$$

est satisfaite (σ_R est la contrainte à la rupture, a_c est le défaut critique), la contrainte à la rupture peut s'exprimer :

$$\sigma_R = \frac{k_{ic}}{Y a_c^{1/2}} \quad (1.31)$$

Selon les relations (1.24 et 1.25), σ_R peut s'exprimer sous une autre forme :

$$\sigma_R = \frac{1}{Y} \left[\frac{2E' \gamma_0}{a_c} \right]^{1/2} \quad (1.32)$$

Enfin, la contrainte à la rupture dépend de la taille des défauts dans le matériau. La relation (1.32) est déduite du cas de la rupture idéale dans un matériau parfaitement fragile. Dans le cas de la rupture non idéale, il y a déformation, plastique localisée au niveau du front de fissure. On peut alors remplacer γ_0 par γ_i dans la relation (1.32). γ_i est la somme de toutes les énergies dissipées, par unité de surface de fissure, pendant la propagation de la fissure.

$$\sigma_R = \frac{1}{Y} \left[\frac{2E' \gamma_i}{a_c} \right]^{1/2} \quad (1.33)$$

La diminution d'énergie emmagasinée par unité d'extension de la fissure, G_{IC} pour la propagation brutale s'écrit alors : $G_{IC}=2\gamma_i$. Lorsque G atteint une valeur critique G_c la fissure se propage. Cette approche énergétique de la fissuration est notamment utilisée pour les méthodes numériques de fissuration comme la décohésion d'interface ou la méthode X-FEM.

1.5.2 Mécanique de la rupture dynamique

Quand on associe le mot "dynamique" à la Mécanique de la Rupture, plusieurs problèmes peuvent être envisagés :- la structure étudiée contient une fissure ne se propageant pas (stationary crack). Elle est soumise à une force appliquée brutalement. On parle alors de chargement dynamique. Cette sollicitation peut correspondre à un chargement très court, à une impulsion, à un effort variant dans le temps,... On cherche alors à connaître le niveau de contrainte à partir duquel la fissure commence à se propager (instant de l'amorçage) et on étudie éventuellement la propagation de cette fissure.

- la structure étudiée contient une fissure qui se propage rapidement sous l'effet de chargements variés (constants, périodiques, ...). La croissance de l'entaille peut se faire à vitesse constante (fissure stationnaire : steady-state crack growth) ou à vitesse non uniforme (problème transitoire). Le mot dynamique est ici associé au mouvement de la fissure.

L'analyse de la rupture nécessite de connaître la distribution des contraintes au voisinage de la singularité. Si les définitions des états de sollicitation d'une fissure (déformations planes, contraintes planes) en élastodynamique sont les mêmes qu'en élastostatique, il convient néanmoins de faire intervenir une nouvelle variable dans les équations du mouvement afin de prendre en compte les effets inertiels.

1.5.2.1 Facteur d'intensité de contrainte dynamique

Historiquement, les premières recherches sur le facteur d'intensité de contrainte en déformations planes et en mode I se sont focalisées sur les problèmes stationnaires c'est à dire sur les problèmes dont les solutions ne dépendent pas explicitement du temps et, pour lesquels, la fissure initialement immobile, se propage à vitesse constante, l'étude des problèmes transitoires n'a été abordée qu'une dizaine d'années plus tard. Quel que soit le problème de propagation dynamique étudié, Bui [42] suggère qu'il faut définir deux facteurs d'intensité en mode I symétrique ; ce qui constitue un résultat nouveau par rapport à l'étude quasi statique. Ainsi, il faut distinguer :

- le facteur d'intensité de contrainte dynamique K_I^σ pour lequel on retrouve la définition usuelle rencontrée en statique du facteur d'intensité de contrainte :

$$K_I^\sigma = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi} \sigma_{22}(r, 0, t), \quad (1.34)$$

- le facteur d'intensité cinématique K_I^u défini à partir de l'ouverture normale de la fissure u_2 :

$$K_I^u = \lim_{r \rightarrow 0} \frac{\mu}{4(1-\nu)} [u_2] \quad (1.35)$$

Où μ et ν sont respectivement le coefficient de Lamé, et le coefficient de Poisson.

Lorsque la vitesse de propagation n'est pas nulle, ces deux facteurs d'intensité ne sont pas équivalents. Il existe cependant une relation entre ces derniers qui dépend de la vitesse de propagation v de la fissure :

$$\frac{K_I^u}{K_I^\sigma} = \frac{4}{k+1} \frac{\beta_1(1-\beta_2^2)}{4\beta_1\beta_2 - (1+\beta_2^2)^2} \quad (1.36)$$

avec $k = 3 - 4\nu$ en déformation planes.

$$\beta_i^2 = 1 - \frac{v^2}{c_i^2} \quad i=1,2$$

$$C_1^2 = \frac{\lambda + 2\mu}{\rho} = \frac{E(1-\nu)}{\rho(1+\nu)(1-2\nu)} \quad \text{et} \quad C_2^2 = \frac{\mu}{\rho} = \frac{G}{\rho} \quad (1.37)$$

C_1 et C_2 sont les célérités des ondes de dilatation et de cisaillement. λ , μ représentent les coefficients élastiques de Lamé et E , ν , G le module d'Young, le coefficient de Poisson et le module de Coulomb.

Ce rapport varie de 1 pour une vitesse de fissure nulle jusqu'à l'infini lorsque la vitesse de fissuration tend vers la célérité des ondes de Rayleigh C_R . C_R est défini comme étant la vitesse qui annule le dénominateur de la relation (1.36). En élastodynamique, on démontre que les singularités à la pointe de la fissure, fixe ou mobile, sont toujours du type $r^{\frac{1}{2}}$ pour les déplacements et $r^{-\frac{1}{2}}$ pour les contraintes. Si la fissure est immobile et chargée dynamiquement, le champ élastique des contraintes à la pointe de la fissure s'exprime de la même façon qu'en élastostatique.

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} = \frac{K_I(t)}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \begin{bmatrix} 1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ 1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \\ \sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \end{bmatrix} \quad (1.38)$$

Les fonctions angulaires sont indépendantes de la sollicitation de mode I considérée. Seul le facteur d'intensité de contrainte dépend du temps. Il caractérise donc l'influence de la géométrie de l'échantillon ainsi que celle du chargement imposé. Cependant, l'utilisation des facteurs de calibrage $Y(a/W)$ que nous avons rencontrés précédemment n'est envisageable que dans la mesure où les effets inertiels peuvent être négligés.

Si la fissure est mobile, Freund [43] montre que quel que soit le problème élastodynamique, la distribution des contraintes en fond de fissure reste la même.

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} = \frac{K_I(t)}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{D} \begin{bmatrix} (1 + \beta_2^2)(1 + 2\beta_1^2 - \beta_2^2) \frac{\cos \frac{1}{2}\theta_1}{\sqrt{\gamma_1}} - 4\beta_1\beta_2 \frac{\cos \frac{1}{2}\theta_2}{\sqrt{\gamma_2}} \\ -(1 + \beta_2^2)^2 \frac{\cos \frac{1}{2}\theta_1}{\sqrt{\gamma_1}} + 4\beta_1\beta_2 \frac{\cos \frac{1}{2}\theta_2}{\sqrt{\gamma_2}} \\ 2\beta_1(1 + \beta_2^2) \left(\frac{\sin \frac{1}{2}\theta_1}{\sqrt{\gamma_1}} - \frac{\sin \frac{1}{2}\theta_2}{\sqrt{\gamma_2}} \right) \end{bmatrix} \quad (1.39)$$

$$\text{Avec : } D = 4\beta_1\beta_2 - (1 + \beta_2^2)^2, \gamma_i^2 = 1 - \left(\frac{v \sin \theta}{c_i} \right)^2 \text{ et } \theta_i = \beta_i \sin \theta$$

La différence avec le cas statique se situe donc au niveau des fonctions angulaires caractérisant la répartition spatiale des contraintes élastiques qui dépendent désormais explicitement de la vitesse de propagation v . Néanmoins, lorsque v tend vers 0, l'expression ci-dessus se ramène à la relation obtenue pour une fissure stationnaire ($v = \text{constante}$).

La définition du facteur d'intensité de contrainte est la même que celle proposée par Bui et reste identique pour n'importe quel problème dynamique étudié :

$$K_I(t) = \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_{22}(r, 0, t) \tag{1.40}$$

Rappelons tout de même que c'est le facteur d'intensité de contrainte qui rend compte de l'influence du type de chargement que subit la structure.

Pour déterminer $K_I(t)$, il est donc nécessaire de s'intéresser non seulement au mouvement de la fissure mais aussi à la forme de la sollicitation. Le facteur d'intensité de contrainte s'exprime sous une forme identique.

$$K_I(t, V) = k(V) K_I(t, 0) \tag{1.41}$$

$k(V)$, représentée à la figure (1.9) est une fonction dite universelle. $k(v=0)=1$ quand la fissure est immobile et tend vers la célérité des ondes Rayleigh quand la vitesse augmente. $K_I(t, 0)$ représente le facteur d'intensité de contrainte d'une fissure fixe de longueur instantanée a et de vitesse instantanée v sous le chargement correspondant. Par exemple, dans le cas d'une fissure se propageant à vitesse constante sous une sollicitation dépendante du temps, $K_I(t, 0)$ correspond, à chaque instant t , au facteur d'intensité de contrainte d'une fissure fixe de longueur v_t sous un chargement identique.

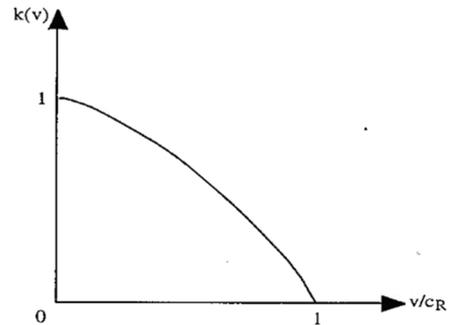


Fig. 1.9: Fonction universelle $k(v)$ correction du facteur d'intensité de contrainte dynamique

Le facteur d'intensité de contrainte est un facteur très important dans l'étude dynamique et leur mesure est généralement effectuée au voisinage de la pointe de la fissure pour obtenir le comportement réel à la rupture de l'éprouvette. Pour cette raison pour simuler ce paramètre il faut créer une fissure au voisinage de point d'impact.

1.5.2.2 Taux de restitution d'énergie dynamique

Pour un solide élastique contenant une fissure de longueur $2a$, le bilan énergétique de Griffith s'écrit : $G\delta a = 2\gamma_s \delta a + \delta W$ (1.42)

En dynamique, le bilan doit prendre en compte le fait que l'énergie cinétique peut être dissipée en énergie de rupture. Le critère de propagation (stable ou instable) s'écrit alors :

$$F = 2\gamma_s \tag{1.43}$$

Où F est appelé dans la littérature flux d'énergie. F représente l'énergie disponible pour faire avancer la fissure.

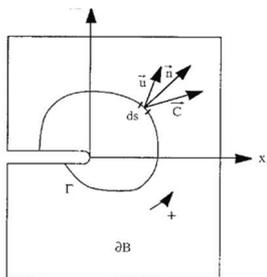


Fig. 1.10: Définition du flux d'énergie F d'après Freund

$$\text{Freund donne l'expression suivante pour } F : F = \int_r \left[\sigma_{ij} n_j \frac{\partial u_i}{\partial t} + (U + T) V n_1 \right] ds \quad (1.44)$$

Les notations correspondent à celles définies à la figure (1.10) U représente l'énergie de déformation $U = \int_B \frac{1}{2} \sigma_{ij} u_{i,j} dB$, et T l'énergie cinétique $T = \int_B \frac{1}{2} \rho \dot{u}_i \dot{u}_i dB$. V est la vitesse de la fissure suivant la direction X_l . u_i et σ_{ij} sont respectivement les composantes du vecteur déplacement et du tenseur des contraintes, ($C_i = \sigma_{ij} n_j$). Enfin, n_l est la projection de la normale \bar{n} suivant la direction X_l . Notons que dans le cas d'une déformation quasi statique ($v=0$), F se ramène à l'expression de l'intégrale de Rice.

Le taux de restitution d'énergie dynamique est défini par :

$$G = \lim_{\Gamma \rightarrow 0} \left\{ \frac{F(\Gamma)}{V} \right\} = \lim_{\Gamma \rightarrow 0} \left\{ \frac{1}{V} \int_{\Gamma} \left[\sigma_{ij} n_j \frac{\partial u_i}{\partial t} + (U + T) V n_1 \right] ds \right\} \quad (1.45)$$

et la valeur de F est indépendante du contour d'intégration Γ . On montre que le taux de restitution d'énergie élastique en déformations planes et en mode I est relié au facteur d'intensité de contrainte dynamique par :

$$G_I(t, V) = \frac{1-v^2}{E} A_I(V) K_I^2(t, V) \quad (1.46)$$

$$\text{avec : } A_I(V) = \frac{V^2 \beta_1}{(1-v)c_2^2 D}$$

$A_I(V)$ est également une fonction dite universelle dans le sens où elle ne dépend ni du chargement imposé, ni de la géométrie du solide étudié.

$A_I(V)$ varie de 1 pour $V = 0$, à l'infini pour $v = C_R$. Compte tenu des différents cas envisagés, on peut réécrire l'expression du taux de restitution d'énergie de la façon suivante :

- chargement indépendant du temps :

$$G_I(a, V) = \frac{1-v^2}{E} A_I(V) K_I^2(a, V) \quad (1.47)$$

- chargement dépendant du temps :

$$G_I(t, V) = \frac{1-v^2}{E} A_I(V) K_I^2(t, V) \quad (1.48)$$

Il est alors possible de reformuler l'expression de G_I en fonction de K_I :

$$G_I(t, V) = \frac{1-v^2}{E} A_I(V) K^2(V) K_I^2(t, 0) = \frac{1-v^2}{E} g(V) K_I^2(t, 0) \quad (1.49)$$

Bui confirme l'existence de deux facteurs d'intensité en dynamique en montrant que la relation entre le taux de restitution d'énergie et les facteurs d'intensité est de la même forme qu'en statique.

La généralisation dynamique de la formule d'Irwin s'écrit :

$$G_I = \frac{1-\nu^2}{E} K_I^\sigma K_I^\sigma = \frac{1-\nu^2}{E} f(V) \left(K_I^\sigma \right)^2 \quad (1.50)$$

$f(V)$ est une fonction qui dépend de la vitesse et qui correspond au rapport des deux facteurs d'intensité dynamique (relation 1.38). En réalité on montre facilement que $A_I(V) = f(V)$. De plus, on sait que $A_I(V=0) = 1$. Ceci corrobore le fait qu'en statique les deux facteurs d'intensité sont confondus $K_I^u = K_I^\sigma$.

1.6 Méthodes d'identification des paramètres mécaniques des matériaux

La conception de structures nécessite une bonne connaissance des matériaux utilisés. Les structures réalisées doivent résister aux sollicitations auxquelles elles sont soumises. Il est donc nécessaire de ne pas dépasser une certaine déformation et éviter tout endommagement ou rupture. Pour ce faire, il est important de connaître les paramètres élastiques du matériau et en particulier sa rigidité et la limite d'élasticité. Par ailleurs, pour mettre en forme les matériaux, il est nécessaire de connaître leur loi de comportement du matériau. La loi de comportement d'un matériau est la relation entre les déformations et les contraintes. Cette loi est écrite en fonction de divers paramètres qui dépendent du matériau. Ces paramètres sont les paramètres d'élasticité (module d'Young, coefficient de Poisson, ...) et les paramètres de plasticité.

1.6.1 Mesure des paramètres d'élasticité

Nous ne nous intéressons qu'aux paramètres de la loi d'élasticité linéaire. Cette loi, dans le cas d'un solide isotrope, est représentée par deux paramètres indépendants : le module d'Young (noté E) et le coefficient de Poisson (noté ν). D'autres constantes sont fréquemment utilisées comme le module de cisaillement (noté μ), le module de compressibilité (noté B) et la constante de Lamé (notée λ), mais elles peuvent toutes s'exprimer en fonction de E et ν .

Il existe de nombreuses méthodes permettant de déterminer le module d'Young et le coefficient de Poisson et la description qui suit ne se veut pas exhaustive. L'essai de traction est l'essai le plus utilisé pour déterminer le module d'Young pour des éprouvettes cylindriques ou plates. Le module d'Young est simplement la pente du domaine linéaire de la courbe de traction. Le coefficient de Poisson peut être déterminé en mesurant simultanément les déformations longitudinale et transversale. L'essai de compression permet lui aussi de déterminer les deux paramètres d'élasticité, mais il est important de veiller à réaliser des éprouvettes limitant le risque de flambement. Ces essais sont normalisés et les points importants à respecter sont la mesure de la déformation qui doit être réalisée par extensométrie et la vitesse de l'essai qui ne doit être ni trop lente (pour éviter le fluage) ni trop rapide (pour éviter l'échauffement).

On peut en plus mesurer les déformations par jauges d'extensométrie. Dans le cas de la mesure du module d'Young et du coefficient de Poisson, deux jauges sont nécessaires (ou 4 pour vérifier la symétrie des résultats par rapport à l'axe de l'éprouvette) [44]. Le module d'Young est lié à la déformation longitudinale ε_l par la relation suivante :

$$\varepsilon_l = \frac{\sigma}{E} = \frac{F}{SE} \quad (1.51)$$

Où est la contrainte appliquée égale au rapport de la force F sur l'aire de la section droite S . Le coefficient de Poisson est quant à lui déterminé en faisant le rapport entre la déformation longitudinale et la déformation transversale ε_t :

$$\nu = \frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_l} \quad (1.52)$$

Les tests de torsion sur cylindre ou tube permettent de déterminer le module de cisaillement μ . Les essais de flexion sont utilisés pour les matériaux fragiles pour lesquels il serait difficile de mettre en œuvre un essai de traction (ou compression). Le test peut alors être de flexion trois points ou quatre points et permet de déterminer le module d'Young du matériau [44]. Enfin, l'utilisation de méthodes ultrasonores permet d'effectuer un test non destructif permettant de déterminer les constantes d'élasticité. Les vitesses des ondes transversales et longitudinales sont directement liées aux constantes d'élasticité du matériau dans lequel elles se propagent. Ces méthodes permettent, en respectant quelques précautions, une détermination relativement précise des constantes d'élasticité à partir des relations suivantes :

$$E = \rho \frac{3v_L^2 - 4v_T^2}{\left[\frac{v_L^2}{v_T^2} \right]} \quad \text{et} \quad \mu = \rho v_T^2 \quad (1.53)$$

Où est la masse volumique et v_L et v_T sont respectivement les vitesses des ondes longitudinales et transversales.

1.6.2 Détermination de la loi de comportement élasto-plastique

Les essais de traction et de compression sont des tests très importants pour déterminer la loi de comportement d'un matériau du fait de l'état de contrainte uniaxiale dans la partie utile de l'éprouvette. L'éprouvette utilisée est cylindrique de section constante sur une longueur suffisante pour que la contrainte soit homogène. Pour éviter de prendre en compte la raideur de la machine de traction, il est nécessaire de mesurer la déformation par extensomètre. Cependant, les extensomètres sont limités à des déformations relativement faibles. L'essai de traction procure des paramètres normalisés qui permettent ensuite de comparer différents matériaux entre eux. Ces paramètres sont :

- Les limites supérieures et inférieures d'élasticité.
- La limite conventionnelle d'élasticité qui est souvent donnée pour une valeur de déformation plastique de 0.2% (notée $R_{p0.2}$).
- R_m s'appelle la résistance : c 'est la contrainte nominale maximale.
- L'allongement relatif à la rupture A (exprimé en %).

La loi de comportement est quant à elle déterminée en convertissant les déformations et contraintes conventionnelles en déformations et contraintes rationnelles. En effet, durant le test de traction, la section et la longueur de l'éprouvette ne sont pas constantes.

Les déformations et contraintes conventionnelles (ε_c et σ_c) sont données par les formules suivantes :

$$\varepsilon_c = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (1.54)$$

$$\sigma_c = \frac{F}{S_0} \quad (1.55)$$

Où ΔL , L_0 , F et S_0 sont respectivement, l'allongement, la longueur utile initiale de l'éprouvette, la force de traction et la section initiale de l'éprouvette. Les déformations et contraintes rationnelles (ε_v et σ_v) sont données par les formules suivantes :

$$\varepsilon_v = Ln(1 + \varepsilon_c) \quad (1.56)$$

$$\sigma_v = (1 + \varepsilon_c)\sigma_c \quad (1.57)$$

Brigdman [45] a démontré que l'on peut extrapoler la courbe rationnelle (avec ε_{vb} et ε_{vb}) en exploitant la zone de striction avec les formulations suivantes :

$$\varepsilon_{bv} = Ln \left[\frac{A_0}{A} \right] \quad (1.58)$$

$$\sigma = \frac{\sigma_a}{\left[1 + \frac{2R}{a} \right] Ln \left[1 + \frac{a}{2R} \right]} \quad (1.59)$$

Où A_0 , A , R , a et σ_a sont respectivement la section initiale, la section réelle dans la zone de striction, le rayon de courbure de la zone de striction, le rayon minimal de la striction et le rapport entre la force et la section réelle.

1.6.3 L'analyse inverse appliquée à l'identification de paramètres

Le but de l'analyse inverse est de déterminer des grandeurs difficilement mesurables à partir de grandeurs observables. Une très bonne étude bibliographique sur ces méthodes a été effectuée par Romain Forestier [46]. Il existe deux types d'approches dans une procédure par analyse inverse. L'approche déterministe consiste à minimiser une distance entre les données expérimentales et le modèle choisi. L'approche statistique quant à elle consiste à rechercher les paramètres qui maximisent la probabilité de réaliser la mesure expérimentale.

Le problème inverse peut se poser de la manière suivante : soient un vecteur M_r contenant l'ensemble des mesures expérimentales du système physique étudié, F le modèle choisi pour prédire le comportement du système physique et P le jeu de paramètres recherchés. Le problème inverse a pour but de rechercher le jeu de paramètres P tel que $F(P) = M_r$.

A noter que la détermination de M_r à partir de la connaissance du jeu de paramètres P constitue un problème direct. Afin de ne pas avoir à inverser le modèle choisi F , pour obtenir $P=F^{-1}(M_r)$, les problèmes d'identification sont généralement posés sous forme de problèmes d'optimisation au sens des moindres carrés. On recherche alors le jeu de paramètres optimal P_{opt} tel que la fonction coût C entre le modèle choisi et l'expérience soit minimisée.

On peut donc écrire le problème inverse comme la recherche de P_{opt} tel que :

$$\begin{cases} C(P_{opt}) = \min(C(P)) \\ C(P) = \|F(P) - M\|_w \end{cases} \quad (1.60)$$

Dans l'expression (1.60), w représente le poids affecté à chaque mesure expérimentale et $\|$ représente la norme au sens des moindres carrés. Dans certains cas, on peut connaître l'ordre de grandeur des paramètres à identifier, ainsi que l'intervalle dans lequel se situe chaque paramètre.

Il peut encore exister des relations entre certains paramètres. On peut alors imposer des contraintes sur les paramètres à identifier. Enfin, il est important de noter que les méthodes inverses sont très coûteuses en temps de calcul du fait de la nécessité d'effectuer de nombreux calculs directs. Le temps est augmenté si les calculs directs sont effectués par éléments finis. Il est alors nécessaire d'optimiser le choix de la méthode de minimisation et le choix du maillage éléments finis pour obtenir un bon rapport entre la précision de la solution et le temps.

1.7 Moyens expérimentaux de caractérisation du comportement mécanique

L'identification du comportement des matériaux est essentielle pour résoudre les problématiques d'impact. Les paramètres des lois de comportement des matériaux sont identifiés à partir d'essais de caractérisation. L'essai le plus simple est l'essai de traction. Dans le cas des problèmes dynamiques, il faut alors utiliser des essais spécifiques aux grandes vitesses de déformation. Ce sont souvent des essais d'impact ou des essais sur machine équipée d'un vérin rapide [47]. Il est notamment possible de citer l'essai de la barre de Taylor.

Les techniques expérimentales reposent toutes sur des chocs ou des impacts mettant en jeu des temps de chargement très courts (de quelques microsecondes à quelques secondes) engendrant des vitesses de déformation allant de 10^{-1} à 10^7 s $^{-1}$.

Différents moyens d'essais permettent de balayer toute l'étendue de ces valeurs. Les systèmes mécaniques (tel le mouton Charpy, les poids tombants), hydrauliques puis pneumatiques permettent d'atteindre jusqu'à 10^2 s $^{-1}$ de vitesses de déformations. Au-delà, il faut recourir à des systèmes utilisant la technique des barres d'Hopkinson (de 10^2 s $^{-1}$ à 10^5 s $^{-1}$), voire de Taylor (de 10^3 s $^{-1}$ à 10^7 s $^{-1}$) ou d'impact des plaques.

Il peut s'agir d'essais dynamiques de caractérisation afin d'identifier les paramètres des lois de comportement des matériaux. Ou bien, à l'opposé, d'essais permettant d'étudier le comportement d'une structure dans son ensemble, voire d'assemblage de structures. On peut citer à titre d'exemple les crashes tests dans le domaine automobile.

Lorsque les dimensions de la structure ne le permettent pas, il est possible d'utiliser la technique des similitudes en travaillant sur des maquettes réduites ou de réaliser des essais dynamiques sur une partie de la structure [48].

1.7.1 Mouton Charpy et Izod

Les essais de choc Charpy et Izod [49] sont des techniques fréquemment utilisées pour caractériser la rupture des matériaux. Ces deux essais sont basés sur un même principe : l'échantillon se présente sous forme d'un barreau entaillé de géométrie connue. Ce barreau est percuté par un marteau pendulaire dont on connaît l'énergie cinétique. En mesurant la hauteur à laquelle remonte le marteau après le choc, on déduit l'énergie perdue par le pendule lors de l'impact. Le comportement en choc d'un matériau est alors caractérisé par la donnée de la résilience, J , définie par : $J = E^* / w \cdot (b - a)$. Où E^* est l'énergie perdue par le pendule lors de l'impact, w et b , l'épaisseur et la largeur du barreau, et à la profondeur initiale de l'entaille.

Dans le cas du test Charpy, le barreau, posé horizontalement, est retenu aux deux extrémités et le marteau vient frapper le barreau au centre comme pour un test de flexion trois-points. Lorsque le barreau est entaillé, l'entaille est placée du côté opposé au point d'impact comme indiqué sur la figure (1.11.a). Dans le cas du test Izod, le barreau est placé verticalement. L'extrémité inférieure est fixée au support tandis que le marteau vient frapper l'extrémité supérieure (figure 1.11.b).

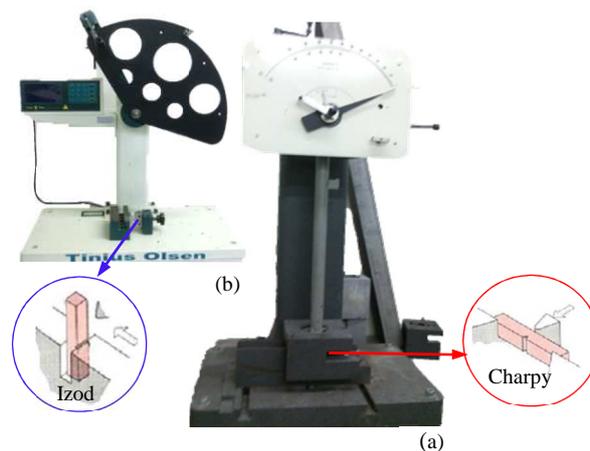


Fig. 1.11: Dispositif de choc : a) mouton de Charpy, b) test de Izod

De nos jours les dispositifs d'impact reposant sur la technique du pendule sont toujours utilisés, du fait de leur faible coût et de leur simplicité, pour la caractérisation des matériaux par leur résistance à la rupture.

La figure (1.12) montre un exemple des éprouvettes avant et après le test de Charpy qui effectuée dans laboratoire de mécanique de construction de l'université de Dakota NDSU (North Dakota State University- USA) par le dispositif illustré dans la figure (1.11.a)

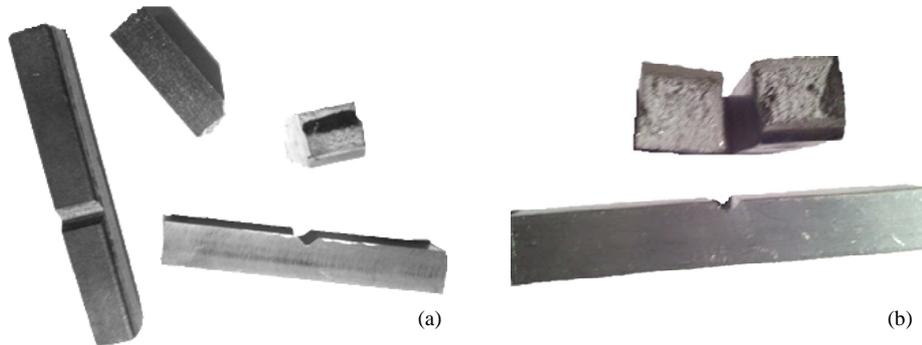


Fig. 1.12: Vue des éprouvettes de Charpy avant et après l'essai
a) éprouvette en acier AISI 1008, b) éprouvette Al 6061

Sur les appareils plus sophistiqués dits "instrumentés", un capteur de force est placé à l'avant du marteau, ce qui permet de mesurer l'évolution de la force d'impact au cours du choc et d'en déduire une valeur de l'énergie dissipée en fonction du temps. On peut ainsi étudier plus en détail les différentes phases du choc que sont l'amorçage et la propagation de la fissure.

1.7.2 Barres d'Hopkinson

La méthode des barres d'Hopkinson [50], encore appelée Split Hopkinson Pressure Bar (SHPB) consiste à placer un petit échantillon entre deux barres identiques de limite élastique élevée par rapport à celle du matériau testé. Un projectile crée une onde longitudinale de compression dans la barre entrante (BE), une partie de l'onde est réfléchiée à l'interface barre-échantillon, une autre est transmise à l'échantillon puis à la barre sortante (BS). La figure (1.13) montre un exemple du dispositif de barres d'Hopkinson installé dans laboratoire de mécanique de construction de l'université de Dakota NDSU.



Fig. 1.13: Vue générale du dispositif des barres d'Hopkinson

Des jauges de déformations collées sur les barres, et sollicitées par les ondes incidentes, réfléchiée et transmise, permettent de déterminer les forces et les vitesses aux interfaces entre les barres et l'échantillon.

La durée du chargement τ de la barre entrante est fonction de la longueur L_p du projectile. $\tau=2L_p/c$, où c est la vitesse de propagation des ondes longitudinales. Le temps de chargement τ est limité du fait du chevauchement des ondes incidente et réfléchie à hauteur de la jauge de déformation. La déformation maximale dans l'échantillon étant donnée par (avec la vitesse de déformation moyenne au cours de l'essai), pour atteindre de fortes valeurs de déformation il faut une vitesse de déformation élevée. C'est pourquoi les barres d'Hopkinson ont longtemps été limitées aux essais à vitesses de déformation élevées (comprises entre 10^2 et 10^5 s⁻¹). Les nouvelles méthodes de séparation des ondes permettent, cependant, des temps de chargement plus importants et, par conséquent, d'obtenir des valeurs de déformations importantes pour des faibles vitesses de déformation. [51]. La technique des barres d'Hopkinson ne se limite pas aux essais de compression ; elle permet, également, de réaliser des essais de traction, cisaillement et flexion en jouant sur la géométrie de l'échantillon. Il convient, également, de préciser que cette technique est utilisée de nos jours, pour des essais sur petites structures et non plus simplement des échantillons. Notons que l'on peut trouver des dispositifs d'essais combinant les barres d'Hopkinson et le principe du pendule de Charpy. Le pendule vient, alors, directement impacter la barre entrante [52].

1.7.3 Essai de Taylor

Cet essai permet la détermination du seuil d'écoulement plastique en compression à des vitesses de déformations allant de 10^3 s⁻¹ à 10^6 s⁻¹. Il peut servir à classer les matériaux les uns par rapport aux autres. Des couplages thermomécaniques difficiles à prendre en compte numériquement et intervenant lors de cet essai, rendent l'utilisation de cette technique discutable pour l'identification de paramètres de lois de comportement. Dans les faits, cet essai est utilisé comme outil de recalage de simulation numérique dans le cas des matériaux viscoélastiques [53].

Le principe consiste à projeter un échantillon cylindrique à une vitesse V_i comprise entre 50 et 500 m/s sur une cible dure et massive (figure 1.14). Si les niveaux de contrainte générés par le choc sont supérieurs à la limite élastique du matériau, se crée en amont de l'onde élastique une onde plastique qui engendre un écoulement radial.

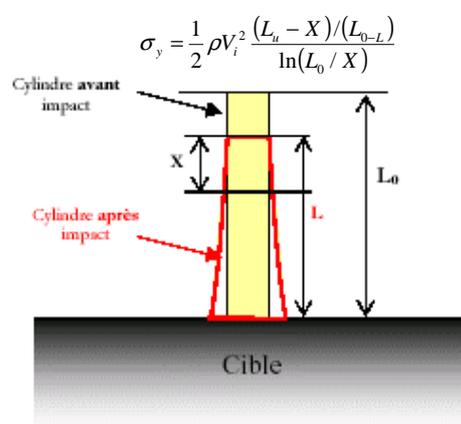


Fig. 1.14: Cylindre avant et après impact (Essai de Taylor)

L'échantillon se déforme en "patte d'éléphant". L'onde élastique se réfléchit entre la face libre non impactée et le front d'onde plastique. Cette partie du cylindre reste indéformée (X). La contrainte d'écoulement plastique σ_y du matériau constituant le cylindre peut être estimée en mesurant la longueur du cylindre avant (L_0) et après impact (L), ainsi que la longueur de cylindre non déformée.

1.7.4 Poids tombants

Les essais dynamiques par poids tombants sont, pour la plupart, des essais sur structures. Les énergies d'impact vont de quelques dizaines de Joules à quelques kiloJoules. Gning [54], par exemple, lâche un projectile de 1.61 kg d'une hauteur de 4 m (45 J) sur des tubes de 110 mm de long, 55 mm de diamètre intérieur et 6 mm d'épaisseur.

Zeinoddini [55] utilise un projectile bien plus massif, de 15 kg à 50 kg, atteignant une vitesse de 8 m/s, lâché d'une hauteur de 4.3 m, également transversalement sur des tubes, Shen [56] atteint des énergies plus importantes avec un poids tombant d'une masse allant de 12 kg à 80 kg, et pour des vitesses de 2 m/s à 10 m/s (de 76 à 2 865 J) impactant une plaque rectangulaire encastrée par boulonnage. Un dispositif pouvant s'apparenter à un système de poids tombant est développé par Zhu et Faulkner [57]. L'impacteur est un chariot de 15 à 60 kg sur une pente à 30° (vitesse jusqu'à 5 m/s).

Ils peuvent utiliser des structures complètes comme des carènes de bateau, ou plus simple comme des plaques carrées de 200 mm de côté et de 1 à 1,65 mm d'épaisseur. Jones [58] utilise une machine à poids tombant sur différentes éprouvettes. Des tôles boulonnées en acier (épaisseur de 2 à 8 mm), ou en aluminium (épaisseur de 2 à 9,53 mm) sont soumises à des projectiles cylindriques d'une masse allant de 3 kg à 192 kg pour des vitesses de l'ordre de 5 m/s. Des barreaux, ont aussi été impactés avec un projectile de 5 kg. En acier, d'une épaisseur allant jusqu'à 8 mm et d'une longueur de 102 mm entre les mors, ces barreaux présentent des extrémités élargies et les mors sont striés pour limiter le glissement. Son dispositif lui permet d'impacter le barreau en n'importe quel point entre le centre et les mors. Des impacts ont également été conduits sur des tubes de section carrée.

1.8 Conclusion

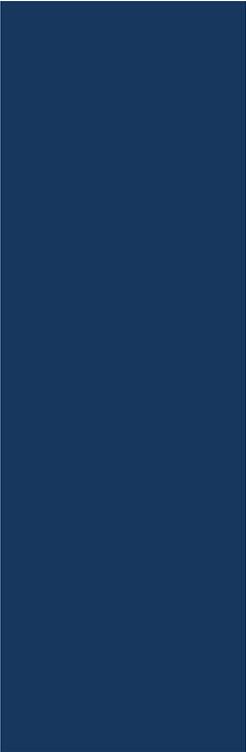
La conception des structures nécessite une bonne connaissance des matériaux utilisés. Les structures réalisées doivent résister aux sollicitations auxquelles elles sont soumises. Il est donc nécessaire de ne pas dépasser une certaine déformation et éviter tout endommagement ou rupture. Il est nécessaire de connaître leur loi de comportement du matériau. Une bibliographie sur les lois de comportement a été présentée. Les lois de comportement adaptées aux problèmes dits dynamiques ont été présentées ici. Des simulations numériques des essais statiques et d'impact sont effectuées dans le chapitre 2. Pour des structures plus complexes, une procédure d'identification par analyse inverse est nécessaire pour déterminer les paramètres recherchés. Cette procédure a été présentée dans le chapitre 3 pour identifier la loi de comportement des revêtements obtenus par projection thermique.

Références bibliographiques du chapitre 1

- [1] D. François, A. Pineau et A. Zaoui, *Elasticité et plasticité*, Hermès Science Publications, 2009.
- [2] G.I. Taylor, *Proc. Roy. Soc.*, 1934, A 145, pp. 362.
- [3] E. Orowan, *Zur Kristallplastizität II, Die dynamische Auffassung der Kristallplastizität*, *Zeitschrift für Physik A Hadrons and Nuclei*, Vol. 89, pp. 614-633 (1934a).
- [4] M. Polanyi, *Über eine Art Gitterstörung, die einen Kristall plastisch machen könnte*, *Zeitschrift für Physik A Hadrons and Nuclei* Vol. 89, pp. 660-664 (1934).
- [5] P. Ludwik, *Elemente der technologischen Mechanik*. Springer Verlag OHG, Berlin, 1909.
- [6] F.H. (Frederick Harwood) Norton, *The creep of steel at high temperatures*. New York, McGraw-Hill book company, inc., 1929.
- [7] W. Ramberg, W.R. Osgood, *Description of Stress-Strain Curves by Three Parameters*. Technical note, vol. 902, no. 19930081614, pp 1-28, 1943.
- [8] J. H. Hollomon, *Tensile deformation*. *Trans AIME*, pp 268-290, Février 1945.
- [9] H.W. Swift, *Plastic instability under plane stress*, *J. Mech. Phys. Sol.*, 1952, vol. 1, pp. 1-18
- [10] E.Voce, *The relationship between stress and strain for homogenous deformations*. *J. Inst. Met.*, 1948, (74), pp. 537-562.
- [11] A. Bardelcik, C.P. Salisbury, S. Winkler, M.A. Wells et M. J. Worswick, *Effect of cooling rate on the high strain rate properties of boron steel*. *International Journal of Impact Engineering*, vol. 37, no. 6, pp 694 - 702, 2010.
- [12] H. Lim, M.G. Lee, J.H. Sung, J.H. Kim and R.H. Wagoner, *Time-dependent springback of advanced high strength steels*. *International Journal of Plasticity*, vol. 29, no. 0, pp 42 - 59, 2012.
- [13] G.R. Cowper, P.S Symonds, *Strain-hardening and strain-rate effects in the impact loading of cantilever beams*. Technical report (Brown University. Division of Applied Mathematics). Division of Applied Mathematics, Brown University, 1967
- [14] N. Jones, *Material Properties for Structural Impact Problems*. *Advances in Materials and Their Applications*, pages 151-153, 1993.
- [15] N. Peixinho, A. Pinho, *Study of Viscoplasticity Models for the Impact Behavior of High-trength Steels*. *Journal of Computational and Nonlinear Dynamics*, vol. 2, no. 2, pp 114-123, 2007.
- [16] G.R Johnson, W.H. Cook, *A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures*. *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, vol. 547, no. 11, pp 541-547, 1983
- [17] P.P. Jeunechamps, *Simulation numérique à l'aide d'algorithmes thermomécaniques implicites, de matériaux endommageables pouvant subir de grandes vitesses de déformation. Application aux structures aéronautiques soumises à impact*. PhD thesis, Université de Liège, 2008
- [18] T. Borvik, L. Olovsson, S. Dey et M. Langseth, *Normal and oblique impact of small arms bullets on AA6082-T4 aluminium protective plates*. *International Journal of Impact Engineering*, vol. 38, no. 7, pp 577 - 589, 2011
- [19] Y. Yang, D.H. Li, H.G. Zheng, X.M. Li and F. Jiang, *Self-organization behaviors of shear bands in 7075 T73 and annealed aluminum alloy*. *Materials Science and Engineering : A*, vol. 527, no. 1-2, pp 344 - 354, 2009
- [20] T. Holmquist et G.N. Johnson, *Minimum operational performance specification for crash protected airborne recorder systems*. *Journal de Physique IV*, vol. 01, no. C3, pp C3-853-C3-860, 1991
- [21] H. Kobayashi et B. Dodd, *A numerical analysis for the formation of adiabatic shear bands including void nucleation and growth*. *International Journal of Impact Engineering*, vol. 8, no. 1, pp 1-13, 1989
- [22] U.S. Lindholm, *Some experiments with the split hopkinson pressure bar*. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 12, no. 5, pages 317 - 335, 1964
- [23] H. Zhao, *A constitutive model for metals over a large range of strain rates Identification for mild-steel and aluminium sheets*. *Materials Science and Engineering : A*, vol. 230, no. 1â2, pages 95-99, 1997
- [24] R.J. Clifton, *Response of materials under dynamic loading*. *International Journal of Solids and Structures*, vol. 37, no. 1-2, pp 105-113, 2000

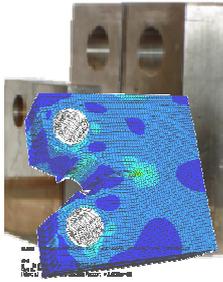
- [25] J. Hodowany, G. Ravichandran, A.J. Rosakis. et P. Rosakis, Partition of Plastic Work into Heat and Stored. *Journal of Experimental Mechanics*, vol. 40, pp 113-123, 2000.
- [26] J. Lemaître, J.L. Chaboche, *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, 1988
- [27] A. L. Gurson, Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth : Part I- Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media. *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 99, no. 1, pp 2-15, 1977
- [28] B.D. Goldthorpe, A path dependent model for ductile fracture. *Journal de Physique*, vol. VII C3, page 705710, 1997
- [29] J.W. Hancock et A.C. Mackenzie, On the mechanisms of ductile failure in high strength steels subjected to multi-axial stress-states. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 24, pp 147-160, 1976
- [30] B. Nicola, G. Domenico, A. Pironi et N. Golam, Ductile damage evolution under triaxial state of stress : theory and experiments. *International Journal of Plasticity*, vol. 21, no. 5, pp 981 -1007, 2005
- [31] G.R Johnson et W.H. Cook, Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 21, no. 1, pp 31-48, 1985
- [32] A Hillerborg, M. Modéer et P.E. Petersson, Analysis of crack formation and crack growth in concrete by means of fracture mechanics and finite elements. *Cement and Concrete Research*, vol. 6, pp 773-781, 1976
- [33] Abaqus, *Abaqus Analysis User's Manual*. Dassault Systèmes, September, 2010
- [34] J.L. Engerand, *Mécanique de la rupture*, Techniques de l'ingénieur, 1990
- [35] T. L.Anderson, *Fracture Mechanics – Fundamentals and Applications*, 3rd Edition, Taylor & Francis Ed., 2005
- [36] A.A. Griffith, The phenomena of rupture and flow in solid Roy .Soc.1921vol.A221.
- [37] G.R Irwin., Analysis of stress and strains near the end of a crack traversing a plate.*Appl Mech.vol24.N°3.1957*
- [38] E. Orowan, Fracture and strenght of solids-. *Rep.Progr.Phy.1949. vol12*
- [39] C.E Inglis, Stress in plate due to the presence of grade and harp. *Cornes. Trans .Inst Nav Arch.London.vol.55.1913*
- [40] L.U. Gain, P. Henri, Concentration des contraintes, *Technique De L'Ingénieur*, BM.5040.1998.
- [41] H.M. Westergaad, Bearing press and cracks. *J.Appl.Mech. vol 61,1939*
- [42] H.D. Bui, *Mécanique de la rupture fragile .Masson.1978*
- [43] L.B. Freund, *Dynamic fracture mecanics*. Cambridge University Press. 1990
- [44] D. François, *Essais mécaniques et lois de comportement. Mécanique et Ingénierie des Matériaux*, Hermes Science Publications, 2001
- [45] P. Bridgman, The stress distribution at the neck of a tensile specimen. *Trans. Am. Soc. Met.32, 553-574, 1944*
- [46] R Forestier, Développement d'une méthode d'identification de paramètres par analyse inverse couplée avec un modèle éléments finis 3D. Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004
- [47] E. Deletombe, Modélisation des matériaux et structures composites soumis à des sollicitations de type chocs hydrodynamiques (HDR). PhD thesis, Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis, 2013
- [48] U. Stefan, Etude du comportement à l'impact basse vitesse d'une tôle de construction Navale, Thèse de Doctorat Université de Bretagne Sud. Décembre 2005
- [49] M.G. Charpy, Note sur l'essais des métaux à la flexion par choc de barreaux entaillés, Association Internationale pour l'Essais des Matériaux, Congrès de Budapest, Hongrie.(1901)
- [50] B. Hopkinson, A method of measuring the pressure produced in the detonation of high explosives or by the impact of bullets, *Philosophical Transactions of the Royal Society of London* 437, 452. 1914
- [51] M.N. Bussac, P. Collet, G. Gary, R. Othman, An optimisation method for separating and rebuilding one-dimensional dispersive waves from multi-point measurements. Application to elastic or viscoelastic bars, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 50, pp. 321 – 349. 2002

- [52] J.M. Yuan, V.P.W. Shim, Tensile response of ductile α -titanium at moderately high strain rates, *Int. J. Solids and Structures*, vol. 39, pp. 213-224 .2002
- [53] L. Rohr, H. Nahme, K. Thoma, Modified Taylor-test in combination with numerical simulations - a new approach for the determination of model parameters under dynamic loads, *J. Phys. IV*, vol. 110, pp. 513-518.2003
- [54] P.B. Gning, M. Tarfaoui, F. Collombet, L. Riou, P. Davies, Damage development in thick composite tubes under impact loading and influence on implosion pressure: experimental observations, *J. Composites part B*, vol.36, pp. 306-318. 2005
- [55] M. Zeinoddini, G.A.R Parke, J.E. Harding, Axially pre-loaded steel tubes subjected to lateral impacts : an experimental study, *Int. J. Impact Engng*, vol. 27, pp. 669-690. 2002
- [56] W.Q Shen, P.S. Wong, H.C. Lim, Y.K. Liew, An experimental investigation on the failure of rectangular plate under wedge impact, *Int. J. Impact Engng*, vol. 28, pp. 315-33. (2003).
- [57] L. Zhu, Faulkner D, Dynamic inelastic behaviour of plates in minor ship collisions, *Int. J. Impact Engng*, vol. 15, n°2, pp. 165-178,1994
- [58] H.M. Wen, N. Jones, Experimental investigation of the scaling laws for metal plates struck by large masses, *Int. J. Impact Engng*, vol. 13, n°3, pp. 485-505,1993



CHAPITRE 2

**ANALYSE PAR ELEMENT FINIS LE
COMPORTEMENT MECANIQUE DU
MATERIAU MASSIF**



CHAPITRE 2

Analyse par élément finis le comportement mécanique du matériau massif

Les principales méthodes expérimentales permettant de déterminer le comportement mécanique présentée dans le chapitre précédent ont été modélisées. Ce chapitre traite par simulation numérique les notions de la mécanique de rupture, ce traitement est accompagnée par une présentation des exemples des essais expérimentaux a pour but d'avoir quelque conditions mécanique qui effectue dans notre étude simulé. On a décrit brièvement la simulation des essais mécanique, on a simule comme exemple l'essai de flexion en trois points, essais de résilience, et nous avons étudié l'endommagement sous chargement rapide.

Sommaire du chapitre 2

2.1 Introduction	32
2.2 Analyse du comportement élastique sous sollicitation statique	35
2.2.1 Simulation numérique l'essai de flexion 3 points	35
2.2.2 Distribution élastique des contraintes en fond d'entaille	37
2.2.2.1 Comparaison des formules analytiques et simulation numérique pour la	39
distribution des contraintes en fond d'entaille	
2.3 Analyse élastique par élément finis en rupture quasistatique	42
2.3.1 Modèles de rupture statique des disques non entaillés	43
2.3.2 Compression uniaxiale brésilien	44
2.3.2.1 Description de mode de rupture	45
2.3.2.2 Comparaison des modélisations numériques sous Cast3M® et sous ABAQUS®	46
2.3.2.3 Effet de l'épaisseur sur la contrainte de rupture	47
2.3.2.4 Effet de la charge sur la contrainte de rupture	48
2.4 Modèle de rupture de disque brésilien proposé	48
2.5 Résistance à la compression d'une plaque trouée	49
2.6 Analyse du comportement élastique sous choc	51
2.6.1 Simulation numérique l'essai de choc à bille	51
2.6.2 Simulation numérique l'essai de Charpy	52
2.6.2.1 Evolution temporelle de déplacement de point d'entaille	54
2.7 Analyse élastique par élément finis en rupture dynamique	54
2.7.1 Simulation numérique de comportement du verre sous sollicitation dynamique	55
2.7.1.1 Evolution temporelle de déplacement	55
2.7.2 Essais de compression dynamique	58
2.7.2.1 Distribution temporelle de la contrainte	60
2.7.2.2 Effet de la vitesse d'impact	61
2.7.2.3 Effet de la forme géométrique de l'éprouvette	62
2.8 Analyse élastoplastique par élément finis en rupture dynamique	63
2.8.1 Essais de compression dynamique	64
2.8.1.1 Description des distributions temporelles des contraintes	65
2.8.1.2 Relation entre la vitesse d'impact et la contrainte dans la barre entrante	67
2.8.2 Simulation de l'essai de barres d'Hopkinson en flexion	68
2.9 Conclusion	72

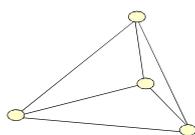
2.1 Introduction

La simulation numérique du comportement mécanique par la méthode des éléments finis nécessite certains éléments pour être mise en place : (i) la géométrie du modèle étudié, (ii) les paramètres du modèle, (iii) des conditions aux limites et (iv) une description du comportement du matériau. La description du comportement mécanique du matériau dans une simulation numérique découle des données expérimentales des essais réalisés ou bien d'une extrapolation de ces données passant par l'emploi de modèles de comportement basés sur des lois mathématiques. L'introduction dans la simulation numérique des jeux des paramètres caractérisant le comportement du matériau peut être abordée de deux manières différentes : (i) par une description tabulaire du comportement du matériau issue de la base expérimentale ou (ii) en introduisant directement les paramètres d'un modèle de comportement déjà implémenté dans le logiciel. Le choix entre ces modèles étant très limité, la description tabulaire reste la méthode la plus souple pour la description du comportement du matériau en se limitant à un écrouissage isotrope. Les définitions du comportement élastique et plastique s'effectuent indépendamment. Pour l'introduction de la courbe de référence, il s'agit concrètement d'entrer une liste de valeurs contraintes/déformations plastiques, la première valeur de la contrainte correspondant à la limite d'élasticité. La description tabulaire ne représente pas le comportement mécanique d'un matériau de manière continue, mais correspond à une discrétisation de la loi d'écrouissage entrée. En effet, la représentation du comportement est limitée par la base expérimentale utilisée. Entre deux niveaux de déformation plastique introduits dans la description du comportement d'un matériau, le logiciel éléments finis effectue une interpolation linéaire. C'est aussi le cas pour la description du comportement thermo-visco-plastique où la représentation du comportement est limitée par le nombre de vitesses de déformation et de niveaux de température étudiés lors des essais expérimentaux.

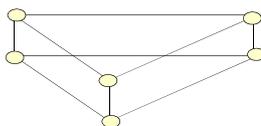
La méthode des éléments finis est une méthode générale pour résoudre les problèmes industriels en construisant très efficacement des modèles de simulation. Elle est actuellement appliquée dans des domaines très divers pour résoudre des problèmes de mécanique des solides et/ou de mécanique des fluides, des problèmes de thermique, d'électricité, d'électromagnétisme [1].

Familles d'éléments

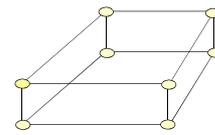
Eléments solides - problèmes 3D (trois degrés de liberté par nœud)



Tétraèdre
4, 10 nœuds



Prisme
6, 15 nœuds et plus



Hexaèdre
8, 20 nœuds et plus

La simulation numérique consiste à reproduire par le calcul le fonctionnement d'un système, préalablement décrit par un ensemble des modèles, Elle s'appuie sur des méthodes mathématiques et informatiques spécifiques, En chaque point de l'objet considéré, plusieurs grandeurs physiques (vitesse, température...) décrivent l'état et l'évolution du système étudié. Celles-ci ne sont pas indépendantes, mais reliées et régies par des équations, généralement aux dérivées partielles. Ces équations constituent la traduction mathématique des lois de la physique qui modélisent le comportement de l'objet. Simuler l'état de ce dernier, c'est déterminer idéalement en tout point les valeurs numériques de ses paramètres.

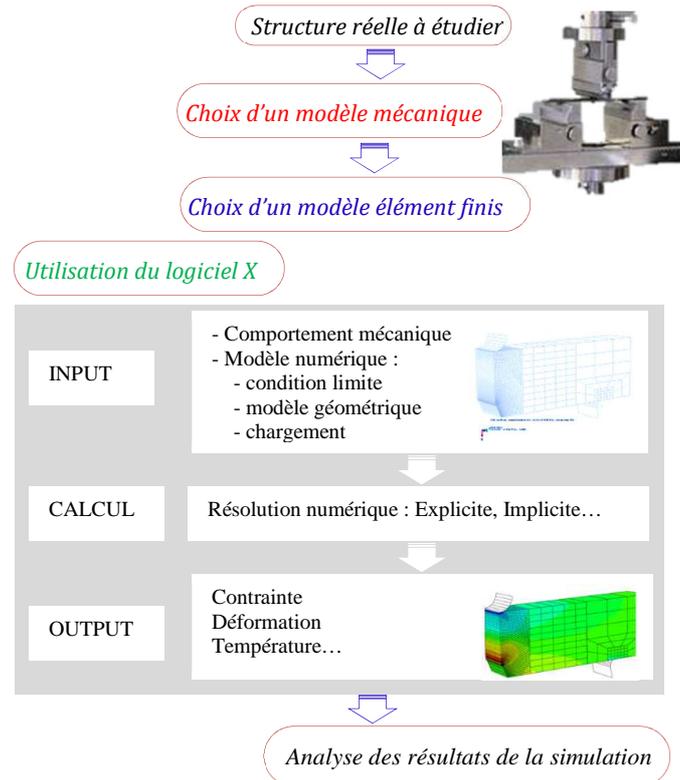


Fig. 2.1: Les principales phases d'une analyse par éléments finis

Comme il y a un nombre infini des points, donc une infinité de valeurs à calculer, cet objectif est inaccessible (sauf dans des cas bien particuliers où l'on peut résoudre les équations de départ à l'aide des formules analytiques).

La réalisation du modèle éléments finis est obtenue par l'assemblage d'éléments. Cette opération est appelée discrétisation ou maillage du modèle mécanique de la structure à étudier. La qualité des résultats est très fortement conditionnée par le maillage adopté. C'est une des raisons pour lesquelles il n'est pas suffisant de disposer d'un programme pour produire des simulations convenables de la réalité [1]. La figure (2.2) montre la distribution des contraintes des échantillons présentant des indentations chargées au milieu par une charge statique avec présentation de la microphotographie des défauts sur le verre (indentations Vickers).

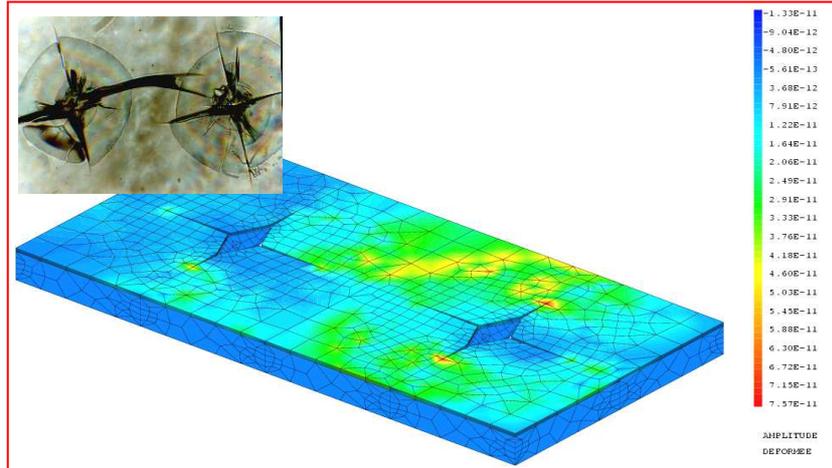


Fig. 2.2: Exemple de simulation numérique des éprouvettes indentées [2]

Dans ce chapitre, nous testons le modèle décrit au chapitre précédent dans le cas de chargement à grandes vitesses de déformation. Plusieurs types des analyses du comportement ont été réalisés afin de tester les matériaux massifs sous chargement mécanique à l'aide de l'analyse classique.

Tout d'abord, nous étudions le comportement des matériaux élastique (verre) sous différentes sollicitation. Dans cette partie, le comportement quasistatique du verre silico-sodo-calcique a été analysé du point de vue numérique. La simulation éléments finis de test de compression diamétrale permet nos d'obtenir une visualisation en 3D du comportement de la structure et de déduire le mécanisme de rupture. L'analyse numérique pour un modèle de disque brésilien caractérisé par un contact du chargement sphérique représenté une combinaison entre les modes de rupture proposés dans la littérature. Nous comparons les résultats obtenus avec ceux issus d'études expérimentales sur des géométries similaires. L'objectif est de montrer que le modèle proposé permet de fournir un nouvelle mode de rupture en compression diamétrale. Pour les essais sur disques sous sollicitation dynamique, en simulant le test de compression rapide d'Hopkinson. L'influence de la vitesse d'impact et de la forme géométrique de l'éprouvette sur la résistance de rupture dynamique en termes de la variation de l'évolution et de l'amplitude maximale a été analysée.

Dans la seconde partie, en simulant le test de compression rapide d'Hopkinson selon le principe d'analyse classique, pour un matériau massif élastoplastique. Pour une étude simulée, on peut citer deux paramètres très importants qui sont le maillage et les conditions limites. Pour cette raison, on prend ces paramètres en considération au cours de déroulement de calcul, car l'analyse des caractéristiques peut varier énormément avec un maillage non approprié à la géométrie de la pièce étudiée.

2.2 Analyse du comportement élastique sous sollicitation statique

2.2.1 Simulation numérique l'essai de flexion 3 points

Un corps solide subit une déformation dans l'action d'une force de déformation si cette déformation disparaît lorsque la force est supprimée. Le corps est dit élastique ou fragile (figure 2.3). La loi de Hooke exprime la relation entre la déformation ε et la contrainte à la limite élastique.

$$\sigma = E.\varepsilon \quad (2.1)$$

Où σ : contrainte à la limite élastique, ε : déformation
 E : module de Young.

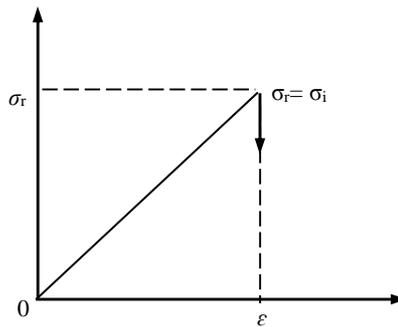


Fig. 2.3: Schématisation du comportement élastique

Le verre est un matériau bien connu par sa fragilité et dureté autrement dite est un matériau qui se casse sans déformation plastique, il se comporte d'une manière différente de celle des autres matériaux ductiles, la température ambiante sous l'action d'une contrainte de traction. Le verre ne connaît que des déformations élastiques jusqu'à la rupture presque sans aucune déformation plastique.

Les essais pratiqués sur des échantillons, fournit la valeur de la charge et donc de la contrainte maximale en tension ou en compression. Dans les essais induisant des champs de contraintes de ce type, la charge est appliquée sur un cylindre supérieur centré ou par deux cylindres supérieurs distants d'une longueur de l_0 , alors que l'échantillon est supporté par deux appuis cylindriques inférieurs de longueur L .

La résistance mécanique à la rupture est donnée par :

$$\sigma = 3/2 PL/BW^2 \quad \text{flexion trois points} \quad (2.2)$$

$$\sigma = 3/2 P(L-l_0)/BW \quad \text{flexion quatre points} \quad (2.3)$$

Où P est la charge à la rupture, B et W est respectivement le largeur et l'épaisseur de l'éprouvette.

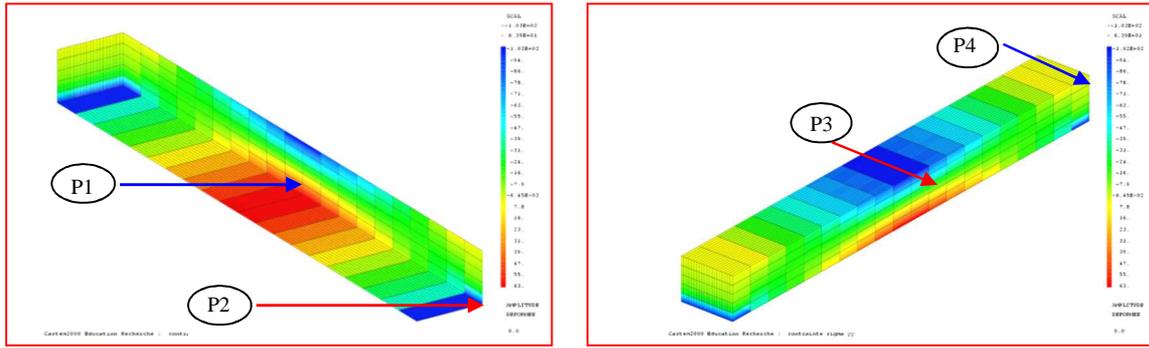


Fig. 2.4: Distribution des contraintes dans l'essai de flexion 3 points

La rupture se produit généralement selon l'axe d'application de la charge dans la zone du moment de flexion maximal. Les courbes de la figure ci-dessous montre les distributions de contraintes en tension et la déformation de l'éprouvette ($50 \times 6 \times 5 \text{ mm}^3$) en flexion trois points. Les courbes montrent que la compression sous la charge appliquée, la tension dans le sens opposé. La charge appliquée est de 400 N, La contrainte de rupture en tension trouvée est 90 MPa (figure 2.5). Le déplacement de l'échantillon pour la charge appliqué est de $11 \cdot 10^{-2} \text{ mm}$ (figure 2.6).

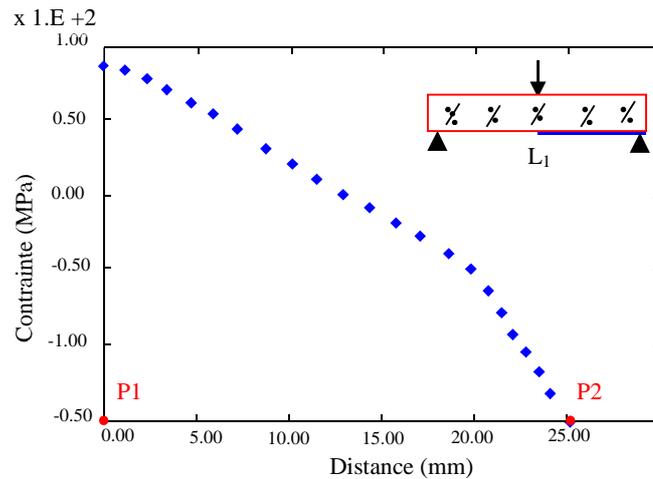


Fig. 2.5: Distribution des Contraintes de tension sur L1

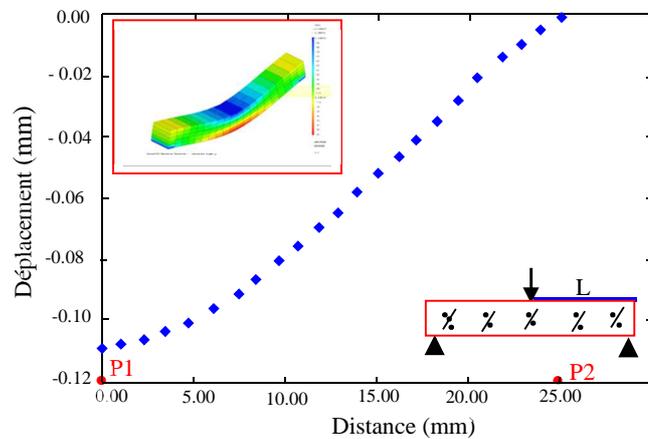


Fig. 2.6: Déplacement de l'éprouvette

2.2.2 Distribution élastique des contraintes en fond d'entaille

Irwin [3] a introduit une importante contribution à la compréhension des phénomènes de rupture, montrant que la distribution des contraintes au voisinage de la pointe de fissure pouvait être décrite par le facteur d'intensité des contraintes. Peterson [4] a proposé de prendre la valeur obtenue sur la courbe de distribution X_{ef} , appelée distance effective, à 85% de la contrainte maximale σ_y . Hardrath et al [5] ont proposé une valeur moyenne de la distance effective. Neuber [6] a proposé d'augmenter fictivement le rayon d'entaille qui devient égal à X_{ef} . En conséquence, l'amplitude de la contrainte maximale diminue. Pour ces auteurs, la distance effective est une constante empirique, sans signification physique, qui dépend du matériau. Panasyuk [7] calcule le facteur d'intensité des contraintes par une équation paramétrique, pour obtenir une distribution des contraintes, en fond d'entaille, en mode I. σ_y^* est la contrainte locale et $\sigma_y(0)$ la contrainte maximale de l'allure de la distribution de la contrainte élastique en fond d'entaille calculée par éléments finis ρ est le rayon d'entaille de la structure. L'intersection entre l'allure de l'équation paramétrique proposée par Panasyuk et l'allure de distribution de contraintes déterminée par éléments finis, figure (2.7.a), a permis d'identifier la contrainte σ_y^* qui correspond à une distance d^* , caractéristique de la distance effective. Creager et al [8] ont étendu cette analyse pour examiner le champ de contraintes au voisinage d'une entaille. Selon ces auteurs, dans de nombreuses applications, il est nécessaire d'avoir un modèle physique qui considère un rayon de courbure non nul à la pointe de la fissure. Ce type de fissure, émoussée ou entaille peut être représenté mathématiquement par un volume elliptique ou hyperbolique, dont le rayon de courbure est plus faible que les dimensions principales de ces géométries, figure (2.7.b).

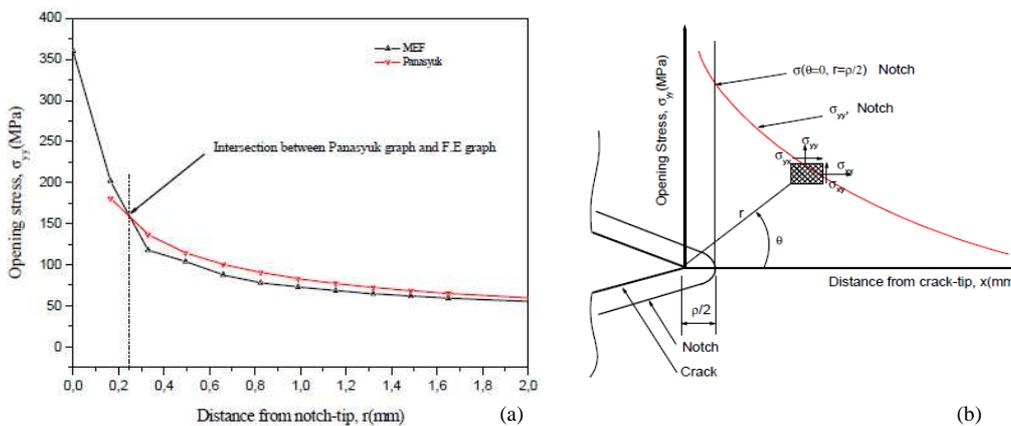


Fig. 2.7: Représentation de la distribution des contraintes suivant (a) Panasyuk et (b) Creager

Dans le cas d'une entaille elliptique ou hyperbolique, l'état de contraintes diffère de celui d'une fissure plane par le terme additionnel dépendant du rayon en fond d'entaille. L'expression de la contrainte hydrostatique $\sigma_{xx} + \sigma_{yy}$ pour une fissure de courbure finie, est la même que celle d'une fissure aigüe. Creager aborde le problème de l'extension de fissure due au cisaillement transversal. Il commente les travaux d'Erdogan et Sih [9] qui utilisent le modèle d'une fissure plane et ceux de Mc Clintock [10] qui considère une fissure elliptique.

Erdogan et Sih supposent que : (i) la fissure s'amorce dans la direction radiale, (ii) la fissure s'amorce dans le plan perpendiculaire à une direction où l'effort de traction est le plus important. A partir de ces hypothèses, l'amorçage de la fissure apparaît dans la direction de $70,5^\circ$ par rapport au plan de la fissure.

Mc. Clintock estime que la fissure s'amorce en surface et dans un plan perpendiculaire à la direction où l'effort de traction est le plus important. Williams [11] est l'un des premiers auteurs à avoir exprimé la distribution des contraintes au voisinage d'une entaille en V, sous la forme de série de fonctions complexes.

G.Gross et Mendelson [12] expriment, à partir de la fonction de Williams, les facteurs d'intensités de contraintes pour une plaque, à entaille de bord, sollicitée en mode I et en mode II. Les expressions des Facteurs d'Intensités de Contraintes en mode I et en mode II sont données en [13] et [9].

Carpenter [14] a développé un calcul, purement théorique, basé sur la méthode des intégrales de contours avec des transformations paramétriques. Une comparaison des théories de la distribution des contraintes au voisinage d'une entaille montre les travaux de Creager sur le champ de contraintes au voisinage d'une entaille de rayon de courbure fini et d'angle nul. Afin d'éviter la singularité, à fond d'entaille, Creager exprime le tenseur des contraintes au voisinage d'une entaille elliptique ou hyperbolique en prenant comme origine, un repère décalé d'une distance $\rho/2$ du fond d'entaille. Dans ces relations, il utilise les Facteurs d'Intensité de Contraintes de fissure établis par Irwin, et introduit pour le mode I et II un terme additif en ρ .

L'auteur [14] aborde le problème d'extension de fissures en commentant les modèles d'Erdogan et Sih et de Mc Clintock. Il montre que le désaccord, entre les deux modèles, n'est pas dû seulement à la différence de la forme de la fissure, mais à la différence des critères utilisés.

Concernant le cas des entailles en V, les relations en contraintes et déformations, présentées par les différents auteurs, s'appuient sur les travaux de Williams. Ces relations tiennent compte des conditions de chargement et de l'exposant de la singularité, qui varie en fonction de l'angle d'entaille.

Gross et Mendelson trouvent, qu'en mode I, la différence entre le Facteur d'Intensité de Contraintes non-dimensionnel, pour un angle d'entaille égale à 360° (cas d'une fissure) et celui d'un angle 330° , est de l'ordre de 1%. Cette faible différence est due à une légère variation de l'exposant de la singularité en mode I. Pour le mode II, cette différence s'accroît et s'explique par le fait que la variation de l'exposant de singularité est plus importante.

D'autres auteurs ont proposé des solutions analytiques exprimant la distribution des contraintes en fond d'entaille en fonction de la géométrie. Le tableau 2.1 récapitule les différentes méthodes exposées.

Tableau 2.1: Expressions des contraintes élastiques normales au plan de l'entaille.

THIMOSHENKO 1951 [15]	$\sigma_{yy} = \sigma_N \left[1 + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{r}{2\rho} \right)^{-2} + \frac{3}{2} \left(1 + \frac{r}{3\rho} \right)^{-4} \right]$ Entaille circulaire dans une plaque infinie soumise à la traction.
NEUBER 1961 [16]	$\sigma_{yy} = \sigma_{\max} \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 4r}}$
CHEN et PAN 1978 [17]	$\sigma_{yy} = \sigma_{\max} \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 8r}}$
USAMI 1985 [18]	$\sigma_{yy} = \frac{k_t \sigma_N}{3} \left[1 + \frac{1}{2} \left(1 + \frac{r}{\rho} \right)^{-2} + \frac{3}{2} \left(1 + \frac{r}{\rho} \right)^{-4} \right]$ C'est une généralisation de la formule de Timoshenko.
GLINKA et NEWPORT 1987 [19]	- Entaille émoussée sous tension, $k_t \leq 4,5$: $\sigma_{yy} = k_t \sigma_N \begin{bmatrix} 1 - 2,33 \left(\frac{r}{\rho} \right) + 2,59 \left(\frac{r}{\rho} \right)^{3/2} \\ -0,907 \left(\frac{r}{\rho} \right)^2 + 0,037 \left(\frac{r}{\rho} \right)^3 \end{bmatrix}$ - Entaille aiguë sous tension, $k_t > 4,5$ $\sigma_{yy} = k_t \sigma_N \begin{bmatrix} 1 - 0,235 \left(\frac{r}{\rho} \right)^{1/2} - 1,33 \left(\frac{r}{\rho} \right) \\ + 1,28 \left(\frac{r}{\rho} \right)^{3/2} + 0,337 \left(\frac{r}{\rho} \right)^2 \end{bmatrix}$
KUJAWSKI 1991 [20]	$\sigma_{yy} = f \frac{\sigma_{\max}}{2} \left[\left(1 + \frac{2r}{\rho} \right)^{-1/2} + \left(1 + \frac{2r}{\rho} \right)^{-3/2} \right]$ Si $(r/\rho) < 0,2$ $f = 1$ Si $(r/\rho) > 0,2$ $f = 1 + \frac{\tan(\pi/2 k_t)}{2,8} \left(\frac{r}{\rho} - 0,2 \right)$
	σ_{yy} : Contrainte en fond d'entaille. K_t : Facteur de concentration des contraintes. σ_N : contrainte nominale. a : la distance à partir du fond d'entaille. ρ : valeur de rayon d'entaille.

2.2.2.1 Comparaison des formules analytiques et simulation numérique pour la distribution des contraintes en fond d'entaille

L'étude numérique a pour but le développement des modèles pour la simulation numérique du comportement des structures en flexion. Ces modèles numériques permettent de vérifier les résultats obtenus analytiquement. L'étude de la flexion 3 points a été effectuée en 2D (figure 2.8), en utilisant le code ABAQUS®.

Afin de valider l'allure de l'évolution des caractéristiques mécanique, on fait une comparaison avec les modèles analytiques, une étude comparative de la distribution des contraintes calculée à l'aide de quelques modèles et la distribution qui nous avons obtenue à l'aide de code de calcul a été présente. Les conditions de simulation sont : éprouvettes SENB en verre, rayon d'entaille 0,5 mm, largeur 16 mm, épaisseur 8 mm, longueur 94 mm, et contrainte nominale 50 MPa. L'étude a été effectuée sur un élément quadratique linéaire à quatre nœuds (CPE4).

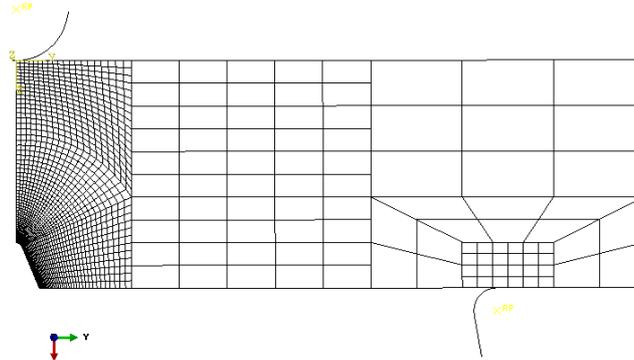


Fig. 2.8: Maillage de l'éprouvette de type SENB étudiée

A partir des valeurs de déformation simulée en fonction de demi-longueur de l'éprouvette (figure 2.9.b), on remarque que plus la position de mesure éloigne de l'entaille, la contrainte diminue. La valeur de contrainte maximale trouvée est de 135 MPa.

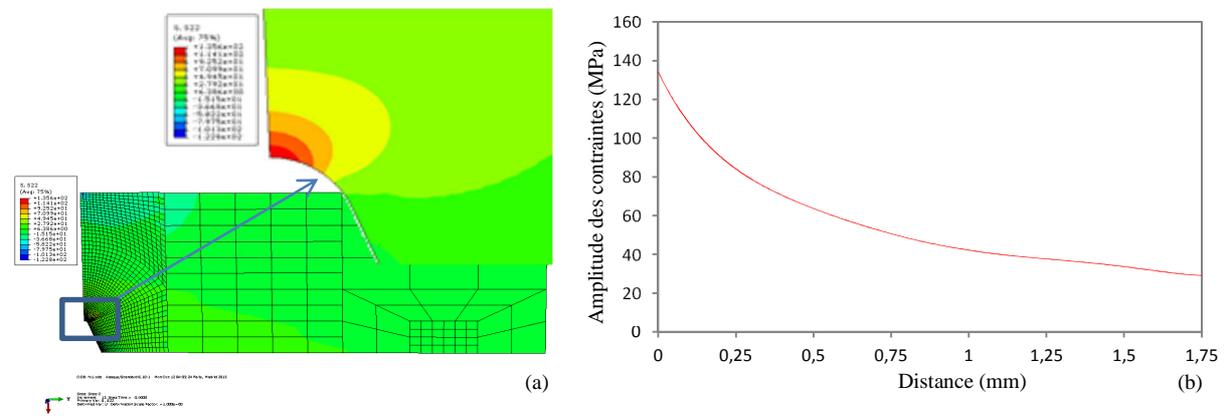


Fig. 2.9: a) Variation de la contrainte autour d'entaille, b) évolution des contraintes élastiques normales au plan de l'entaille

Concernant la comparaison avec les modèles analytiques (figure 2.10), si l'on considère comme courbe de référence la courbe obtenue par calcul aux éléments finis en 2D, on constate que le modèle de Timoshenko [15] surestime fortement la distribution des contraintes, ceci peut expliquer par le mode de sollicitation. Pour le modèle de Neuber [16] est une bonne approximation des valeurs obtenues par un calcul aux éléments finis. Pour le modèle Kujawski [20] une bonne approximation provient pour une distance r inférieure à ρ . Pour les modèles de Usami [18] et de Glinka [19] on constate qu'avec l'augmentation de la distance r l'écart maximal augmente.

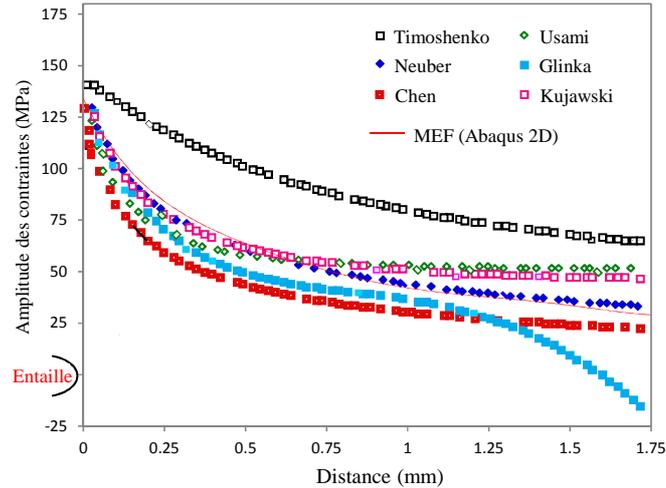


Fig. 2.10: Comparaison des distributions des contraintes élastiques normales au plan de l'entaille

Pour mieux voir la différence entre les distributions des contraintes élastiques obtenue par un calcul aux éléments finis, nous avons présenté dans la figure (2.11.b) une étude comparative entre les résultats obtenus par un modèle en 2D et le modèle qui nous avons utilisé en 3D. Pour une distance r égale à ρ l'écart entre les résultats est de l'ordre de 13%. Ceci peut expliquer par le nombre d'éléments massif de calcul et les conditions aux limites utilisés pour chaque mode de calcul. La figure (2.12) montre les distributions de contraintes obtenues par un calcul aux éléments finis 3D.

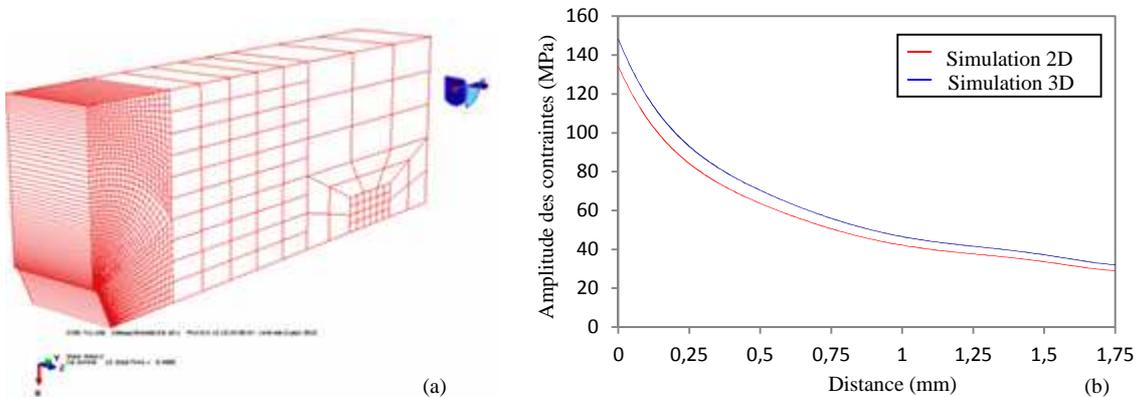


Fig. 2.11: a) Modèle 3D utilise, b) distribution des contraintes élastiques normales au plan de l'entaille

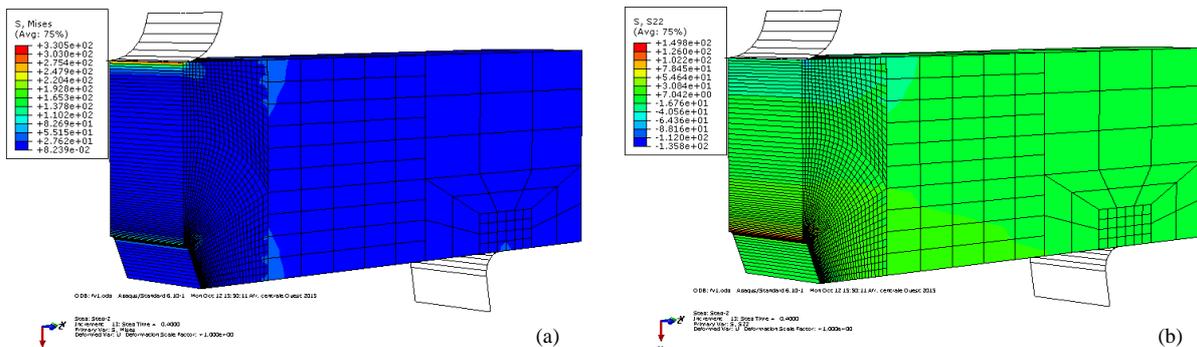


Fig. 2.12: Distribution des contraintes : a) Von-mises, b) contrainte σ_{yy}

2.3 Analyse élastique par élément finis en rupture quasistatique

La réponse des matériaux ductiles soumis aux conditions d'impact est influencée par les forces d'inertie, la sensibilité à la vitesse de déformation. Des études expérimentales et numériques (figure 2.13) ont été présentées par Tanguy [21] pour analyser le test de Charpy U (2), par Pantalé [22] pour le test de Taylor (3), par Pantalé et Caperaa [23] pour le test dynamique de cisaillement (5) et par Nistor [24] pour les essais dynamiques de traction (4) et de cisaillement (6). La rupture, sous chargement dynamique, des matériaux fragiles est un phénomène difficile à appréhender. La rupture apparaît pour des faibles déformations tout en dissipant peu d'énergie, contrairement à celle des matériaux ductiles.

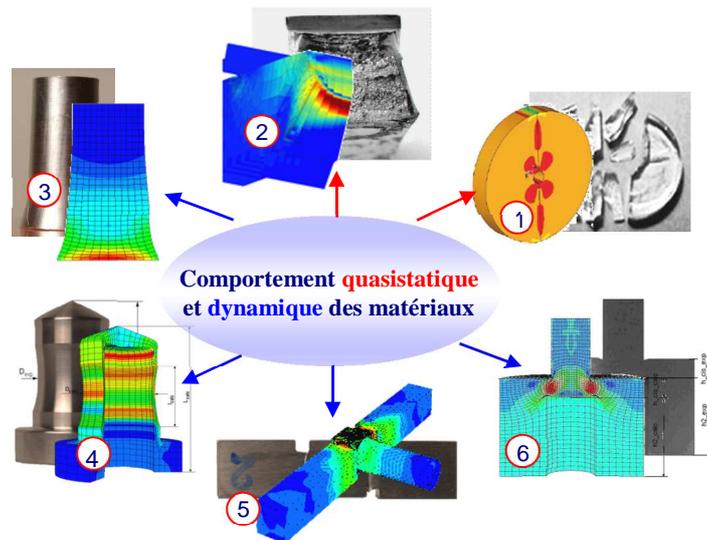


Fig. 2.13 : Exemples des quelques essais quasi statiques et dynamiques

Le comportement des matériaux fragiles comme le verre sous chargement quasi statique ont été analysé par Weibull [25], Zarzicky [26], Nghiem [27]. Des études expérimentales et numériques ont été présentés par Jeong [28] et N'youngue [29], pour analyser le test de compression diamétrale (1), par Brajer et al [30] pour le test dynamique à grande vitesse d'impact. Le test le plus utilisé dans le domaine de la déformation dynamique est le test de barres d'Hopkinson [31], Split Hopkinson Pressure Bar SHPB ou test de Kolsky [32].

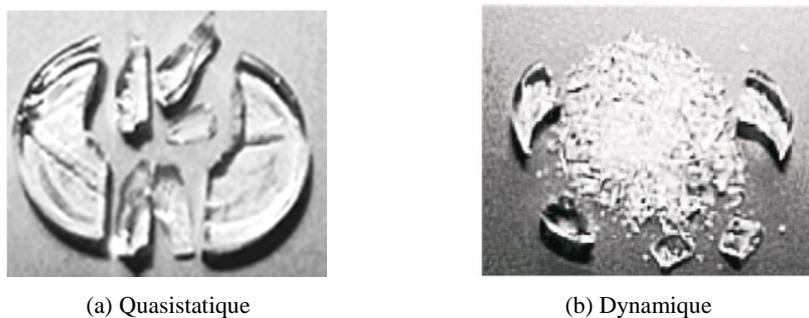


Fig. 2.14 : Comportement du verre de plomb [28]

Pour avoir une analyse rigoureuse du phénomène de la fragmentation du verre il faut utiliser la simulation numérique du test de compression diamétrale. Des études expérimentales et des simulations éléments finis tridimensionnels sont présentées par Jeong.

2.3.1 Modèles de rupture statique des disques non entaillés

Les essais de traction classiques sont assez difficiles à mettre en œuvre sur des verres ou des céramiques. On préfère souvent employer des éprouvettes cylindriques et réaliser un essai de compression diamétrale appelé aussi essai Brésilien. Plusieurs modèles de rupture permettant de déterminer les conditions d'amorçage et de propagation des fissures, pendant les essais sur des disques brésiliens non entaillés, ont été proposés dans la littérature. D'après Buckley [33], la rupture prend naissance dans la zone centrale de l'éprouvette où l'état de contrainte de traction est uniforme. Une fissure amorcée se propage le long du diamètre vertical, vers l'extérieur du cylindre jusqu'à ce qu'elle rencontre la zone de contrainte de compression biaxiale.

L'analyse des contraintes dans une éprouvette soumise à un essai de disque brésilien montre que les pressions d'Hertz sont nettement supérieures à la contrainte qui règne au centre de l'éprouvette. En basant son analyse sur le critère de la charge maximale, Rummel [34] déduit que la rupture des éprouvettes pleines sollicitées en compression diamétrale, s'amorce toujours sous le point de chargement. Un autre mode de rupture dit de "triple fissuration" a été proposé par Rudnik [35].

Il constate que les éprouvettes en matériaux fragiles se fendent toujours en morceaux le long du diamètre de chargement. Il justifie ce mode de rupture par le rôle joué par la contrainte normale de traction.

A partir de l'observation d'un disque semi-circulaire par photoélasticité, Rudnik constate que la contrainte de traction maximale est située le long du diamètre de chargement, et à une petite distance de la surface de l'éprouvette. Cette contrainte conduit à des amorçages de fissures latérales secondaires (figure 2.15). Colback [36], observe le même phénomène sur des disques de granit.

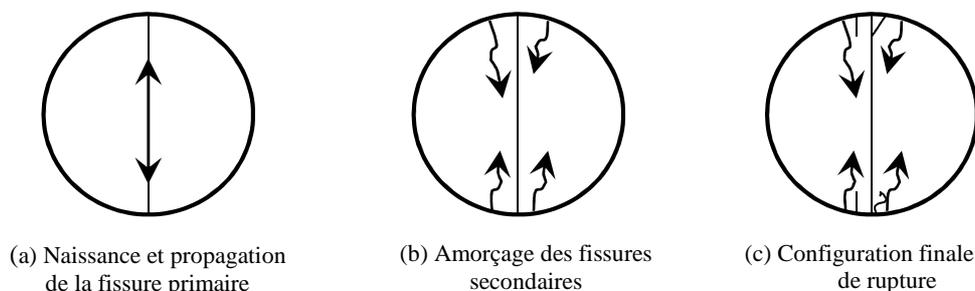


Fig. 2.15: Description du mécanisme de rupture de disque brésilien selon Rudnick et Colback

Nyongue, montre que lors d'un essai brésilien, sur un anneau en verre comportant un trou central (figure 2.16), la rupture de l'éprouvette résulte de la combinaison des deux premiers modes : le mode I de rupture initié à partir du trou par la fissure principale, le mode II de rupture survient après écrasement de la surface de contact, et la naissance par glissement des fissures secondaires.

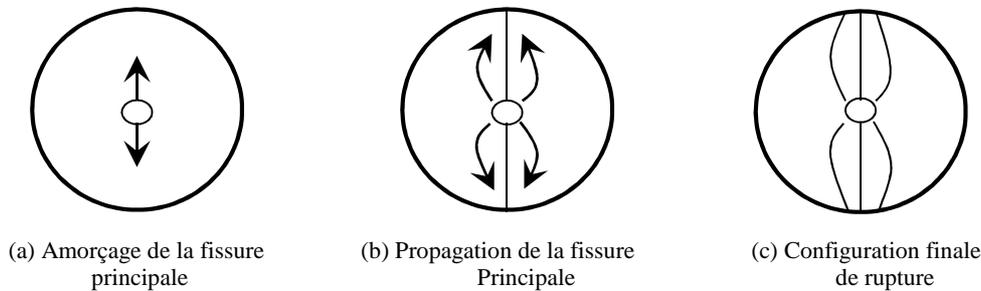


Fig. 2.16: Description du mécanisme de rupture de disque brésilien selon Nyongue

2.3.2 Compression uniaxiale brésilien

Le corps d'épreuve simulée est un anneau en verre silico-sodo-calcique de diamètre 20mm, comportant un trou central de diamètre 2mm. Les conditions aux limites ont été modélisées sous Cast3M® (figure 2.17.b). Le comportement de matériau est de type élastique linéaire isotrope. Les propriétés mécaniques sont : Module de Young (E) 70 GPa, Coefficient de poisson (ν) 0,23; Densité (ρ) 2500 kg/m³. Dans une configuration tridimensionnelle pour la discrétisation géométrique de l'échantillon on utilise des éléments tétraèdre à 4 nœuds (Tet4). Une densité de maillage fine a été utilisée autour de trou central, cette densité devient plus grossière des que l'on s'éloigne de la zone de trou. D'autre part, en raison de la symétrie du problème par rapport à l'axe du chargement, tous les calculs ont été menés sur la moitié des modèles présentés.

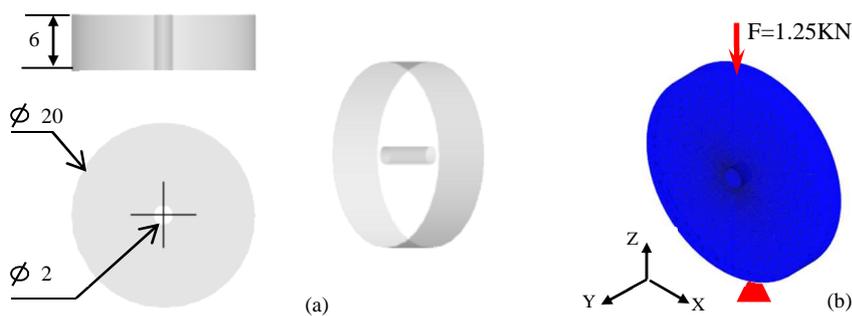


Fig. 2.17: a) Géométrie de l'éprouvette de type disque brésilien étudié, b) maillage, chargement et les conditions aux limites imposées

• Résultats des calculs numériques

Les résultats numériques principaux montrés ci-dessous se présentent sous la forme de courbe de loi de comportement, distribution des contraintes élastiques normales au plan de trou central. Le taux de triaxialité des contraintes au plan de trou est aussi calculé.

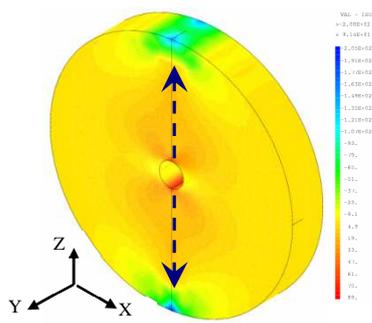


Fig. 2.18: Distribution de la contrainte de rupture en compression diamétrale

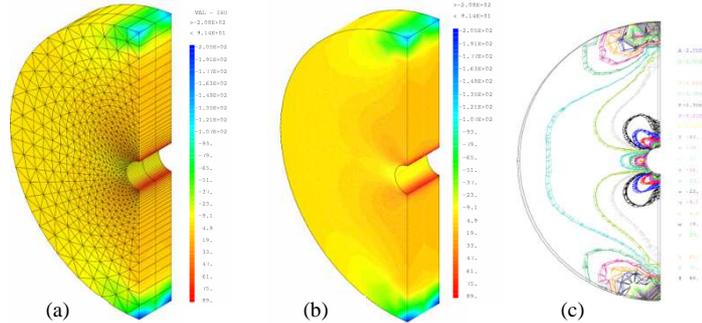


Fig. 2.19: Résultats numériques en σ_{xx} (MPa) pour un quart de l'éprouvette : a) avec maillage, b) sans maillage, c) iso-valeur de la contrainte de rupture

Le calcul par éléments finis détermine la contrainte de rupture du verre (figures 2.18 et 2.19). On remarque que cette contrainte est située autour de trou central, et atteint son amplitude maximale à la valeur de 89 MPa.

Dans le but de comparer le résultat calculé et mesuré, on constate qu'il existe une concordance entre ces résultats, où les études expérimentales [37] qui effectuée sur le même modèle montre que la contrainte de rupture du verre silico-sodo-calcique en compression diamétrale quasistatique est égale à 96.30 MPa.

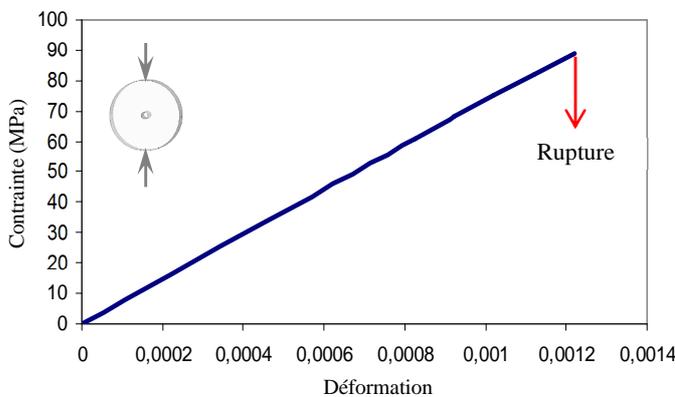


Fig. 2.20: Modélisation numérique de la loi du comportement quasistatique de verre

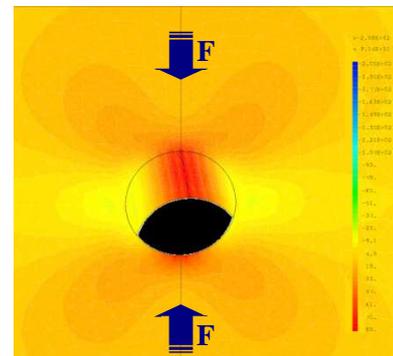


Fig. 2.21: Distribution de la contrainte de traction indirecte autour de trou central

2.3.2.1 Description de mode de rupture

Pour définir le mécanisme de rupture, nous calculons la contrainte dans la direction x pour différents points situés autour de diamètre central. Le calcul montre que la contrainte de rupture est plus considérable selon le demi-diamètre vertical qui constitue l'extrémité mobile. Ce qui permet de conclure que dans notre cas les fissures principales qui se propage suivant le diamètre de chargement ne s'amorçant pas simultanément. La description de mode de rupture est illustrée dans la figure (2.22).

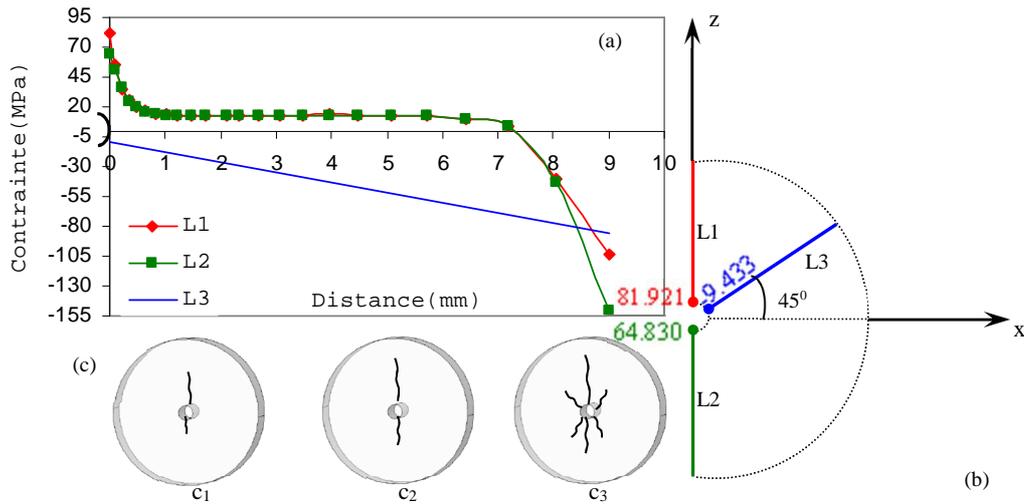


Fig. 2.22: a) Evolution spatiale de la contrainte de rupture, b) résultats calculés de σ_{xx} (MPa) autour de trou central, c) schématisation le mécanisme de rupture

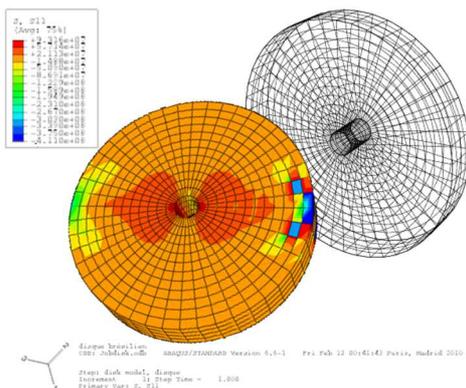


Fig. 2.23: Modèle élément finis utilisé et résultats numériques en σ_{xx} (Pa)

2.3.2.2 Comparaison des modélisations numériques sous Cast3M® et sous ABAQUS®

Dans cette tâche, La simulation numérique a été réalisée avec le code de calcul élément finis ABAQUS®, afin de déterminer les distributions des contraintes de rupture. Concernant le maillage, des éléments de type C3D8R discrétisent notre modèle, une densité uniforme de maillage a été utilisée (figure 2.23). Dans ce cas, l'analyse élastostatique est effectué a pour but de comparer les résultats numériques de la contrainte de rupture.

Comme nous l'avons signalé, la contrainte de rupture calculée atteint son amplitude maximale à la valeur de 89 MPa. Par contre la simulation élément finis avec l'utilisation de code de calcul ABAQUS®, montre que cette contrainte est égale à 93.16 MPa. Nous avons illustré sur la figure (2.24) une comparaison entre la distribution des contraintes de rupture en compression diamétrale obtenue avec les codes de calcul utilisés pour le quart de l'éprouvette.

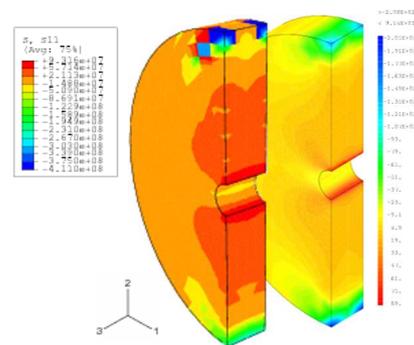


Fig. 2.24: Distributions des contraintes de rupture pour le quart des modèles

2.3.2.3 Effet de l'épaisseur sur la contrainte de rupture

Le corps d'épreuve simulée est un anneau en verre silico-sodo-calcique de diamètre 20mm, comportant un trou central de diamètre 2mm. Les différentes épaisseurs d'éprouvette utilisées sont : $e = 5, 6, 10$ et 20 mm. D'après la figure (2.25), on remarque clairement que la résistance de rupture est diminuée considérablement avec l'augmentation de l'épaisseur de l'échantillon.

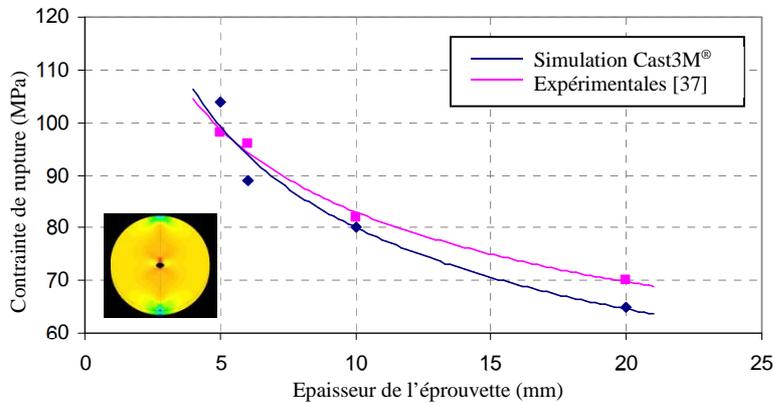


Fig. 2.25: Evolution de la contrainte de rupture en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette

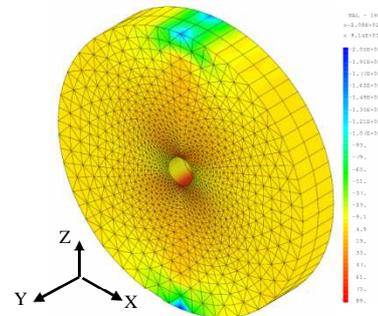


Fig. 2.26: Distribution de la contrainte de rupture pour le cas de $e=6$ mm

D'autre part, On constate qu'il existe une cohérence qualitative entre la variation de la contrainte de rupture calculée et celle trouvée expérimentalement par Nyoungue [37], mais de point de vue quantitatif il existe un écart moyenne de 5,66%. La figure (2.27) montre la distribution des contraintes autour de trou central pour différentes épaisseur utilisés.

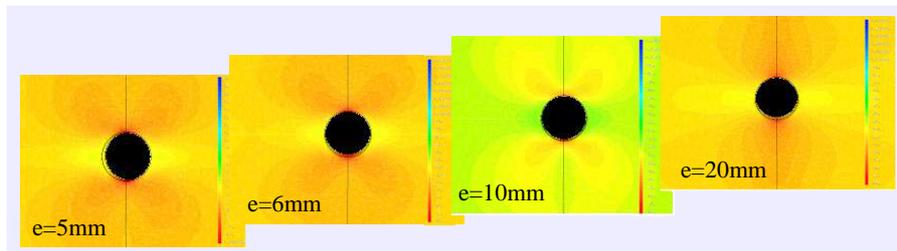


Fig. 2.27: Distribution de la contrainte autour de trou central pour différentes éprouvettes

Des études expérimentales [37] montre que quelques soient les épaisseurs, les éprouvettes rompent systématiquement en six morceaux (figure 2.28), et d'après nos calcul on peut expliquer ce phénomène par la ressemblance de la distribution des contraintes au niveau des trous centraux où la contrainte devient maximale. Dans ce cas la distribution des contraintes pour différentes épaisseurs génère la même trajectoire de la propagation des fissures.



Fig. 2.28: Description de l'essai de compression diamétrale [37]

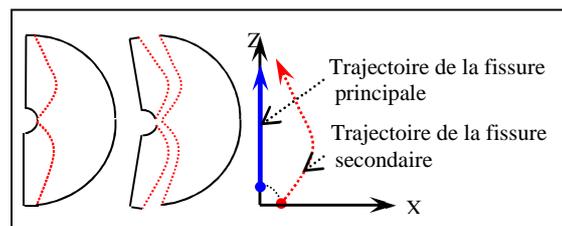


Fig. 2.29: Schématisation les trajectoires des propagations des fissures pour différentes éprouvettes

2.3.2.4 Effet de la charge sur la contrainte de rupture

Nous avons reporté sur la figure (2.30) la variation de la contrainte en fonction de la charge appliquée, pour une éprouvette caractérisée par une épaisseur $e=6$ mm. Cette variation montre l'existence d'une relation proportionnelle entre le niveau du chargement et la contrainte de rupture correspondant. Plus la charge augmente plus la concentration des contraintes autour de trou central augmente également.

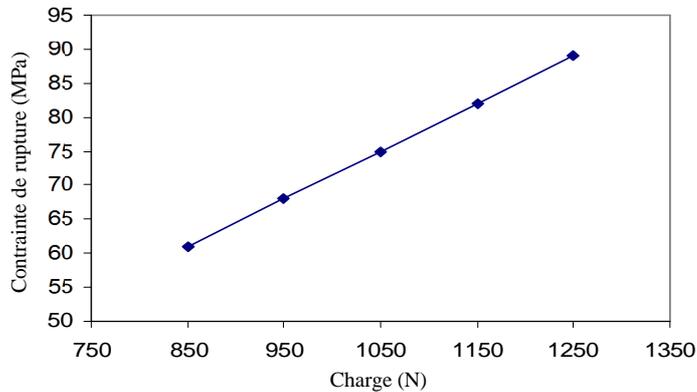


Fig. 2.30: Variation de la contrainte de rupture en fonction de niveau de chargement

2.4 Modèle de rupture de disque brésilien proposé

Un essai capable de fournir un nouvelle mode de rupture en compression diamétrale a été développé (figure 2.31). Le principe de cet essai est similaire à celui de Nyoungue, dans ce cas la géométrie des extrémités (mobile et fixe) de disque selon l'axe de chargement est caractérisée par un rayon de courbure ρ .

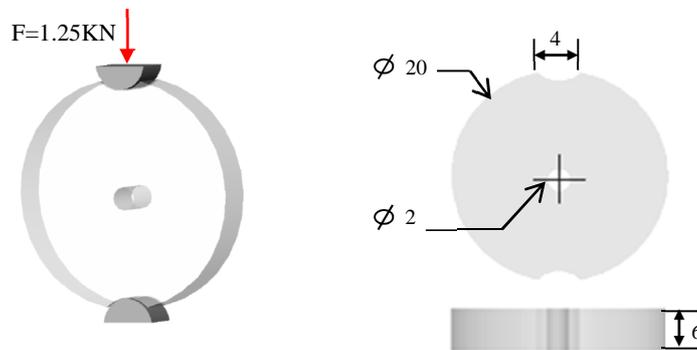


Fig. 2.31: Principe de l'essai de compression diamétrale proposé

La figure (2.32) montre la distribution de la contrainte pour un modèle caractérisé par un rayon de 1.5 mm au niveau des extrémités parallèles à l'axe de chargement. Nous déduisons dans ce cas que la distribution des contraintes au niveau de cette zone change par rapport au modèle précédent. La contrainte de rupture présente d'une valeur de plus de 100 MPa. La contrainte responsable à la rupture de l'éprouvette étant caractérisée par des valeurs élevées non seulement autour de trou central mais aussi au niveau de chargement (figure 2.33).

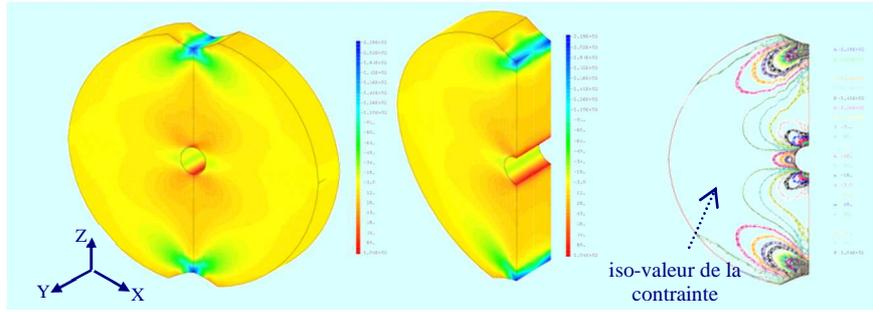


Fig. 2.32: Distribution de la contrainte pour la moitié et le quart de modèle

Dans ce cas nous pouvons conclure qu'en plus des fissures principales et secondaires, le modèle proposé montre la possibilité d'avoir l'initiation des autres fissures. Ces fissures se propagent verticalement à partir de la zone du chargement par le mode de rupture II.

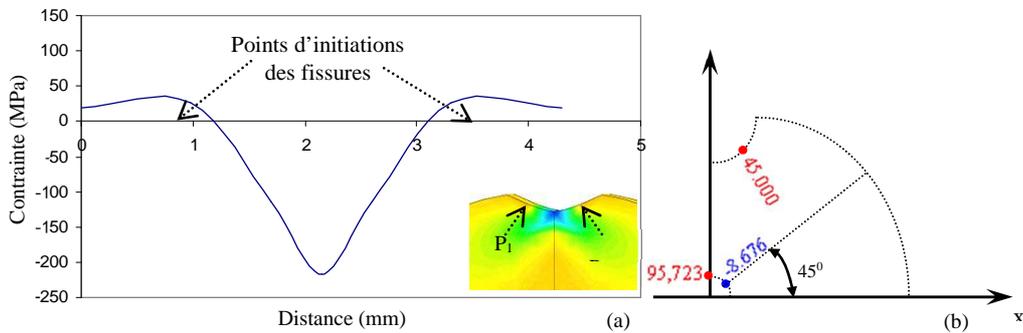


Fig. 2.33: a) Evolution de la contrainte de rupture au niveau de chargement, b) résultats numériques en σ_{xx} (MPa) autour de trou central et selon l'extrémité du chargement

D'après le calcul que nous avons effectué, nous peuvent conclure que le processus de rupture est considéré comme une combinaison entre le mode de rupture constaté par Rudnik (figure 2.15) et celui montré par Nyoungue (figure 2.16).

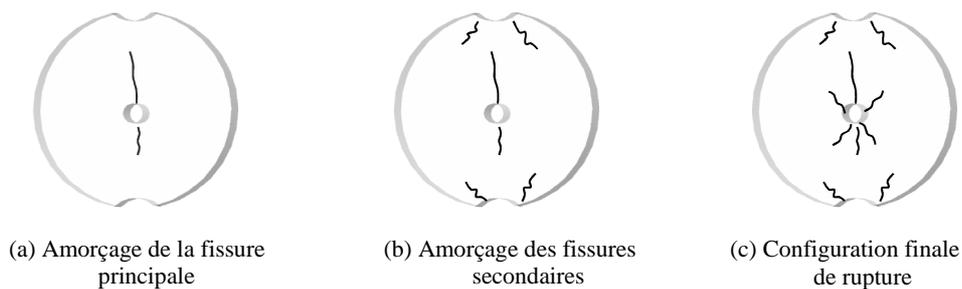


Fig. 2.34: Schématisation le mécanisme de rupture

2.5 Résistance à la compression d'une plaque trouée

Pour l'essai de compression des plaques des verres percés d'un trou central, des simulations par élément finis a été réalisé pour différentes éprouvettes. Le but de cette analyse est d'étudier l'influence des paramètres géométriques, qui se résument aux dimensions de l'éprouvette sur la résistance mécanique.

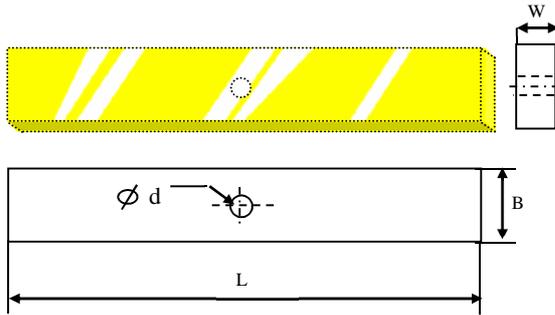


Fig 2.35: Dimensions paramétriques d'une éprouvette trouée

Tableau 2.2: Résultats de contrainte de rupture pour différentes éprouvettes

	L	B	W	d	σ_r (MPa)
Plaque N° 1	20	20	6	2	85
Plaque N° 2	20	20	6	6	131
Plaque N° 3	80	20	3	6	52
Plaque N° 4	120	20	6	6	27

Les résultats de calcul pour un anneau en verre et pour la plaque N° 1, montre que les formes géométriques ont une influence sur la réponse de la structure étudiée. En compression statique le comportement du verre en anneau comportant un trou central est caractérisé par une résistance plus élevée que la plaque trouée.

En ce qui concerne les plaques, les résultats de calcul qui résumés dans le tableau 2.2, montrent que la résistance de rupture varie avec le changement des dimensions des éprouvettes. Michalske [38] constate que l'application d'une force de compression parfaitement connue et contrôlée sur des barres de verre percée d'un trou central, provoque une charge importante selon le long de l'axe de la barre. Cette charge crée des contraintes des tensions qui entraînent la propagation de deux fissures, comme montré sur la photographie (figure 2.36). Si on prend le cas de la plaque N° 3 comme un exemple de calcul (figure 2.37), dans ce cas l'essai de compression pour une charge de 1,25KN montre que lorsque la compression atteint 60 MPa, la contrainte de rupture a été observée à 52 MPa.

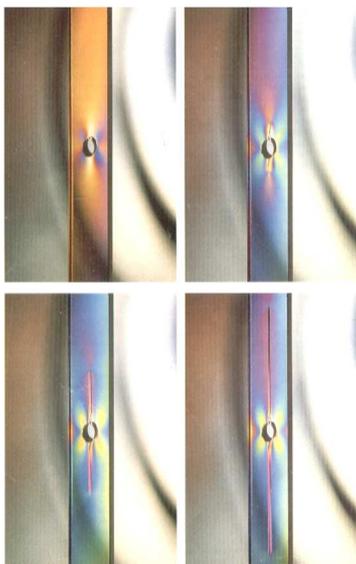


Fig. 2.36: Fissuration dans une barre de verre percée d'un trou central [38]

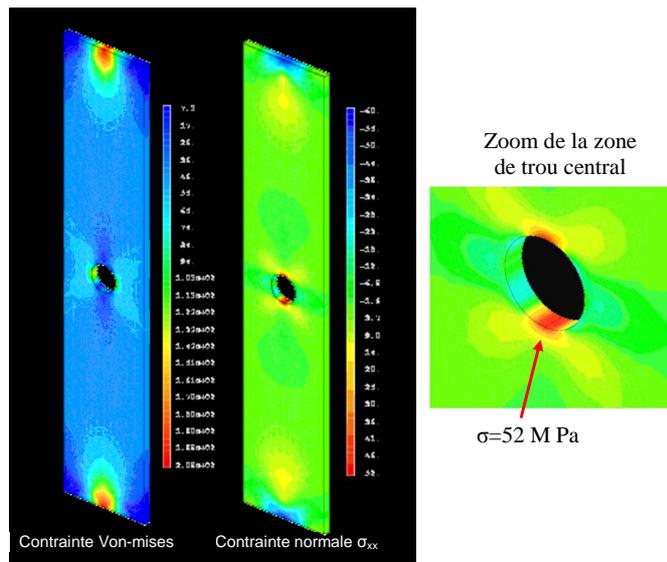


Fig. 2.37: Distributions des contraintes dans une plaque de verre (Plaque N° 3)

2.6 Analyse du comportement élastique sous choc

2.6.1 Simulation numérique l'essai de choc à bille

Notre objectif dans cette partie de travail est d'étudier le comportement du verre sous impact à l'aide de la méthode de choc à bille. Dans ce cas, on a fait la simulation numérique à l'aide de code de calcul d'élément fini ABAQUS® (figure 2.38). Nous avons simulé l'essai d'impact par un bille en acier de diamètre de 20 mm sur des verres de dimension de $\phi 100 \times 5$ mm² monté sur un support en aluminium, Tandis que La bille en acier ont un module de 210 GPa, un coefficient de Poisson de 0,3 et une densité de 8100 kg/m³. Les propriétés mécaniques du verre sont: Module de Young (E) 70000 MPa; Coefficient de poisson (ν) 0,23; Densité (ρ) 2508 Kg/cm³.

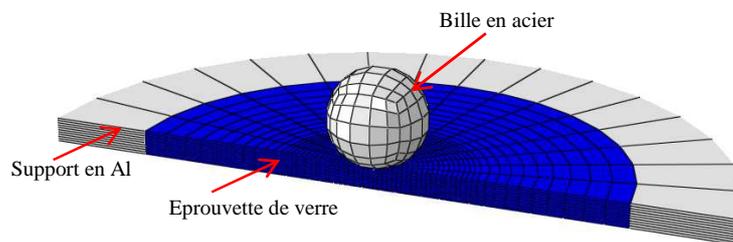


Fig. 2.38 : Type de maillage de l'éprouvette et de la bille

La figure (2.39) montre la distribution de contrainte principale sur la surface du verre. On observe que la contrainte de compression est au-dessous de l'impact, tandis que la contrainte principale de tension se situe autour de la zone de contact avec la bille. Le calcul par éléments finis permet d'évaluer la contrainte résiduelle autour de l'empreinte après le choc.

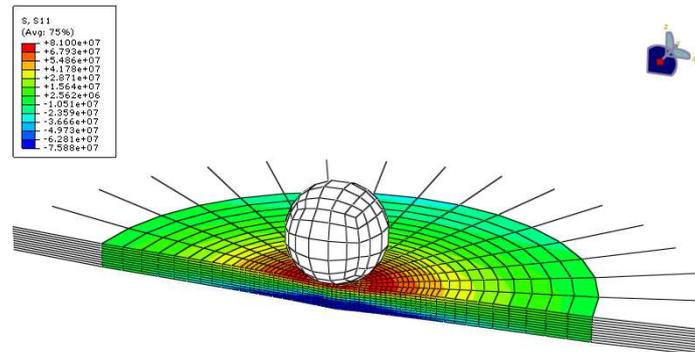


Fig. 2.39: Résultat numérique en contrainte de Von-mises

Dans le but de vérifier si l'impact produit est un impact élastique ou non élastique, on peut dire que l'impact résulte est un impact élastique en raison de la limite élastique de la bille (270MPa). A partir de la distribution des contraintes et des déformations, on peut déterminer l'énergie de déformation. C'est-à-dire le champ de l'énergie qui résulte de l'intégration du champ de contrainte et de déformation. L'évolution de l'énergie en fonction de la durée d'impact est présentée dans la figure (2.40). On remarque qu'au début de contact et jusqu'à 0.68 ms, l'énergie augmente avec une amplitude maximale de 0.64 Joule, puis diminue par l'effet de rebondissement de projectile.

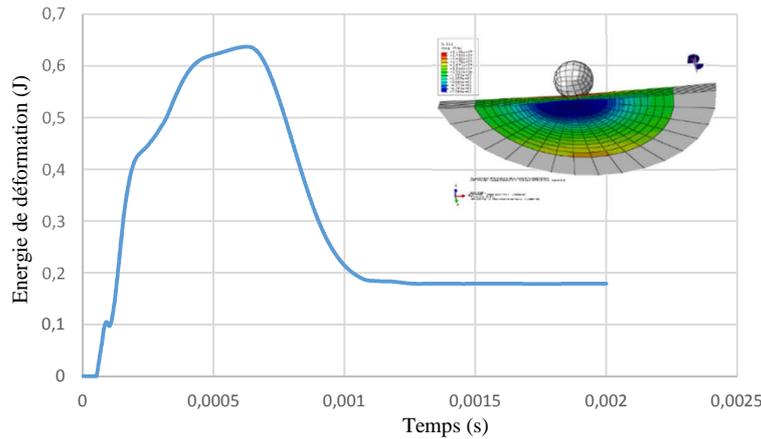


Fig. 2.40: Evolution temporelle de l'énergie de déformation

2.6.2 Simulation numérique l'essai de Charpy

De nos jours les dispositifs d'impact reposant sur la technique du pendule sont toujours utilisés, du fait de leur faible coût et de leur simplicité [39], pour la caractérisation des matériaux par leur résistance à la rupture fragile [21]. Les essais pendulaires standards existants sont en rapport direct avec la vitesse de l'impact (plusieurs mètres par seconde). Le résultant temps à rupture, peut être très courte (environ quelques dixièmes de milliseconde). Pour les matériaux fragiles, la rupture initiale est souvent observée dans le début de l'essai d'impact où les effets dynamiques comme la propagation d'ondes élastiques et les vibrations de l'éprouvette se produisent. Ceci est indiqué dans le signal de la charge qui présente des oscillations, où le premier pic est appelé pic d'inertie. Un exemple de l'essai d'impact est illustré dans la figure (2.41) qui présente un spécimen de PVC testé par un pendule instrumenté (4 Joules) à une vitesse d'impact de 2,9 m/s [40].

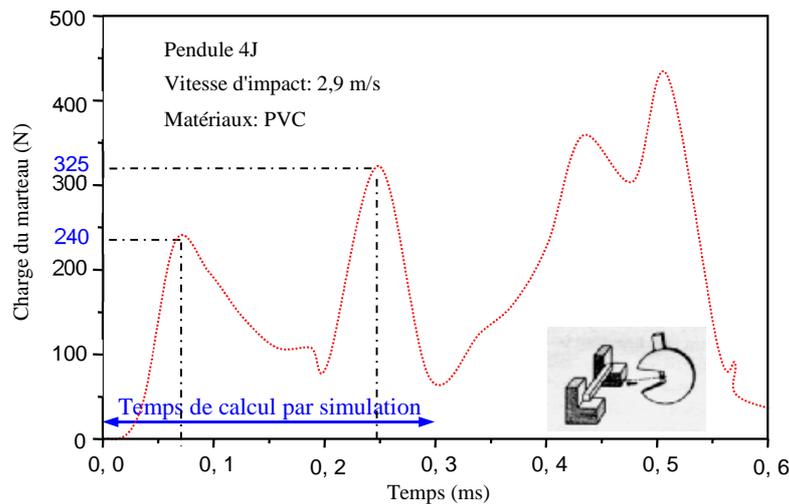


Fig. 2.41: Signal force-temps d'une éprouvette entaillée soumise à l'impact [40]

Pour une étude simulée, on peut citer deux paramètres très importants qui sont le maillage et les conditions aux limites. Pour cette raison, on prend en considération le type de maillage et les conditions aux limites, car l'analyse des caractéristiques peut varier énormément avec un maillage non approprié à la géométrie de la pièce étudiée.

Les programmes établis permettent de calculer les répartitions spatiales et temporelles des caractéristiques mécaniques et les caractéristiques vibratoires de la plaque soumise à n'importe quel type de force d'excitation dès qu'on connaît l'évolution de cette dernière dans le temps. A cause de la vulnérabilité de la structure étudié, nous prenons comme exemple, le signal force-temps qui illustré dans la figure (2.41).

Le verre d'épaisseur 10 mm dont la surface est de 100 x 20 mm² et les conditions aux limites ont été modélisées sous Cast3M[®] en trois dimensions avec une hypothèse de déformation plane. Le comportement de matériau est de type élastique linéaire isotrope. La structure a été maillée en éléments cubiques à 8 nœuds (Cub8) et effectué avec la création d'un défaut initial de 5mm. Les propriétés mécaniques du verre sont : Module de Young (E) 70GPa, Coefficient de poisson (ν) 0,23, Densité (ρ) 2500 kg/m³. Le concept de mécanique de rupture d'entaille [41] qui considère la fissure comme un cas particulier d'entaille est un outil qui permet une description générale des ruptures amorcées à partir d'entaille ou de fissure. La distribution des contraintes en fond d'entaille est certes fort différente de celle en fond de fissure. La distribution de la contrainte Von-mises autour d'entaille est reportée sur la figure (2.42). La figure (2.43) montre l'évolution temporelle de la contrainte normale σ_{XX} jusqu'à 0,3 ms. On remarque que la contrainte atteint son amplitude maximale à instant t égale à 0,15ms, puis diminue par l'effet de la variation de l'amplitude de la charge.

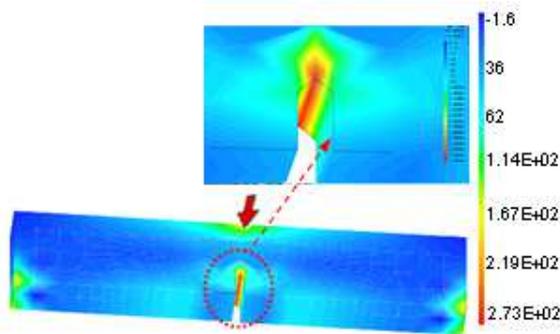


Fig. 2.42: Distribution des contraintes de Von-mises autour d'entaille

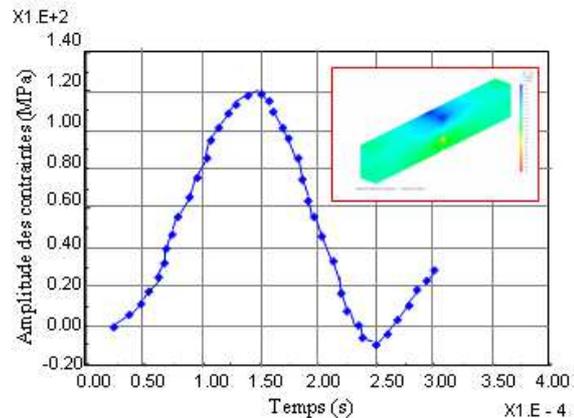


Fig. 2.43 : Evolution temporelle de la contrainte σ_{XX}

Comme pour l'évolution temporelle de la contrainte, nous intéressons maintenant à la distribution spatiale des contraintes σ_{XX} à instant t_1 et t_2 où l'amplitude de la force devient maximale, comme montre la figure (2.44). On constate que la contrainte maximale (tension) à l'instant t_1 est située au fond d'entaille ou l'amorçage de la fissure générée. La distribution de la contrainte de tension et la diminution de la contrainte de compression sur la surface de contact à l'instant t_2 (rupture) peut être expliquée par la réflexion des ondes élastiques.

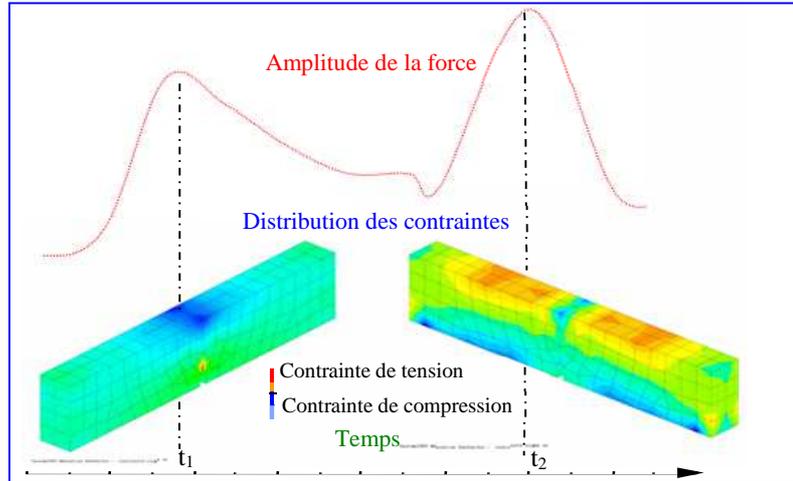


Fig. 2.44: Variation des distributions spatiales de la contrainte σ_{xx}

2.6.2.1 Evolution temporelle de déplacement de point d'entaille

Pour le déplacement temporelle en fond d'entaille (figure 2.45), on remarque que le déplacement est plus important à instant t égale à 0,15 ms, ce qui permet de conclure que la rupture s'est commencée à cette instant car la contrainte locale à cette instant est plus importante.

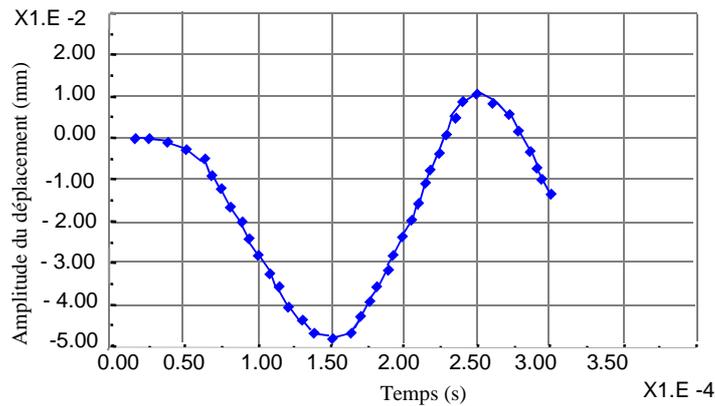


Fig. 2.45: Evolution temporelle de déplacement de point de contact

2.7 Analyse élastique par élément finis en rupture dynamique

La rupture dynamique est l'étude soit de structure fissurée sollicitée par un chargement dynamique : on parle de ténacité dynamique, soit de propagation dynamique sous sollicitation quasi-statique ou dynamique. Par abus de langage, les termes de fissure dynamique et d'essais dynamiques sont souvent utilisés pour respectivement une propagation dynamique de fissure et des essais à grande vitesse. Lors d'une fissuration dynamique, la fissure se propage à des vitesses proches de celles des ondes élastiques indépendamment de la nature du chargement. Une sollicitation dynamique se différencie du cas quasi-statique par une vitesse de chargement plus grande. Pour un chargement progressif en quasi-statique, certains matériaux comme les polymères développent une région plastique autour de l'imperfection que crée la pointe de fissure.

Ceci peut s'expliquer par le fait que le matériau a suffisamment de temps (la période de temps considérée est bien supérieure à celle d'un aller-retour des ondes élastiques dans le système) d'une part, et d'autre par un temps de relaxation dans les micro-mécanismes, pour développer cette région. Sous chargement dynamique, s'il est suffisamment rapide, il ne permet pas la formation d'une telle région. C'est-à-dire qu'un matériau ductile en quasi-statique peut avoir un comportement fragile en dynamique. Il y a donc bien sûr la notion de temps mais aussi la notion de comportement pour certains matériaux.

2.7.1 Simulation numérique de comportement du verre sous sollicitation dynamique

Au cours de ce travail, nous avons analysé à l'aide de code de calcul d'élément fini Cast3M® les caractéristiques mécaniques et vibratoires des éprouvettes entaillées d'un verre sous sollicitation quasistatique. Cette étude montre l'intérêt d'étudier l'évolution temporelle de déplacement des plaques impactées pour définir le diamètre de la zone d'impact.

Dans cette étude, on a fait la simulation numérique à l'aide de code de calcul d'élément fini qui a pour but l'analyse numérique du comportement du verre sous sollicitation dynamique. Nous avons simulé des essais d'impact par un projectile en d'aluminium qui a une tête hémisphérique de diamètre de 15 mm sur des verres d'épaisseur 5 mm (figure 2.46). La tête en alliage d'aluminium a un module de 71 GPa, un coefficient de Poisson de 0,33 et une densité de 2900 kg/m³.

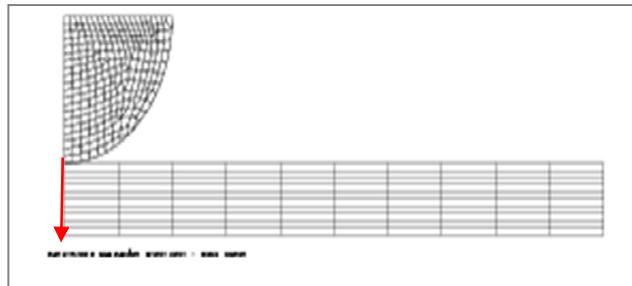


Fig. 2.46: Maillage de l'impacteur et plaque de verre en 2D

2.7.1.1 Evolution temporelle de déplacement

L'évolution temporelle de déplacement est une fonction très importante qui concerne l'analyse du comportement de la structure. En effet, l'évolution du déplacement permet de signaler le à l'aide de la simulation numérique les caractères évolutifs des déplacements des nœuds dans n'importe quels positions de l'éprouvette. Pour cette raison, on intéresse non seulement au point (Nœud) de contact mais aussi aux points qui se situent au voisinage de ce point (centre de l'éprouvette), les différents nœuds de mesure sont montrés dans la figure (2.47). Le déplacement des différents nœuds choisis (P₁, P₂, P₃, P₄, P₅, P₆, P₇), est représenté dans la figure (2.48), au début de l'essai de choc, l'évolution en déplacement du nœud de contact et les premiers nœuds avoisinants sont confondus.

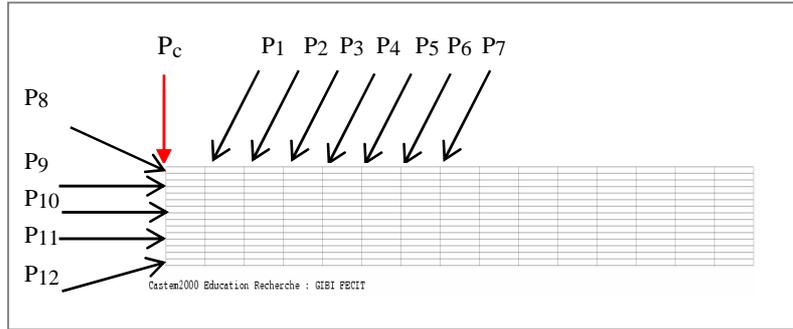


Fig. 2.47: Plaque impactée au centre avec différents points de mesure

Mais au fur et à mesure que la durée de l'impact augmente de 11 à 35 ms, les déplacements des différents nœuds augmentent linéairement et séparément. A partir de 45 ms, on observe que les courbes ont tendance à se rapprocher les unes aux autres.

Le déplacement du point de contact est confondu avec le premier nœud avoisinant et que les nœuds les plus proches au centre vont s'intercepter dans un intervalle de temps compris entre (59 et 65 ms).

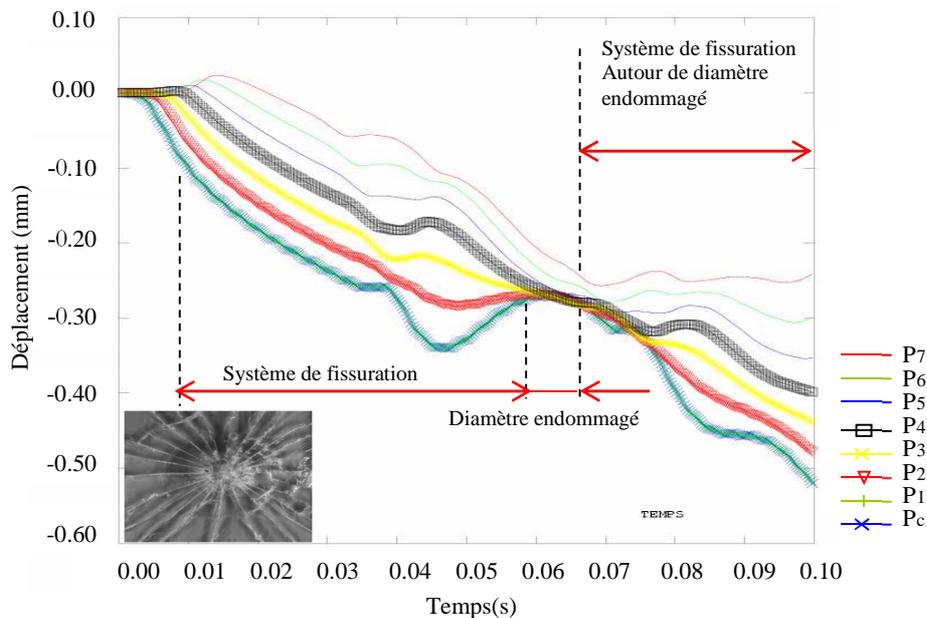


Fig. 2.48 : Déplacement des différents nœuds de la plaque impactée au centre

Dans ce cas, on peut exploiter ces évolutions par l'évolution spatiale de la zone endommagée dont leur diamètre est défini par la première intersection et le dernier de la courbe de l'évolution temporelle du déplacement des nœuds (P_c , P_1 , P_2 , P_3 , P_4). Avec la condition de symétrie et l'évolution des différents nœuds, on constate que le diamètre endommagé est de 26,66 mm.

A partir ces points l'analyse de comportement dynamique devient une analyse surfacique, dans ce cas, pour analyser la fracture ou bien la perforation de la structure, on a étudié le déplacement des points (P₈, P₉, P₁₀, P₁₁, P₁₂). La figure (2.49) montre l'évolution temporelle du déplacement des nœuds qui situe sur l'épaisseur de l'éprouvette, avec une photographie d'une éprouvette de verre impactée [42]. D'après l'allure des courbes, on remarque que les déplacements des nœuds augmentent au cours de temps et sont égaux avec le déplacement de point de chargement.

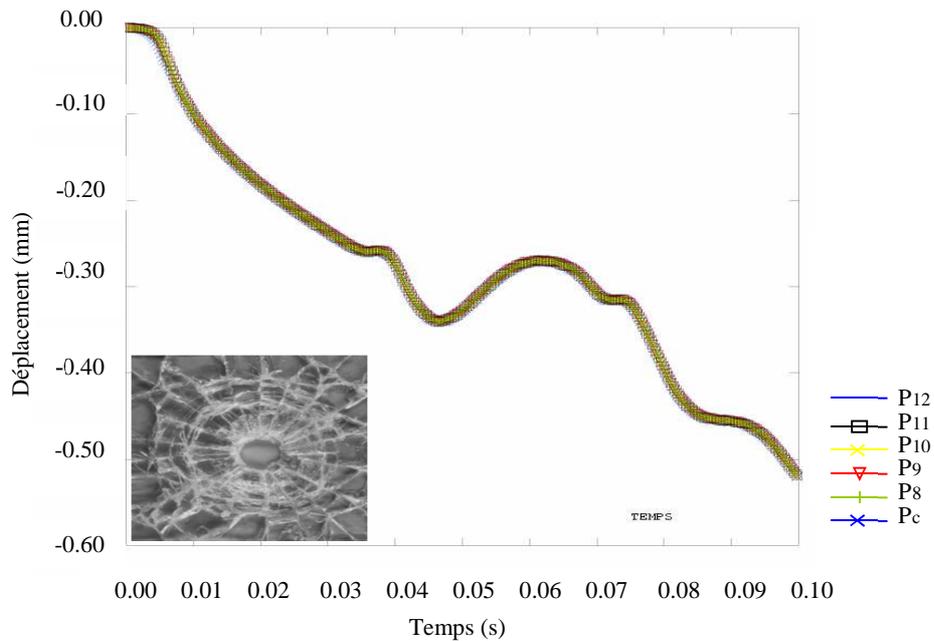


Fig. 2.49: Déplacement en différents points de la plaque impactée au centre (Suivant l'épaisseur)

L'évolution de déplacement montre que le déplacement des points qui situe sur l'épaisseur et le déplacement de point de chargement sont égaux. Dans ce cas avec la combinaison de déplacement des nœuds qui situe sur la surface, nous pouvons dire que dans cet intervalle notre structure est perforée avec un diamètre de 26,66 mm, le système de fissuration autour de diamètre endommagé (figure 2.48) devient un système de fissuration autour d'un cercle perforé. Par conséquent on peut simuler notre structure par le photographie de la perforation de verre [42] qui illustré dans la figure (2.49).

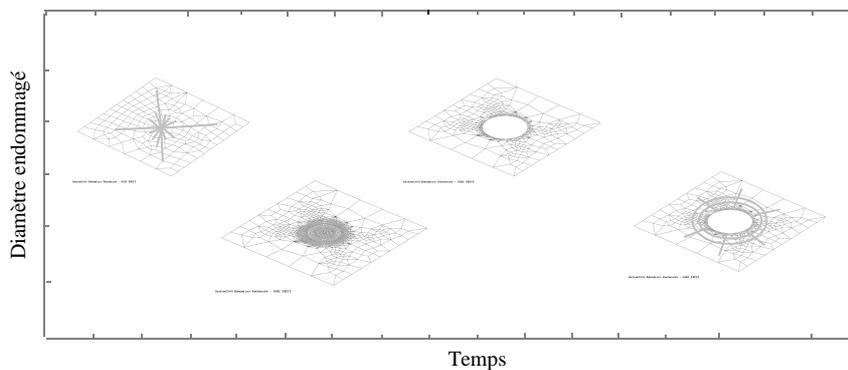


Fig. 2.50: Schématisation l'état de la structure aux cours de temps

2.7.2 Essais de compression dynamique

Le comportement mécanique à des taux élevés de déformation comme les charges explosives, l'impact à haute vitesse et la surpression diffère de celui observé en régime quasi-statique. À des taux élevés, un matériau se déforme à un rythme qui se situe entre 10^3 s^{-1} et 10^6 s^{-1} . La barre de Hopkinson est une des méthodes expérimentales les plus utilisées pour obtenir les propriétés des matériaux à des taux élevés de déformation. Le système 'Split Hopkinson Pressure Bar' (SHPB) permet de mesurer les propriétés dynamiques des matériaux solides en compression [32][43], torsion [44] ou traction [45].

L'analyse classique du test SHPB est basée sur les hypothèses suivantes : propagation unidimensionnelle des ondes élastiques dans les barres, distribution uniforme de la contrainte dans la pièce et la minimisation d'effet du frottement. Pour la description de l'influence de l'inertie radiale et pour la prise en compte du frottement Malinowski [46], Gorham [47] et Zhao [48] proposent des facteurs de correction sur le calcul de la contrainte moyenne dans l'éprouvette. Pour avoir une analyse rigoureuse du phénomène de déformation il faut utiliser la simulation numérique du test.

Un modèle par différences finies bi-dimensionnel est proposé par Bertholf [49] et des simulations éléments finis tridimensionnels ou axisymétriques sont présentées par Jenq [50], Tedesco [51], Nguyen [52] et Deltort [53]. Pour le système de barres de Hopkinson, l'échantillon se trouve entre deux longues barres de matériaux et de diamètres identiques lorsqu'un projectile vient impacter une des barres (qui est dite barre entrante (BE) et l'autre est donc dite barre sortante (BS)). Ce choc induit une onde de compression dans la barre entrante. A l'interface barre entrante-échantillon, une partie de cette onde incidente est réfléchi tandis que l'autre est transmise à la barre sortante par l'intermédiaire de l'échantillon. Le comportement dynamique est alors déterminé à partir de ces ondes (incidente, réfléchi et transmise) grâce à des informations collectées par des jauges placées sur les barres. Nous avons schématisé sur la figure (2.51), le principe de l'essai de compression dynamique. Dans ce cas l'échantillon se trouve entre deux longues barres de matériaux et de diamètres identiques lorsqu'un projectile vient impacter une des barres.

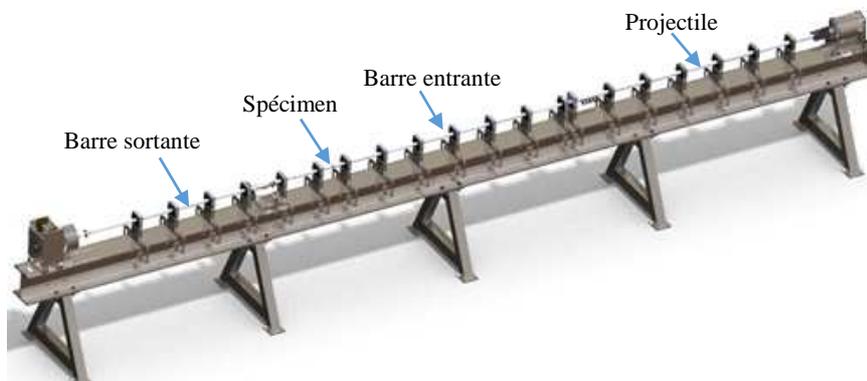


Fig. 2.51: Configuration le système des barres d'Hopkinson simulé

L'amplitude de l'onde se propageant dans la barre d'incident, l'échantillon et la barre de transmission peuvent être calculée selon deux relations. La première consiste que les vitesses de chaque partie en contact (barre entrante/échantillon, échantillon/ barre sortante) doivent être égaux dans l'hypothèse d'un contact parfait.

Le second est que les forces de chaque côté doivent satisfaire la condition d'équilibre, Ainsi, ils doivent être égaux. Avec ces deux hypothèses, les équations (2.4) et (2.5) peuvent être écrite entre la barre d'incident et le spécimen.

$$\left(\frac{\sigma_{incident} - \sigma_{reflected}}{\rho c} \right)_{inputbar} = \left(\frac{\sigma_{incident}}{\rho c} \right)_{specimen} \quad (2.4)$$

$$\left(A(\sigma_{incident} + \sigma_{reflected}) \right)_{inputbar} = \left(A\sigma_{incident} \right)_{specimen} \quad (2.5)$$

Avec ρ , c et A sont respectivement, la densité, la vitesse de propagation des ondes et la section transversale.

Dans les essais de compression dynamique simulée l'échantillon de verre cylindrique percer d'un trou central à tester est placé entre deux barres de Hopkinson (la barre entrante (BE) et la barre sortante (BS)). Pour ce type d'essai, le chargement est obtenu par un troisième barreau qui vient impacter à grande vitesse une des barres. Compte-tenu de type de chargement, on peut considérer qu'on se trouve dans un instant de point d'impact, ce qui conduit à une simulation numérique de l'essai avec un contact entre le projectile et la BE. En effet, les efforts utilisés sont imposés au niveau de la surface de contact.

• Conditions d'essai

Dans ce cas des simulations numériques en dynamique utilisant la méthode des éléments finis ont été réalisées avec le code de calcul ABAQUS®. Le système étudié est composé de trois barres : la barre d'impact ($L = 0,4m$), et deux barre identique, la barre d'entrée et la barre de sortie ($L = 0,9m$) avec les caractéristiques suivantes: matériau en Aluminium avec un module (E) de 71GPa, un coefficient de Poisson (ν) de 0,33 et une densité (ρ) de 2900 kg/m³, et un diamètre (D) de 20mm.

La vitesse de la barre d'impact utilisé est égale à 10 m/s. Dans une configuration tridimensionnelle pour la discrétisation géométrique des modèles on utilise des éléments de type C3D8R. Le calcul numérique a été effectué avec un pas de temps de calcul de 0,0315 μs . On ne représente dans la figure (2.52) qu'une partie des barres, sachant que toute la longueur de ces barres et la barre de projectile a été modélisée.

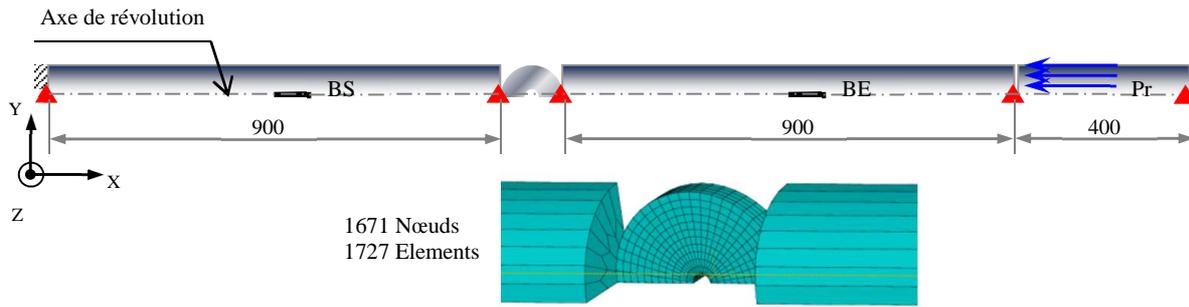


Fig. 2.52: Conditions aux limites utilisées pour nos simulations

2.7.2.1 Distribution temporelle de la contrainte

Nous avons constaté, pour l'essai dynamique, que la contrainte de rupture du verre en compression augmente de près de 85%, lorsque on change le mode de sollicitation de quasistatique à dynamique, ce qui permet de conclure que le changement de mode de sollicitation entraîne une amplification du champ des contraintes au voisinage du trou central. L'évolution et la distribution de la contrainte aux cours de temps sont illustrées dans les figures (2.53) et (2.54), respectivement.

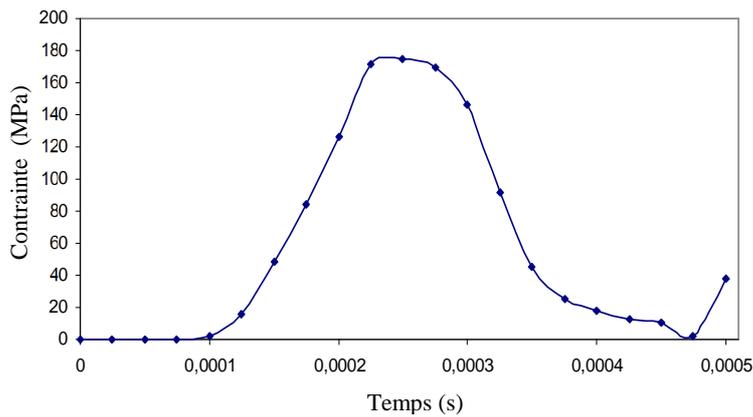


Fig. 2.53: Distribution spatiale de la contrainte

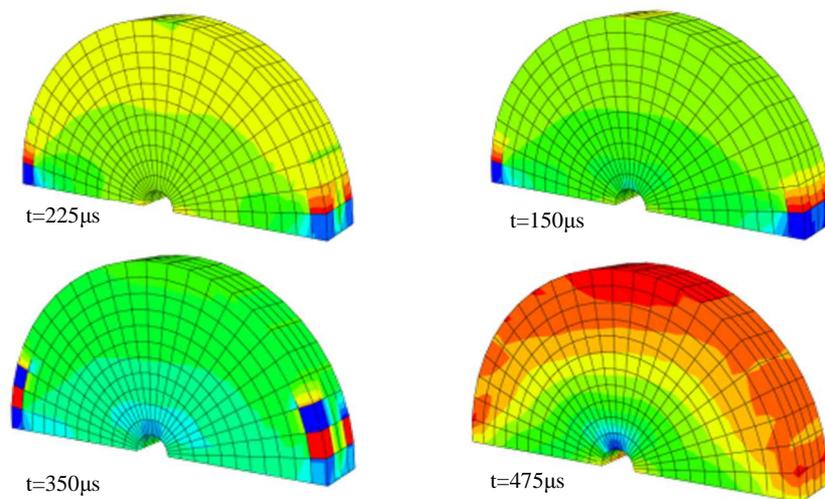


Fig. 2.54: Distribution temporelle de la contrainte

Les paramètres qui influencent le comportement dynamique de structure impacté sont les paramètres de l'impact, de l'impacteur et de l'éprouvette. Nous intéressons dans cette étude aux paramètres de l'impact et de l'éprouvette qui se résume à la vitesse d'impact et la forme de l'éprouvette.

2.7.2.2 Effet de la vitesse d'impact

Pour la description du comportement aux basses vitesses d'impact, des simulations numériques ont été effectuée pour différentes vitesses. Dans ce cas la distribution des contraintes a été calculée pour quatre vitesses initiales d'impact : 7 m/s, 10 m/s, 13 m/s et 16 m/s.

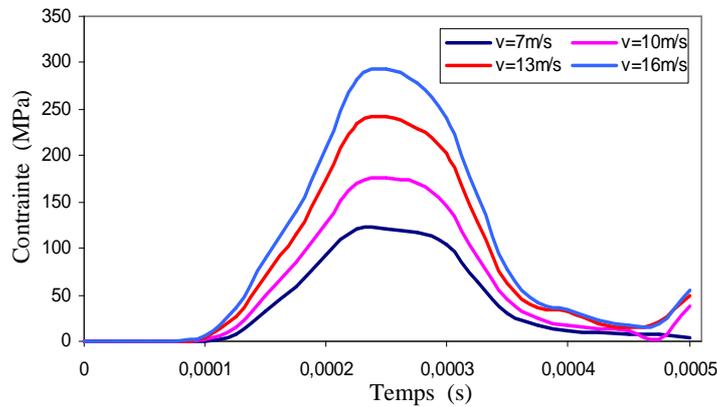


Fig. 2.55: Distribution temporelle de la contrainte pour différentes vitesses d'impact utilisées

L'étude comparative donnée en figure (2.55) montre que plus la vitesse d'impact augmente plus l'amplitude de contrainte augmente. Nous constatons que avec le changement de la vitesse d'impact de 7 à 16 m/s, la contrainte de rupture augmente de 120,7 à 292,9 MPa et le temps de rupture de l'éprouvette pour différentes vitesses d'impact est d'environ de 0,225 ms. Nous avons reporté sur la figure (2.56) la variation de la contrainte en fonction de la vitesse appliquée par le projectile.

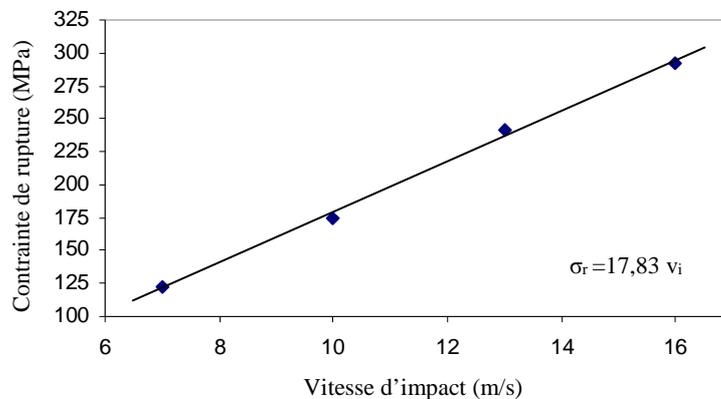


Fig. 2.56: Variation de la contrainte de rupture en fonction de la vitesse d'impact

2.7.2.3 Effet de la forme géométrique de l'éprouvette

Afin de déterminer l'effet de la forme géométrique de l'éprouvette sur la contrainte de rupture, on prend comme exemple à analyser la rupture d'une barre de verre. La comparaison illustrée dans la figure (2.57) montre l'évolution de la contrainte d'une barre de longueur de 160mm et de diamètre de 8mm. La rupture de la barre est effectuée presque au milieu et à l'instant de 0,36ms (figure 2.58). Dans ce cas nous avons conclu que la forme géométrique a une influence sur l'évolution et l'amplitude maximale de contrainte. L'écart qui existe entre les valeurs de la contrainte des ruptures dynamiques calculées par les codes des calculs utilisés, peut expliquer par le pas de temps de calcul et le nombre des éléments utilisés pour chaque mode de calcul.

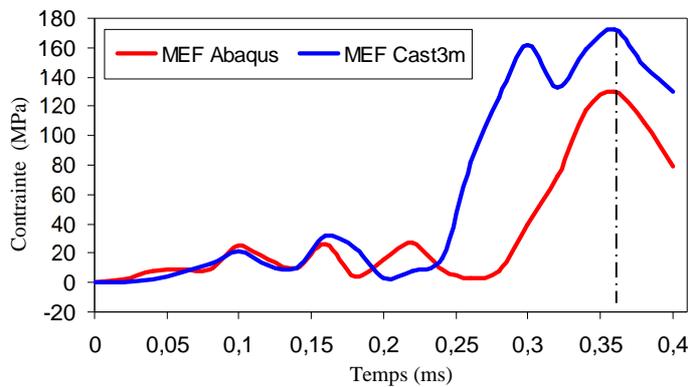


Fig. 2.57: Comparaison des évolutions des contraintes calculés pour une vitesse d'impact de 15m/s

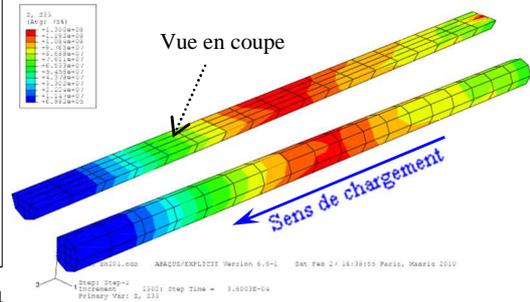


Fig. 2.58 : Distribution de la contrainte à instant de rupture

Tableau 2.3: Résultats de la contrainte de rupture pour une barre de verre

	Contrainte de rupture (MPa)	Temps de rupture (ms)
Expérimentales [54]	163	0.11
MEF-Cast3M®	172	0.36
MEF-Abaqus®	130	0.36

Des études expérimentales [54] effectuées sur le même modèle et avec une même vitesse d'impact, montre que la durée de rupture du verre silico-sodo-calcique en compression dynamique est égale à 0,11 ms. Ces études montrent également que cette durée a diminué avec l'augmentation de la vitesse d'impact. Ceci permet de conclure que nos simulations en rupture dynamique ne sont pas totalement satisfaisantes du point de vue quantitatif. C'est la raison pour laquelle on proposera d'utiliser des simulations numériques en fonction des valeurs de déformation déterminée par les jauges extensométriques, pour déterminer plus précisément la durée de rupture pour chaque vitesse d'impact et pour chaque forme d'éprouvette.

2.8 Analyse élastoplastique par élément finis en rupture dynamique

Plusieurs modèles de comportement à forts taux de déformations utilisées pour la description de phénomènes rapides, ont été proposés dans la littérature. Parmi ces modèles, nous citons par exemple le modèle phénoménologique de Johnson et Cook. Cette loi d'écroutissement très répandue a été proposée en 1983 par Johnson et Cook [55]. Depuis lors, elle a été utilisée avec des variantes dans de nombreux cas [56-65] et pour des matériaux très divers (fer, acier, aluminium, titane, cuivre ou encore tungstène). La loi d'évolution de la limite élastique étendue s'écrit sous la forme :

$$\sigma_{crit} = \left(A + B(\bar{\epsilon}^{pl})^n \right) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\epsilon}^{pl}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \left(1 - \left(\frac{T - T_{room}}{T_{melt} - T_{room}} \right)^m \right) \quad (2.6)$$

Où A , B , n , C et m sont des paramètres matériau ; T_{room} est la température ambiante et T_{melt} la température de fusion du matériau ; $\dot{\epsilon}_0$ est une vitesse de déformation plastique de référence arbitraire.

Dans le but d'augmenter la sensibilité à la vitesse de déformation, Kang et Huh [66] proposent d'ajouter un terme quadratique en le logarithme de la vitesse de déformation pour un meilleur ajustement de la variation de la limite élastique par rapport à la vitesse de déformation :

$$\sigma_{crit} = \left(A + B(\bar{\epsilon}^{pl})^n \right) \left(1 + C \ln \dot{\epsilon}^{*pl} + C_2 (\ln \dot{\epsilon}^{*pl})^2 \right) (1 - T^{*m}) \quad (2.7)$$

où C_2 est un paramètre matériau ; $\dot{\epsilon}^{*pl}$, T^* sont respectivement, la vitesse de déformation plastique équivalente relative et la température relative.

$$\dot{\epsilon}^{*pl} = \begin{cases} \frac{\dot{\epsilon}^{pl}}{\dot{\epsilon}_0} & \text{si } \dot{\epsilon}^{pl} \geq \dot{\epsilon}_0 \\ 1 & \text{si } \dot{\epsilon}^{pl} \leq \dot{\epsilon}_0 \end{cases} \quad (2.8) \quad T^* = \begin{cases} \frac{T - T_{room}}{T_{melt} - T_{room}} & \text{si } T \geq T_{room} \\ 0 & \text{si } T < T_{room} \end{cases} \quad (2.9)$$

Holmquist et Johnson [67] proposent une loi de type puissance en la vitesse de déformation qui est également utilisée dans Allen et al. [68], Rule et Jones [69] ou Sattouf et al. [70] :

$$\sigma_{crit} = \left(A + B(\bar{\epsilon}^{pl})^n \right) (\dot{\epsilon}^{*pl})^C (1 - T^{*m}) \quad (2.10)$$

où $\dot{\epsilon}^{*pl}$ et T^* sont définis de manière identique à (2.7) et (2.8). L'intérêt de cette extension est une plus grande augmentation de la limite élastique avec la vitesse de déformation au-delà de $1000s^{-1}$ dans le cas de métaux ductiles. La loi de Zerilli-Armstrong [71] est largement utilisée pour des matériaux divers [72-76]. La loi d'évolution de la limite élastique étendue s'écrit, pour un métal cubique faces centrées FCC :

$$\sigma_{crit} = \sigma_0 + C_2 (\bar{\epsilon}^{pl})^{n2} \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\epsilon}^{pl}) \quad (2.11)$$

Pour un métal cubique centré BCC, l'expression de la limite élastique étendue est donnée par :

$$\sigma_{crit} = \sigma_0 + C_5 (\bar{\epsilon}^{pl})^{n1} + C_2 \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\epsilon}^{pl}) \quad (2.12)$$

où σ_0 est la limite élastique initiale et C_2 , C_3 , C_4 , C_5 , $n1$ et $n2$ sont des paramètres matériau.

Batra [77] et Klopp [78], sous l'influence de Molinari [79], décrivent la courbe contrainte-déformation pour un chargement dynamique par :

$$\sigma_{crit} = \sigma_0 \left(\frac{\bar{\varepsilon}^{pl}}{\bar{\varepsilon}_0} \right)^n \left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}^{pl}}{\dot{\bar{\varepsilon}}_0} \right)^m \left(\frac{T}{T_0} \right)^v \quad (2.13)$$

où ν est le coefficient de poisson du matériau.

2.8.1 Essais de compression dynamique

Dans ce travail, le code de calcul d'éléments finis ABAQUS® a été utilisé pour la simulation numérique de la barre d'Hopkinson. L'utilisation de ce logiciel a permis de diminuer le nombre des tests expérimentaux et toutes les autres questions liées aux caractéristiques des barres et de l'impacteur. Le matériau utilisé dans les simulations est l'aluminium 6061-T6.

• Modèles géométriques

Pour modéliser l'impact entre les barres et le spécimen, le domaine physique du problème a été discrétisée par des éléments de type C3D8R. En raison de la nature symétrique de la simulation, seulement la moitié du problème a été modélisé (figure 2.59). Les analyses numériques ont été effectuées sur un échantillon avec une longueur de 5 mm et un diamètre de 10 mm. Le système étudié est composé de trois barres : la barre d'impact et deux barre identique, la barre d'entrée et la barre de sortie. Les différentes densités des maillages utilisés pour l'échantillon, les barres et pour le projectile sont respectivement de $1,3 \text{ éléments/mm}^3$, $4,53 \cdot 10^{-2} \text{ éléments/mm}^3$ et $1,36 \cdot 10^{-3} \text{ éléments/mm}^3$.

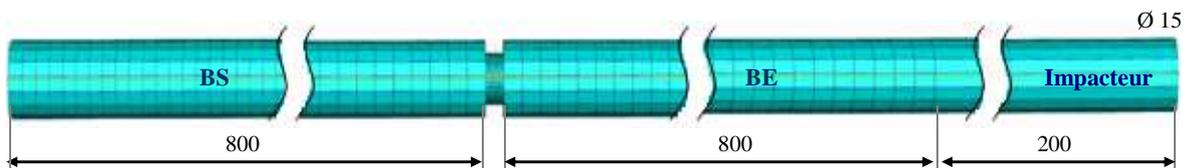


Fig. 2.59: Modèles géométriques utilisé pour nos simulations

• Caractéristiques mécaniques

Un modèle isotrope élastique-plastique a été utilisé pour simuler la réponse du spécimen. Les propriétés mécaniques utilisés tels que le module de Young, la limite d'élasticité, le coefficient de Poisson et la densité sont respectivement de 73GPa, 335MPa, 0,33 et de 2690 kg/m^3 . Le matériau utilisé pour simuler les barres est un acier haut résistance dont la limite d'élasticité peut être évaluée à 2,1 GPa. Puisque celle-ci est très élevée, on peut modéliser le comportement de cet acier comme élastique linéaire avec les caractéristiques mécaniques suivantes : $E=182 \text{ GPa}$, $\nu= 0,3$ et $\rho= 8064 \text{ kg/m}^3$. Par conséquent, cette modélisation nous a permis de réduire le temps CPU de calcul.

2.8.1.1 Description des distributions temporelles des contraintes

La simulation a été effectuée en utilisant une vitesse d'impact de 25m/s. Pour la résolution numérique, un pas de temps de calcul de 79 ns a été utilisé. Après l'instant de 0,25 ms, nous constatons que l'échantillon a diminué de 5mm à 4,52mm. La figure (2.60) montre l'évolution des contraintes en fonction du temps dans la barre entrante, la barre sortante et l'échantillon. Le projectile a généré une onde de compression qui s'est propagé le long de la barre entrante. Après 110 μ s de temps d'impact, l'onde de compression est arrivée au milieu de la barre entrante. L'amplitude de l'onde de compression dans cette barre a atteint une valeur maximale de 430,5 MPa à l'instant de 135 μ s. A 185 μ s une partie de l'onde est transmise à l'échantillon, et à la barre sortante tandis que le reste est considéré comme une onde de traction. La contrainte moyenne transmise à la barre est d'environ 166 MPa, par contre la réflexion de l'onde a généré une contrainte moyenne de 222 MPa.

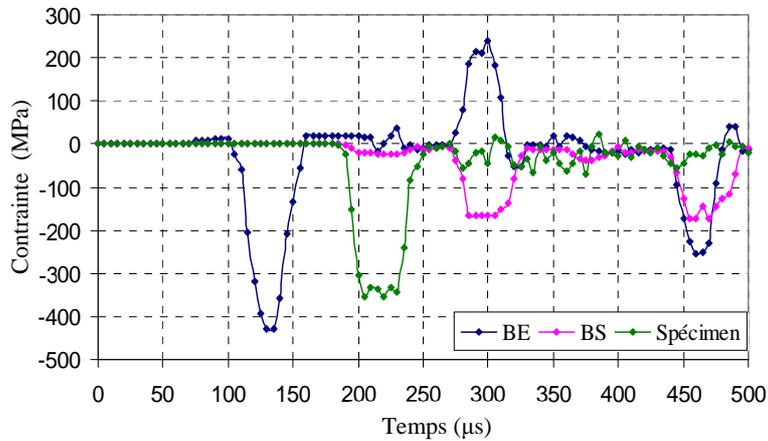


Fig. 2.60: Evolution des contraintes calculées au niveau de l'éprouvette et au milieu des barres

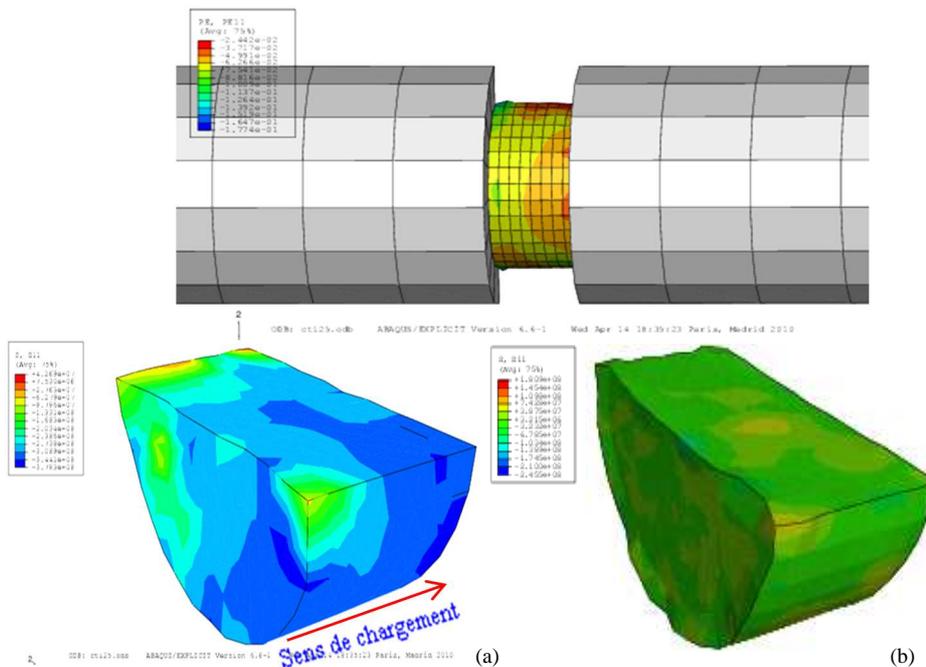


Fig. 2.61: Distribution de la contrainte dans l'échantillon pour $t=230 \mu$ s
 a) contrainte Von-mises, b) contrainte de rupture avec déformation de maillage

Si la déformation radiale est nécessaire, dans ce cas on peut diviser la contrainte radiale par le module de Young, car les barres et l'échantillon sont soumises à une force normale. Des études expérimentales et des simulations éléments finis axisymétrique selon l'analyse classique sont présentées par Gavrus [80]. Il a constaté qu'il existe un écart important entre les signaux des déformations calculés et mesurés, surtout en ce qui concerne l'onde élastique réfléchie. Gavrus explique cette différence par le fait que l'analyse classique du dépouillement néglige l'hétérogénéité de la déformation, l'inertie radiale et la présence d'un frottement à l'interface de contact. C'est la raison pour laquelle des études numériques [78,79] utilisent le principe d'analyse inverse pour simuler l'essai de barre d'Hopkinson.

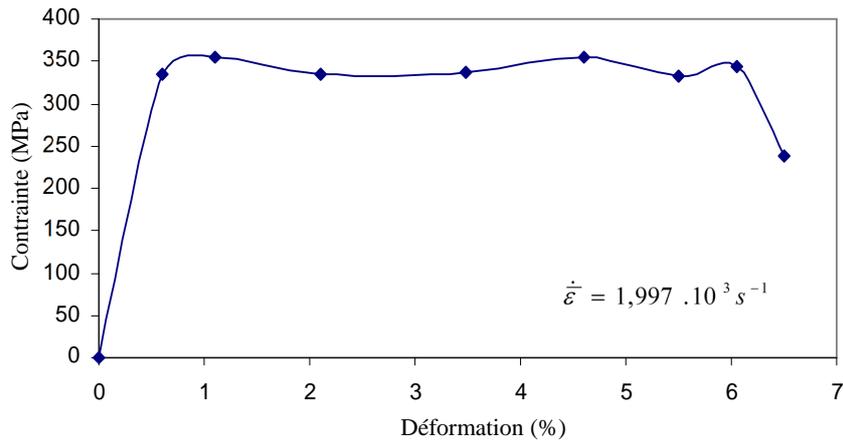


Fig. 2.62: Modélisation numérique de la loi du comportement dynamique d'Al6061-T6

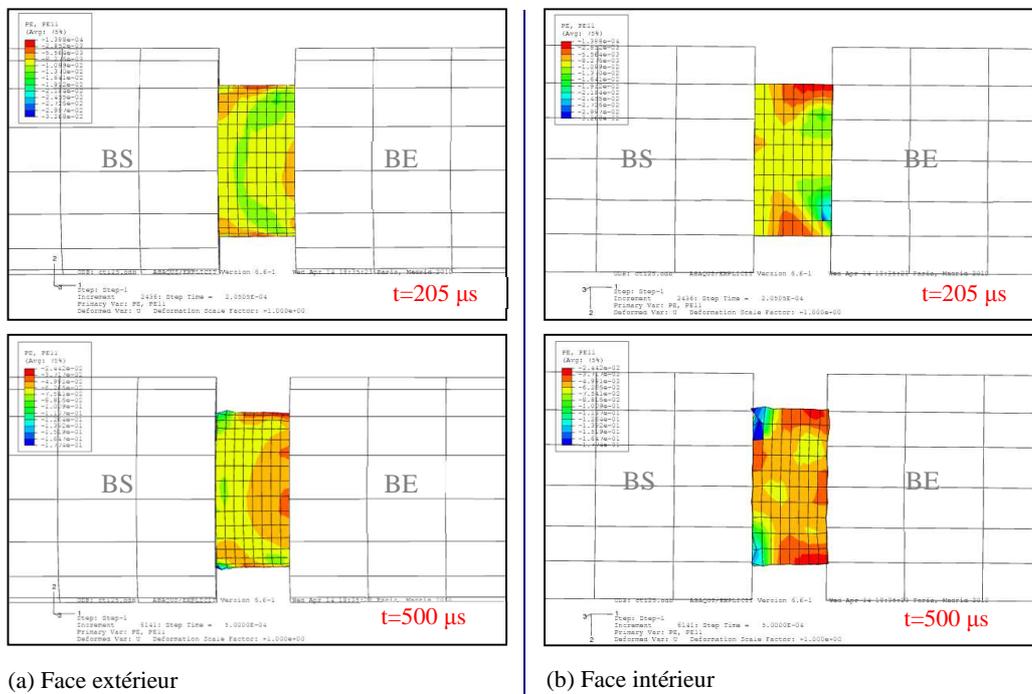


Fig. 2.63: Distribution de la déformation plastique dans l'échantillon

2.8.1.2 Relation entre la vitesse d'impact et la contrainte dans la barre entrante

Cinq vitesses initiales d'impacts différents ont été utilisées lors de simulation numérique, ayant pour but l'influence de la vitesse d'impact (figure 2.64). Les résultats calculés montrent que lorsque la vitesse augmente l'amplitude de l'onde de compression générée augmente également. Nous constatons que l'amplitude de contrainte est directement proportionnelle à la vitesse d'impact comme illustré dans la figure (2.65). Concernant les caractéristiques utilisés pour le projectile et la barre entrante, la relation s'écrit sous la forme : $\sigma = 17,219 v_i$.

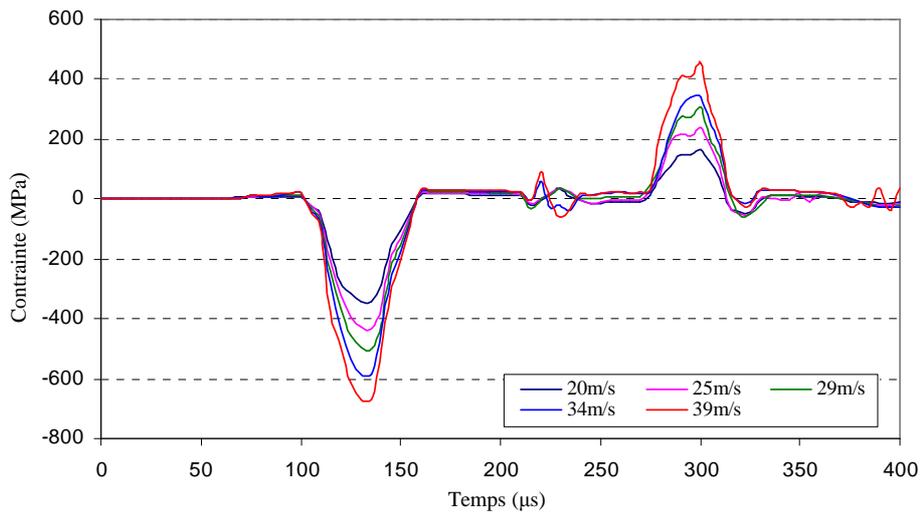


Fig. 2.64: Evolutions de la contrainte élastique produite dans la barre entrante pour différentes vitesses d'impact utilisées

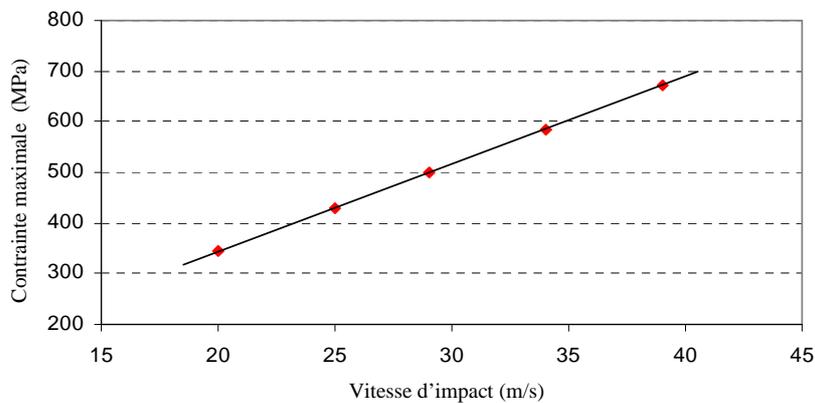


Fig. 2.65: Relation entre l'amplitude des contraintes dans la barre entrante et la vitesse d'impact

La figure (2.66) montre une progression de l'onde de contrainte équivalente en fonction du temps au niveau de milieu de la barre entrante, pour une vitesse d'impact de 39m/s. Les contraintes ont été déterminées à des instants : 110 µs, 285 µs, 315 µs, 405µs, 450µs et 490µs. A partir de la variation des contraintes le long de la barre, nous constatons que l'hypothèse imposée pour modéliser les barres, est vérifiée pendant toute la durée d'impact.

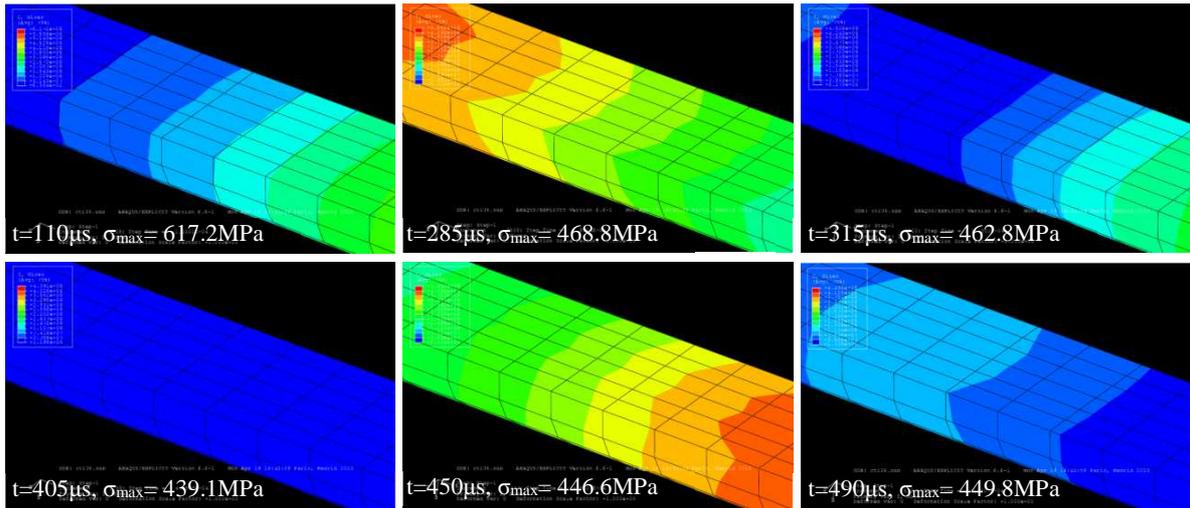


Fig. 2.66: Variation des contraintes équivalente au cours de temps

2.8.2 Simulation de l'essai de barres d'Hopkinson en flexion

Les essais de rupture dynamique sont menés dans un dispositif de barres de Hopkinson en flexion sur des éprouvettes de PE en forme de barreau entaillé. Ces éprouvettes sont placées dans un dispositif de barres de Hopkinson à trois barres une barre entrante pour l'application de l'impact au milieu de l'éprouvette, deux barres sortantes pour les appuis aux deux extrémités (figure 2.67). Le chargement est obtenu en projetant un barreau semblable aux barres mais plus court. On engendre ainsi un effort de compression de niveau presque constant et de durée fixe qui se propage dans la barre entrante. Lorsque cette onde arrive au contact de l'éprouvette une interaction se produit. Une partie de l'onde entre dans l'éprouvette et la met en flexion l'autre est réfléchiée dans la barre entrante. L'éprouvette en flexion va aussi interagir avec les barres sortantes qui vont enregistrer une onde de compression.

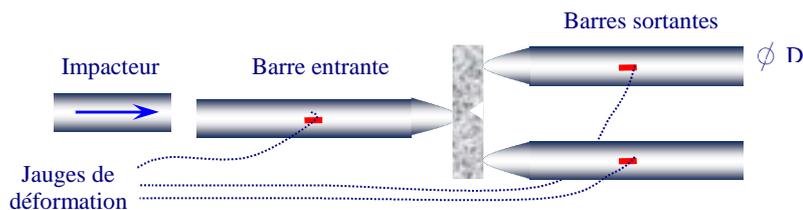


Fig. 2.67: Barres de Hopkinson en flexion. Barres en acier

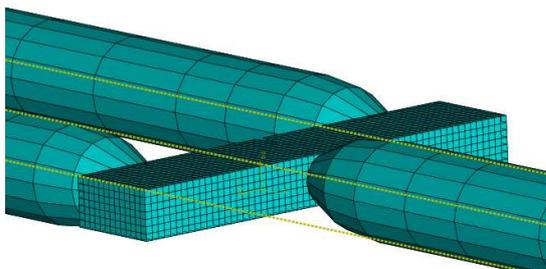


Fig. 2.68: Modèle élément finis utilisé pour simuler le test des barres d'Hopkinson en flexion.

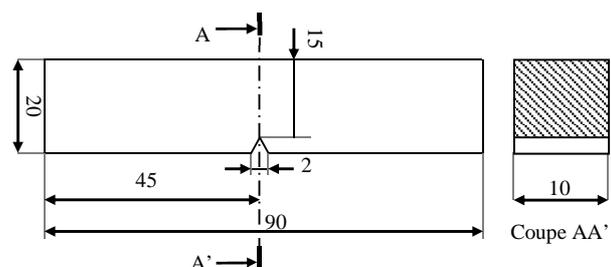


Fig. 2.69: Dimension de l'éprouvette simulée

Le système simulé est composé de quatre barres: la barre d'impact (L=0.75m), la barre d'entrée (L= 1.5m) et deux barres de sortie (L=0.9m) avec les caractéristiques suivantes: matériau Marval 18 avec $E=186 \text{ GPa}$, $\nu=0,3$ et $\rho= 8000 \text{ kg/m}^3$, $D=16 \text{ mm}$. Le matériau utilisé dans les simulations est un titane de type Ti40. La loi de comportement du matériau est supposée de type Johnson-Cook, dans ce cas les paramètres de l'équation (2.14) déterminés à partir des essais expérimentaux [80] a été implantée dans le code de calcul utilisé. La loi constitutive utilisée s'écrit sous la forme :

$$\sigma_{crit} = \left(50 + 99.76(\bar{\epsilon})^{0.56}\right) \left(1 + 0.149 \ln \dot{\bar{\epsilon}}\right) \left[1 - \left(\frac{T - 273}{1790 - 273}\right)\right] \quad (2.14)$$

Une distribution des contraintes de traction de surface de l'éprouvette est montrée dans la figure (2.70). D'après la figure (2.71), on constate que la contrainte de (σ_{xx}) règne la plupart du temps durant le test d'impact.

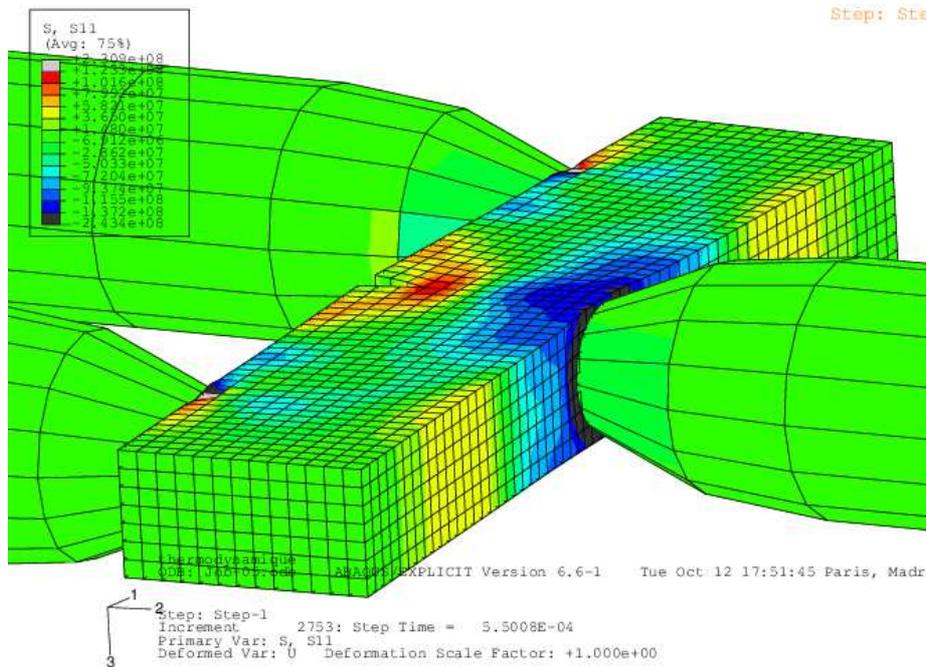


Fig. 2.70 : Variation de contrainte de rupture σ_{xx}

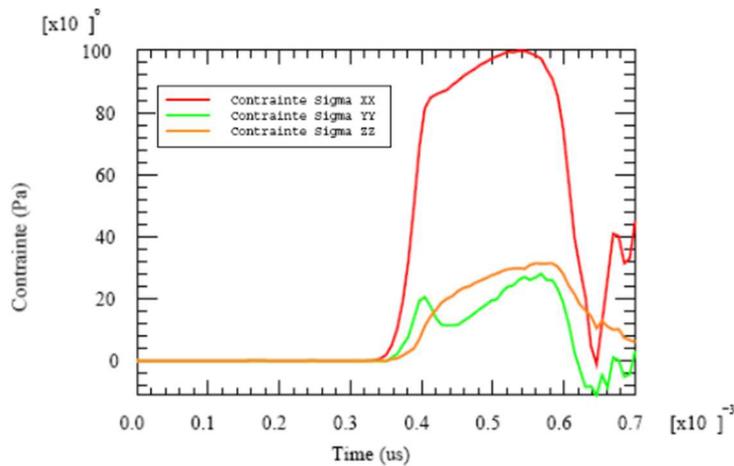


Fig. 2.71: Evolutions des contraintes au cours de temps

Les composantes de contrainte (σ_{yy} et σ_{zz}) n'ont aucune influence pendant la phase du chargement, et essentiellement de maintenir un niveau faible par rapport à σ_{xx} . Nous avons reporté sur la figure (2.72) l'évolution temporelle de la déformation de l'éprouvette.

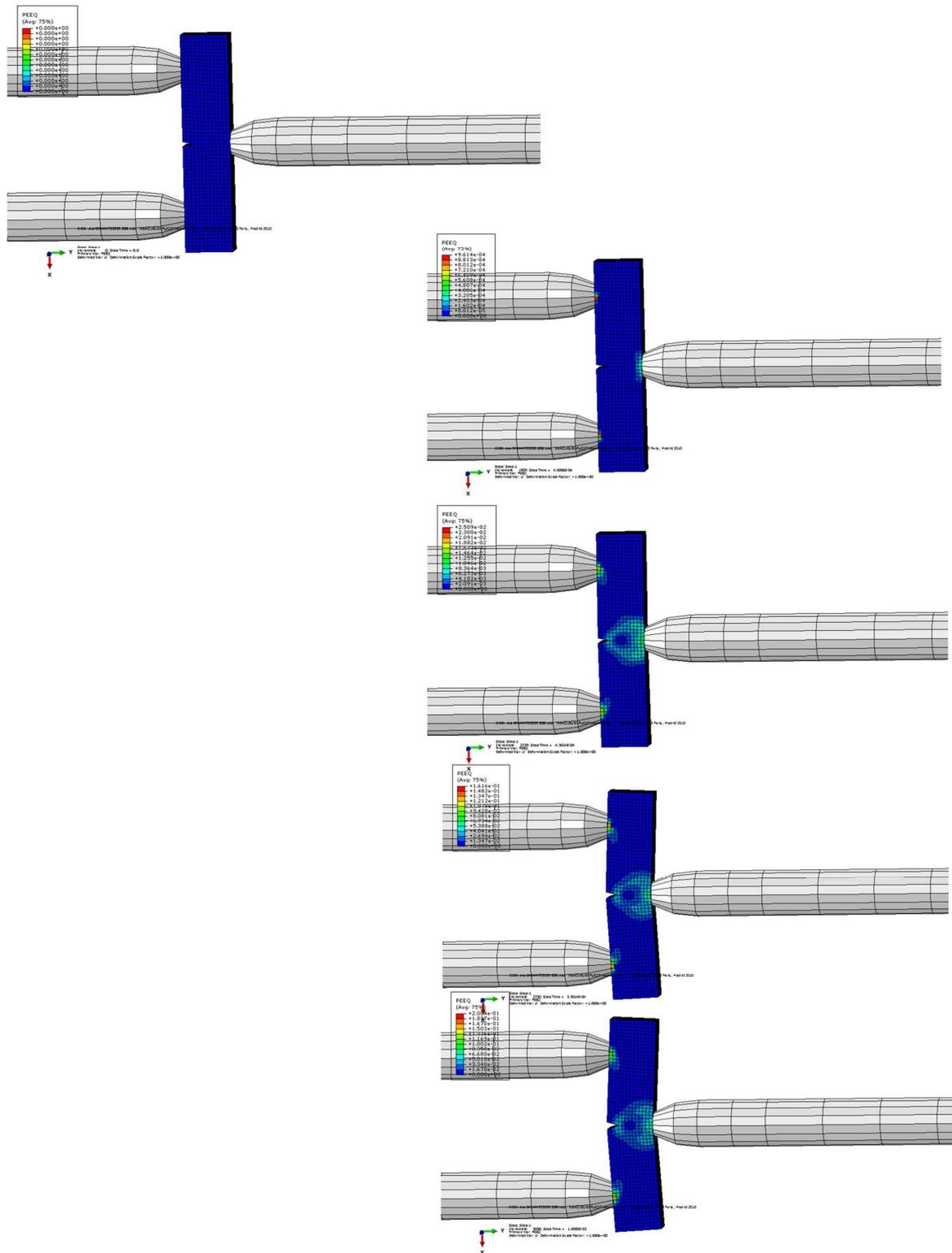


Fig. 2.72: Variation de déformation de l'éprouvette au cours de temps

Pour avoir plus clair la distribution des contraintes de rupture de l'éprouvette, nous représentons dans la figure (2.73) le champ de contrainte pour la vue en coupe de l'éprouvette. Nous avons constaté que lorsque la compression atteint 244,3 MPa, la contrainte de rupture maximale a été déterminée de 230,6 MPa. Dans ce cas on remarque que la concentration des contraintes est localisée à l'intérieur de l'éprouvette et au niveau d'entaille, ce qui permet de conclure que la rupture s'est amorcée au fond d'entaille.

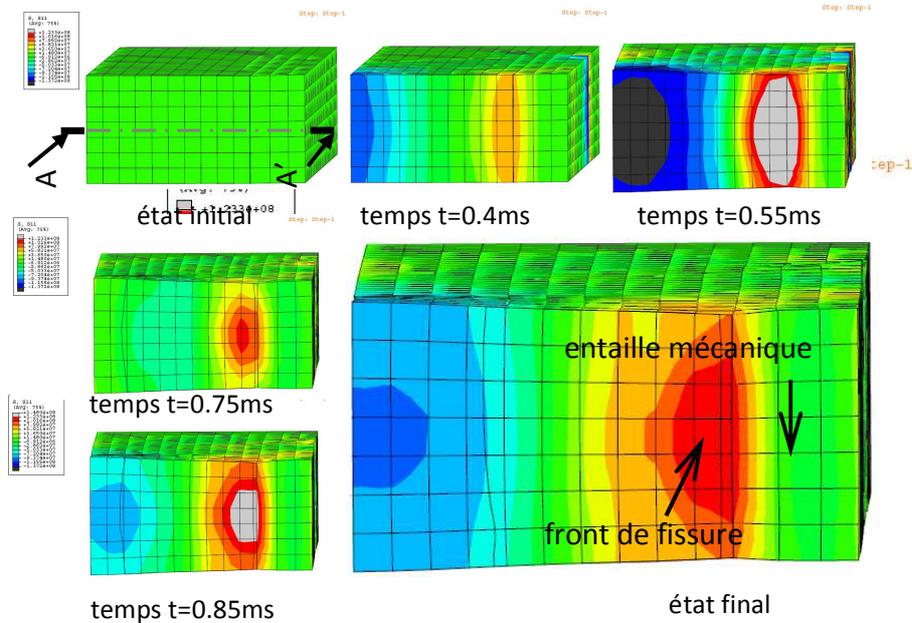


Fig. 2.73: Variation du champ de contrainte de rupture dans l'échantillon (Vue en coupe)

Nous avons reporté sur la figure (2.74) l'évolution temporelle de la contrainte de rupture maximale. Cette évolution montrée que la contrainte responsable à la rupture de l'éprouvette atteint son amplitude maximale à l'instant de 0,55ms.

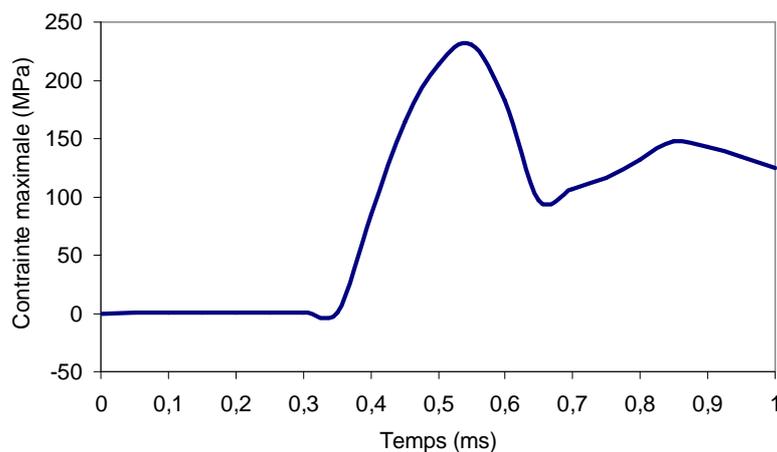


Fig 2.74: Evolution de la contrainte de rupture maximale dans l'échantillon

2.9 Conclusion

Ce chapitre consiste à étudier par simulation numérique selon le principe d'analyse classique les comportements mécaniques sur différentes forme d'éprouvettes dans les essais statiques, quasistatique et dynamique. On a décrit brièvement la simulation des différents tests mécaniques. Pour une étude simulée, on peut citer deux paramètres très importants qui sont le maillage et les conditions aux limites. Pour cette raison, on prend en considération le type de maillage et les conditions aux limites, car l'analyse des caractéristiques peut varier énormément avec un maillage non approprié à la géométrie de la pièce étudiée. Analyse élastique et élastoplasique par élément finis en rupture quasistatique et dynamique a été présenté. On a simulé l'essai de flexion en trois points, essai brésilien, essais de résilience, et nous avons étudié l'endommagement sous chargement rapide.

Depuis quelques décennies, un nouveau type d'essai est utilisé pour déterminer certains paramètres mécaniques. C'est l'essai d'indentation instrumentée. Nous présentons, dans le chapitre suivant, l'application de l'essai d'indentation dans une procédure de caractérisation appliquée sur des structures complexes. Une simulation numérique selon le principe d'analyse inverse est alors nécessaire pour déterminer les paramètres recherchés.

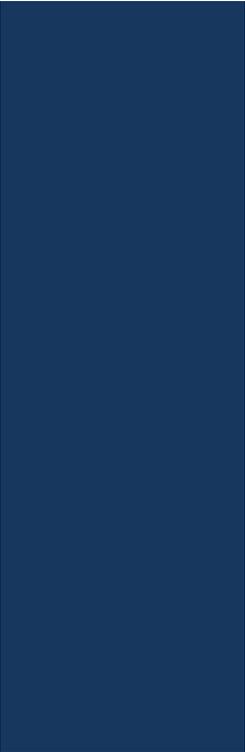
Références bibliographiques du chapitre 2

- [1] C. Gerard, Mécanique non-linéaire et élément finis –Méthode des éléments finis en HPP pour les milieux continus solides, 2001.
- [2] Y. Fizi, Etude des différentes sollicitations sur le verre, Simulation numérique. Thèse d'Ingénieur d'Etat, DOMP. Université Sétif, 2004
- [3] G.R. Irwin, Analysis of stresses and strains near the end of crack traversing a plate, J. of Appl. Mech. Transactions, pp.361-364, 1957.
- [4] R.E. Peterson, Stress concentration factor, John Wiley and Sons, New-York, 1974
- [5] H.F. Hardrath, P. Khum, , An Engineering method for estimating notch size effect in fatigue tests on steel, NACA, Technical Note, N°. 2805, (1952).
- [6] H. Neuber , Theory of Notch stresses, JW, Edwards Co., Ann Arbor, Michigan, 1964
- [7] V.V. Panasuyk, G.S. Ivanytska, O.P. Ostash. A new approach to the determination of the macrocrack nucleation period near a stress concentrator. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures; 16(4): 453-64. 1993
- [8] M. Creager, The elastic stress field near the tip of blunt crack, Master's Thesis, Lehigh University, 1966
- [9] F. Erdogan and G.C. Sih, On the crack extension in plates under plane loading and transverse shear, J. of Basic Eng, Vol.85, pp 519-527, 1963
- [10] F.A. McClintock, Ductile fracture instability in shear, Journal of Applied Mechanics, Vol.25, pp 582-588, 1958
- [11] M.L. Williams, Stress singularity resulting from various boundary conditions in angular corners of plates in extension, Journal of Applied Mechanics, Vol.19, N°4, pp 526-528, 1952
- [12] B. Gross and A. Mandelson , Plane elasto-plastic analysis of V-notched plates, Int. J. of. Fracture Mechanics, Vol.8, N°3, pp 267-276,1972
- [13] A. Griffith, The phenomena of rupture and flow in solids, Philosophical Trans. Royal Soc of London, Série A, Vol. 221, 1920.
- [14] W.C. Carpenter, Calculation of fracture mechanics parameters for general corner, Internal Journal of Fracture, Vol.24, pp 45-58, 1984
- [15] S. Timoshenko, N. Goodier, Theory of elasticity, Second Edition, McGraw-Hill Book Company, New York, 1951.
- [16] H. Neuber, Theory of stress concentration for shear-strained prismatic bodies with arbitrary nonlinear stress-strain law. Journal of Applied Mechanics, 28, p 254, 1961
- [17] C.C. Chen, H.I. Pan, Collection of papers on fracture of metals.(C. Chen Ed) Metallurgy Industry Press, Beijing, pp 197-21, 1978.
- [18] S. Usami, Short crack fatigue properties and component life estimation. Current Research on Fatigue Crack, Edited by Tanaka, T.; The Society of Materials Sciences. Kyoto, 1985
- [19] G. Glinka, Newport A, Universal features of elastic notch tip stress field. International Journal of Fatigue, Vol. 9, N° 3, pp 143-150, July.1987
- [20] D. Kujawski, Estimation of stress intensity factor for small cracks at notches. Fatigue Fracture Materials and Structures, Vol. 14, N° 14, pp 953-965, 1991
- [21] B. Tanguy, J. Besson, R. Piques, A. Pineau, Ductile to brittle transition of A508 steel characterized by Charpy impact test, Part I: experimental results, Eng Fractures Mech, vol 72, pp. 49-72, 2005
- [22] O. Pantalé, An object-oriented programming of an explicit dynamics code: Application to impact simulation. Advances in Engineering Software, 33 (5):297-306, 2002
- [23] O. Pantalé and S. Caperaa, Development of an object-oriented finite element program: application to metal forming and impact simulations. Journal of Computational and Applied Mathematics, 168: 341-351, 2004
- [24] I. Nistor, Identification expérimentale et simulation numérique de l'endommagement en dynamique rapide : application aux structures aéronautiques, Thèse De Doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse. 2005
- [25] W. Weibull, A statistical theory of the Strength of Materials, Roy. Swed. Inst. Eng. Res. 151. 1931
- [26] H. Zarzicky, Le verre et l'état vitreux, Paris, Masson. 1982

- [27] B. Nghiem, *Fracture du verre et hétérogénéité à l'échelle submicronique*, Thèse de doctorat de l'Université Paris. 1998
- [28] J. Jeong, H. Adib-Ramezani and G. Pluvinage, Tensile strength of the brittle materials, probabilistic or deterministic approach? *Strength of Materials*, Vol. 38, N°1. 2006
- [29] A. Nyoungue, Z. Azari, G. Pluvinage, *Chronologie de la rupture statique et dynamique d'un anneau en verre float*. XV^{ème} Congrès Français de Mécanique. 2001
- [30] X. Brajer, P. Forquin, R. Gy, F. Hild, The role of the surface and volume the defects in the fracture of glass under quasi-static and dynamic loadings, *J. Non-Crystalline Solids*, 42–53. 2003
- [31] B. Hopkinson, A method of measuring the pressure produced in the detonation of high explosives or by the impact of bullets, *Philosophical Transactions of the Royal Society of London* 437, 452. 1914
- [32] H. Kolsky, *Stress Waves in Solids*, Clarendon Press, Oxford. 1953
- [33] K.J. Buckley, D.J. Hannant et J. Croft, *Matériaux et constructions* 6. pp. 15-21, 1973
- [34] F. Rummel, Hudson J.A. et Brown E.T, *International journal of rock mechanics and mining science* 9. pp. 241-248, 1972
- [35] A. Rudnik, Hunter A.R et Holden F.C, *Materials research and standards*. 9. pp. 283-289, 1963
- [36] P.S.B. Colback, *Proceeding of the first congress of the international society of rock Mechanics*. Lisbon, 1966
- [37] A. N'youngue, *Comportement à la rupture des matériaux fragiles sous sollicitation dynamique*. Thesis, University of Metz, France, 2001
- [38] T. Michalske, Bunker B, *La fracture du verre*. Pour la science, p52, 1988
- [39] G. Pluvinage, Un siècle d'essai Charpy : de la résistance vive à la rupture à la mécanique de rupture d'entaille, *Méca. & Ind.*, vol. 4, pp. 197-212, 2003
- [40] W. Bohme, Application of dynamic key-curves for the détermination of the impact fracture of polymers at high rates of loading, *Impact and Dynamic Fracture of Polymers and Composites ESIS*, Editeurs J.G.Williams et A. Pavan, pp 59-70. 1995
- [41] G. Pluvinage, Application of notch fracture mechanics to fracture emanating from stress concentrations. *Nuclear Engineering* pp 173-184, N° 185, 1998.
- [42] S. Bouzid, *Rupture dynamique du verre sous impacts et érosion par sablage*. Thèse De Doctorat D'Etat .DOMP Université Sétif. 2001
- [43] J. Zhao, W.G. Knauss, G. Ravichandran, A new shear-compression specimen for determining quasistatic and dynamic polymer properties. *Experimental Mechanics*, 49:427–436, 2009
- [44] D. Macdougall, J. Harding, *Materials Testing for constitutive relations*. *J. Phys. IV*, 7, pp 103-108, 1997
- [45] J.P. Noble, B.D. Goldthorpe, P. Church, J. Harding, The use of the Hopkinson bar to validate constitutive relations at high rates of strain. *J. of the Mech and Phys. Solids*, 47, pp1187-1206, 1999
- [46] J.Z. Malinowski, J.R. Klepaczko, A unified analytic and numerical approach to specimen behaviour in the Split-Hopkinson Pressure Bar *Int. J. Mech. Sci.*, 28, 6, pp 381-391, 1986
- [47] D.A. Gorham, X.J. Wu, An empirical method of dispersions correction in the compressive Hopkinson Bar test *J. Phys. IV*, 7, pp 223-228, 1997
- [48] H. Zhao, *Analyse de l'essai aux barres d'Hopkinson*. Application à la mesure du comportement dynamique des matériaux, Thèse de troisième cycle, Ecole Nationale des Ponts et Chaussées, France, 1992
- [49] L.D. Bertholf, C.H. Karnes, Two-dimensional analysis of the Split Hopkinson Pressure Bar System *J. Mech. Phys. Solids*, 23, pp 1-19, 1975
- [50] S.T. Jenq, S.L. Sheu, An experimental and numerical analysis for high strain rate compressional behavior of 6061-O Aluminium alloy *Comp.& Struct*, 52, 1, pp 27-34, 1994
- [51] J.W. Tedesco, M.L. Hughes, C.A. Ross, Numerical simulation of high strain rate concrete compression tests *Comp. & Struct.*, 51, 1, pp 65-77, 1994
- [52] C.H. Nguyen, On the asymmetrical material flow in metal specimens under dynamic compression with Hopkinson bars, *J. Phys. IV*, 4, pp 95-100, 1994
- [53] B. Deltort, A. Neme, B. Tanguy, A new specimen geometry for compression Hopkinson bars *J. Phys. IV*, 7, pp 265-270, 1997

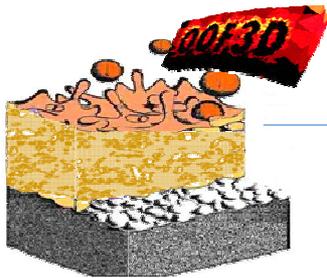
- [54] A. Nyongue, Z. Azari, M. Abbadi, Glass damage by impact spallation, *Materials Science and Engineering*, A 407, 256–264, 2005
- [55] G.R. Johnson and W.H. Cook, A constitutive model and data for metals subjected to large strains high strain rates. In *Seventh International Symposium on Ballistics*, pages 541–547, The Hague, The Netherlands, April 19-21, 1983
- [56] C.E. Becze, M.J. Worswick and M.A. Elbestawi, High strain rate shear evaluation and characterization of AISI d2 tool steel in its hardened state. *Journal of Machining Science and Technology*, 5(1):131–149, 2001
- [57] L. Daridon, O. Oussouaddi and A.S. Ahzi, Influence of the material constitutive models on the adiabatic shear band spacing: Mts, power law and Johnson-Cook models. *International Journal of Solids and Structures*, 41:3109–3124, 2004
- [58] A. Gavrus, E. Ragneau and P. Caestecker, Analysis of a constitutive model for the simulation of dynamic forming processes. *International Journal of Forming Processes*, 6 (1):33–52, 2003
- [59] H. Huh, J.H. Lim, J.H. Song, K.S. Lee, Y.W. Lee and S.S. Han, Crashworthiness assessment of side impact of an auto-body with 60trip steel for side members. *International Journal of Automotive Technology*, 4 :149–156, 2003
- [60] A.S. Khan, Y.S. Suh and R. Kazmi, Quasi-static and dynamic loading responses and constitutive modeling of titanium alloys. *International Journal of Plasticity*, 20:2233–2248, 2004
- [61] B. Langrand, P. Geoffroy, J.L. Petitniet, J Fabis, Markiewicz E and Drazetic P, Identification technique of constitutive model parameters for crashworthiness modelling. *Aerospace Science and Technology*, 4:215–227, 1999
- [62] R. Liang and A.S. Khan, A critical review of experimental results and constitutive models for bcc and fcc metals over a wide range of strain rates and temperatures. *International Journal of Plasticity*, 15:963–980, 1999
- [63] B.M. Love and R.C. Batra, Determination of effective thermomechanical parameters of a mixture of two elastothermoviscoplastic constituents. *International Journal of Plasticity*, 22:1026–1061, 2006
- [64] H.W. Meyer and D.S. Kleponis, Modeling the high strain rate behavior of titanium undergoing ballistic impact and penetration. *International Journal of Impact Engineering*, 26:509–521, 2001
- [65] J.P. Noble, B.D. Goldthorpe, Church P and Harding J, The use of the Hopkinson bar to validate constitutive relations at high rates of strain. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 47:1187–1206, 1999
- [66] W.J. Kang and H. Huh, Crash analysis of auto-body structures considering the strain-rate hardening effect. *International Journal of Automotive Technology*, 1:35– 41, 2000
- [67] T.J. Holmquist and G.R. Johnson, Determination of constants and comparison of results for various constitutive models. *Journal de Physique IV*, 1(3):C3.853–C3.860, 1991
- [68] K.J. Allen, W.K. Rule and S.E. Jones, Optimizing material strength constants numerically extracted from Taylor impact data. *Experimental Mechanics*, 37(3):333– 338, 1997
- [69] W.K. Rule and S.E. Jones, A revised form for the Johnson-Cook strength model. *International Journal of Impact Engineering*, 21:609–624, 1998
- [70] C. Sattouf, O. Dalverny and R. Rakotomalala, Identification and comparison of different constitutive laws for high speed solicitation. *Journal de Physique IV*, 110:201– 206, 2003
- [71] F.J. Zerilli and R.W. Armstrong, Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *Journal of Applied Physics*, 61(5):1816–1825, March, 1987
- [72] C.E. Becze, M.J. Worswick and M.A. Elbestawi, High strain rate shear evaluation and characterization of AISI d2 tool steel in its hardened state. *Journal of Machining Science and Technology*, 5(1):131–149, 2001
- [73] B. Bourne, K.G. Cowan, J.P. Curtis, Shaped charge warheads containing low melt energy metal liners. In *19th International Symposium of Ballistics*, Interlaken, Switzerland, 7-11 May, 2001
- [74] J. Majta, A.K. Zurek, C.P. Trujillo and A. Bator, Study of high strain rate plastic deformation of low carbon microalloyed steels using experimental observation and computational modeling. *Journal de Physique IV*, 110 :117-122, 2003
- [75] J. Petit and J.L. Dequiedt, Modélisation du comportement dynamique d'un cuivre pour applications sous chocs et grandes déformations. 2003

- [76] G.Z. Voyiadjis and F.H. Abed, Microstructural based models for bcc and fcc metals with temperature and strain rate dependency. *Mechanics of Materials*, 37:355–378, 2005
- [77] R.C. Batra and Li. Chen, Effect of viscoplastic relations on the instability strain, shear band initiation strain, the strain corresponding to the minimum shear band spacing, and the band width in a thermoviscoplastic material. *International Journal of Plasticity*, 17:1465–1489, 2001
- [78] R.W. Klopp, R.J. Clifton and T.G. Shawki, Pressure-shear impact and the dynamic viscoplastic response of metals. *Mechanics of Materials*, 4:375–385, 1985
- [79] A. Molinari, Instabilité thermo-visco-plastique en cisaillement simple. *Journal de mécanique théorique et appliquée*, 4 :659–684, 1985
- [80] A. Gavrus, P. Caestecker, E. Ragneau, Etude du comportement dynamique de titane en compression rapide, XV^{ème} Congrès Français de Mécanique, Nancy, 2001



CHAPITRE 3

**SIMULATION NUMERIQUE DU
COMPORTEMENT DES
REVETEMENTS**



CHAPITRE 3

Simulation numérique du comportement des revêtements

*L*a modélisation des revêtement constitue une partie importante dans ce travail. En effet, celle-ci diffère beaucoup de celle des matériaux massifs du fait de complexité de la structure des dépôts. Le passage d'une caractérisation des matériaux massifs à celle des dépôts semble un peu délicat. Dans ce chapitre, nous nous proposons de caractériser, par indentation instrumentée le comportement des structures complexes qui consiste des revêtements élaborées par projection thermique. L'analyse des courbes (force–enfoncement) obtenues expérimentalement, couplée à une modélisation numérique, permet par méthode inverse de mettre en évidence les propriétés mécanique de dépôt. Pour la sollicitation statique, notre objectif était de montrer qu'à partir d'une combinaison entre le test d'indentation et la méthode des éléments finis il est possible d'examiner l'adhérence d'un revêtement. Les simulations base sur l'image réel combinées par des méthodes d'identification inverse sont présentés. Dans le cas de la sollicitation dynamique, notre intérêt sera particulièrement axé sur la modélisation à grande vitesse de l'impact des particules au cours de la formation des revêtements par cold spray.

Sommaire du chapitre 3

3.1 Introduction	73
3.2 Revêtement élaborés par Arc-fil	73
3.2.1 Projection par arc électrique	74
3.2.2 Matériaux utilisés	75
3.2.3 Techniques d'analyse et de caractérisation des dépôts métalliques	75
3.2.3.1 Etude métallographique	76
3.2.3.2 Caractérisation structurale	76
3.3 Caractérisations mécaniques des dépôts	79
3.3.1 Mesures de l'épaisseur du dépôt	79
3.3.2 Détermination de la rugosité par logiciel de traitement d'image	79
3.3.3 Porosité	80
3.3.4 La dureté conventionnelle	81
3.3.4.1 Effet du traitement thermique sur les propriétés mécaniques	82
3.4 Caractérisation des dépôts en indentation	84
3.4.1 Essai d'indentation instrumenté	85
3.5 Simulation l'essai d'indentation	87
3.5.1 Simulation l'essai d'indentation par l'analyse classique	87
3.5.2 Simulation l'essai d'indentation par l'analyse inverse	89
3.5.2.1 Modèle élément finis	89
3.5.2.2 Modèle du Matériau	91
3.5.2.3 Identification des propriétés plastiques des matériaux	92
3.6 Modélisation du Comportement des composites	94
3.6.1 Modélisation de l'adhésion de revêtement FeCrNiBSi- (W-Ti) C	94
3.6.2 Microstructure et test d'indentation	95
3.6.3 Application de l'identification paramétrique inverse	98
3.6.4 Simulation l'essai d'adhérence	99
3.7 Modélisation à base d'image réelle	102
3.7.1 Simulation l'essai d'indentation en 3D	105
3.8 Modélisation et caractérisation des dépôts élaborés par HVOF	105
3.8.1 Principe de HVOF procédé de projection thermique	105
3.8.2 Comportement des dépôts en indentation	108
3.8.2.1 Détermination le profil de microdureté	108
3.8.2.2 Indentation interfaciale	108
3.8.3 Détermination des paramètres élastique avec la modélisation OOF2	109
3.9 Analyse par MEF le comportement dynamique des particules de cold spray	112
3.9.1 Cold spray (projection a froid)	112
3.9.2 Simulation de l'impact d'une particule	113
3.9.2.1 Déroulement de l'impact	115
3.9.2.2 Evolution morphologique	116
3.9.3 Comparaison des méthodes de résolution de problème d'impact	117
3.9.4 Modélisation 3D de l'impact	119
3.9.4.1 Simulation 3D de la construction d'un dépôt	120
3.9.4.2 Modélisation SPH 3D de l'impact	121
3.10 Extension du modèle à l'impact Cu/Acier	122
3.10.1 La déformation des particules de cold spray	122
3.10.2 Processus d'impact des multi-particules	125
3.11 Caractérisation mécanique de revêtement de Cu	126
3.11.1 Nano-indentation instrumentée	127
3.11.2 Essai de flexion	128
3.11.3 Traction uni-axiale simple	129
3.12 Conclusion	129

3.1 Introduction

Pour des structures simples, un simple essai de traction permet de déterminer les paramètres recherchés. Pour des structures plus complexes, une procédure d'identification par analyse inverse est nécessaire pour déterminer les paramètres recherchés. Dans ce chapitre, nous nous proposons d'utiliser cette analyse afin de simuler le comportement des dépôts élaboré par projection thermique. La caractérisation de ces dépôts est souvent limitée aux analyses microstructurales dans le but d'évaluer leur morphologie. Cependant, peu de résultats ont été obtenus à cause de la structure complexe des dépôts (splats, oxydes, pores...). D'où vient la nécessité de leur étude par micro-indentation.

Depuis quelques décennies, un nouveau type d'essai d'indentation est utilisé pour déterminer certains paramètres mécaniques. C'est l'essai d'indentation instrumentée. Dans cette étude, la l'essai d'indentation instrumentée et la méthode des éléments finis (MEF) ont été combinés avec une analyse inverse pour déterminer les propriétés élasto-plastiques des revêtements élaborés par différentes type de projection thermique.

L'essai de traction est le test le plus utilisé comparé aux autres méthodes, mais il reste tout de même difficile à réaliser dans certains cas. Compte tenu de ces difficultés liées à l'utilisation des tests d'adhérence, nous avons proposé une approche numérique qui basé sur la combinaison entre les mesures expérimentales de l'indentation instrumentée (IIT) et leur modélisation par MEF pour extraire les propriétés élastoplastiques du dépôt. Ces paramètres optimisés définissent à leur tour, la loi du comportement élastoplastique du matériau, celle-ci est nécessaire à la simulation du test d'adhérence du dépôt.

Cette première partie concerne les méthodes expérimentales permettant d'identifier les paramètres mécaniques des revêtements sous sollicitation statique. Une modélisation des tests d'adhérences les plus communément utilisées a été faite. La partie deuxième de ce chapitre concerne les méthodes d'analyses permettant de simuler le phénomène d'impact.

Dans ce cas, au contraire de la modélisation qui présente dans le chapitre 2 et qui effectué avec des corps solides, la modélisation à grande vitesse d'une seule particule et de l'impact des particules multiples aux cours de la formation des revêtements par cold spray a été effectuée avec des particules déformable. Par conséquence ce type de calcul a nous permis d'avoir les aspects fondamentales pour la modélisation des phénomènes d'impact. Dans cette partie, diverses combinaisons des paramètres de calcul ont été étudiées.

3.2 Revêtement élaborés par Arc-fil

Dans cette thèse, des revêtements d'acier inoxydable et de composite sont élaborés par projection thermique. Ces dépôts sont réalisés sur des épaisseurs comprises entre 250 et 500 μm sur une face d'un substrat cylindrique en acier à bas carbone C35 (épaisseur = 8 mm, ϕ = 25 mm).

La projection est effectuée à l'aide d'un arc fil de type Métallisation 234 dans l'entreprise Algérie Métallisation, en Alger, entreprise privée spécialisée dans la rénovation et la récupération par métallisation des pièces mécaniques usées. Nous présentons dans cette partie, d'abord le procédé, l'appareillage et les différents paramètres mis en jeu dans notre étude. Deux types de revêtements ont été déposés sur un acier de construction préalablement dégraissé à l'acétone et sablé à l'alumine pour obtenir des niveaux de rugosité avant projection. Certains échantillons ont subi un traitement thermique.

3.2.1 Projection par arc électrique

La projection arc-fil est une technique de revêtement de surface relativement économique qui compte de nombreuses applications industrielles. Elle est utilisée industriellement en Europe depuis 1945 [1-3]. Le principe consiste à faire éclater un arc électrique entre deux fils ductiles consommables et à atomiser le matériau aussi fondu par un jet de gaz comprimé (généralement de l'air) qui le projette sur le substrat (figure 3.1).

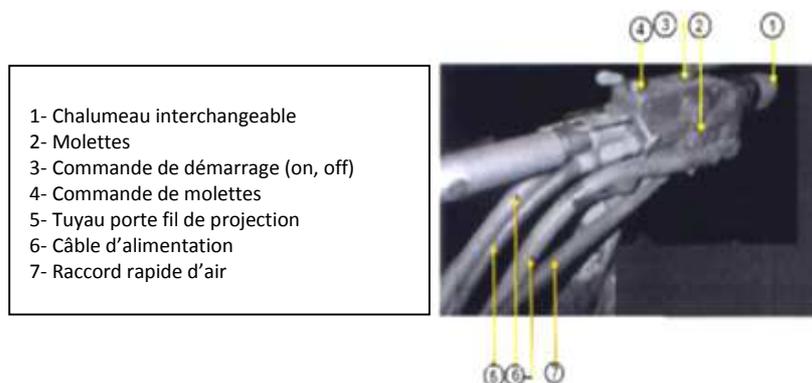


Fig. 3.1: Dispositif de projection à l'arc électrique utilisé dans cette étude

Les pistolets à arc électrique sont alimentés par des générateurs à courant continu avec des tensions d'arc comprises entre 25 et 40 V, pour des intensités de courant allant de 100 à 500A. Ils sont essentiellement constitués de deux parties : la première sert à l'entraînement des fils ; la seconde assure la fusion et la projection du métal fondu.

Les fils sont conditionnés en bobines et sont tirés, au travers de gaines souples, par des molettes d'entraînement intégrées au pistolet et mues par des moteurs électriques. Dans le cas de fils très rigides ou de grandes distances entre le pistolet et les bobines (supérieures à 5m), il est nécessaire d'adjoindre à l'installation un système d'entraînement des fils par poussée à l'entrée des gaines. Ce type d'équipement est communément appelé "poussé-tiré".

A l'intérieur du pistolet, les fils sont guidés par deux tubes permettant, d'une part, le positionnement du fil avant son entrée dans la zone de fusion et, d'autre part, la transmission du courant électrique aux fils. Une buse située derrière le point d'intersection des fils, dirige un flux de gaz comprimé à grande vitesse sur l'extrémité des fils en fusion, et propulse le matériau atomisé sur le substrat.

La température de l'arc, d'environ 6000 K dans l'aire à pression ambiante, est largement au-dessus du point de fusion des matériaux projetés, ce qui peut entraîner une vaporisation relativement importante et un chauffage excessif des gouttelettes.

Cependant, ce dernier peut aider à créer des zones d'interaction métallurgique dans le dépôt ou à l'interface dépôt-substrat et des zones de diffusion améliorant, ainsi, sensiblement l'adhérence et la cohésion des dépôts. L'avance des fils à vitesse constante permet la projection en continue avec des débits de matière élevés (jusqu'à 20 kg/h), ceci en dépit du caractère discontinu qu'induit la création et l'extinction de l'arc électrique lors de la formation et de l'atomisation des gouttelettes de matériau fondu. L'utilisation d'un gaz d'atomisation secondaire (gaz de gainage) conduit à une meilleure canalisation du jet des particules et à l'augmentation de leurs vitesses à l'impact sur le substrat, ce qui améliore les propriétés du dépôt [4,5].

3.2.2 Matériaux utilisés

Dans cette thèse, on a tenté de considérer plusieurs matériaux. Les matériaux métalliques et des composites couramment utilisés ont été choisis. Dans ces travaux, nous avons utilisé deux types de fil de diamètre 1,6 mm : un fil d'acier inoxydable AISI 420 (Metcoloy 2) et fil fourré (SM8297), Ces fils sont vendus par la société Sulzer Metco. La préparation des échantillons avant la projection est effectuée à l'aide d'une sableuse en utilisant l'alumine de type corindon avec granulométrie moyenne de 300 μ m.

Les substrats sont fixés sur un porte-échantillons de diamètre 300 mm animé d'une vitesse de rotation de 90 tr/min (figure 3.2). Le sablage est effectué perpendiculairement aux substrats pendant 2 min. Les substrats ainsi préparés subissent un nettoyage à l'acétone. Les échantillons ont ensuite été séchés et étaient prêtes pour le processus de revêtement par EAS.

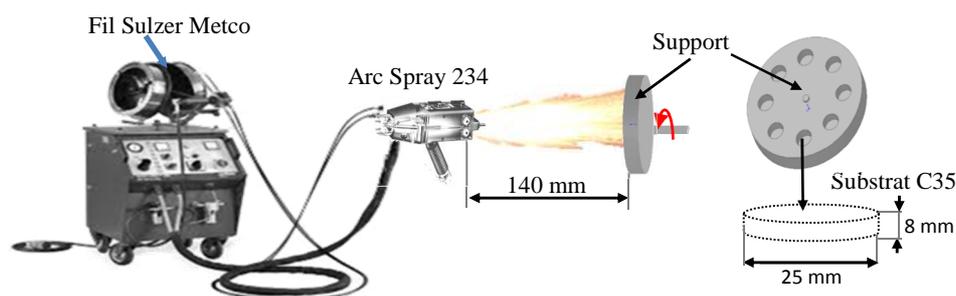


Fig. 3.2: Configuration l'essai de projection thermique utilisé

3.2.3 Techniques d'analyse et de caractérisation des dépôts métalliques

L'efficacité et le rendement de plusieurs applications techniques avancées sont fortement liés aux propriétés de transport et ces propriétés physiques sont reliées, à leur tour, directement à la microstructure du matériau de base. Le comportement d'un matériau est contrôlé par sa microstructure. Il est donc nécessaire de trouver un lien entre la microstructure et les propriétés d'un matériau pour la compréhension et la prédiction de son comportement.

A ce jour, les différentes techniques d'imagerie, notamment la microscopie électronique à balayage (MEB) et la microscopie optique (MO), permettent d'obtenir des images numériques bidimensionnelles qui décrivent la microstructure d'un matériau. Le traitement et l'analyse des images matricielles est dans ce chapitre l'objet de notre intérêt.

Avant d'étudier les dépôts réalisés à partir de fils fourrés, nous avons commencé par étudier des dépôts métalliques réalisés par projection arc-fil, afin de pouvoir comparer les deux types de dépôts (dépôt métallique et dépôt composite).

Dans la première partie, nous exposons d'abord les conditions de tir utilisées, la caractérisation microstructurales (analyse MEB et EDS) et les caractéristiques mécaniques (dureté et le test d'adhérence) des revêtements. Puis, nous présentons la simulation numérique du comportement des dépôts. Les dépôts réalisés par projection arc-fil ont été réalisés sur des substrats cylindrique de 25x8 mm² d'un acier ordinaire C35 (composition chimique : Fe-0.17Cr-0.79Mn-0.19Ni-0.16 Cu) afin d'améliorer ses propriétés mécaniques de surface.

3.2.3.1 Etude métallographique

L'objectif de notre étude est d'obtenir un dépôt métallique épais. Il doit combiner une bonne résistance pour la protection du substrat et une bonne dureté. Un tel dépôt doit présenter une faible porosité car ce dernier est généralement néfaste à l'adhérence du dépôt sur la pièce à protéger. La projection à l'arc électrique a été choisie, pour élaborer un revêtement épais à l'acier inoxydable sur le substrat. La caractérisation métallographique permet de mieux étudier la microstructure et la composition chimique du substrat et du dépôt formé. Elle porte notamment sur la mesure de l'épaisseur du dépôt, la rugosité, la micro-dureté, l'adhérence et la porosité.

3.2.3.2 Caractérisation structurale

Les échantillons revêtus ont été transversalement sectionnés au moyen d'un appareil de coupure métallographique, monté dans une résine époxy à froid, poli avec des papiers de grains (les aspérités allant de 400 à 1200), et poli avec des particules de 1 µm d'alumine pour révéler la microstructure de revêtement. La microstructure des revêtements ainsi pulvérisée et recuit a été observée par microscopie optique (OM). Microscope JEOL JSM6360 électronique à balayage (MEB), spectroscopie à dispersion d'énergie aux rayons X (EDS) utilisée pour caractériser les structures et les compositions de revêtements. Pourcentage de porosité a été évalué à partir de la photographie SEM de la section transversale en utilisant une analyse d'image avec le programme ImageJ.

• Microscope optique

Le microscope optique est utilisé dans cette étude de type Leitz. L'observation microscopique nécessite une préparation minutieuse des surfaces d'échantillon. L'aspect miroir est obtenu par un polissage fin de la surface ou de la coupe du dépôt à observer.

Afin de révéler la microstructure du substrat acier C35, le polissage mécanique est suivi d'une attaque chimique dans une solution Nital (mélange d'acide nitrique et d'alcool dans un rapport de 3/100), pendant 3 à 5 secondes. La photo du microscope optique (figure 3.3) révèle la présence de deux phases, la ferrite (ou phase α) apparaît bien plus claire que la perlite.

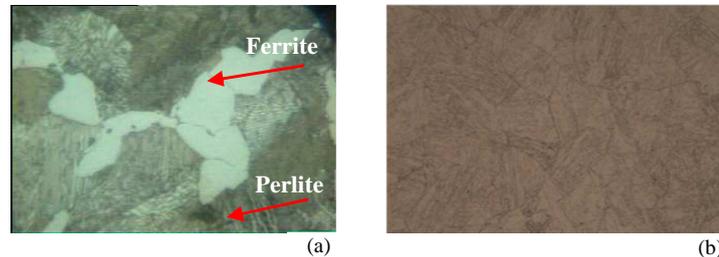


Fig. 3.3: a) Microstructure de l'acier C35 après attaque au Nital (x 300),
b) microstructure du fil d'acier inoxydable (x 300)

• Microscopie électronique à balayage

C'est un moyen employé pour observer la morphologie et la microstructure des zones traitées. L'observation par microscopie électronique à balayage est pratiquée sur la tranche des échantillons afin d'apprécier aux mieux la structure interne des dépôts. L'échantillon est découpé puis poli. La tension d'accélération est 30 kV et le grossissement utilisé est 150. Caractérisation microstructurale des revêtements par projection thermique implique des mesures quantitatives des caractéristiques géométriques telles que la porosité (sous forme de vides, les fissures etc..) et l'analyse des aspects matériels dans les revêtements tels que la structure de lamelle, interfaces, phases [6]. En fonction de ces propriétés, les caractéristiques de microstructure peuvent être éclairées. La figure (3.4) montrée une microstructure SEM transversale typique de revêtement FeCr/Ni et de surface déposé sur un substrat en acier. Comme le montre la figure (3.4.a), il ya une couche de liaison à base de Ni entre le substrat et le revêtement FeCr pour améliorer la force d'adhérence. Comme il est expliqué en détail dans [7-9], dans le revêtement de liaison à base de Ni, Ni-Cr et Ti favoriser la résistance à l'oxydation et augmenter la dureté du revêtement en formant des précipités très dures.

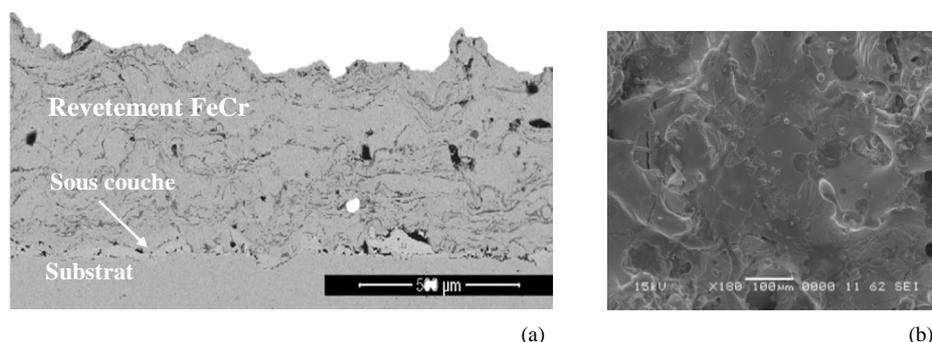


Fig. 3.4: Observation par MEB de la section transversale (a) et de la surface (b) du dépôt

On constate que le dépôt présente une forme relativement non homogène. Quelques défauts d'empilements créés par une mauvaise superposition ou un mauvais étalement des particules sont visibles. On peut noter aussi la présence des pores dans le dépôt.

La porosité provient soit des microcavités dues à un empilage imparfait des particules, soit à des gaz emprisonnés lors de la solidification du revêtement. Le dépôt ne présente pas de défauts macroscopiques des délaminations.

• *Spectrométrie de la dispersion d'énergie EDS*

Les résultats de l'analyse chimique semi-quantitative de substrat acier XC38, dépôt d'acier inoxydable et de sous-couche d'accrochage réalisé par EDS, sont représentés dans les figures (3.5, 3.6 et 3.7). Le pourcentage massique est donné dans les tableaux (3.1 et 3.2).

Tableau 3.1: Composition chimique de l'acier C35 donné par EDS (en % massique)

Fe	Al	Si	S	Cr	Cu	Mn
96,93	0,84	0,75	0,14	0,34	0,21	0,78

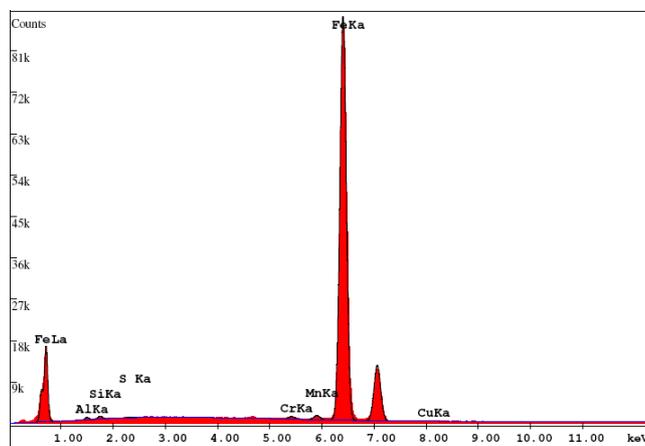


Fig. 3.5: Analyse élémentaire par EDS de substrat

Tableau 3.2: Composition chimique du dépôt d'acier inoxydable (en % massique)

Fe	Cr	P	Si	Al	Mg	Zn	S
76,91	15,46	0,32	1,43	2,21	0,60	1,93	1,14

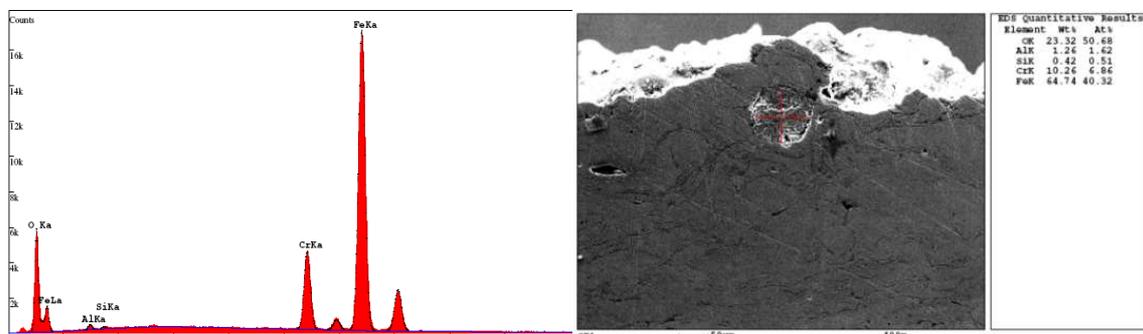


Fig. 3.6: Analyse élémentaire par EDS de la section transversale du dépôt d'acier inoxydable

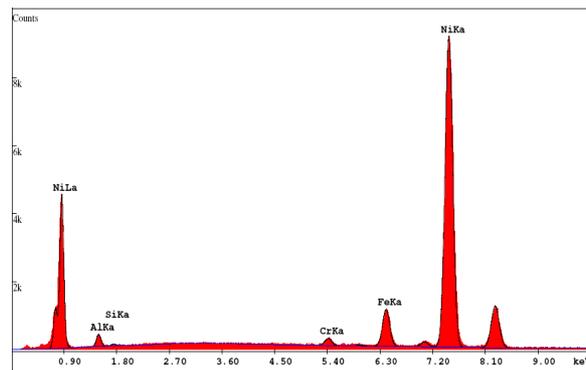


Fig. 3.7: Analyse élémentaire par EDS de la sous-couche d'accrochage

Cette analyse par EDS a permis de déterminer la composition chimique des éléments constituant nos métaux. Sur les spectres généraux, on peut distinguer la présence des éléments de base tels que le fer pour le substrat, fer-chrome pour le dépôt d'acier inoxydable et nickel aluminium pour la sous-couche d'accrochage. Les zones grises claires correspondent à la phase métallique. L'apparition d'autres éléments à base d'oxygène dans les zones grises foncées. Ce résultat indique que les régions foncées contiennent plus d'oxydes venant de l'oxydation en vol des particules pendant la projection.

3.3 Caractérisations mécaniques des dépôts

3.3.1 Mesures de l'épaisseur du dépôt

L'épaisseur minimale recommandée est la limite en dessous de laquelle des défaillances prématurées sont redoutables. La mesure de l'épaisseur a été réalisée par microscope électronique (selon la norme NF ISO 9220) en utilisant la règle microscopique. La valeur de l'épaisseur obtenue résulte de la moyenne des 14 mesures. $e = 436,25\mu\text{m}$

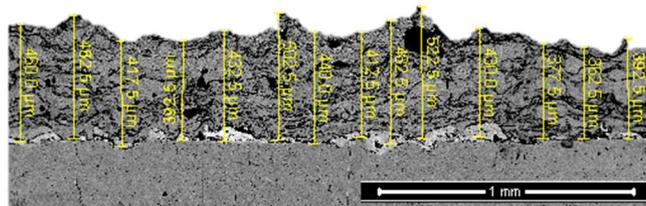


Fig. 3.8: Mesures de l'épaisseur du dépôt d'acier inoxydable

3.3.2 Détermination de la rugosité par logiciel de traitement d'image

Il existe des nombreux paramètres permettant de définir la rugosité d'une surface. Chaque paramètre a un profil $z(x)$ définissant la surface sur une longueur de référence.

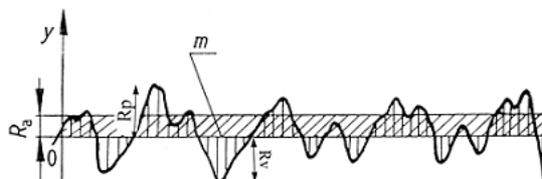


Fig. 3.9: Profil définissant une surface sur une longueur de base l

Paramètre R_a est la moyenne arithmétique de toutes les ordonnées du profil à l'intérieure de la longueur de référence l .

$$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l |z(x)| dx \quad (3.1)$$

En général, les profils sont définis par une série de n points, ainsi :

$$R_a = \frac{1}{n} \sum_{i=0}^{i=n} |z_i| \quad (3.2)$$

Les échantillons de revêtement ont été produits en utilisant EAS. La rugosité (R_a) de la surface des échantillons ainsi préparés est généralement comprise entre 5 et 7 μm . La rugosité de surface élevée est essentielle pour assurer une liaison adéquate des revêtements. Pour les revêtements d'acier inoxydable AISI 420, les substrats sablé ont été revêtues avec une couche de liaison en utilisant Ni afin d'améliorer l'adhérence du revêtement FeCr au substrat.

La mesure de la rugosité a été réalisée par une analyse d'image, pour effectuer cette mesure, nous avons pris une photo de coupe de l'échantillon à l'aide MEB (longueur de mesure = 500 μm). Le contraste de la ligne d'interface est traité numériquement par un logiciel de traitement d'image ImageJ 1.47, dont il est le logiciel à usage public, afin d'obtenir la rugosité. Les valeurs de rugosité déterminées par le traitement d'images sont : R_a (substrat) = 1,9 μm . R_a (dépôt) = 5,73 μm .

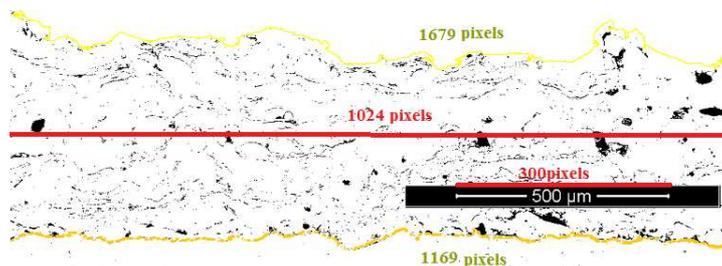


Fig. 3.10: Détermination de la rugosité par un traitement d'image

3.3.3 Porosité

Nous avons appliqué la méthode d'analyse d'image à la mesure de porosité des dépôts. Elle a été déterminée par une analyse d'image en évaluant les niveaux de noir avec le logiciel Image-J. Les valeurs de la porosité obtenues résultent de la moyenne des mesures de quatre photos. À chaque application correspond un programme d'analyse d'images, qui comporte trois étapes essentielles : Acquisition de l'image, Sélection des zones d'intérêt, Détermination de la porosité. L'analyse d'image a pour principal objectif de discriminer les caractéristiques intéressantes de la microstructure, c'est-à-dire séparer les pores du reste du dépôt grâce au degré élevé de contraste entre les pores noirs (vides) et le reste du matériau du dépôt de la plus grande réflectivité; différentes mesures peuvent être effectuées sur les caractéristiques des parties discriminées; plusieurs travaux ont montré que l'analyse d'image peut, d'une manière reproductible, détecter et mesurer les caractéristiques microstructurales (pores, fissure ...).

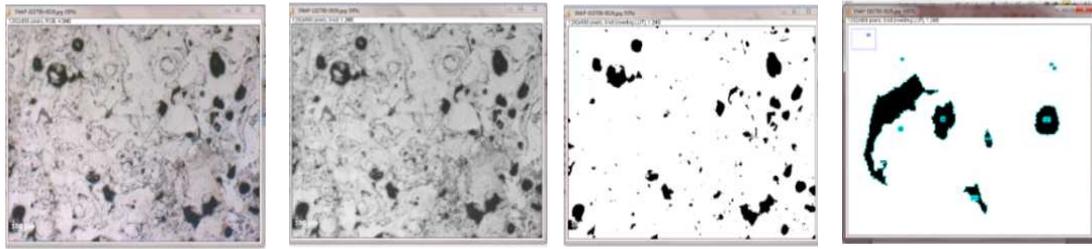


Fig. 3.11 : Etapes de détection des pores par un logiciel d'analyse d'image

L'image obtenue par camera à haute résolution du microscope optique est une image en couleurs RVB (rouge, vert, bleu) d'un codage de 24 bit, et doit être convertie en une image à niveau de gris d'un codage de 8 bits, pour faciliter le seuillage. Les pores qui correspondent aux pixels foncés sont isolés du reste de l'image du dépôt par élimination de tous les pixels de l'image initiale (figure 3.11) en ne conservant que les pixels de niveau de gris compris entre deux niveaux seuils 0 et 65 pixels (dans notre cas), l'image résultante est une image binaire d'un codage 0 bit (noir), et 1 bit (blanc). Le logiciel peut détecter tous les groupements (pores) codés en 0 (noirs). Chaque porosité peut alors être détectée, numérotée, et caractérisée par différentes mesures de tailles ou de formes.

3.3.4 La dureté conventionnelle

Avant de faire directement les essais d'indentation instrumentée, nous avons procédé à plusieurs essais d'indentation conventionnelle suivant la section transversale de dépôt à l'aide d'un duromètre de marque Tukon® 2500. Ces Essai ont pour but de mesure les duretés à partir de la forme d'empreinte résiduelle.

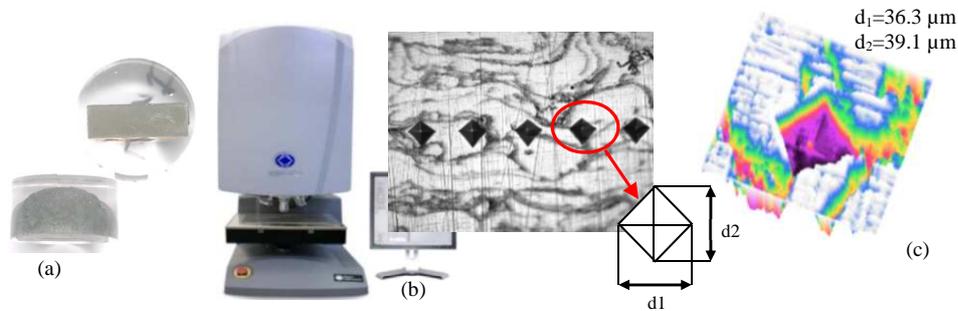


Fig. 3.12: a) Duromètre Tukon® 2500, b) image microscopique avec indentation Vickers, c) traitement de l'image de l'empreinte.

Le test effectué pour déterminer le profil de dureté consiste à appliquer une charge de 200 g sur une coupe perpendiculaire. Le résultat obtenu est représenté sur la figure (3.13). On remarque que les valeurs de la micro-dureté de dépôt varient depuis le substrat jusqu'au revêtement. La microdureté des dépôts par projection arc-fil atteint $HV=620\pm 60$ HV. Elle est améliorée par rapport à celle du matériau d'apport $HV=230\pm 20$ HV (dureté mesurée du fil d'acier inoxydable). Cette augmentation peut se traduire par leur microstructure complexe de type trempé comprenant des lamelles (splats), et présence d'oxydes.

En effet, la formation des dépôts de projection thermique se fait par l'impact des particules fondues sur la surface du substrat transportées par un jet d'air, ce qui facilite leur oxydation en vol et lors la solidification sur le substrat relativement froid.

Le départ des particules de la buse sous l'état fondu jusqu'au substrat dure quelque millisecondes ce qui leur impose un refroidissement très rapide de l'ordre de 150 m/s [10]. La structure trempée avec des grains très petits font augmenter la microdureté de lamelle. Ainsi d'un autre cote la différence de température des gouttelettes déposées et le substrat engendre des contraintes résiduelles compressives dans les dépôts, qui peuvent à leur rôle d'augmenter la microdureté et de diminuer la ténacité [10,11].

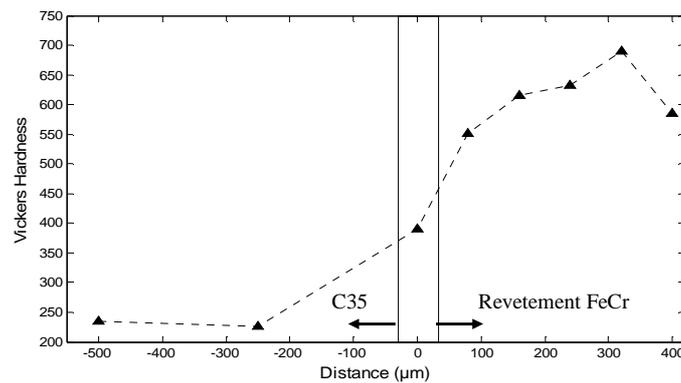


Fig. 3.13: Profil de microdureté (HV_{0,2}) le long de l'interface FeCr/acier

La dureté du dépôt est environ deux fois plus élevée que celle du substrat (235 ± 7 HV). L'écart sur les mesures de dureté de dépôt est considérable, ceci peut s'exprimer par la plus grande hétérogénéité du dépôt réalisé qui contient des pores et des oxydes.

3.3.4.1 Effet du traitement thermique sur les propriétés mécaniques

Les revêtements en acier inoxydable ont été soumis à des traitements thermiques de 850 °C afin d'étudier l'effet des traitements thermiques sur la micro-dureté et propriété mécanique. Les traitements de recuit sont effectués dans un four avec une vitesse de chauffage de 30° C/min, suivi d'un temps de maintien constant de 30 min a été maintenue pour les échantillons. Les spécimens ont été soumis à un refroidissement à l'air. La figure (3.14) montre micrographie optique de coupes transversales de revêtement avant et après traitement thermique.

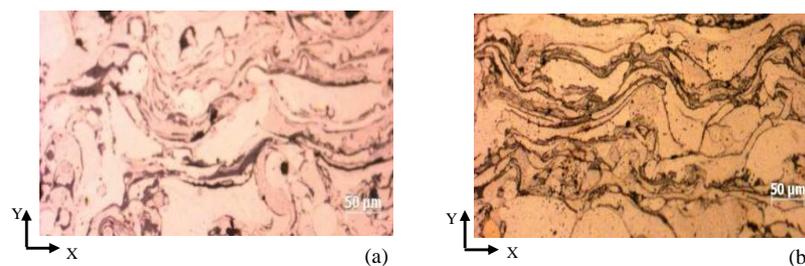


Fig. 3.14: Micrographies optiques des cross section, a) avant traitement thermique, b) après traitement thermique

La figure (3.15) montre le profil de micro-dureté en fonction de la position de mesure (sens perpendiculaire). Nous remarquons que la dureté dans le dépôt est hétérogène en fonction de la distance, ceci est expliqué par la présence des pores, et les oxydes aux cours de la formation des dépôts. Par ailleurs, les dépôts sont portés à un traitement thermique, la micro dureté est diminuée vers $HV=272.5\pm 17$. Ces complexités de dépôt sont confirmées par l'observation microscopique à force atomique (figure 3.17.c).

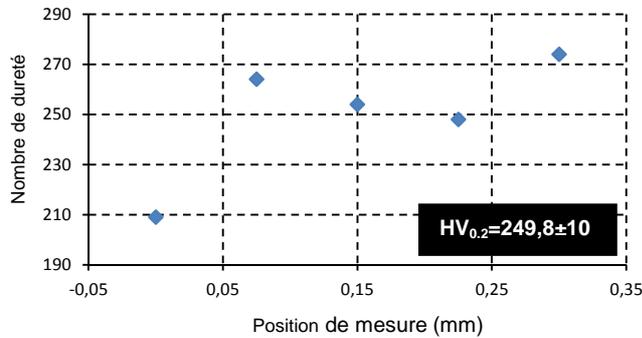


Fig. 3.15: Evolution de nombre de dureté en fonction de la distance

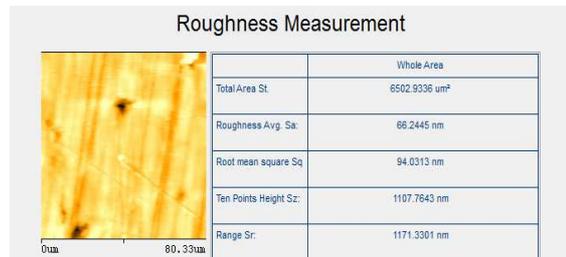


Fig. 3.16: Exemple de mesure de rugosité de dépôt par AFM

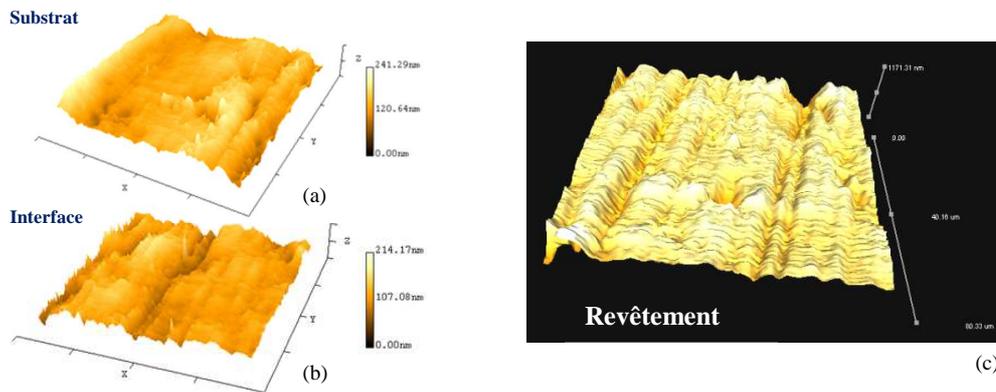


Fig. 3.17: Image AFM : a) Substrat, b) interface, c) revêtement

Le traitement thermique a pour effet de relaxer les contraintes résiduelles, et permettre recristalliser et coalescer les grains, conduisant à leur grossissement; et diminuant la microdureté mais avec l'amélioration de la ténacité et la porosité. L'étude comparative donnée en figure (3.18) montre la variation des duretés des revêtements avant et après le traitement thermique.

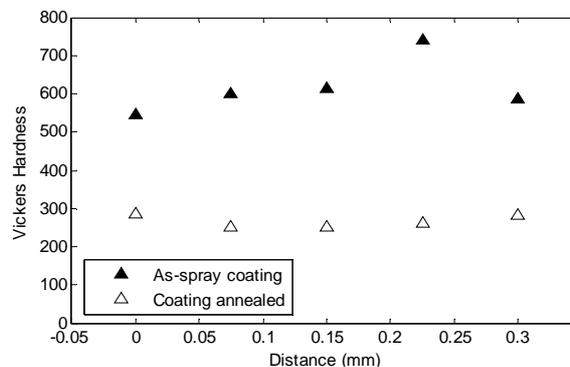


Fig. 3.18: Evolution de la dureté en fonction de distance pour le revêtement brut et le revêtement après traitement thermique

3.4 Caractérisation des dépôts en indentation

Nous présenterons ici le principe de l'essai d'indentation instrumenté ainsi que les méthodologies d'analyse des courbes charge-déplacement. L'indentation instrumentée est une technique de caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux. Lors de la pénétration, à vitesse de charge constante, de l'indenteur dans le matériau à tester, l'appareil enregistre la charge appliquée en fonction de la profondeur atteinte (figure 3.19). Contrairement à un essai de microdureté, où seule l'analyse de l'empreinte résiduelle est utilisée pour identifier les paramètres rhéologiques du matériau, l'analyse de la courbe force-enfoncement délivrée par le micro-indenteur permet, à l'aide de modèles analytiques comme celui d'Oliver et Pharr [12], le plus classiquement utilisé, de déterminer le module d'élasticité moyen et la dureté moyenne du matériau. L'analyse de la courbe force- enfoncement permet d'identifier la loi de comportement élastoplastique du matériau.

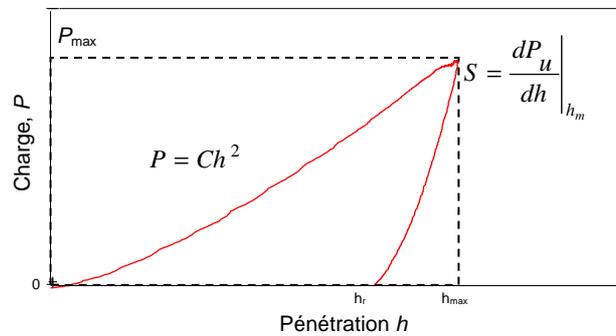


Fig. 3.19: Courbes de charge-décharge en fonction du déplacement

Le principe de l'essai d'indentation est d'enfoncer sous l'action d'une charge donnée un indenteur (ou indenteur) plus dur que le matériau à tester, tout en enregistrant le déplacement et la force appliquée en fonction du temps. La dureté, assimilée à la pression moyenne sous l'indenteur, est déterminée à charge maximale, P_{\max} , grâce à l'identification de l'aire de contact projetée A_p entre l'indenteur et le matériau :

$$H = \frac{P_{z \max}}{A_p} \quad (3.3)$$

L'aire de contact projetée est une fonction de la profondeur de contact. La raideur du matériau, notée S , est déterminée au début de la phase de décharge, lors du retour élastique de la matière sous l'indenteur :

$$S = \left. \frac{dP_h}{dh} \right|_{h = h_{\max}} \quad (3.4)$$

Le module d'élasticité du matériau, E , est calculé à partir de S , du module réduit E_r , de l'aire de contact projetée, et des module d'élasticité, E_i , et coefficient de Poisson, ν_i , de l'indenteur :

$$\frac{1}{E_r} = \frac{(1-\nu^2)}{E} + \frac{(1-\nu_i^2)}{E_i} \quad (3.5)$$

La dureté dépend donc de la forme de l'indenteur et de la définition de l'aire représentative de l'empreinte.

Il est possible de considérer soit l'aire de contact réelle entre l'indenteur et le matériau, soit l'aire projetée dans le plan de la surface du matériau. Les méthodes développées pour exploiter les courbes en indentation instrumentée utilisent l'aire de contact projetée. La différence de définition peut amener à de grandes différences de valeur de dureté en fonction du matériau étudié. Au cours de l'indentation, l'indenteur doit se déformer le moins possible, et uniquement de manière élastique. Le matériau employé doit, par conséquent, avoir une grande dureté et une forte limite d'élasticité. Les géométries de pointes des indenteurs couramment utilisées dans la caractérisation des matériaux sont présentées dans la figure (3.20).

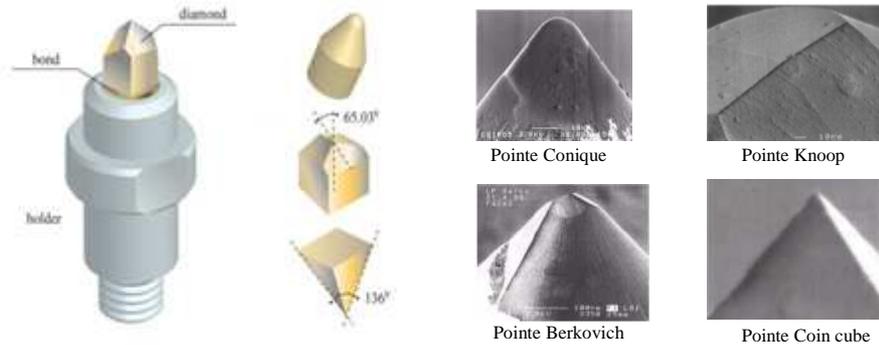


Fig. 3.20: Les différentes géométries des pointes des indenteurs utilisées dans la caractérisation des matériaux

3.4.1 Essai d'indentation instrumenté

L'essai de l'indentation instrumenté est réalisé au sein de laboratoire des matériaux métallique (IOMP, UFAS1-Sétif), à l'aide d'un duromètre de marque Zwick/Roell 2.5 (figure 3.21.a) équipé d'une pointe Vickers en diamant, de forme pyramidale à quatre faces. La charge appliquée est de 5N avec un temps d'attente sur point de charge de 15s et une vitesse de charge et de décharge de 0.5mm/min.

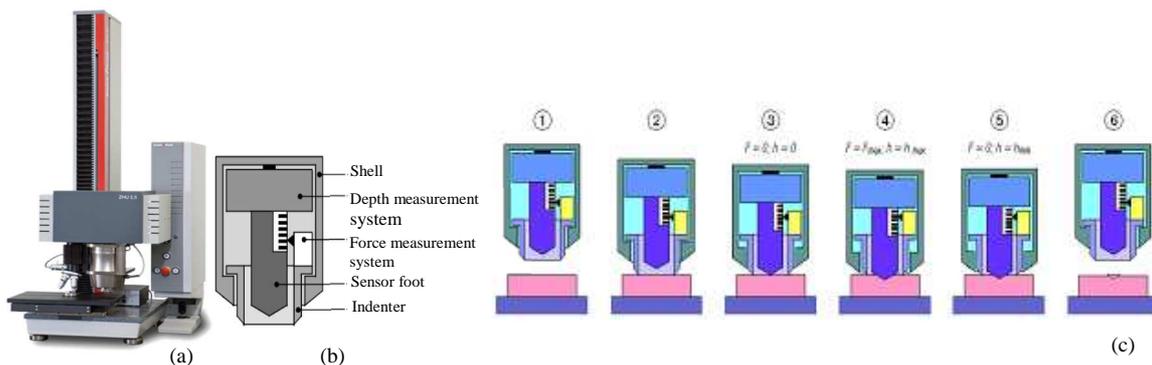


Fig. 3.21: Duromètre Zwick/Roell Z2.5 : a) vue de la machine, b) tête de mesure [13], c) principe de mesure d'indentation [13]

L'essai de l'indentation est réalisé suivant la section transversale de dépôt, après découpage, enrobage et polissage mécaniquement de la surface. L'épaisseur des dépôts élaborée a été mesurée par projecteur de profil MP320 (figure 3.23) avec un grossissement de 10X à différents postions dans l'échantillon. La valeur calculer correspondent à la moyenne des dix mesures est de 377,5 μm .

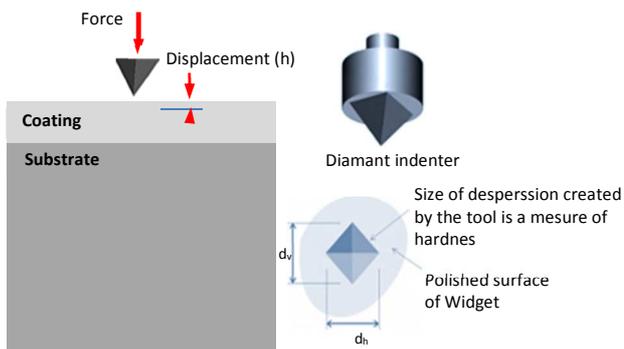


Fig. 3.22: Schématisation le principe d'indentation Vickers sur le revêtement



Fig. 3.23 Projecteur de profil MP320

Pour traiter les résultats $F-h$, nous avons appliqué le modèle d'Oliver et Pharr. La figure (3.24) présente un exemple de traitement d'une courbe et illustre la signification de chaque paramètre. Les valeurs calculées à l'aide de ce modèle sont données dans le tableau 3.3 où H_{IT} représente la dureté de pénétration, HV la dureté Vickers, E_{IT} le module d'Young, F_{max} la charge maximale appliquée, h_{max} la profondeur maximale et h_{min} la profondeur minimale d'indentation.

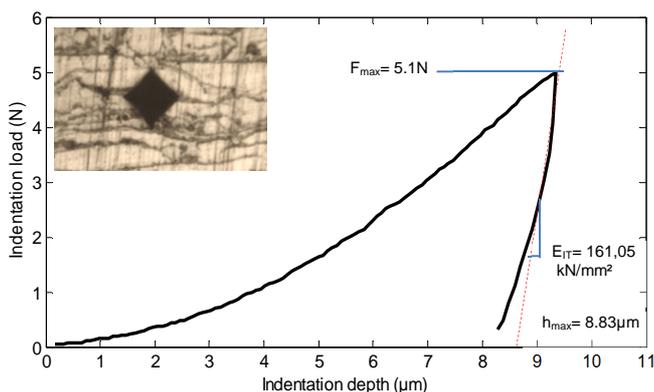


Fig. 3.24: Courbe force- pénétration obtenue par indentation instrumentée

Tableau 3.3: Valeurs caractéristiques de la courbe force-pénétration

Propriétés mécanique	h_{min} (μm)	h_{max} (μm)	F_{max} (N)	E_r (GPa)	E (GPa)	$HV_{0,5}$
Résultats	8,075	8,833	5,01	161,05	115,17	218,43

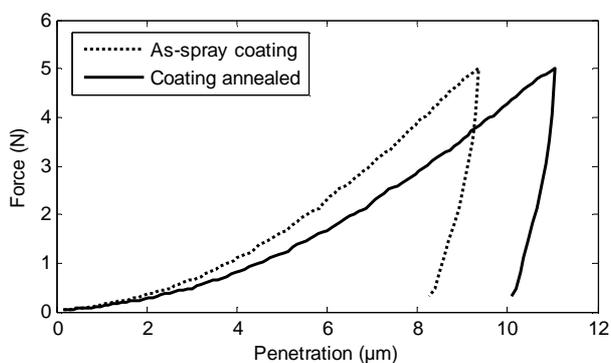


Fig. 3.25: Modèle d'une courbe charge – déplacement obtenue sur un revêtement brut et le revêtement après traitement thermique

3.5 Simulation l'essai d'indentation

L'apparente simplicité du test d'indentation instrumentée est contre balancée par les difficultés à interpréter les données : ce test met en jeu une sollicitation complexe qui reste mal comprise. Jusqu'à récemment, les données du test d'indentation étaient uniquement interprétées à l'aide des formules semi-empiriques ou empiriques, comme le soulignent les travaux de Tabor [14] majoritairement basés sur des observations expérimentales. Les récents progrès en informatique et ingénierie ont conduit à l'apparition d'un nouvel outil pour l'étude des phénomènes mécaniques : la simulation numérique.

Récemment, différentes techniques numériques ont été développées pour l'utilisation dans des nombreux domaines de la science et de l'ingénierie qui peuvent être utilisés dans les problèmes d'indentation. Certains chercheurs ont étudié le processus de retrait à l'aide de l'approche numérique de la méthode des éléments finis. Un des premiers exemples de comparaison entre analyse par éléments finis et les résultats expérimentaux ont été proposés par Bathyscaphe Nix [15] dans lequel ils ont simulé un essai d'indentation submicroniques. Jusqu'à présent, la vérification de la méthode des éléments finis pourrait être un outil efficace pour simuler des mesures de dureté.

3.5.1 Simulation l'essai d'indentation par l'analyse classique

Pour la simulation numérique du test d'indentation on utilise le logiciel éléments finis ABAQUS®. Dans une configuration axisymétrique pour la discrétisation géométrique de dépôt on utilise des éléments quadrangles à 4 nœuds (figure 3.26). Les éléments utilisés pour le maillage sont de type quadrangle. La zone située directement sous l'indenteur est maillée plus finement que le reste du substrat ce qui permet d'une part de gagner en précision sur le résultat de la simulation et d'autre part, en optant pour un maillage plus grossier en s'éloignant de la zone indentée de réduire le temps de calcul. Pour assurer une précision suffisante et la convergence numérique du problème, on adopte un maillage progressif croissant depuis la zone indentée vers le bord extérieur.

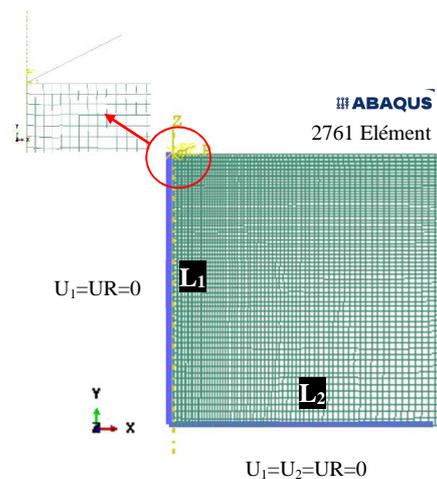


Fig. 3.26: Maillage, Conditions aux limites utilisées pour nos simulations

Les simulations ont été réalisées à l'aide d'indenteur Vickers en diamant de demi-angle θ de 68° . Le contrôle de l'indenteur s'effectue avec un déplacement de $8,833\mu\text{m}$. Le contact entre l'indenteur et le matériau est supposé sans frottement et parfait. Les matériaux modélisés sont supposés isotropes. Au cours de l'étape de chargement, l'élément d'indentation conique se déplace vers le bas le long de la direction z et pénètre à la base jusqu'à la profondeur maximale spécifiée. Dans la deuxième étape, l'indenteur ensuite a été ramené à la position initiale.

Leur comportement est de type élasto-plastiques à écrouissage isotrope associé au critère de plasticité de Von-mises. Le module d'Young et le coefficient de Poisson de l'indenteur en diamant sont de 1141 GPa et 0,07 respectivement. D'autre part, en raison de la symétrie du problème par rapport à l'axe du chargement, tous les calculs ont été menés sur la moitié de dépôt. Les résultats numériques principaux montrés ci-dessous se présentent sous la forme de la courbe de charge/décharge, distribution des contraintes Von-mises au niveau de la zone de contact indenteur/dépôt.

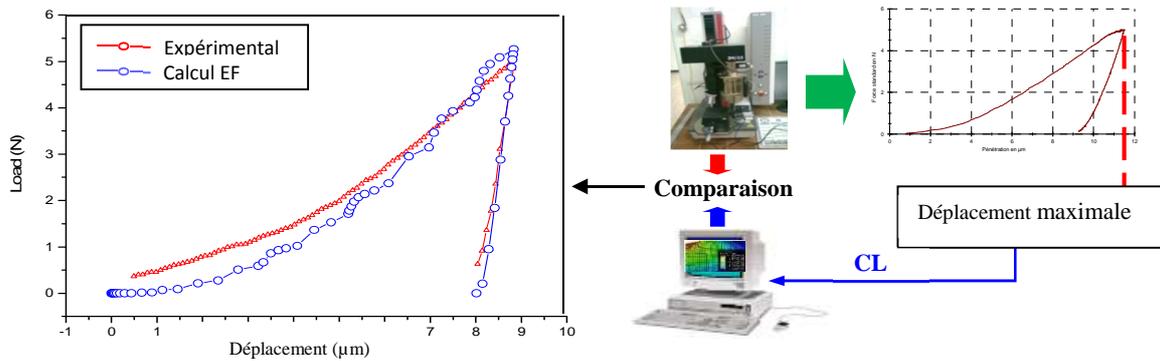


Fig. 3.27: Comparaison des évolutions du chargement calculé et mesuré pour $d = 8,833 \mu\text{m}$

D'après la figure (3.27), on constate qu'il existe une cohérence qualitative entre la variation de l'évolution de chargement, mais du point de vue quantitatif il existe un écart considérable, surtout en ce qui concerne la phase de charge. Ceci peut s'expliquer par le fait que le nombre des coordonnées ($\sigma_{i=1-4}$, $\varepsilon_{i=1-4}$) utilisé pour estimer la loi du comportement sont insuffisantes, distribution des défauts dans notre structure et la présence d'un frottement à l'interface de contact.

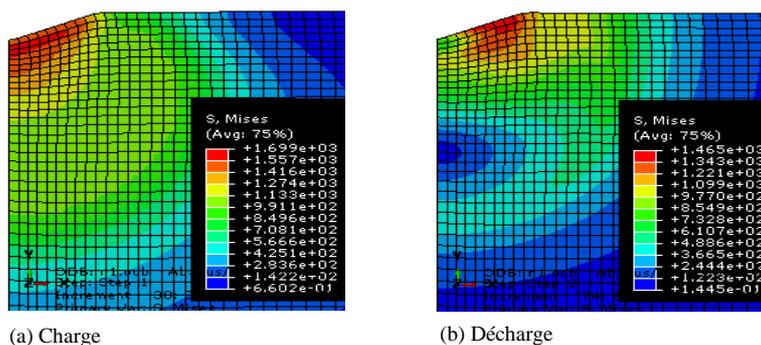


Fig. 3.28: Variation du champ de contrainte équivalente σ_{Mises} (MPa)

Le calcul par éléments finis détermine la contrainte Von-mises figure (3.28). On remarque que, pour un déplacement (d) de $8,833\mu\text{m}$ une concentration de contrainte de tension est située autour de la zone de contact indenteur/dépôt, et atteint son amplitude maximale à la valeur de 1,699 GPa.

3.5.2 Simulation l'essai d'indentation par l'analyse inverse

Nous allons maintenant présenter la modélisation par éléments finis de l'essai d'indentation instrumentée qui combiné à un algorithme d'identification, permet d'appliquer le principe de la méthode inverse. Les dimensions utilisées pour le modèle éléments finis (longueur et profondeur) sont directement proportionnelles, de l'ordre de 60 fois, à la profondeur d'indentation. La modélisation en 2D asymétrie impose un déplacement nul des nœuds de l'axe dans la direction perpendiculaire à l'indentation. L'échantillon est encastré en sa base et à ses nœuds libres partout ailleurs. Afin de pouvoir relier les courbes expérimentales à la simulation de l'essai, l'indenteur est asservi en déplacement en suivant les valeurs obtenues expérimentalement. Pour l'indenteur, les nœuds supérieurs sont tous reliés à un seul nœud maître auquel on impose le déplacement. En pratique, un essai d'indentation est d'abord réalisé pour obtenir une courbe expérimentale de charge-déplacement. On obtient trois types de données indépendantes, le temps, le déplacement et la force. Puis en fonction du modèle de comportement mécanique choisi, des paramètres matériaux jugés non aberrants sont introduits dans le processus d'optimisation en tant que valeurs initiales. Ainsi, le modèle éléments finis donne une première réponse simulée de la courbe charge-déplacement.

A partir de l'erreur existante entre la simulation et la courbe expérimentale, un nouveau jeu de paramètres est déterminé par l'algorithme d'optimisation. Puis par itération, le nouveau jeu permet une nouvelle réponse simulée et une nouvelle erreur à minimiser jusqu'à ce que le résultat soit assez proche de la réponse expérimentale (en dessous d'une tolérance donnée). Les paramètres associés à une loi de comportement sont alors identifiés.

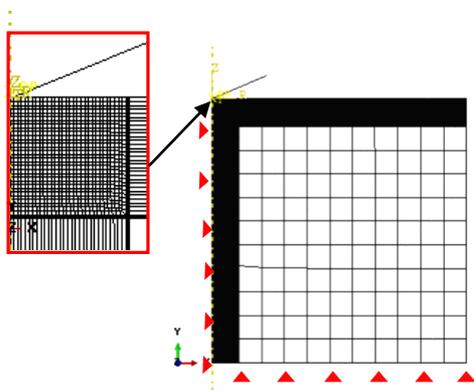


Fig. 3.29 : Maillage, conditions aux limites utilisées pour nos simulations

3.5.2.1 Modèle élément finis

L'étude numérique est réalisée avec le code d'éléments finis ABAQUS® et les calculs sont réalisés en mode axi-symétrique du fait de la géométrie du problème. L'objectif de l'analyse par élément finis (FEA) est de prédire le comportement élasto-plastique du matériau. L'échantillon a été modélisé en utilisant un maillage axisymétrique à deux dimensions (figure 3.29). La pyramide à quatre côtés Vickers a été remplacée par un cône avec un demi-angle de 68°.

A la pointe de l'indenteur, une courbure avec un rayon de 5 μm a été construite en raison du fait qu'aucun indenteur réel ne peut être idéalement robuste. Le spécimen est modélisé avec des 1818 éléments massifs quadrilatère à quatre nœuds avec intégration (CAX4R). Une densité de maillage fin a été utilisée autour de la zone de contact indenteur-revêtement. L'utilisation d'éléments aussi fins est nécessaire pour obtenir des courbes d'indentation présentant le moins possible d'oscillations. La contrainte de contact surface-à-surface a été établie entre l'élément d'indentation rigide et la surface supérieure de l'échantillon.

Les résultats préliminaires des analyses directes sont présentés dans la figure (3.30) montrant la configuration déformée et la courbe d'indentation simulée.

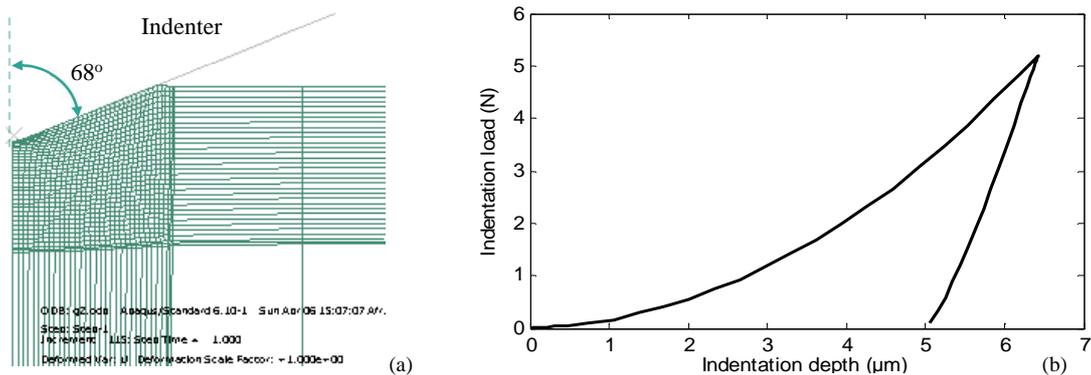


Fig. 3.30. Simulation le test d'indentation en éléments finis: a) configuration de la déformation de maillage pour le déplacement maximal, b) courbe d'indentation simulée

• Application de l'analyse inverse

Le test d'indentation instrumentée (IIT) a été utilisé dans des nombreux travaux pour étudier les propriétés élastiques et plastiques des matériaux [16-22]. Un certain nombre de techniques d'optimisation ont été utilisés [23-26] pour déterminer les propriétés des matériaux à partir des courbes des tests d'indentation. Dans cette étude, nous avons utilisé une technique d'optimisation non-linéaire à l'aide de MATLAB®, qui fournit une excellente interface avec codes élément finis tels que ABAQUS®. L'analyse basée sur la méthode inverse de Levenberg-Marquardt (LM) [27] est utilisée pour estimer les propriétés du matériau. La méthode de LM est décrite en détail dans [28] et son utilisation dans le cadre de ce travail est illustrée par l'organigramme représenté sur la figure (3.31). A partir de la modélisation de l'essai d'indentation en éléments finis, le logiciel permet d'écrire la fonction (écart entre les prévisions du modèle et les résultats d'essais) à minimiser.

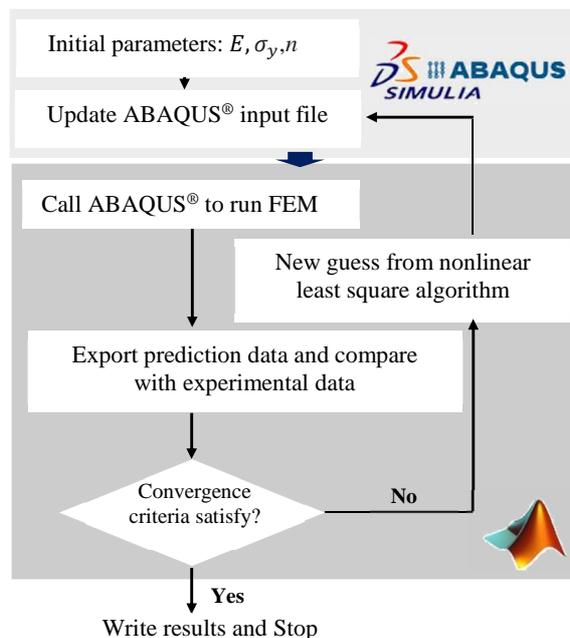


Fig. 3.31: Schéma de principe de l'identification paramétrique inverse

Il y'a quatre paramètres du matériau E , σ_y , n et ν , qui définir le comportement élasto-plastique du matériau. Pour plus de simplicité, la valeur du coefficient de Poisson ν a été imposée 0,3. Le module d'Young a pu être déterminé à partir des différents tests d'indentation par la méthode d'Oliver et Pharr. Le module d'élasticité des revêtements avant et après le traitement thermique sont 116 ± 9 GPa, 90 ± 7 GPa, respectivement. En conséquence, le problème est simplifié pour déterminer que σ_y et n . Les valeurs initiales des σ_y et n ont été choisis arbitrairement. L'algorithme d'optimisation est utilisé pour déterminer les propriétés mécaniques, en utilisant une procédure itérative pour produire le meilleur ajustement entre les données d'indentation expérimentales et les données d'indentations optimisées, produites par l'analyse élément finis. La méthode consiste à minimiser l'erreur quadratique moyenne sur la courbe d'indentation à l'aide d'une méthode d'optimisation. La fonction "Lsqnonlin" de MATLAB® [29] a été utilisée pour cette étude. Cette fonction permet de trouver les coefficients U qui minimisent l'erreur quadratique $J(U)$ entre les valeurs expérimentales et calculées. U est le vecteur des paramètres des lois de comportement. Ce problème peut être formulé de la façon suivante :

$$J(U) = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N [F_i^{comp}(U) - F_i^{meas}]^2 \quad (3.6)$$

Où F_i^{meas} , le vecteur des résultats des forces expérimentaux, F_i^{comp} le vecteur des valeurs obtenues par le modèle. U est un vecteur qui contient les paramètres inconnus, $U^T = [\sigma_y, n]$, et N le nombre des points de mesure.

3.5.2.2 Modèle du Matériau

Depuis une dizaine d'année, des méthodes inverses permettent, à partir d'une ou plusieurs courbes force- enfoncement, de déterminer complètement la courbe contrainte- déformation d'un matériau [30-33] et ainsi d'identifier la limite élastique du matériau et son comportement dans le domaine plastique (figure 3.32).

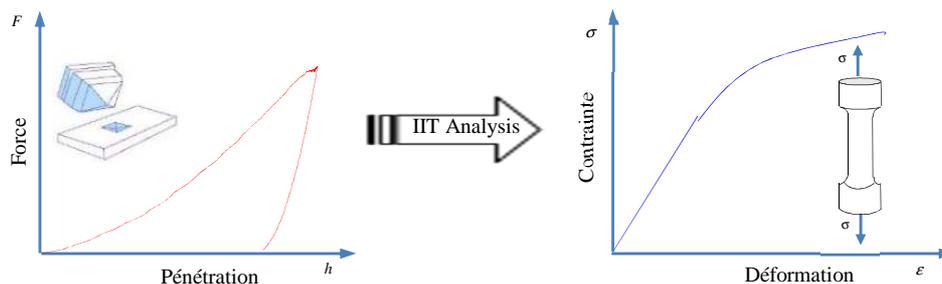


Fig. 3.32: Analyse inverse permettant de déduire la courbe contrainte – déformation à partir de la courbe force -enfoncement.

Dans cette étude, Deux lois élastoplastique à écrouissage isotrope, associées au critère de Von-mises, ont été étudiées, la loi de Hollomon et la loi de Ludwik. Pour le modèle de Hollomon, trois paramètres doivent être déterminés: le module élastique qui a été déterminé par les expériences; les paramètres n et σ_y ont été déterminées par la méthode itérative décrit précédemment.

Pour rester dans un ordre de grandeur proche de la rupture en traction, l'identification des coefficients des lois de comportement a été réalisée jusqu'à une valeur de déformation plastique égale à 0,2.

3.5.2.3 Identification des propriétés plastiques des matériaux

Avant l'optimisation des deux paramètres, on a précédé l'analyse de l'optimisation des trois paramètres (E , σ_y , n). Les coefficients que nous avons obtenus sont regroupés dans le tableau 3.4. En ce qui concerne le module d'Young, les résultats montrent un écart de 5 GPa entre les valeurs expérimentales et calculées; cet écart peut affecter la précision de calcul sur le reste des paramètres. Pour cette raison, la diminution de nombre des paramètres à optimiser peut simplifier le calcul et augmenter sa précision. Dans ce cas, l'algorithme d'optimisation a été utilisé pour trouver les valeurs optimisées de σ_y et n à partir de laquelle le meilleur ajustement entre les courbes d'indentation expérimentales et prédites peut être atteint.

Tableau 3.4: Paramètres d'identification de la loi de Hollomon

		E (MPa)	σ_y (MPa)	n
Revêtement brut	Les valeurs initiales	1.25E+05	5.50E+02	3.00E-01
	Valeurs optimisées finales	9.27E+04	5.08E+02	3.80E-01
Revêtement après traitement thermique	Les valeurs initiales	9.91E+04	5.50E+02	3.00E-01
	Valeurs optimisées finales	9.78E+04	3.46E+02	2.44E-01

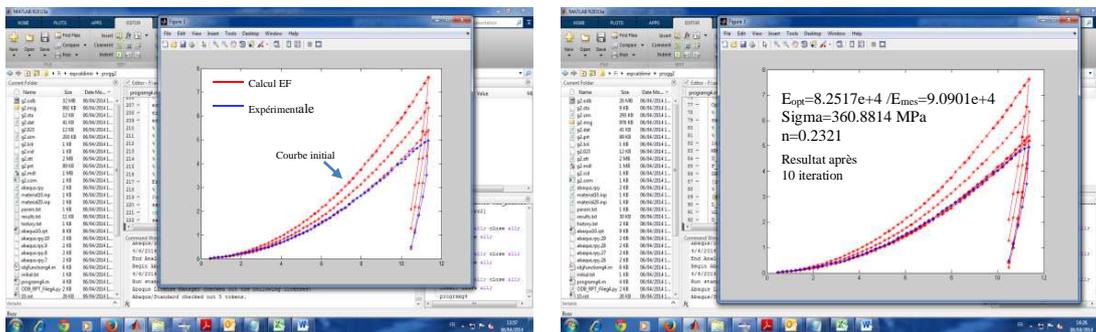


Fig. 3.33: Exemple des courbes successives obtenues par l'algorithme proposé

Les paramètres de matériau qui conduisent au meilleur accord peuvent être considérés comme le comportement constitutif du revêtement. Les résultats de l'optimisation sont résumés dans le tableau 3.5, où la sensibilité de l'algorithme proposé est mise en évidence en changeant deux paramètres à la fois.

Tableau 3.5: Résultats d'optimisation de deux paramètres pour un indenteur Vickers 2D

		σ_y (MPa)	n	Nombre d'iteration	Erreur (%)
Revêtement brut	Les valeurs initiales	7.50E+02	4.00E-01	24	1.53
	Valeurs optimisées finales	3.60E+02	3.55E-01		
Revêtement après traitement thermique	Les valeurs initiales	7.50E+02	4.00E-01	11	1.85
	Valeurs optimisées finales	3.33E+02	2.46E-01		

La figure (3.34) montre la variation de l'écart type en fonction des nombres d'itérations, cette variation montre clairement comment σ_y et n atteint la convergence.

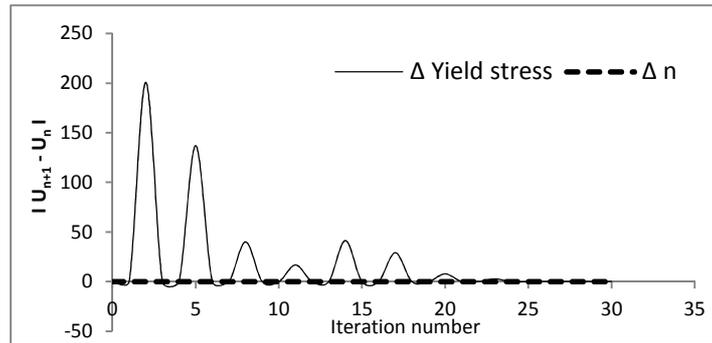


Fig. 3.34: Variation de l'écart type en fonction de nombre d'itération

La figure (3.35) montre la courbe charge-déplacement expérimentale et la courbe simulées. Une bonne cohérence entre la courbe expérimentale et la courbe prédites correspondant peut être observé. Cependant, des différences significatives ont été observées entre la phase de déchargement expérimentale et numérique, en particulier à la fin de l'étape de déchargement. L'effort réel est alors inférieur à celle prédite par la simulation numérique. Les déformations plastiques équivalentes pour les revêtements sont présentées dans la figure (3.36).

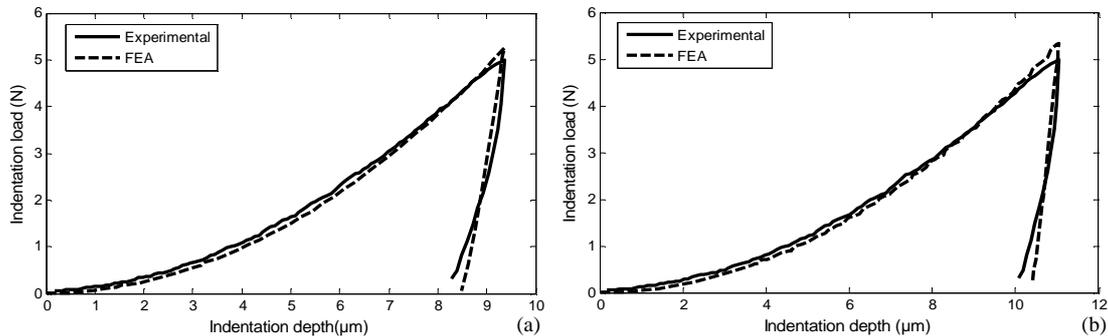


Fig. 3.35: Comparaison entre les données expérimentales et de simulation pour la courbe d'indentation
a) revêtement brut, b) revêtement après traitement thermique

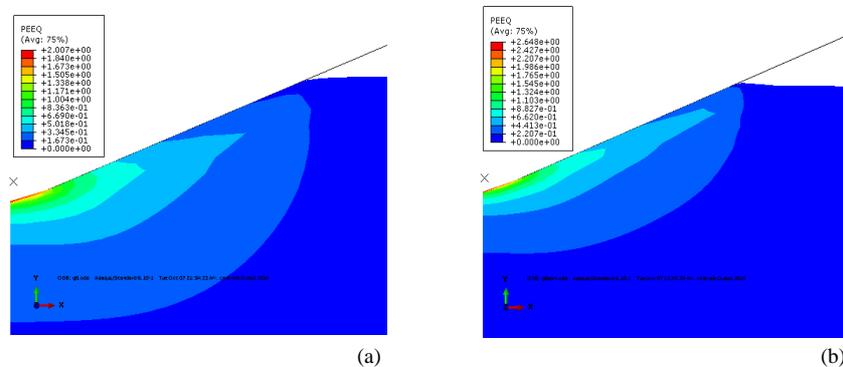


Fig. 3.36: Contour de la déformation plastique équivalente
a) revêtement brut, b) revêtement après traitement thermique

A partir des paramètres de la loi de comportement identifiés numériquement, les courbes contraintes-déformations peuvent être déterminées par simulation EF. La modélisation du comportement mécanique des revêtements avant et après le traitement thermique a été illustrée dans la figure (3.37). Il est à noter que ces paramètres varient en fonction de la position d'analyse et les résultats expérimentaux correspondants.

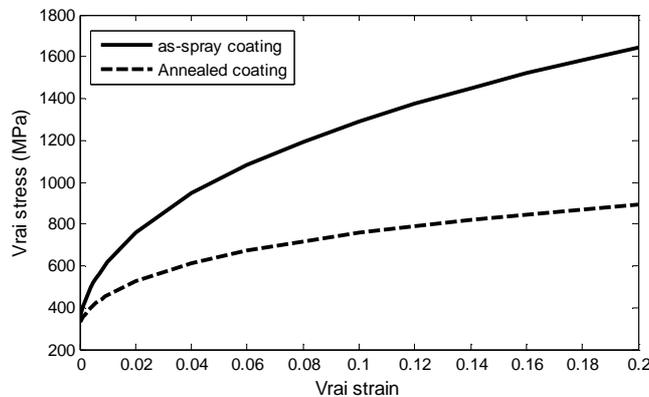


Fig. 3.37: Comparaison des lois de comportement obtenues par la méthode d'indentation pour un revêtement brut et le revêtement après traitement thermique

3.6 Modélisation du Comportement des composites

Dans ce présent travail, le fil fourré Metco 8297 (Fe 14Cr 5Ni 1.5B 1Si (30 (25WC-5TiC)) [34] est déposé par projection arc fil sur un substrat d'acier ordinaire pour la protection contre l'usure, cette application est destinée à un éventuel traitement des outils de forage dans l'industrie minière en Algérie. Les dépôts réalisés par projection thermique résultent d'un empilement successif des lamelles, cet empilement confère au dépôt ainsi réalisé une structure lamellaire avec la présence des pores, des microfissures, des oxydes.

Les propriétés du dépôt ainsi formé sont liées à sa microstructure mais, la qualité du dépôt est dépendant de la cohésion de ces lamelles formant le dépôt et de l'adhérence de ce dernier au substrat, d'où l'intérêt de la caractérisation microstructurale et l'évaluation de l'adhérence du dépôt étudié. Nous nous intéressons, dans ce travail, surtout à l'évaluation de l'adhérence du dépôt.

Il existe de nombreuses méthodes d'essai permettant d'évaluer la force d'adhérence telles que le test d'adhérence de cisaillement, l'essai de flexion, le test d'indentation interfaciale [35-43]. Ces différents tests ne permettent pas de remonter systématiquement à l'adhérence des dépôts, Ils ne fonctionnent pas nécessairement pour tous les types de dépôt [44,45].

3.6.1 Modélisation de l'adhésion de revêtement FeCrNiBSi- (W-Ti) C

Nous avons utilisé un dispositif expérimental de projection arc-fil de type ARC-SPRAY. Les paramètres de projection sont illustrés dans le tableau 3.7. En retenant comme paramètre principal la distance de tir, celle-ci est un paramètre qui joue sur l'oxydation en vol des particules, plus le séjour des particules dans le jet est long plus la probabilité de l'oxydation est élevée.

La surface des substrats préalablement nettoyée est sablée en utilisant l'alumine comme abrasif, la rugosité moyenne produite à la surface de ces substrats est de l'ordre de $R_a = 6 \mu\text{m}$.

Tableau 3.6: Composition chimique du fil et dépôt composite

	Ti	Cr	Mn	Ni	Mo	W	B	Si	Fe
fil	5.	14.		5.		25.	1.5	1	Bal.
revêtement	6.349	14.02	0.516	5.644	0.329	24.175			Bal.

Tableau 3.7: Paramètres de la projection Arc-fil

Tension (V)	36
Courant d'arc (A)	100
Distance de projection (mm)	100, 120, 140
Gaz d'atomisation	Air
Pression (MPa)	38

Les mesures concernant la micrographie par microscopie optique permet l'observation de la microstructure et l'évaluation de la porosité par analyse d'image. La section et la surface du dépôt sont observées à l'aide d'un MEB de type JEOL JDX-3530, l'analyse d'image est réalisée à l'aide d'un logiciel ImageJ. La porosité est visible lorsqu'elle est observée au MEB en mode 'contraste chimique' par détection des électrons rétrodiffusés.

L'épaisseur du revêtement a été mesurée par projecteur de profil MP320 avec un grossissement de $10 \times$ à différents positions dans l'échantillon IIT1, IIT2 et IIT3 correspondant aux échantillons obtenus à des distances de projection de 100 mm, 120 mm et 140mm, respectivement. Les épaisseurs de revêtement obtenues à partir des dix mesures sont 386 ± 23 , $416 \pm 12 \mu\text{m}$ et $460 \pm 48 \mu\text{m}$, respectivement.

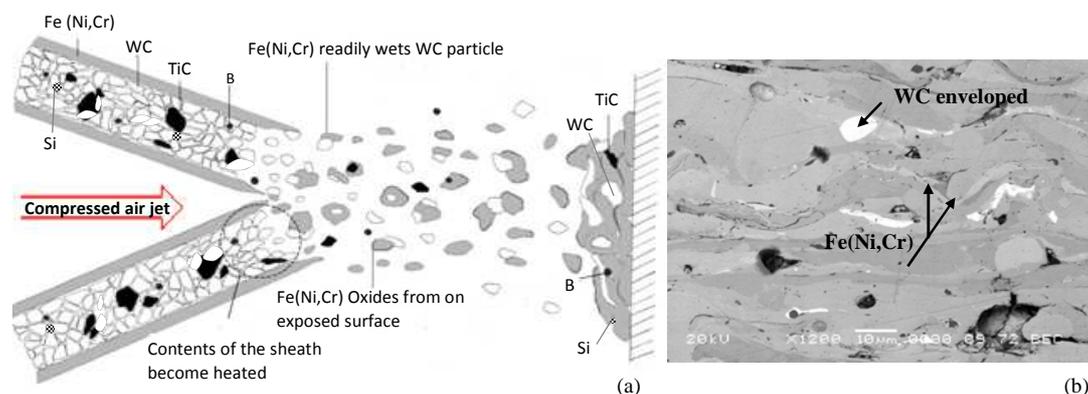


Fig. 3.38: a) Principe de projection de composite [46], b) observation en coupe de la microstructure d'un revêtement de composite

3.6.2 Microstructure et test d'indentation

La micrographie MEB et l'analyse des éléments EDS de la section transversale de revêtement sont représenté sur la figure (3.39), les différentes phases ont été analysées. Un bon collage par adhésion est remarqué au niveau d'interface revêtement/substrat. On distingue que tous les revêtements étaient composés des lamelles, des particules non fondues, de porosité et des oxydes.

Les couches d'oxyde peuvent être clairement vues comme des couches gris foncé entre les lamelles et la porosité comme des taches noires. La surface revêtue analysée par MEB a révélé la présence de petits vides et des microfissures.

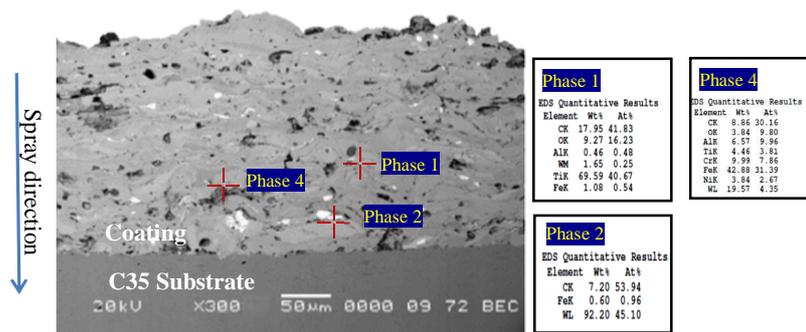


Fig. 3.39: Revêtement composite et résultats de EDS

La Barbera-Sosa et al [47] ont montré que la quantité des particules non fondues, la présence des pores et des fissures entre les lamelles sont inversement affectés par l'augmentation de la distance de projection. Le taux maximal de porosité mesurée par l'analyse d'image des différents échantillons correspond à la distance intermédiaire de projection. L'analyse EDS du revêtement (figure 3.40.b) présente la présence d'oxydes dans le revêtement, la dissolution de W, Ti, Ni et Cr en phases riches en FeCr.

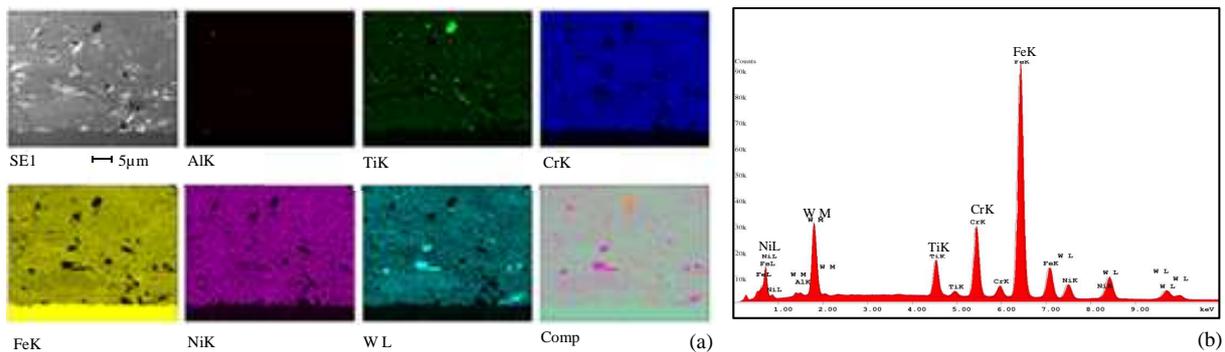


Fig. 3.40: a) Observation au MEB de la microstructure d'une section du dépôt FeCrNiBSi-(W-Ti)C et cartographies des éléments par EDS, b) analyse EDS de coupe de revêtement

La porosité est visible lorsqu'elle est observée au MEB en mode "contraste chimique" par détection des électrons rétrodiffusés. La porosité ou le vide apparaît noire. Pour chaque microstructure, les différentes images ont subi une succession d'opérations de traitement réalisées avec le logiciel ImageJ afin de différencier les éléments de l'image. Les images ont été seuillées en ne retenant que les pixels les plus sombres. L'image obtenue est alors une image binaire avec les pores en noir et matière en blanc. Les taux de porosité évalués par analyse d'images des différents revêtements sont présentés sur le tableau 3.8.

Le taux de porosité le plus faible correspond à une distance de tir de 140mm. L'indentation instrumentée a été également effectuée sur les trois échantillons correspondant au paramètre de la distance du tir, ce test permet d'obtenir la courbe charge-décharge à l'aide d'un micro-indenteur Z 2.5 avec une pointe de Vickers.

L'équipement est de marque Zwick Roell avec une résolution de $\pm 0,01\%$ en force et $0,02\%$ en déplacement, les mesures sont effectuées sur le dépôt à une vitesse de pénétration de $8,3 \mu\text{m/s}$ lorsque la profondeur maximale est atteinte le pénétrateur est retenu pendant 15s, il revient ensuite à la même vitesse.

La charge maximale utilisée est 5N, la profondeur maximale pour différentes test est de $7\mu\text{m}$. Ce test permet de mesurer les microduretés H_{IT} et HV ainsi que le module de Young réduit des différents dépôts testés, ces valeurs sont tabulées dans le tableau 3.8.

Les valeurs obtenues représentent la moyenne de dix mesures pour chaque test. La différence entre HV and H_{IT} 3 est le Tableau 3.8 expliquées par l'équation suivante :

$$HV_{(HIT)} = \frac{1}{g} \frac{A_P}{A_S} H_{IT} \quad (3.7)$$

Où g est l'accélération $9,80665 \text{ m.s}^{-2}$. pour l'indenteur Vickers, le rapport $\frac{A_P}{A_S} = 0.9270$.

Tableau 3.8: Valeurs caractéristiques de la courbe force-pénétration

	H_{IT} (N/mm^2)	E_{IT} (kN/mm^2)	d_h (μm)	d_v (μm)	HV	Porosité
IIT ₁	7065 ± 142	$104,69 \pm 20$	37.30 ± 0.9	$38,45 \pm 0.8$	646.35 ± 20	9 ± 1
IIT ₂	3475 ± 216	$82,02 \pm 37$	43.98 ± 2.5	44.05 ± 0.0	478.59 ± 13	12 ± 2
IIT ₃	4846 ± 382	$78,41 \pm 52$	39.44 ± 1.4	40.68 ± 0.9	577.76 ± 06	8 ± 1

Les courbes charge-décharge des trois échantillons sont effectués pour différentes distances de tir, comme indiqué sur la figure (3.41). Les courbes coïncident au début, mais s'écartent aux points correspondant à la charge maximale de la courbe, ce qui est peut être dû à l'installation progressive de microfissures lors de la pénétration de l'indenteur lorsque la charge augmente, la pénétration est plus élevée pour un dépôt plus poreux.

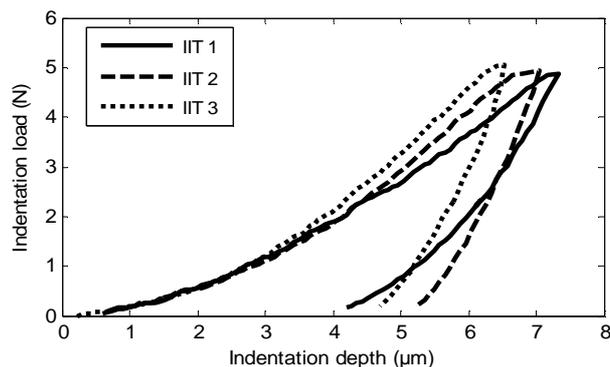


Fig. 3.41: Courbes d'indentation pour différentes spécimen obtenues avec différentes distance de projection

Le test IIT₃ correspondant à $d=140 \text{ mm}$ et il est caractérisé par une valeur de dureté plus élevée corrélée à une porosité plus faible. La courbe d'indentation de ce test est utilisée dans la modélisation pour déterminer les propriétés mécaniques du revêtement.

• Essai de Nano-indentation

On peut justifier l'écart entre les différentes duretés par les erreurs des mesures. Dans ce cas nous pouvons dire que, une erreur de quelque micromètre peut montrer une surestimation des valeurs des duretés et par conséquent un écart significatif entre la dureté Vickers et la dureté de pénétration. Les valeurs de dureté de Vickers (HV) montrent que les rapports entre HV et les duretés de pénétration (H_{IT}) sont 0.0915 ; 0.1378 et 0.1193 pour les tests IIT₁, IIT₂ et IIT₃, respectivement. Par contre, pour les valeurs de dureté de pénétration calculées en fonction de diagonales de l'empreinte ($H_{IT}=P/2.a^2$) pour IIT₁, IIT₂ et IIT₃, les rapports entre HV et H_{IT} sont 0.09271, 0.09271 et 0.1192 pour les différentes tests.

A partir des rapports calculées pour différent méthodes, l'écart entre HV et H_{IT} qui montrer dans le tableau 3.8 peut expliquer par le phénomène de retour élastique et l'effet d'augmentation des microfissures médiane dans les revêtements. L'influence de ces facteurs, peut éliminer par l'application des faibles charges. La figure (3.42) montre la courbe charge-pénétration effectuée avec un Nano-indenteur CSM.

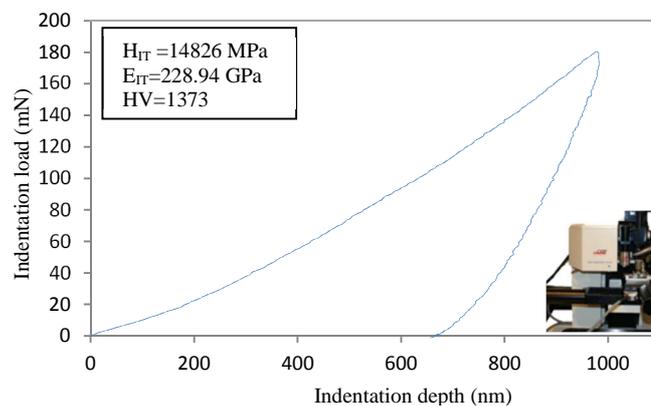


Fig. 3.42: Courbe d'indentation produite par l'essai de nano-indentation

Le rapport entre la dureté Vickers et la dureté de pénétration mesurée directement par l'instrument est de 0.0926. En conclusion, le rapport de 0.0945 entre la dureté de Vickers HV et la dureté de pénétration H_{IT} peut être atteint seulement dans le cas d'un indenteur idéal.

3.6.3 Application de l'identification paramétrique inverse

La méthode inverse est également utilisée pour remonter à une loi de comportement de dépôt à l'aide du critère de Ludwik et en utilisant le même modèle EF que décrit dans la section 3.5.2. La valeur du module d'Young est déterminée directement à partir des mesures expérimentales en utilisant la loi d'Oliver et Pharr ($E = 137.02 \text{ GPa}$). Pour la modélisation, les valeurs initiales de σ_y , K et n sont introduites dans le logiciel comme des valeurs arbitraires. La simulation de la courbe charge-décharge du dépôt par EF est contrôlée par le déplacement maximal obtenu expérimentalement pour une charge de 5N.

L'algorithme d'optimisation est basé sur la minimisation de la fonction qui définit par l'équation (3.6). Les valeurs optimales de σ_y , K et n sont obtenues lorsqu'un meilleur ajustement des courbes expérimentales et numériques est atteint (figure 3.43). Ces paramètres constituent la loi de comportement élastoplastique du matériau étudié.

L'échantillon correspondant à IIT₃ est caractérisé par la plus faible porosité. La courbe d'indentation correspondant à ce test est utilisée comme la courbe de référence pour déterminer les propriétés mécaniques du revêtement.

L'optimisation des paramètres recherchés est obtenue après 39 itérations. Dans ce cas la loi de comportement modélisée est définie par les paramètres $\sigma_y = 1.7$ GPa, $K = 3.08$ GPa et $n = 0.29$. On peut noter que ces paramètres varient en fonction de la position analysée et des mesures expérimentales correspondantes.

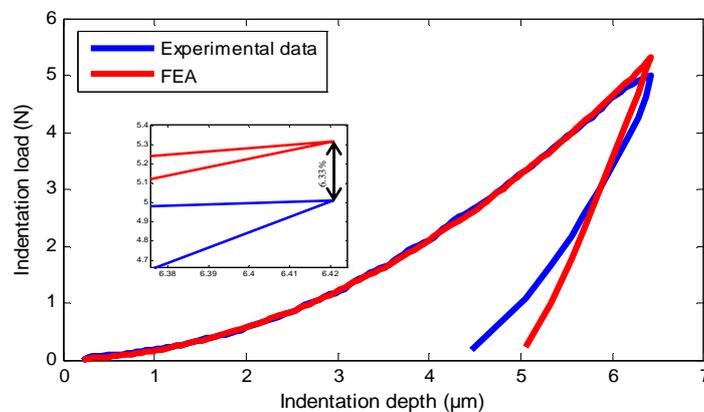


Fig. 3.43: Comparaison entre expérience et simulation pour une courbe d'indentation avec un déplacement maximale de 6.513 μm

Ces résultats indiquent qu'à faible déformation correspond une contrainte très élevée, ceci peut être expliqué par l'hétérogénéité du dépôt et donc de l'endroit analysé qui correspond aux carbures présents dans le dépôt. L'écart type entre les forces maximales des deux courbes mesurée et calculée est inférieur à 6,4%.

3.6.4 Simulation l'essai d'adhérence

La minimisation de l'écart entre la charge d'indentation mesurée et la charge calculée par la méthode d'éléments finis a permis d'identifier les paramètres des propriétés plastiques de revêtement. Pour mesurer l'adhérence de dépôt, l'essai de traction a été utilisé comme référence, car il est largement utilisé par les fabricants pour tester la qualité des revêtements obtenus par projection thermique. Un tridimensionnel modèle éléments finis de ce test a été développé pour simuler le test standard de l'adhérence ASTM C 633-79 [48] (figure 3.44).

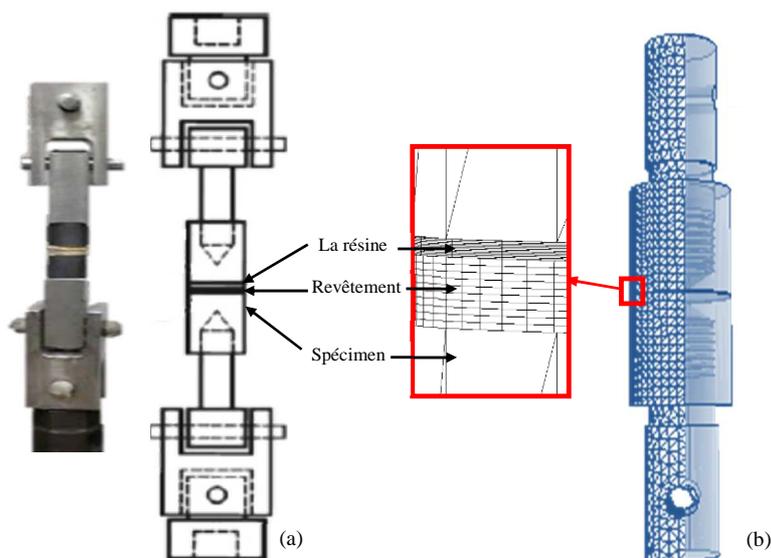


Fig. 3.44: a) Assemblage d'une éprouvette pour l'essai de traction selon la norme ASTM C 633-79, b) modèle d'élément fini utilisé pour nos simulations

Le revêtement composite a été simulé par un substrat cylindrique (rayon $r = 12,7$ mm et une hauteur de 25,4 mm). Le revêtement est modélisé avec une épaisseur de 400 μm . Le substrat a été modélisé avec les propriétés de l'acier (AISI 1018).

Les propriétés mécaniques sont: Module d'Young 205 GPa, coefficient de Poisson 0.29, la masse volumique 7870 kg/m^3 , limite élastique de 370 MPa et contrainte de traction de 440 MPa [49]. La résine est caractérisée par un module d'Young de 3500 MPa, une masse volumique de 870 kg/m^3 et une résistance à la traction d'environ 69 MPa. L'essai de traction simulé est contrôlé par une vitesse de déplacement, qui varie de 0,013 à 0,021 mm/s.

Les calculs de l'adhérence du dépôt (figure 3.45) montrent que pour une vitesse de déplacement maximale de 0.021 mm/s, la contrainte responsable à la rupture est caractérisée par des valeurs élevées autour de l'interface revêtement-substrat, et atteint son valeur maximale de 80,09 MPa qui est une valeur supérieure à la contrainte de rupture de la colle.

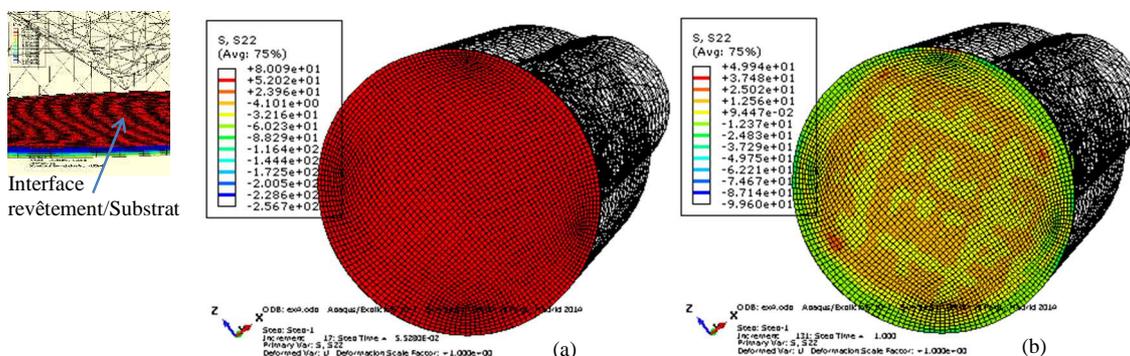


Fig. 3.45: Répartition des contraintes (MPa) à la rupture (a) et à l'état final (b)

La figure (3.46) montre la variation de contrainte correspondant à une vitesse de 0.021 mm.s^{-1} , selon la non-uniformité de la répartition et l'amplitude maximale des contraintes la détermination de l'adhérence deviennent difficile. C'est la raison pour laquelle des études expérimentale [50] modifié le test d'adhésion avec la création des fissures à l'interface revêtement-substrat.

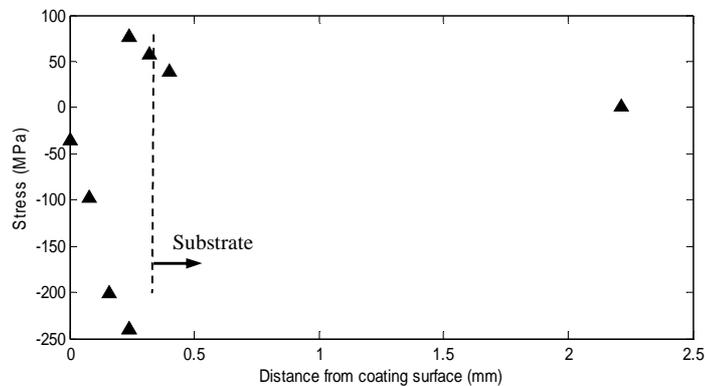


Fig. 3.46: Répartition des contraintes de revêtement composite sur acier AISI 1018

La figure (3.47.a) montrée la variation de la contrainte de rupture calculée en fonction de la vitesse de déplacement appliquée ; il y'a une relation linéaire entre ces vitesses et la contrainte de rupture. Les calculs montrent qu'il est possibilité d'estimer la valeur de l'adhérence si l'essai de traction se fait à une vitesse allant de 0,015 à 0,019 mm/s sachant que la gamme de vitesses des déplacements varie de 0,013 à 0,021mm/s selon la norme ASTM C633-79 de l'essai de traction.

L'adhérence est évaluée dans la gamme des vitesses standards à l'exclusion des bornes de cette gamme. La figure (3.47.b) montre une comparaison entre l'essai de traction simulé et expérimental avec une vitesse de déplacement de 0,014 mm/s. Les résultats montrent une rupture cohésive.

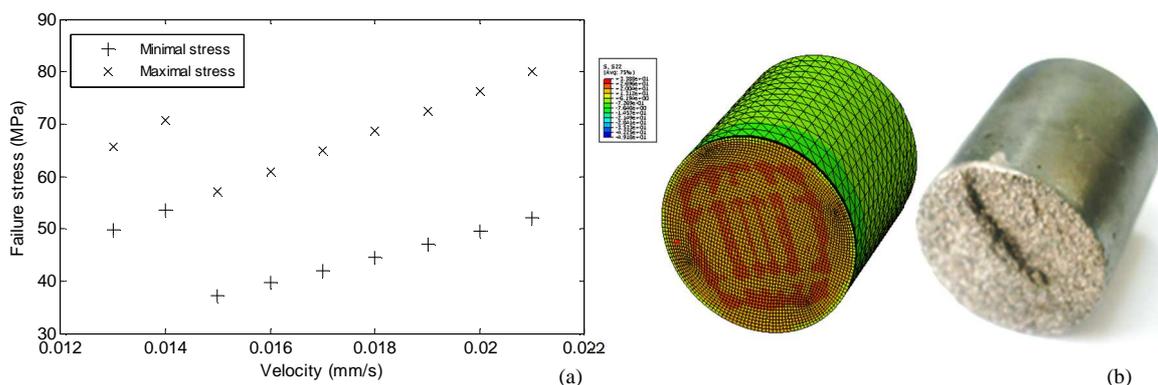


Fig. 3.47: a) Evolution des contraintes en fonction des différentes vitesses, b) comparaison entre les essais expérimentaux et calculées pour $v = 0,014 \text{ mm/s}$

Les simulations montrent une concentration des contraintes au centre du dépôt alors que dans le test expérimental la rupture est observée au bord du revêtement. Cela est peut être dû à un mauvais alignement de l'éprouvette de traction.

3.7 Modélisation à base d'image réelle

La caractérisation des dépôts obtenus par projection thermique est souvent limitée aux analyses microstructurales dans le but d'évaluer leur morphologie. Concernant l'aspect mécanique, la technique de mesure utilisée pour déterminer les propriétés élastique des dépôts est la mesure de module d'Young par l'indentation instrumentes. En complément de cette technique expérimentale, différents outils de modélisation sont aujourd'hui utilisés. Par exemple, le logiciel OOF (Object Oriented Finite element) développé par NIST (National Institute of Standard and Technology, Gaithesburg, MA, USA) [51] permet de simuler des sollicitations mécaniques et/ou thermiques sur des coupes micrographiques de matériaux. Ce logiciel disponible sous LINUX et interfacé vers ABAQUS®.

• Logiciel OOF2

OOF est un logiciel de calcul destiné aux scientifiques des matériaux qui veulent calculer des propriétés macroscopiques à partir d'images de structure. Ce logiciel public est développé au sein de National Institute of Standards and Technology (NIST) à la base de la technique EF. La figure (3.48) montre la fenêtre principale du logiciel.

Dans sa première version, OOF se compose de deux programmes en coopération : ppm2oof et oof. Le premier programme (ppm2oof) lit les images de format *ppm* (Portable Pixel Map) et affecte les propriétés du matériau aux dispositifs dans l'image. La mission du deuxième programme (oof) est de conduire des expériences virtuelles sur les structures de données créées par le ppm2oof pour déterminer les propriétés macroscopiques souhaitées. On importe l'image dans ppm2oof, et on applique une des méthodes proposées pour déterminer les deux phases : solide et vide si on suppose toujours travailler sur des matériaux poreux.



Fig. 3.48: Interface de code de calcul OOF2

Les propriétés plastiques des revêtements ont été déterminées en résolvant le problème inverse. Dans cette étude, Les contacts entre les pénétrateurs et revêtement composite sont modélisés à base des images MEB.

La méthodologie pour créer le modèle est basée sur trois étapes (figure 3.49). La première consiste l'enregistrement de la section transversale de la microstructure obtenu par MEB. Dans la deuxième étape, l'image MEB composée de 304 × 291 pixels a été importée dans l'OOF2 afin de construire le maillage. Les taches noires représentent les pores et microfissures, tandis que les zones claires correspondent à la matrice de revêtement. La dernière étape consiste de transformé le modèle obtenu par OOF2 vers l'ABAQUS®.

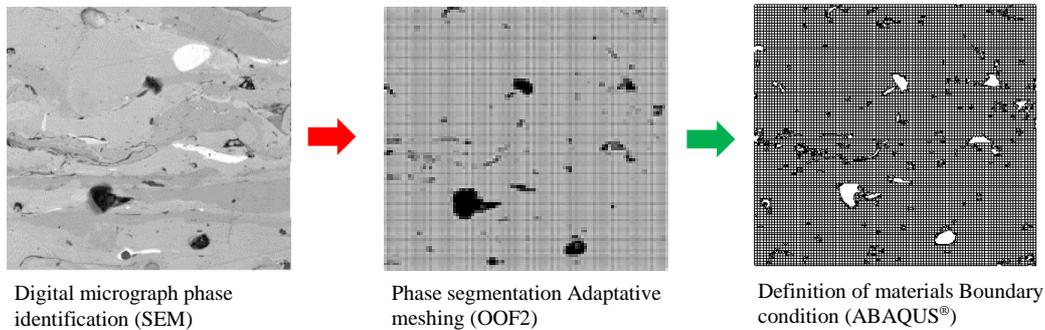


Fig. 3.49: Construction de modèle éléments fini à partir d'image réel

Identification des paramètres plastique avec un modèle qui représente la microstructure réel de revêtement a été effectué afin d'analyse l'effet de la porosité sur le comportement mécanique, la même démarche détaillé dans la section 3.5.2 a été effectuée. Les coefficients que nous avons obtenus sont regroupés dans le tableau 3.9, ceci montre la comparaison entre les résultats des procédures d'identification des lois de comportement de Hollomon et de Ludwik.

Tableau 3.9: Résultats des procédures d'identification pour les lois de Hollomon et de Ludwik

modèle de Ludwik				modèle de Hollomon		
$E \text{ (GPa)}=E_{exp}$	$\sigma_y \text{ (MPa)}$	$K \text{ (GPa)}$	m	$E \text{ (GPa)}$	$\sigma_y \text{ (MPa)}$	n
137.02	1700	3.08	0.29	122.04	1691.80	0.38

L'analyse par le modèle élément finis montre que la force de réaction maximale prédite est légèrement plus élevée que les données expérimentales (figure 3.50). En outre, il existe des différences entre les données expérimentales et solutions FEA à la fin de la partie de déchargement.

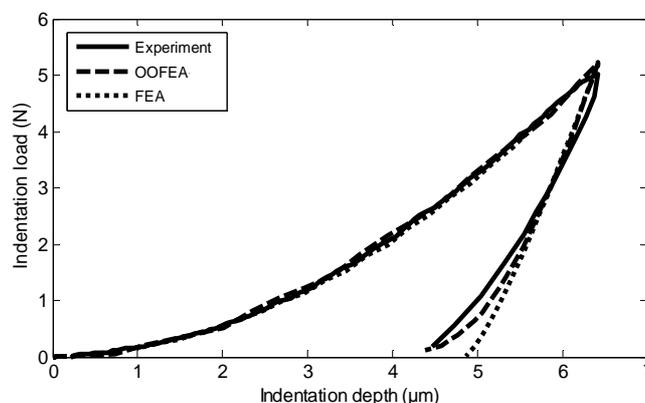


Fig. 3.50: Comparaison entre les données expérimentales et de simulation pour une courbe d'indentation avec différentes analyses

Au contraire, l'analyse qui base sur l'image microscopique OOFEA montre une bonne cohérence entre la courbe expérimentale et la courbe simulé. Les résultats de l'optimisation sont résumés dans le tableau 3.10, où la sensibilité de l'algorithme proposé est mise en évidence en changeant trois paramètres à la fois.

Tableau 310: Résultats obtenus après optimisation pour FEA et OOFEA

Analyse FEA			Analyse OOFEA		
E (GPa)	σ_y (MPa)	n	E (GPa)	σ_y (MPa)	n
122.04	1691.80	0.38	87.29	904.38	0.32

Il est connu que la dureté Vickers HV elle est d'environ de $3\sigma_{0.08}$, [52,14]. Cela signifie que la dureté HV mesurée peut prédire un point sur la courbe de traction. Cette approximation donne une contrainte représentative de 1925,86 MPa. Au contraire, la courbe contrainte-déformation estimée avec OOFEA nous donnons une contrainte de 1813.55MPa. Par conséquent, la simulation à base des images réelles est en bon accord avec les résultats trouvés analytiquement. Les déformations plastiques et les contraintes équivalentes pour les deux modèles sont présentées dans la figure (3.51).

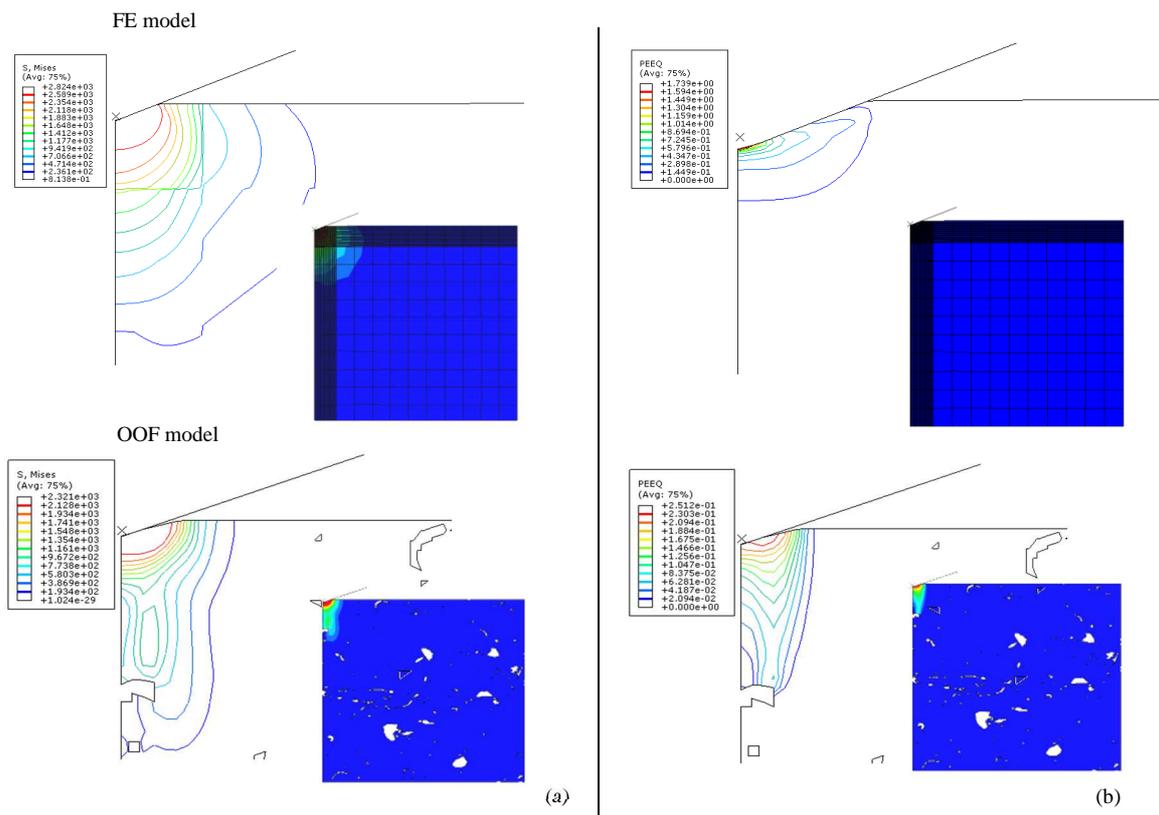


Fig. 3.51: a) Simulation de répartition des contraintes de Von-mises, b) déformation plastique équivalente

3.7.1 Simulation l'essai d'indentation en 3D

Afin de simuler l'essai d'indentation en 3D, nous avons développé un modèle par éléments finis à l'aide du logiciel ABAQUS®. Nous avons donc utilisé les paramètres de la loi de Hollomon identifiés précédemment avec la modélisation à base des images réelles. Le spécimen est modélisé comme une géométrie tridimensionnelle avec des éléments de type C3D8R. Pour l'indenteur rigide de type Vickers, des éléments R3D3 a été utilisé. La comparaison de résultat expérimental avec le résultat de simulation est présentée dans la figure (3.52). La courbe de charge-déplacement simulé et l'expérimental coïncident aux faibles forces, mais écartent à des forces supérieures. La distribution de la contrainte équivalente de revêtement composite après le chargement est représentée sur la figure (3.53). Les concentrations des contraintes à la pointe de l'indenteur sont clairement visibles.

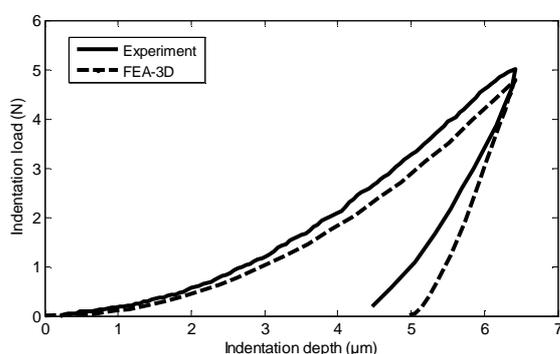


Fig. 3.52: Comparaison entre courbe d'indentation expérimentale et numérique

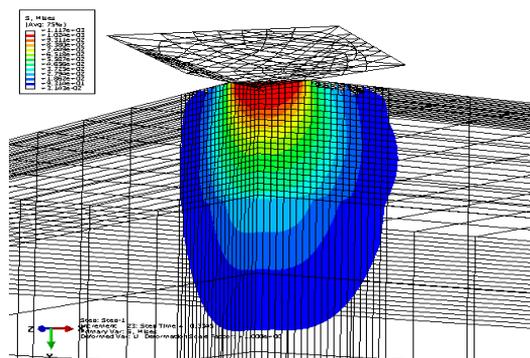


Fig. 3.53: Contours de la contrainte de Von-mises à la pointe de l'indenteur

3.8 Modélisation et caractérisation des dépôts élaborés par HVOF

Dans cette étude, notre objectif était de montrer qu'à partir des micrographies obtenues par microscopie électronique (MEB) il est possible d'examiner le comportement élastique d'un revêtement. Ceci est des revêtements composites de WC 10Co 4Cr réalisé par projection supersonique HVOF (High Velocity Oxy-Fuel) dans laboratoire 'Hard Coating Research' du département de génie mécanique de l'Université de Dakota NDSU (North Dakota State University- USA).

Nos calculs sont réalisés à l'aide de la technique des éléments finis, où le maillage de base est réalisé sur les micrographies qui contiennent l'information sur la microstructure du revêtement. Nous avons déterminé le module de Young pour une image qui représente la micrographie obtenue par MEB.

3.8.1 Principe de HVOF procédé de projection thermique

La projection supersonique HVOF (High Velocity Oxy-Fuel) utilise le principe des moteurs de fusée pour créer une flamme avec une vitesse d'éjection des gaz très rapide ($1600 < v \text{ (m/s)} < 2000$) [53]. Si la projection HVOF se caractérise par une grande énergie cinétique, la température des particules en vol est relativement modeste.

La transformation de l'énergie cinétique des particules à l'impact provoque leur déformation plastique et induit une bonne adhérence du matériau projeté. Cette technique se distingue par un meilleur accrochage des particules sur le substrat et une faible porosité des dépôts [53].

Les températures employées permettent ainsi de réduire la décarburation des carbures dans des matrices métalliques et l'oxydation pour les métaux. Ce qui explique que les dépôts réalisés présentent d'excellentes propriétés mécaniques : une grande densité qui protège les dépôts de la fissuration [54, 55], une forte adhérence et une très bonne résistance à l'usure, ainsi qu'à la corrosion [56]. La figure (3.54) représente le système du procédé HVOF.

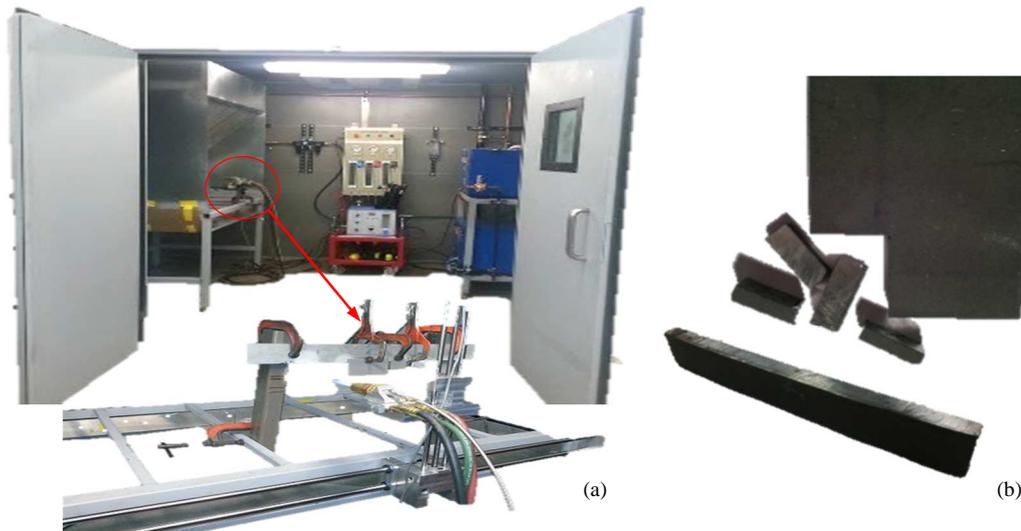


Fig. 3.54: a) Procédé de HVOF utilisé, b) exemple des revêtements composite élaborés par HVOF

Des revêtements de carbure de tungstène ont été faits sur l'acier par la technique HVOF. La poudre choisie dans cette étude est une poudre à base de carbure de tungstène (WC) connue sous le nom commercial d'AMDRY 5843 (commercialisée par Sulzer-Metco), La morphologie de la poudre du stock d'alimentation utilisée pour le processus de revêtement est montrée dans la figure. (3.55). Les paramètres du procédé suivi au cours du processus de revêtement sont donnés dans le tableau 3.11.

Tableau 3.11: Paramètres de la projection HVOF

Gaz primaire (Azote)	40 lpm
Diamètre de Nozzle	30 mm
Débit d'oxygène	10 lpm
Vitesse de déplacement	175 mm/s
Distance de projection	320 mm
Débit de poudre	50 g/min



Fig. 3.55: Micrographies MEB de la poudre Amdry 5843 projetée [57]

Caractérisation structurale des revêtements a été réalisée grâce à l'analyse des schémas de diffraction des rayons X, présentées dans la figure (3.56.b). L'analyse de la phase du revêtement a montré principalement les pics de carbure de tungstène avec un petit pic de W_2C et de Co.

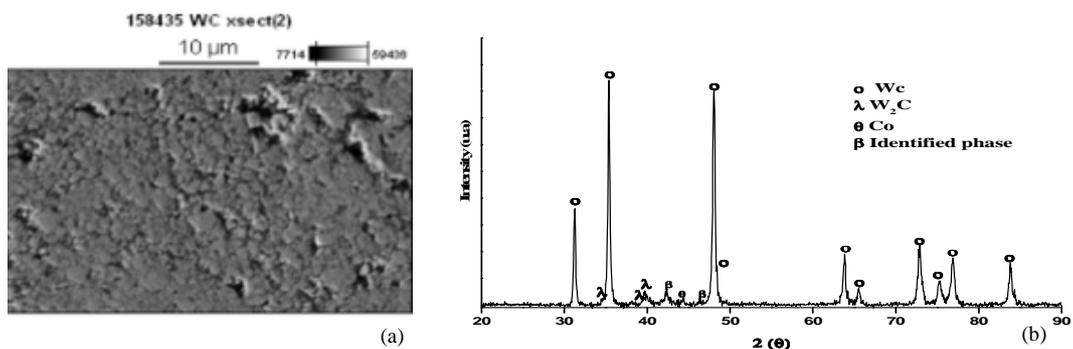


Fig. 3.56 : a) Observation au MEB de la microstructure d'une section du dépôt WC 10Co 4Cr, b) spectre de diffraction du revêtement en composite

Les observations des coupes métallographiques des dépôts ont été effectuées à l'aide d'un microscope électronique à balayage de marque JEOL 6700 situé au laboratoire de caractérisation de l'Université de Dakota (NDSU) (figure 3.57). La caractérisation structurale a été utilisée dans cette étude, selon le grandissement des images que nous avons souhaité obtenir. Ainsi, les capacités du microscope JEOL 6700 ont été utilisées pour obtenir des détails à une échelle beaucoup plus fine.

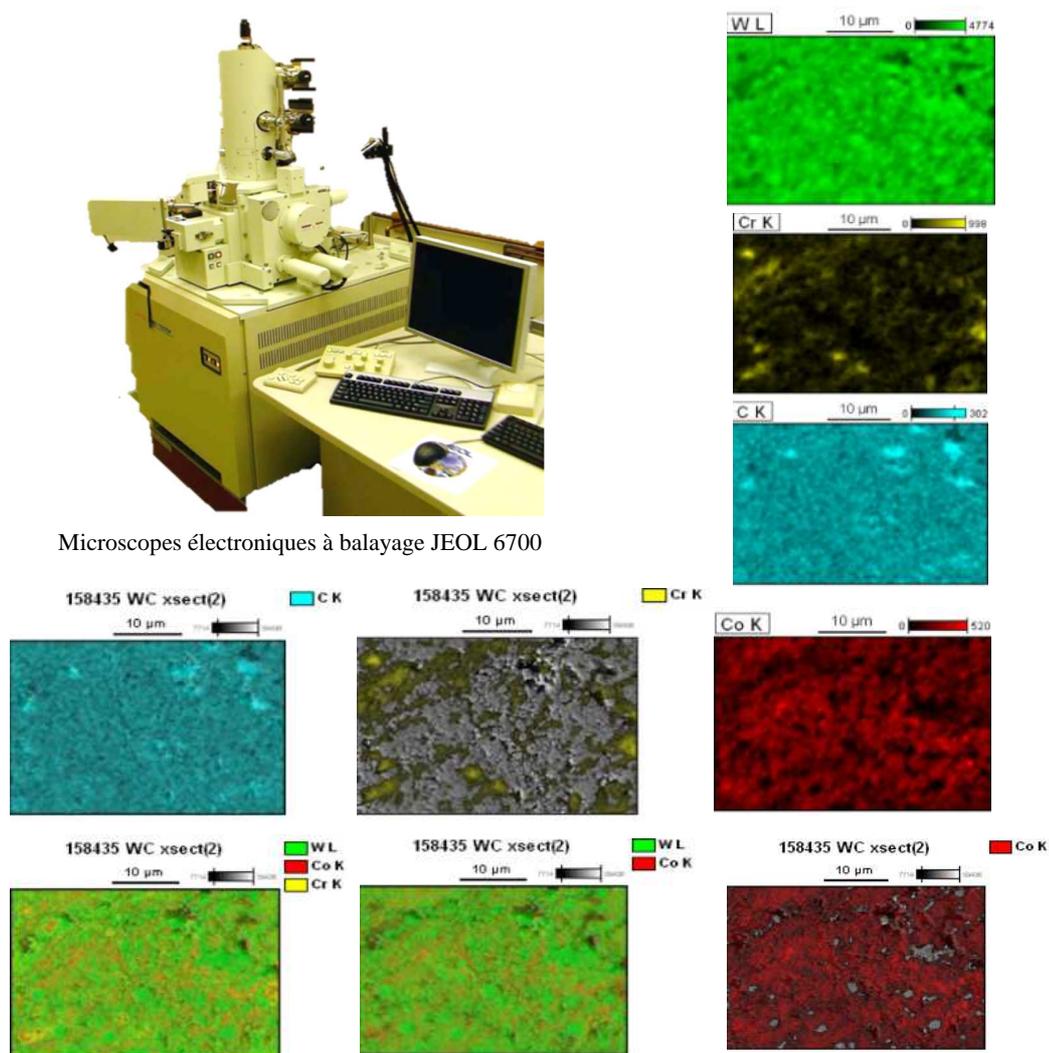


Fig. 3.57: Cartographie X des éléments WC, Co, Cr sur la coupe de revêtement composite

La micrographie montre que les revêtements ont une morphologie dense. Une analyse par dispersion d'énergie (EDS) permet de visualiser la répartition des éléments au sein du dépôt. Cette analyse montre que le tungstène, le chrome et le cobalt sont répartis de façon relativement homogène dans l'ensemble du dépôt.

3.8.2 Comportement des dépôts en indentation

3.8.2.1 Détermination le profil de microdureté

Pour évaluer les propriétés du dépôt élaboré par HVOF, deux types de sollicitations ont été utilisés. La première, qui est le test de microdureté, permet d'obtenir le profil de microdureté sur la totalité de la surface de l'échantillon. La deuxième méthode, d'indentation interfaciale, permet de réaliser des mesures très localisées de l'adhérence du revêtement. Les dépôts sont, après polissage, soumis à des mesures de microdureté pour une force de 3 N et une durée de 15 s. Ces mesures se font au moyen d'un appareil CM-800AT (figure 3.58).



Fig. 3.58: Duromètre CM-800AT

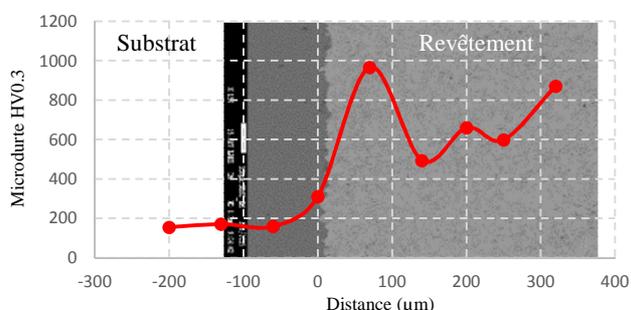


Fig. 3.59: Profil de microdureté HV_{0.3}

Des mesures de microdureté type Vickers HV_{0.3} sont présentées par des profils dans la figure (3.59). Ces mesures sont prises sur une coupe transversale, en commençant du substrat vers le dépôt. Quel que soit la phase de dépôt, sa dureté est plus élevée que celle du substrat. Elle est de l'ordre de 900 HV_{0.3} pour le WC et de 600 HV_{0.3} pour le CoCr. La dureté de l'interface est plus élevée que celle du substrat. Cela signifie la présence d'une zone d'inter-diffusion plus dure.

3.8.2.2 Indentation interfaciale

La seconde méthode d'indentation interfaciale consiste en une sollicitation ponctuelle et très ciblée d'une zone de l'interface (substrat/dépôt), par la réalisation d'empreinte de dureté Vickers permettant de mesurer la propagation des fissures. Cet essai permet alors d'estimer la ténacité de l'interface en $\text{MPa}\cdot\sqrt{\text{m}}$. En ce qui concerne la ténacité des dépôts, les mesures ont été réalisées avec une certaine difficulté. Les fissures engendrées par l'indenteur ne se propageaient pas dans tous les cas à l'interface substrat/dépôt mais elles avaient parfois tendance à se propager dans le dépôt comme le montre la figure (3.60.f). Cette évolution peut être expliquée par la bonne adhérence du dépôt. Pour l'estimation de la ténacité des dépôts on peut dire que la gamme de chargement du duromètre utilisée n'est pas suffisante pour évaluer cette caractéristique.

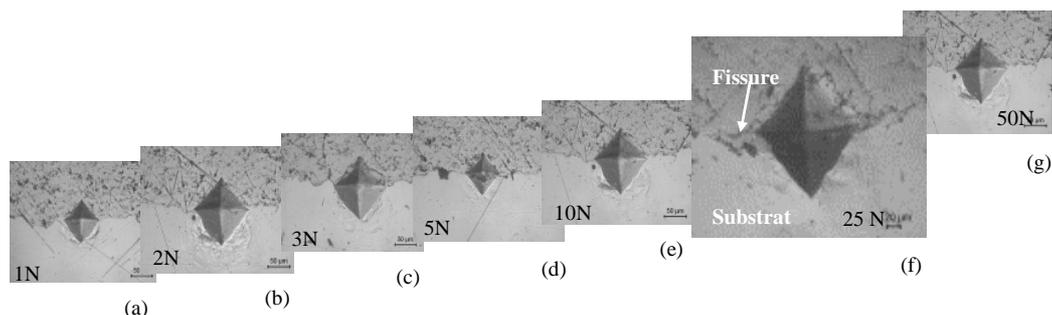


Fig 3.60: Observations au microscope optique des empreintes générées par indentation interfaciale

Pour les échantillons revêtus de WC-Co-Cr, la réalisation de l'essai d'indentation interfaciale s'est avérée difficile. En effet, les revêtements WC-Co-Cr fissaient dans leur épaisseur avant l'interface, si bien qu'il était impossible de déterminer des longueurs de fissure interfaciale.

3.8.3 Détermination des paramètres élastique avec la modélisation OOF2

La détermination des paramètres correspondant à la microstructure est toujours un point clé, qui influence grandement les valeurs calculées. Par conséquent, la modélisation sur la base d'images a été récemment mise en œuvre en raison de sa bonne fiabilité. Nakamura et al. [58] ont généré des modèles microstructuraux artificiels comprenant de nombreux pores distribués aléatoirement et de tailles et de formes différentes. Ils ont ensuite étudié avec la méthode des éléments finis les effets de la taille des pores, de leur forme et de leur orientation sur les propriétés mécaniques de revêtements céramique élaborés par projection thermique.

De même, Wang [59] et Kulkarni [60] ont généré des modèles microstructuraux pour des revêtements YSZ élaborés par APS à partir des informations microstructurales, et ont ensuite calculé les modules d'élasticité effectifs des revêtements. De plus, Wang a aussi utilisé des images MEB de coupes transversales pour réaliser des calculs par éléments finis sous OOF. Cependant, de grandes différences ont été observées entre les valeurs prédites et les valeurs expérimentales. Les auteurs attribuaient ces différences à l'effet des contacts imparfaits au niveau des interfaces entre splats (interfaces = fines fissures inter lamellaires), ce qui n'était pas pris en compte sur leurs images MEB.

Azarmi et al [61] ont comparé les modules d'élasticité effectifs prédits par les modèles analytiques et la modélisation basée sur l'image (avec OOF). Ils ont constaté que les modélisations réalisées sous OOF indiquent des modules plus faibles que les modèles analytiques, et par ailleurs également plus proches des valeurs expérimentales. Tel qu'expliqué par Wang [59], les interfaces entre splats ont été éliminées par recuit de sorte que les différences entre les valeurs prédites par la modélisation et les valeurs expérimentales ont diminué pour les échantillons recuits. Toutefois, d'autres explications doivent aussi être envisagées vu que des différences existent encore. En outre, les interfaces entre splats pourraient être capturées à l'aide des microscopes avec un grossissement et un seuillage adéquats.

• *La technique de calcul*

L'information microstructurale requise dans notre analyse est acquise sous la forme d'une image numérique bidimensionnelle. En fait, l'importance des images numériques dans la science est qu'elles permettent une analyse quantitative. La méthode des éléments finis est essentiellement un moyen de convertir un ensemble d'équations différentielles partielles en un ensemble d'équation algébriques approximatives. La théorie sous-jacente est assez simple. L'énergie élastique emmagasinée dans un pixel est donnée par :

$$E_m = \frac{1}{2} \int d^3r \varepsilon_{pq} C_{pqrs} \varepsilon_{rs} \quad (3.8)$$

Où les déformations ε_{pq} et les modules d'élasticités C_{pqrs} sont sous forme tensorielle, p, q, r et s étant égales à x ou y , et l'intégrale porte sur tout le volume du pixel. L'énergie totale est obtenue par la sommation sur tous les pixels du système.

La déformation est un vecteur des trois composantes indépendantes ($\varepsilon_{xx}, \varepsilon_{yy}, \varepsilon_{zz}$). C_{pqrs} est écrit sous la forme plus compacte $C_{\alpha\beta}$ donnée par :

$$\varepsilon_{pp} = \frac{\partial u_p}{\partial X_p} \quad (3.9), \quad \varepsilon_{pq} = \frac{\partial u_p}{\partial X_q} + \frac{\partial u_q}{\partial X_p} \quad (3.10)$$

de sorte que l'équation de l'énergie se transforme en

$$E_m = \frac{1}{2} \int d^3r \varepsilon_\alpha C_{\alpha\beta} \varepsilon_\beta \quad (3.11)$$

Avec α et $\beta=1,2$ ou 3 . ($1 = xx, 2 = yy$ et $3 = xy$).

Pour résoudre le système ainsi défini, on introduit ses variables globales : U_{mp} : la composante p du vecteur déplacement du noeud m , $C_{\alpha\beta}$: le tenseur des modules d'élasticité (en notation de Voigt) pour un pixel (égal à zéro dans le cas des pixels présents dans les zones représentant des porosités), $E = (E_{xx}, E_{yy}, E_{zz})$ contrainte élastique totale appliquée au système. $\varepsilon = \varepsilon_{xx}, \varepsilon_{yy}, \varepsilon_{zz}$: La déformation locale en un point (x, y) dans le pixel, D_{rpsq} : la matrice de rigidité dans le pixel. La discrétisation des équations (3.9 et 3.10) se traduit dans ces conditions par l'équation:

$$E_m = \frac{1}{2} u_{rp}^T D_{rpsq} U_{sq} \quad (3.12)$$

La minimisation par la méthode du gradient conjugué permet, par la suite, la résolution du système en retrouvant, pour une déformation externe donnée, le système contraintes - déformations locales qui minimise l'énergie totale.

• *Détails de l'application*

Les géométries bidimensionnelles générées par le traitement d'images sont appropriées pour une analyse par la méthode des éléments finis. La génération du maillage a été, pour ces calculs, effectuée en utilisant le code OOF2.

La procédure de maillage employée dans ce code génère des éléments par des zones ont des couleurs différentes, permettant ainsi de bien séparer les contours des différentes phases. La (figure 3.61) présente la réalisation d'un maillage à partir d'une image MEB. Pour la simulation nous avons utilisé une image MEB avec un grossissement de 8000 x (1592 x 984 pixels), Ceci couvrant un champ de 10.4µm de longueur et de 6.3 µm de largeur, afin de capter les petits détails de la microstructure, tels que la forme et la distribution de particules de WC et l'inclusion des oxydes, L'image est ensuite maillée en utilisant le code de calcul aux éléments finis OOF.

Ce code est dédié à la détermination de propriétés macroscopiques à partir d'images réelles de la microstructure. La micrographie sont converties en format *jpn*, où la couleur rouge représente la matrice, et la couleur blanche représente les carbures.

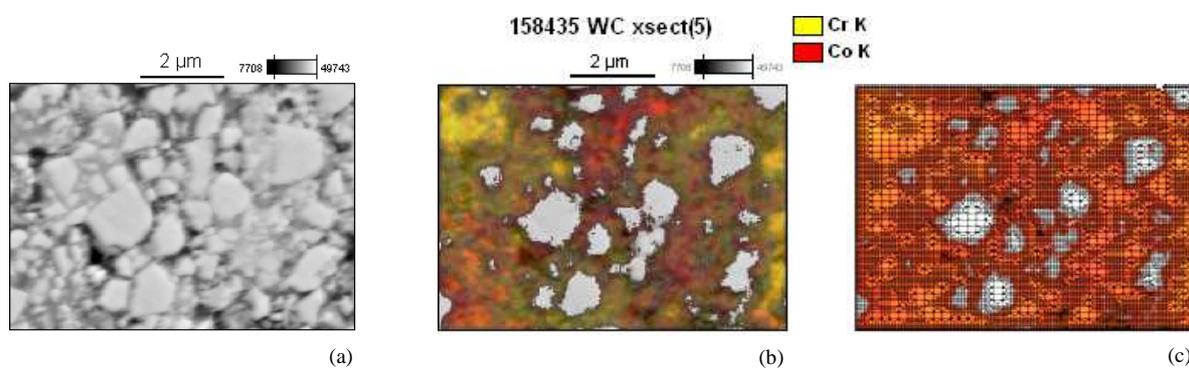


Fig. 3.61: a,b) Micrographies du revêtement analysé, c) modèle EF obtenu par OOF2

Concernant le maillage, des éléments mixtes quadrilatères à 8 nœuds et triangles à 6 nœuds ont été construits. Les mailles ont été raffinée jusqu'à l'indice d'homogénéité de 95%. Ceci indiquant la capacité de maillage pour reproduire la microstructure [51], le maillage composé de 47531 éléments. Tous les constituants microstructuraux ont été considérés comme des matériaux isotropes et purement élastiques, avec des propriétés présentes dans le tableau 3.12.

Tableau 3.12: Les propriétés des matériaux utilisés dans les simulations

Material	WC [62]	CoC r [63]
E(GPa)	700	207
ν	0.24	0.30

Le déplacement selon y des faces inférieure et supérieure ont été mis à zéro et à $1,26 \cdot 10^{-2}$ µm, (correspondant à une déformation globale de 2 ‰), respectivement (figure 3.62.a). Le module d'élasticité effectif vertical E_y est calculé par la loi de Hooke. Les résultats de calcul (figure 3.62.b), montre que le module d'élasticité des revêtements de WC 10Co 4Cr elle est d'environ de 535 GPa.

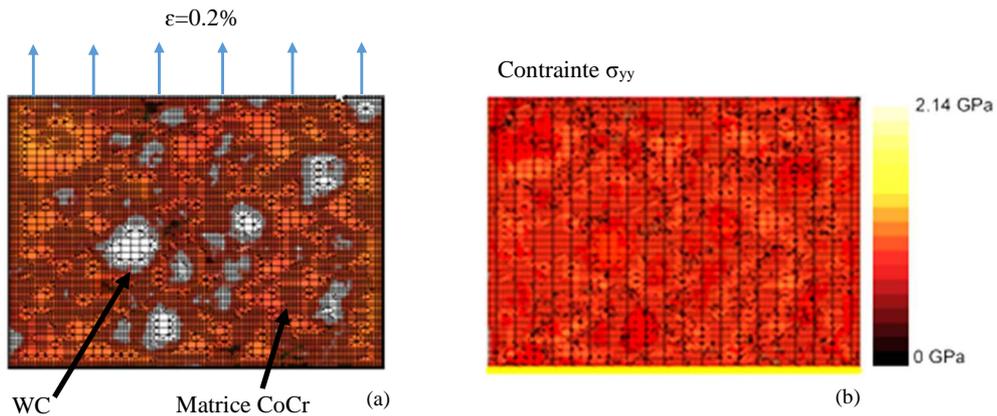


Fig. 3.62: Simulation d'un essai de traction uni-axiale (OOF2) sur un revêtement WC 10Co 4Cr, a) condition aux limites imposées, b) distribution de la contrainte σ_{yy}

3.9 Analyse par MEF le comportement dynamique des particules de cold spray

Objectif de cette étude est la caractérisation des revêtements qui forment par l'impact des particules à grande vitesse. Afin d'être étudiées, des particules de cuivre ont donc été projetées par cold spray (CS). Pour les revêtements cold spray, les caractérisations mécaniques ont été menées pour des revêtements de cuivre élaborés dans la société de Sulzer Metco en Suisse. Le comportement d'impact des particules de cold spray par l'analyse numérique a été examiné. Diverses combinaisons de paramètres de calcul concernant le type d'élément, maillage adaptatif ALE (Arbitrary Lagrangian Eulerian), ont été étudiées. L'utilisation de la simulation numérique permet d'accéder à différentes informations locales notamment à l'interface particule/substrat. Ces informations sont nécessaires afin d'appréhender les mécanismes menant à la liaison avec le substrat. Parmi les propriétés accessibles uniquement par la simulation, la température atteinte à l'interface et la vitesse de déformation en sont deux majeures. Elles conditionnent le phénomène de cisaillement adiabatique pouvant être à l'origine de l'adhérence des dépôts cold spray.

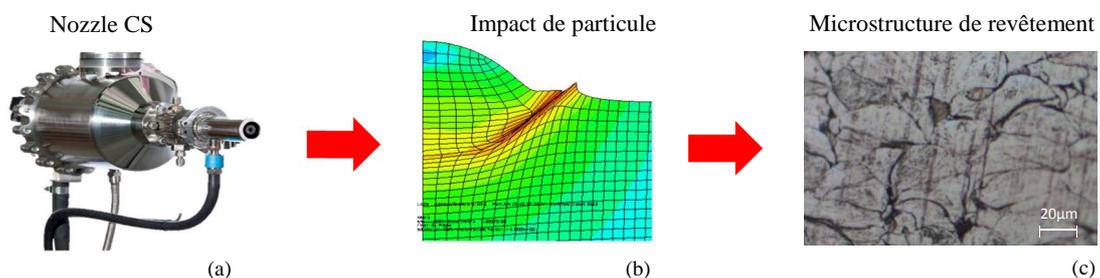


Fig. 3.63: Procédé de Cold Spray : a) Nozzle de cold spray, b) simulation d'impact de cold spray, c) image MO de revêtement Cu élaboré par cold spray [64]

3.9.1 Cold spray (projection à froid)

L'impact des particules avec des surfaces solides a été une question intéressante parmi les chercheurs parce qu'il est impliqué dans divers procédés industriels. Parmi ceux-ci, nous avons mis notre attention au procédé de Cold spray. Ce procédé est fondé sur l'injection d'un gaz (air, azote, hélium) comprimé, généralement entre 1 et 4 MPa, dans une tuyère De Laval.

Ce type de tuyère présente une géométrie particulière de type convergent-divergent. Le gaz injecté est accéléré dans la partie divergente de la buse jusqu'à atteindre une vitesse supersonique. Les particules sont introduites axialement à l'aide d'un gaz porteur dans la partie convergente de la tuyère et sont accélérées lors de la détente du gaz après le passage du col [65].

Le temps de séjour des particules dans le gaz de projection éventuellement préchauffé est relativement bref, si bien que la température des particules reste toujours très inférieure à la température du gaz. Dans tous les cas, les particules sont toujours à l'état solide lors de leur impact sur le substrat. Cet impact se caractérise par une forte déformation plastique de la particule permettant son adhésion sur le substrat ou les autres particules déjà déposées. La projection à froid a été largement étudiée en raison de ses avantages par rapport à la projection thermique classique pour déposer une grande variété de métaux et alliages [66-68].

3.9.2 Simulation de l'impact d'une particule

Il est connu que les particules de projection à CS doivent être accélérées à une vitesse élevée suffisante pour déposer sur le substrat avec succès. Cela peut être lié au fait que les particules à vitesse plus élevée possèdent une énergie cinétique plus grande. Différentes vitesses critiques ont été estimées par simulations pour une particule de Cu de diamètre 25 μm sur un substrat de nature identique: 580 m/s [69], 500 m/s [70] et 550 m/s [71].

Schmidt et al [71] étudié expérimentalement l'impact d'une balle de Cu de diamètre de 20 mm sur des substrats à faible acier au carbone. L'ensemble de la gamme de vitesse, à partir d'une vitesse inférieure à la vitesse critique jusqu'à des vitesses provoquant l'érosion dynamique, a été testé pour clarifier l'effet de vitesses sur la liaison et la déformation. Cinq sections à des vitesses différentes sont présentées dans la figure (3.64).

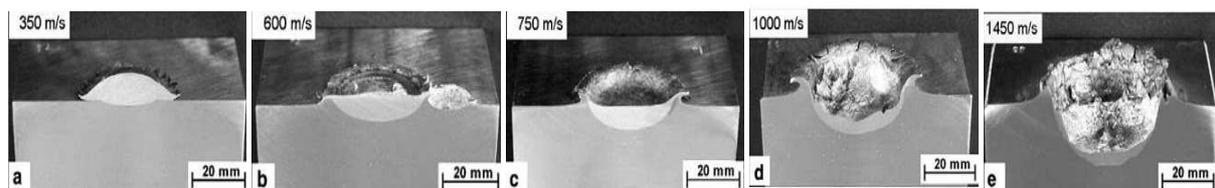


Fig. 3.64: Observations expérimentales des morphologies d'impact Cu/Acier [70]

L'utilisation de la simulation numérique permet d'accéder à différentes informations locales notamment à l'interface particule/substrat. Ces informations sont nécessaires afin d'appréhender les mécanismes menant à la liaison avec le substrat. Parmi les propriétés accessibles uniquement par la simulation, la température atteinte à l'interface et la vitesse de déformation en sont deux majeures. Elles conditionnent le phénomène de cisaillement adiabatique pouvant être à l'origine de l'adhérence des dépôts cold spray. Des simulations sur les déformations respectives des particules projetées ont été effectuées en utilisant un modèle de différents types (lagrangienne, ALE Arbitrary Lagrangian Eulerian).

- *Présentation du modèle*

Le modèle employé pour décrire le comportement à l'impact de la particule est un modèle 2D axisymétrique par éléments finis utilisant le logiciel ABAQUS®/Explicit (figure 3.65.a). Les conditions d'impact de particules ont été déterminées avec différentes méthodes de résolution des problèmes dynamiques. Dans ce cas, une étude comparative entre la méthode Lagrangienne et ALE est présentée. L'interaction, qui régit le contact particule/substrat, est de type "surface to surface contact". Le maillage utilise des éléments quadratiques de type 'CAX4R'. La taille de maille est un paramètre essentiel dans la simulation en méthode Lagrangienne, la taille de maillage nominal pour la particule était de 0,6 μm . En cold spray, suivant la taille des éléments utilisés, les diverses valeurs de sortie telles que la température [69] ou la vitesse critique [72] varient.

Afin d'étudier et de prédire le comportement de l'impact des particules et les caractéristiques de dépôt, la modélisation à grande vitesse d'une seule particule et de l'impact des particules multiples a été effectuée.

Des simulations numériques d'impact sur un substrat d'acier ordinaire de particules de cuivre de 25 μm de diamètre ont été menées. Un substrat de grande dimension, par rapport au diamètre de particule, a été choisi afin d'éviter toute perturbation de la zone d'impact par la réflexion d'une onde de choc sur l'un des bords libres du substrat.

Un modèle de déformation plane à deux dimensions avec configurations des plusieurs particules de 25 μm et de 50 μm de diamètre a été développé (figure 3.65.b). Un algorithme de contact de pénalité surface-surface avec une formulation paire de contacts équilibrée et d'un algorithme d'auto-contact ont été spécifiés pour toutes les régions de l'interface avec le frottement entre les particules. Toutes les surfaces de contact dans le modèle ont été affectées à rester en contact pendant le processus de l'impact.

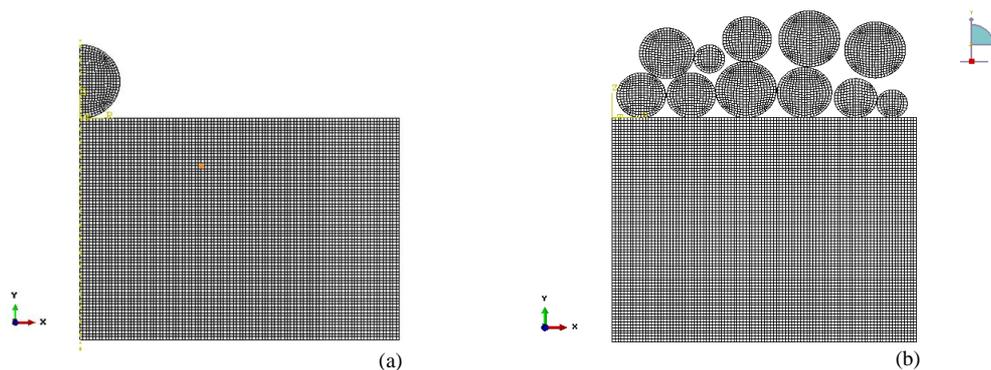


Fig. 3.65: Présentation du maillage utilisé pour la simulation de l'impact

- *Conditions initiales et condition limites*

Les éléments de la particule et du substrat ont été modélisés avec une température initiale de 25°C. La modification de la vitesse des particules entraîne une variation de son énergie cinétique. La vitesse normale affectée à la particule varie entre 300 et 900 $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$.

Durant l'impact, les nœuds et éléments des surfaces mises en contact ont été autorisés à se déplacer les uns par rapport aux autres, après contact. Ainsi, la morphologie des matériaux a pu évoluer librement jusqu'au rebond de la particule.

• *Propriétés des matériaux et loi de comportement*

Les études cold spray utilisent majoritairement la loi de comportement empirique de Johnson-Cook [73,74] [69]. Cette loi est implémentée dans le logiciel ABAQUS®/Explicit et facilite son emploi. L'accessibilité des coefficients de la loi de comportement est également facilitée du fait de son emploi courant dans le domaine des sollicitations dynamiques.

La loi de comportement Johnson-Cook a été utilisée. Elle prend en compte la vitesse de déformation, la déformation elle-même et rend cette dernière sensible à la température du matériau. Les paramètres utilisés pour les matériaux de cette étude sont extraits de la bibliographie. Les propriétés utilisées dans les simulations sont présentés dans le tableau 3.13.

Tableau 3.13: Propriétés matérielles des métaux utilisés dans cette simulation [73]

Density ρ (kg. m ⁻³)	8960
Elastic modulus E (GPa)	124
Poisson's ration ν	0.34
Specific heat C_p (J kg ⁻¹ °C ⁻¹)	383
Yield strength A (MPa)	90
Hardening Coefficient B (MPa)	292
Strain-hardening exponent n	0.31
Strain rate C	0.02
Softening exponent m	1.09
Melting temperature T_m °C	1083
Reference temperature T_r °C	25
Reference strain rate (s ⁻¹)	1

3.9.2.1 Déroulement de l'impact

La formation de liaisons métalliques est avancée comme provenant d'une forte vitesse de déformation locale de l'ordre de 10⁶ s⁻¹ [69,70] couplée à des températures élevées. Lorsque la vitesse de déformation est supérieure à la diffusion thermique, le système ne parvient plus à évacuer la chaleur générée par la déformation. Il s'échauffe localement favorisant la déformation ce qui augmente la température et ainsi de suite. C'est le phénomène de cisaillement adiabatique, considéré comme étant un critère majeur pour expliquer l'adhérence des particules en cold spray.

La simulation numérique montre une déformation de la particule de cuivre ainsi que du substrat en acier. La simulation montre que l'impact induit une zone à forte déformation sur la périphérie de particule (figure 3.66.a). Cette zone correspond à celle subissant le maximum de contrainte (Von-mises).

La contrainte exercée est de la compression sous hypothèse d'un impact normal au substrat. Avec l'écrasement, une contrainte tangentielle au substrat déforme la particule de façon latérale. Un cisaillement fort de la particule est alors présent entraînant une forte déformation associée à la montée en température de la périphérie.

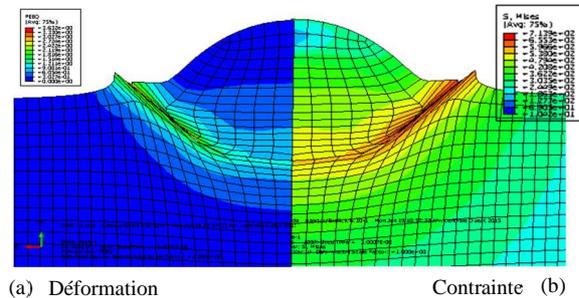


Fig. 3.66: Morphologie de splat de 25µm à l'instant d'impact t= 20 ns

3.9.2.2 Evolution morphologique

Pour comparer la morphologie du splat à l'expérimental, il faut estimer la fin de l'impact. Pour les particules de cuivre dont le diamètre est inférieur à 50µm, le temps de contact, qui croît avec le diamètre, reste inférieur à 80ns [75]. Le temps de simulation est fixé à 90 ns, ce qui est suffisant pour observer l'ensemble du processus de contact [74]. L'impact en cold spray peut être décomposé en plusieurs étapes (figure 3.67). La contrainte exercée par la particule conduit d'abord à la déformation élastique des deux matériaux. Une fois la limite d'élasticité atteinte, le matériau va se déformer plastiquement.

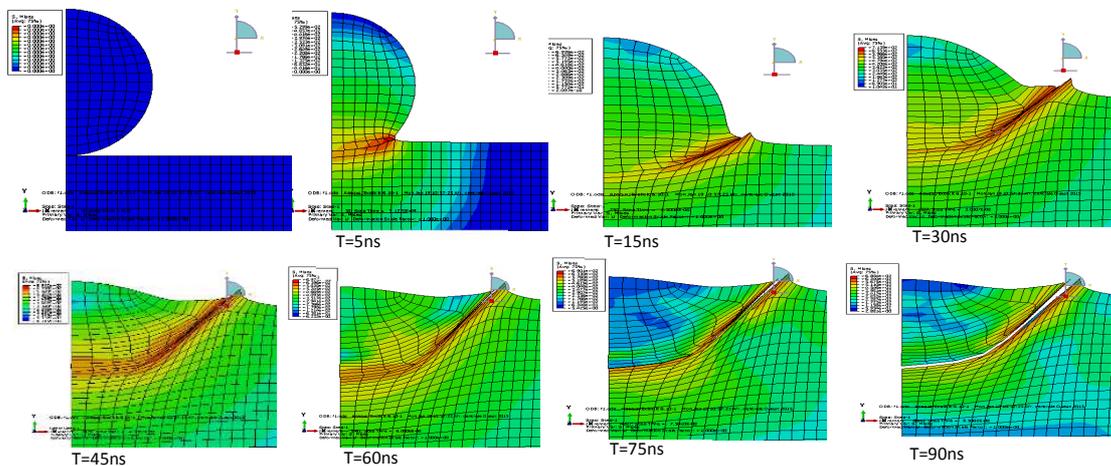


Fig. 3.67: Evolution morphologique pendant l'impact d'une particule

Le processus de déformation lors du contact Cu/Cu induit une augmentation de la contrainte de Von-mises, dont l'onde de contrainte se propage à la limite du substrat. La distribution des contraintes à instant t=75 ns indique que la particule a rebondi, mais les deux corps sont toujours en contact. Un écart évident entre la particule et le substrat est visible à la fin de calcul (t=90 ns), et les contraintes résiduelles restent dans la particule et le substrat après le rebondissement.

3.9.3 Comparaison des méthodes de résolution de problème d'impact

Le logiciel ABAQUS® (Standard ou Explicit) est basé sur une formulation Lagrangienne des équations de mouvement. Malgré les grands avantages que possède cette technique, elle a l'inconvénient de présenter des fortes distorsions du maillage par éléments finis dans les problèmes à grandes déformation. Les vitesses supersoniques du cold spray conduisent à des fortes déformations pendant des temps d'impact extrêmement courts.

Dans ce qui suit, on présente l'évolution du PEEQ par élément finis à plusieurs étapes de la simulation pour les deux cas de vitesse d'impact (figure 3.68), pour déterminer la morphologie de la particule et vérifier le déroulement de calcul qui définit par une durée d'impact de 60 ns.

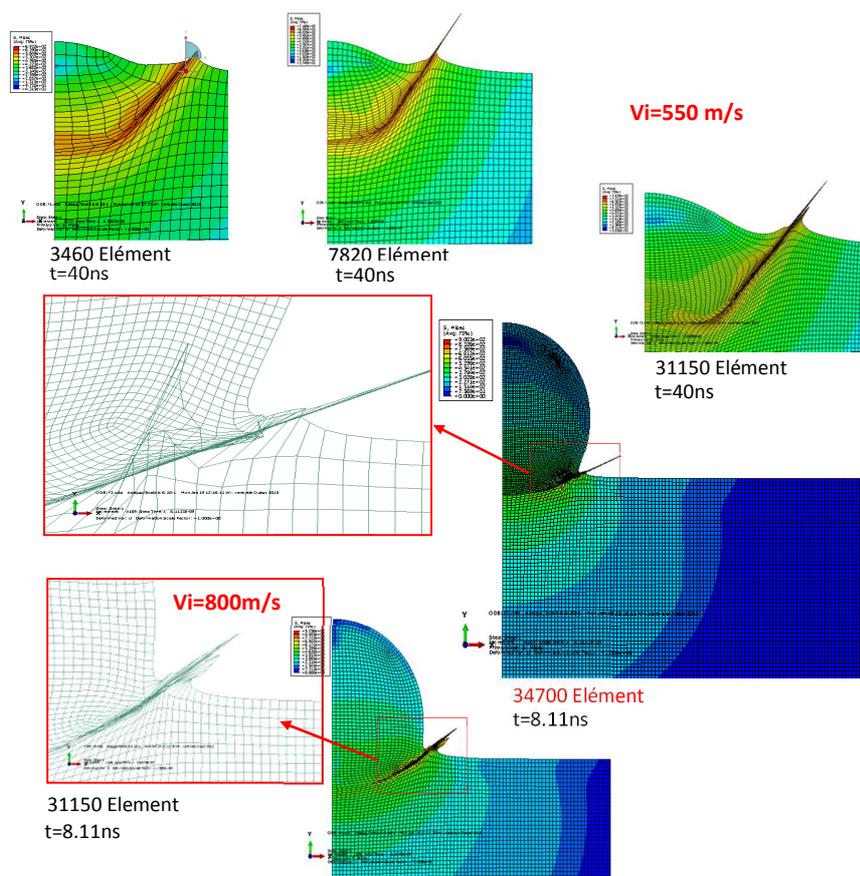


Fig. 3.68: Simulation d'un splat de Cu sur Cu, a-d) effet de la densité de maillage, c,e) effet de la vitesse d'impact

Les résultats calculés selon la méthode Lagrangienne illustrent clairement la formation d'éjection de matière à l'interface après impact d'une particule sur un substrat rigide. plus les éléments sont petits, plus la contrainte à l'interface est élevée. Il y a donc une surestimation de la vitesse pour l'instabilité du cisaillement adiabatique. Pour les cas ($n=34700$ élément, $v=550$ m/s) et ($n=31150$ élément, $v=800$ m/s) le déroulement de calcul présente la distorsion des éléments à l'interface particule-substrat à l'instant $t=8.11$ ns. Le calcul est interrompu. Dans ce cas, on peut constater que l'aspect le plus important pendant les simulations des particules avec l'algorithme de Lagrange est la distorsion des éléments des surfaces de contact, en particulier à une vitesse d'impact des particules élevée.

Par conséquent, un traitement de remaillage en cours de calcul est nécessaire afin de limiter les distorsions des mailles et d'obtenir un résultat convenable. Cette opération de remaillage utilise la fonction ALE du logiciel ABAQUS®. Le but de cette fonction est d'assurer une grande qualité du maillage au cours de la simulation numérique lorsque des grandes déformations sont appliquées. La technique combine une analyse Lagrangienne et une analyse Eulérienne et le terme consacré est l'approche ALE. Le même problème d'impact est résolu en utilisant l'approche de l'ALE, la figure (3.69) montre la répartition de contrainte équivalente de Cu/Cu au 500 m/s à l'instant $t = 8.11$ ns.

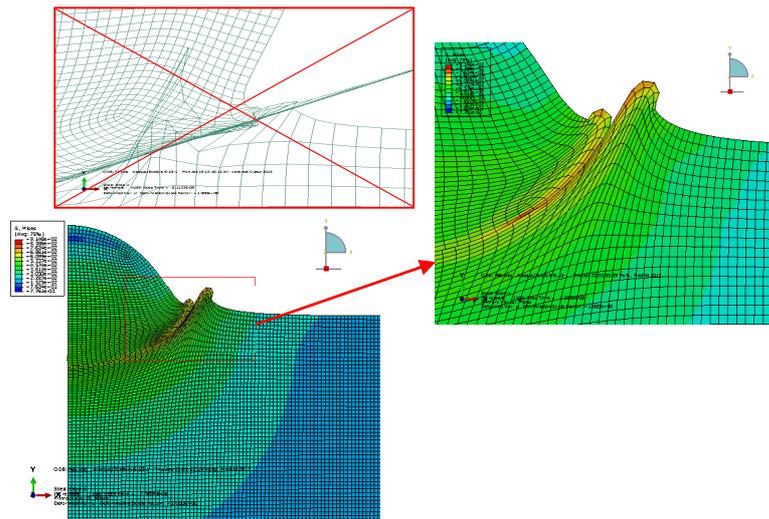


Fig. 3.69: Simulation d'une sphère de Cu de diamètre $25 \mu\text{m}$ s'écrasant à $500 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ par la méthode ALE

Notre calcul montre que l'utilisation de la méthode ALE a nous permis d'éviter la distorsion excessive des éléments qui mettent prématurément l'arrêt de calcul, d'une part, d'autre part, la méthode ALE n'est pas fortement recommandée d'utiliser dans la modélisation de l'impact cold spray dus au jet irréaliste [74]. La validation du modèle se réalise de façon qualitative par la comparaison avec les morphologies des splats observés en coupes micrographiques. La simulation montre que la déformation finale peut ne plus être représentative de celle observée expérimentalement (figure 3.70.a). Selon nos résultats préliminaires, on constate que certains facteurs de réglage est nécessaire pour la modélisation de l'impact.

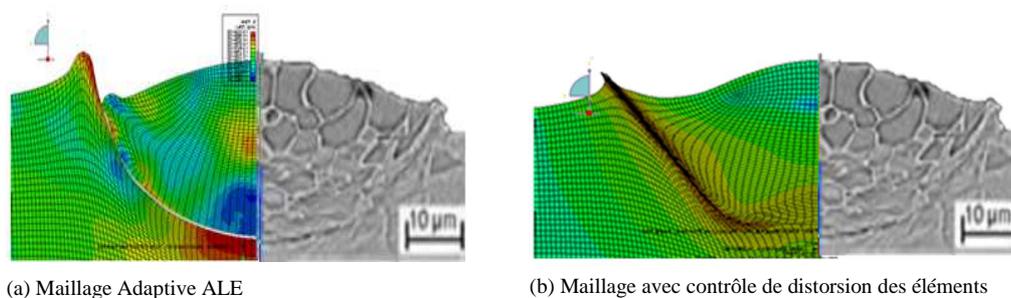


Fig. 3.70: Comparaison de morphologie d'impact entre l'observation expérimentale [76] et le résultat numérique

Parmi les méthodes de traitement, proposées par le logiciel ABAQUS®, on peut citer la méthode dite ‘contrôle de distorsion’. Avec cette méthode on peut minimiser la transition de maillage afin de réduire la distorsion des éléments lorsque la maille se transfère d’une grossière maille à un maillage fin. Les calculs d’impacts sur un substrat effectués avec un nombre des éléments de calcul de 34700 et une vitesse d’impact de 500m/s sont réutilisées. Il s’agit d’utiliser la méthode explicite avec le contrôle de distorsion.

Un rapport de longueur de distorsion de 0,5 a été utilisé comme paramètre par défaut. On constate que le programme n’a pas échoué et se déroule jusqu’à l’instant de chargement définit (60 ns), un changement dans les formes de jet est également observée. La simulation avec le contrôle des distorsions a permis d’obtenir des morphologies quasiment identiques à l’expérimental (figure 3.70.b).

L’interprétation des résultats de la modélisation a été jusqu’à ici basée sur le déroulement de calcul et la distorsion des éléments à l’interface particule-substrat pour un calcul 2D. Afin d’obtenir une meilleure compréhension du mécanisme de liaison en cold spray, la modélisation en 3D peut être très intéressante dans la modélisation de la défaillance de particule et le substrat à la fois. Dans ce cas, la déformation irréaliste d’éléments de substrat à l’interface peut être évitée avec le modèle 3D.

3.9.4 Modélisation 3D de l’impact

La méthode de Lagrange peut donner des formes raisonnables de la particule déformée et substrat dans CS. La figure (3.71) montre les contours de la contrainte équivalente due à l’impact de particule de cuivre sur des substrats à l’angle d’incidence normale modélisé par la méthode de Lagrange.

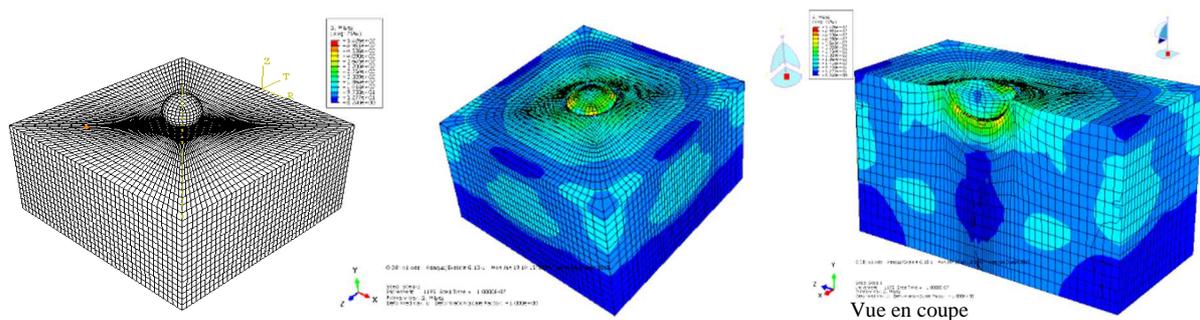


Fig. 3.71: Simulation 3D de l’impact d’une particule par la méthode de Lagrange

Il est clair que la particule subit une déformation plastique intense avec le cratère développé dans le substrat plat. Pour une direction d’incidence des particules normale, la déformation plastique maximum est concentrée au périphérique de la zone de contact et non au point central. A l’interface de contact localisée, la particule se déforme de manière plus intensive. Un petit jet de matériau hautement déformé de métal est formé au périphérique de la zone de contact.

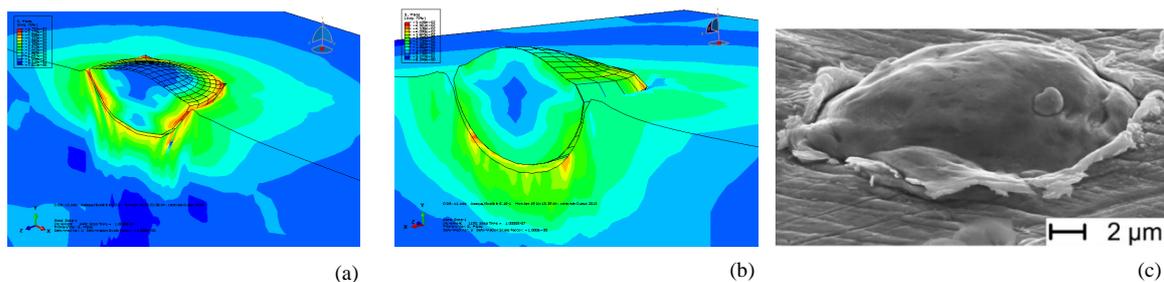


Fig. 3.72: Comparaison de la morphologie entre des splats: a) simulés par la méthode de Lagrange, b) simulés par la méthode ALE, c) observation expérimentale [69]

La figure (3.72.b) montre le résultat de simulation par ALE pour un 25 mm de particules de Cu impacte un substrat de Cu à 500 m/s obtenus avec une taille de maillage de 0,5 μm . La procédure a terminé à 60 ns. On voit un cratère qui est développée dans le substrat. La déformation plastique dans la particule et le substrat est concentrée dans une région étroite qui entoure l'interface particule/substrat.

La contrainte de certains éléments d'interface augmente rapidement à une valeur élevée, ce qui suggère la déformation localisée, mais aucun jet de métal interfaciale est observé dans ces conditions. Les résultats avec les contrôles de distorsion montrent que le programme a pris fin avec succès à 60 ns mais la forme de particules résultante est un peu irréaliste. Par conséquent, la simulation avec un maillage adaptatif ALE, ne sont pas tout à fait adapté à la modélisation des impacts de particules de cold spray.

3.9.4.1 Simulation 3D de la construction d'un dépôt

Les modèles axisymétriques peuvent être appliqués uniquement à l'impact perpendiculaire d'une seule particule. Afin de simuler les interactions des particules pendant le dépôt, des modèles tridimensionnels doit être utilisé figure (3.73.a).

La figure (3.73.b) montre le résultat d'une simulation en trois dimensions pour la superposition des particules de cuivre ayant un diamètre de 25 μm sur un substrat en cuivre. En ce qui concerne les conditions d'impact réalistes, vitesses initiales et les températures étaient supposés être de 500 m/s et 25 $^{\circ}\text{C}$, respectivement.

La formation d'un anneau de matière autour de la zone central de l'impact. Cependant, la formation du jet est influencée par la modification de la morphologie du premier impact (figure 3.73.c). Il convient de noter que l'échelle de temps relativement plus courte en analyse trois dimensions est due à la taille de particule relativement plus petite par rapport à ceux pris dans les modèles axisymétriques.

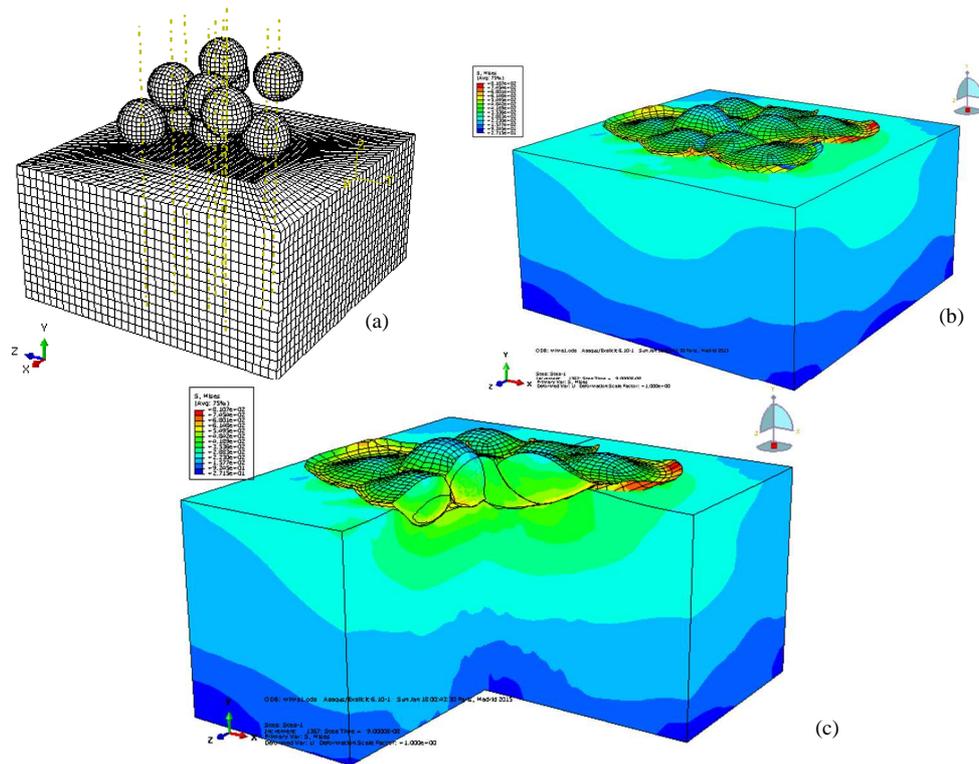


Fig. 3.73: Contrainte équivalente pour l'impact de 11 particules de cuivre sur substrat de cuivre
 a) modèle éléments finis utilisé, b) distribution des contraintes Von-mises, c) vue en coupe

3.9.4.2 Modélisation SPH 3D de l'impact

La méthode Smoothed Particle Hydrodynamics appelée SPH [77], est une alternative à la discrétisation en éléments finis. C'est une méthode par laquelle les matériaux sont modélisés par un champ de particules sans connectivité directe mais ayant une sphère d'influence avec leurs particules voisines. L'approche hydrodynamique de particules lissée n'est pas implémentée pour deux éléments dimensionnels. La figure (3.74) montre les dimensions pertinentes du modèle 3D pour la particule de l'impact et le substrat. Seule la partie des particules est modélisée dans le cadre de référence de SPH en raison de sa déformation considérable comparant au substrat, tandis que le substrat est toujours dans le cadre de référence de Lagrange. La discrétisation SPH est composée de 7250 particules de type de sphère. Le contact est supposé parfait.

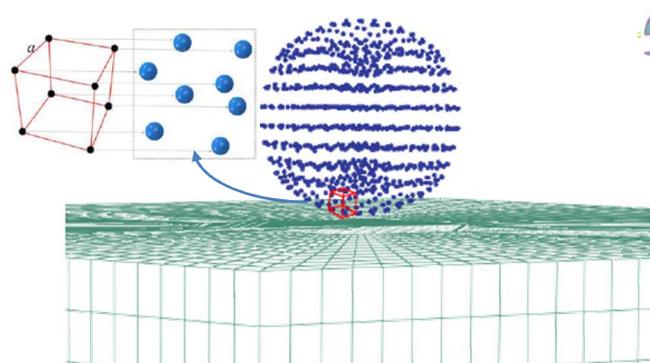


Fig. 3.74: Schéma de modèle 3D SPH

Tenant compte de l'insuffisance de la méthode de Lagrange, la méthode SPH sans maillage qui est utilisée pour simuler l'écoulement de fluide dynamique et problèmes d'impact à haute vitesse est employé ici pour examiner le comportement de l'impact. Le contour de déformation prédite par l'utilisation de l'approche SPH est différent de la configuration de déformation discuté dans les sections ci-dessus. La particule n'a pas le jet de matière autour de la zone de contact, et elle est pénétrée plus profondément dans le substrat comme représenté dans la figure (3.75).

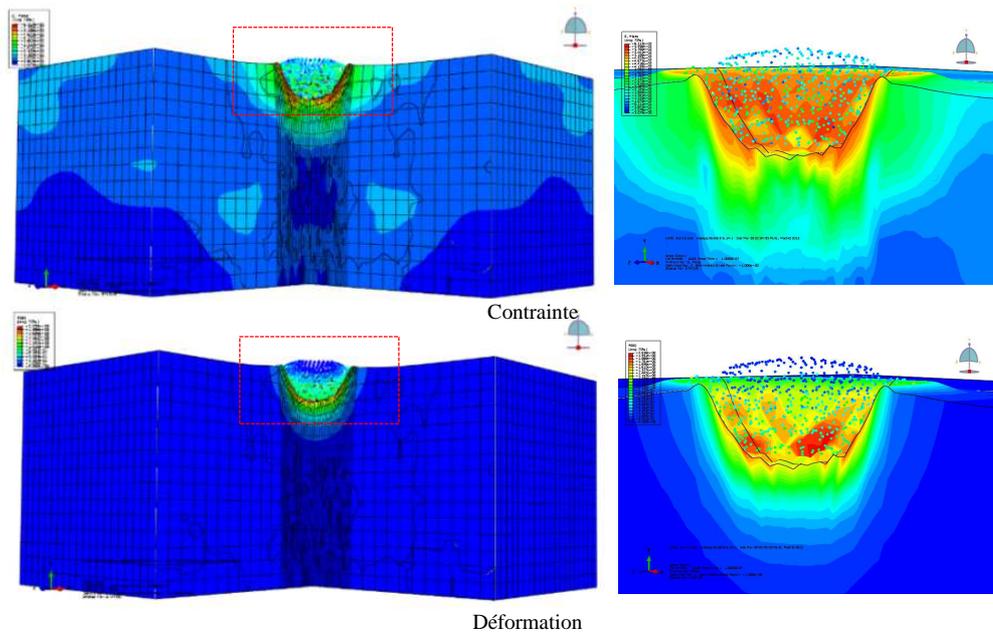


Fig. 3.75: Contours de la contrainte de Von-mises et de la déformation pendant l'impact d'une particule

La déformation plastique intensif est observée à la région entourant le centre de particule qui indiqué par la couleur rouge, où la déformation plastique équivalente dépasse la valeur de 2. La variation temporelle de la morphologie de particule est illustrée dans la figure (3.76).

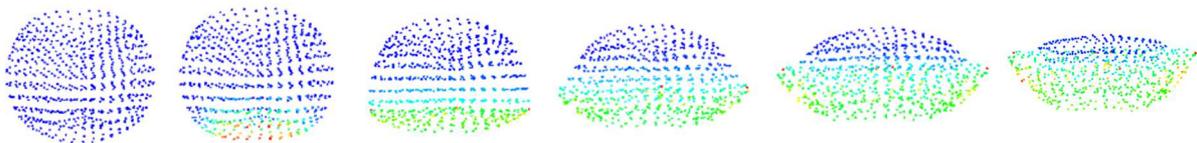


Fig. 3.76: Evolution morphologique d'une particule de Cu modélise avec la méthode de SPH

3.10 Extension du modèle à l'impact Cu/Acier

3.10.1 La déformation des particules de cold spray

En s'appuyant sur le modèle axisymétrique précédent, un modèle comportant une particule de cuivre de diamètre 25 μm a été établi pour décrire le processus de l'impact sur un substrat en acier.

La figure (3.77) montre les contours de déformation plastique équivalente (PEEQ) après l'impact d'une seule particule déterminé par les méthodes de Lagrange et ALE à la vitesse de 650 m/s, tandis que les températures initiales (298 K) de la particule et le substrat ont été supposée être identique. Les deux procédures se terminer à la durée d'impact définit par 50 ns.

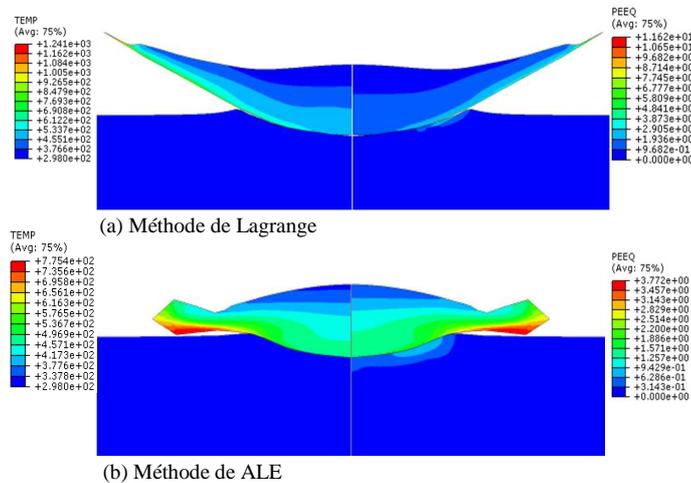


Fig. 3.77: Splat de Cu sur un substrat d'acier : simulation de la PEEQ et la température engendrée à l'impact

On voit que, les méthodes utilisées donnent des formes différentes de la particule déformé, la température à l'interface et PEEQ est beaucoup plus élevé dans le cas de la procédure de Lagrange. La validation du modèle ALE se réalise de façon qualitative avec la comparaison avec les morphologies de splats observés en coupes micrographiques. Pour valider la fiabilité du modèle, les résultats simulés ont été comparés avec des observations expérimentales. La figure (3.78) montre la morphologie de la particule avec température initiale de 673 K et une vitesse d'impact de 550 m/s. Dans ce cas, une bonne cohérence a été obtenue entre la morphologie de la particule déformée observée par SEM et celle calculé par la méthode d'ALE.

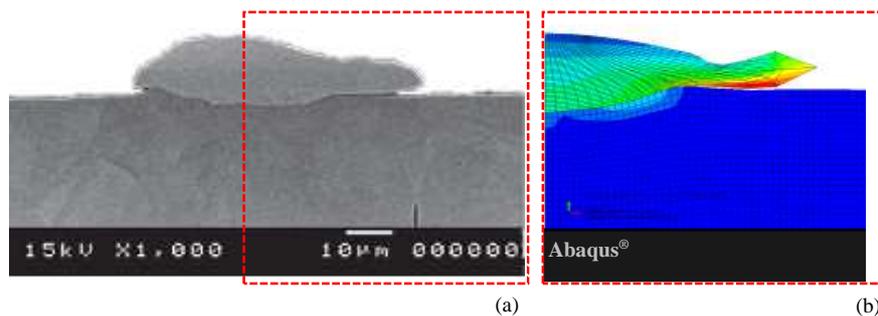


Fig. 3.78: Comparaison de morphologies d'impact entre l'observation expérimentale [78] et la simulations de particule de Cu pulvérisés sur un substrat en acier à 673 K

• Effet de la vitesse d'impact

La figure (3.79) montre l'évolution temporelle de la déformation plastique équivalente d'un point matériel situé à l'origine à la surface des particules d'environ 45° par rapport à l'axe de l'impact, en fonction de la vitesse d'impact. La déformation plastique équivalente est analysée pour des vitesses d'impact initial de 300, 500, 700 et 900 m/s.

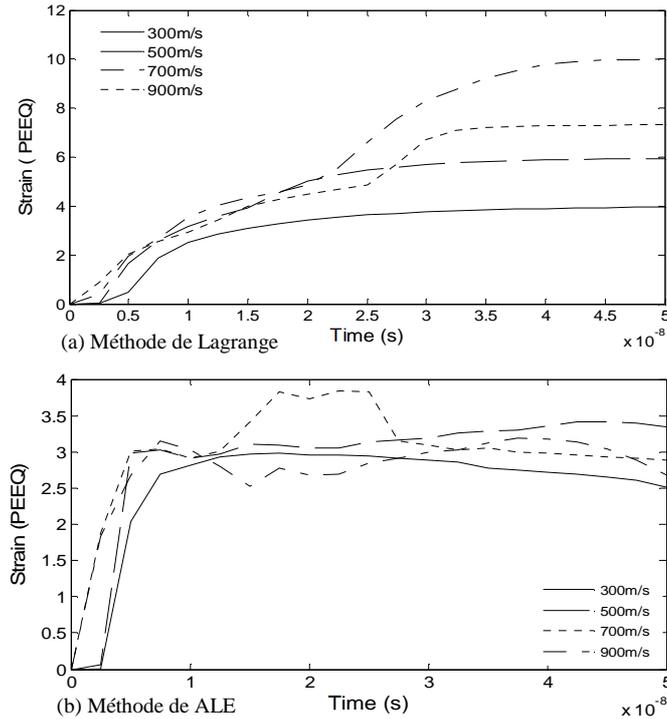


Fig. 3.79: Evolution temporelle de déformation plastique efficace de matériau sous différentes vitesses des particules avec différentes méthode

Comme le montre la figure (3.79.a), la déformation plastique augmente très rapidement à un taux moyen jusqu'à $1 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$, avant d'atteindre sa valeur finale d'environ 3,5, 5,10 pour trois vitesses de 300, 500 et 700 m/s, respectivement, alors que la déformation plastique déterminé avec la vitesse d'impact de 900 m/s représente une diminution de la déformation plastique équivalente. Ce comportement est attribué à la présence des forts gradients de contrainte dans la région interfaciale. Pour le modèle de ALE, la figure (3.79.b) montre une diminution de la déformation plastique équivalente au cours de temps.

Les morphologies des déformations deviennent imprécises et peuvent ne pas représenter les déformations réelles. La figure (3.80.a) présente le contour des Von-mises à la vitesse de 1100 m/s d'impact. Le calcul n'a pas pu terminer complètement, et arrête à 9 ns.

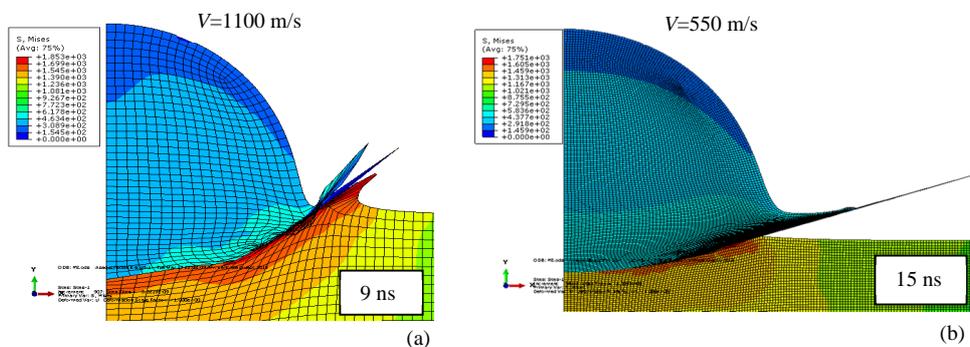


Fig. 3.80: Contours de la contrainte de Von-mises à l'interface de contact particule/substrat avec la taille de maillage de 0,6 (a) et 0,1 µm (b) modélisé par la méthode de Lagrange

La figure (3.80.b) présente le contour de Von-mises à la région d'interface d'une seule particule avec la taille de maillage de $0,1 \mu\text{m}$ modélisées par la méthode de Lagrange. Théoriquement, cette taille de maillage peut fournir le comportement de la déformation le plus précise, mais la déformation excessive se traduit à 15 ns après l'impact.

3.10.2 Processus d'impact des multi-particules

La simulation de la construction d'un dépôt consiste en l'accumulation des particules. La difficulté numérique est amplifiée avec le nombre des particules. Néanmoins, quelques études ont portés sur l'empilement des plusieurs particules par éléments finis [79-81]. L'approche via de morphologie mathématique existe pour la projection plasma [82] se développe pour la projection cold spray [83,84]. Elle est fondée sur un empilement des particules avec un déplacement de matière défini par l'utilisateur.

Le calcul des processus d'impact de multi-particule est d'une grande importance à la clarification du mécanisme de liaison ainsi que l'analyse en profondeur des propriétés du revêtement dans CS. Le procédé ALE est utilisé pour simuler le processus d'impact multi-particule. Ceci est modélisé avec des diamètres de 25, 35, 40, 45 et $50 \mu\text{m}$, où la vitesse d'impact a été varié de 450 à 650 m/s, selon les positions des particules. La température initiale des particules et le matériau de substrat a été constante (298 K). La figure (3.81) montre l'évolution de la formation du dépôt à différents temps pendant le procédé de projection d'un dépôt en cold Spray.

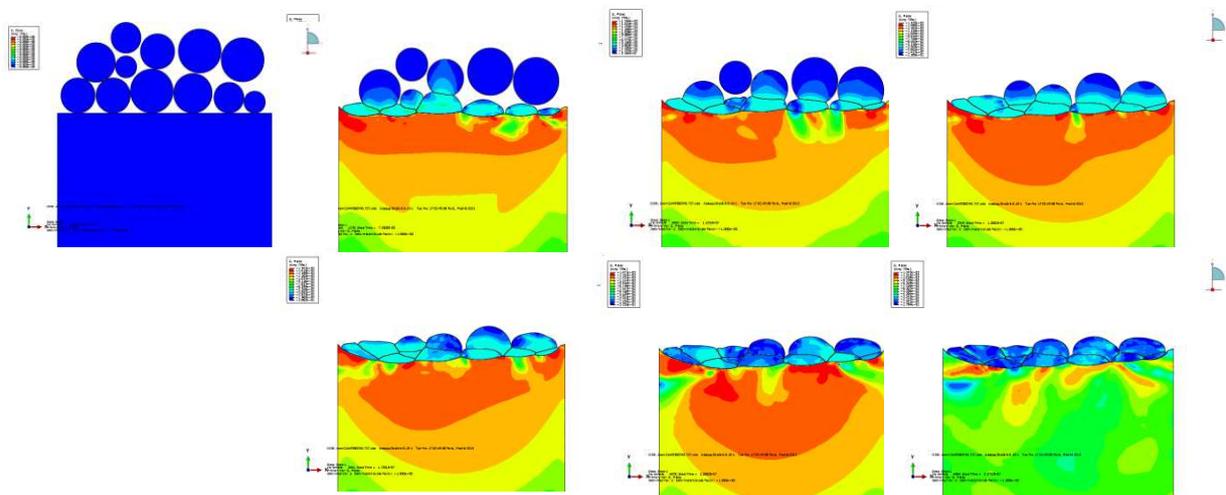


Fig. 3.81: Evolution de la déformation des particules d'un dépôt de cuivre en fonction du temps

La figure (3.82) montre les contours de la contrainte de Von-mises, déformation plastique et la température de l'impact des multi-particules sur le substrat. Comme on peut le voir sur la figure (3.82.b), avant la déposition, les premières particules incidentes sont étalées sous formes irrégulières, tandis que les particules supérieures se déforment comme l'impact d'une seule particule.

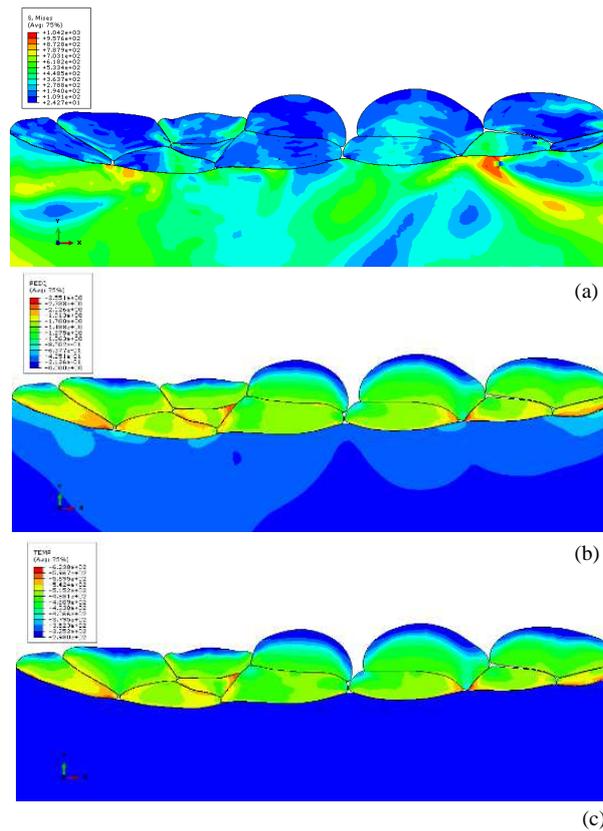


Fig. 3.82: Morphologie des splats en fin d'impact : a) contours de Von-mises, b) contours de PEEQ, c) contours de température

La déformation plastique relativement élevée peut également être trouvée au niveau des zones de contact entre les particules adjacentes à l'intérieur du revêtement, ce qui signifie probablement l'apparition de l'adhésion des particules. Les dépôts simulés sont proches de ceux obtenus expérimentalement (figure 3.83.b).

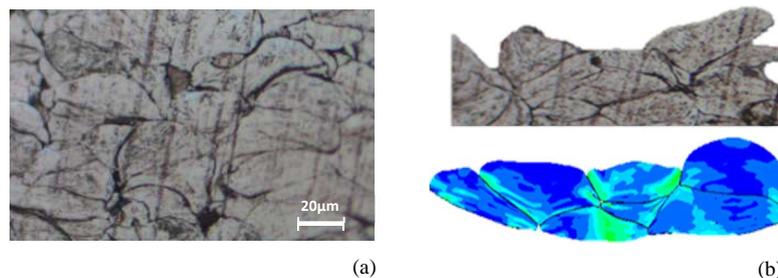


Fig. 3.83: a) Image MO de revêtement Cu élaborés par cold spray, b) comparaison des morphologies des particules entre l'observation expérimentale et simulé

3.11 Caractérisation mécanique de revêtement de Cu

L'objectif de cette étude, est de caractériser les propriétés élastiques pour le revêtement de cuivre produit par cold spray. Le module d'élasticité du revêtement a été déterminé expérimentalement à l'aide de nano-indentation, essai de traction et l'essai de flexion à trois points. En outre, le module d'élasticité a été calculé en utilisant des modèles analytiques. La figure (3.84) montre une coupe transversale d'un revêtement de cuivre.

Les particules semblent être étroitement liées à travers toute leur surface et il n'y a qu'une très faible quantité de porosité dans le revêtement.

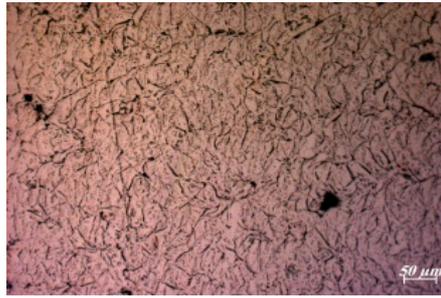


Fig. 3.84: Micrographie d'une section de revêtement cold spray de cuivre

Dans cette étude, l'équation Hashin-Hasselman [85,86] a été utilisée pour le calcul du module d'élasticité. Ceci est le modèle le plus couramment appliqué pour estimer le module des matériaux poreux [82]. Les équations Hashin-Hasselman est définie comme suit :

$$E^* = E_0 \left[1 + \frac{A p}{1 - (A+1)p} \right] \quad (3.13)$$

Où E^* module d'Young de dépôt, A constante = -33.4, p fractions volumique des pores, fissures et interfaces des particules, E_0 module du matériau massif. En substituant les valeurs ci-dessus dans l'équation Hashin-Hasselman, le module d'élasticité estimée du revêtement (E) égal à 92,72 GPa.

3.11.1 Nano-indentation instrumentée

Les plaques fournies par la société Sulzer Metco sont constituées d'un substrat en acier de 5 mm d'épaisseur, revêtu d'une couche de cuivre de 500µm d'épaisseur. Mesures de nano-indentation instrumentée ont également été effectués sur le revêtement dans les sections transversales afin d'obtenir des courbes d'indentation expérimentales. Un indenteur Berkovich avec une charge maximale de 300 mN a été utilisé avec l'équipement CSM. La profondeur de pénétration maximale des différents tests est de 2,497µm. La figure (3.85) montre les courbes charge-déplacement pour les revêtements. Le module d'élasticité moyen pour le revêtement de cuivre est de $114,1 \pm 8,4$ GPa, et la dureté moyenne est de $3,06 \pm 0,4$ GPa.

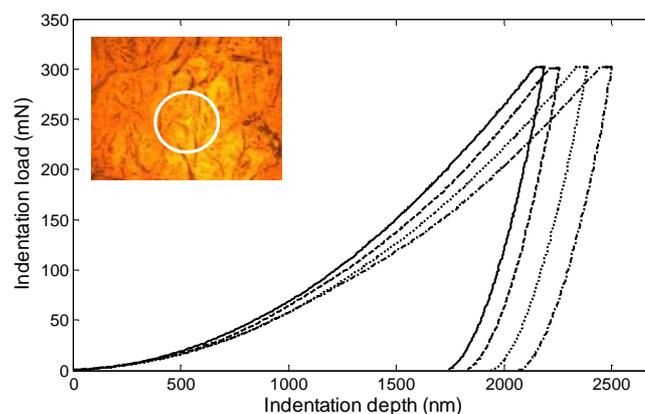


Fig. 3.85: Les courbes charge-déplacement pour le revêtement de cuivre.

3.11.2 Essai de flexion

L'essai de flexion 3 ou 4 points permet de soumettre le dépôt à deux sollicitations différentes, une sollicitation en compression ou en traction [87]. Les essais de flexion 3 points ont été effectués, en utilisant cinq échantillons à la température ambiante selon la norme ASTM E290-09 [88]. Les essais de flexion trois points (figure 3.86) sont réalisées, en utilisant une vitesse de 0,12 mm/min. Les échantillons ont été coupés à $20 \times 85 \times 5 \text{ mm}^3$.



Fig. 3.86: Essai de flexion 3 points

La rigidité en flexion S_b et la rigidité de traction S_t sont définis par les équations (3.14) et (3.15).

$$S_b = \frac{1}{3} [E_c^* h_c^3 + E_s^* (h_t^3 - h_c^3)] - S_t \delta^2 \quad (3.14)$$

$$S_t = E_c^* h_c + E_s^* h_s \quad (3.15)$$

$$\delta = \frac{1}{2S_t} [E_c^* h_c^2 + E_s^* (h_t^2 - h_c^2)] \quad (3.16), \quad E_s^* = \frac{E_s}{1-\nu_s^2} \quad (3.17); \quad E_c^* = \frac{E_c}{1-\nu_c^2} \quad (3.18)$$

Les indices c , s et t désignent le revêtement, le substrat et total, respectivement. L'épaisseur du revêtement, du substrat et l'épaisseur totale est indiquée par h .

Dans le cas de l'essai de flexion à trois points d'un seul matériau uniforme de la rigidité à la flexion S_b peut être calculé par :

$$S_b = PL^3/48W \quad (3.19)$$

Où L la distance entre les appuis comme représenté sur la figure (3.86). Par conséquent, le module d'élasticité E_c du revêtement peut être calculé en résolvant l'équation (3.14) à (3.19).

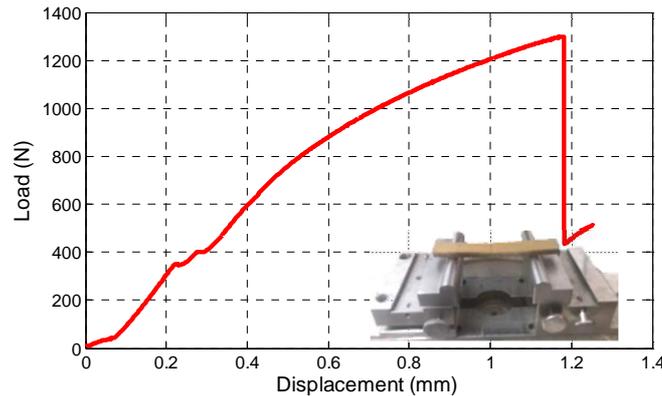


Fig. 3.87: Courbe de chargement résultant du test de flexion avec la configuration de la fracture de l'échantillon après l'essai de flexion

Le module d'élasticité moyenne pour cinq tests de flexion est de $40.6 \pm 1.5 \text{ GPa}$. La courbe standard de (charge-déplacement) est montrée dans la figure (3.87) pour l'essai de flexion trois points.

3.11.3 Traction uni-axiale simple

La caractérisation expérimentale du comportement de revêtement sous traction statique a permis de détecter une réponse de type non-linéaire et fragile. Dans le but de retrouver ce résultat un protocole d'essai simplifié est mis en œuvre sur une machine de traction (Zwick/Roell Z.100). Pour l'essai de traction le revêtement a été séparé du substrat et réalisée selon la norme ASTM E8M-04 [89]. La vitesse de déformation est fixée à 10^{-4} s^{-1} et les essais sont menés jusqu'à la rupture. Une courbe typique contrainte-déplacement mesurée à partir de l'essai de traction est montré dans la figure (3.88). La rupture du matériau s'est produite en l'absence de la striction de l'éprouvette, et avec une faible énergie de déformation, étant donné un allongement relatif à la rupture faible (inférieur à 0,13%). Le module d'élasticité moyenne pour trois tests de traction est de $8,93 \pm 0,4 \text{ GPa}$.

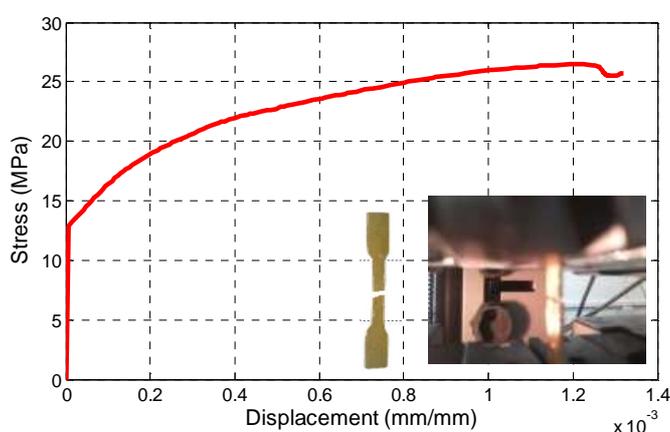


Fig. 3.88: Courbe contrainte-déformation typique du revêtement flexion avec la configuration de la fracture de l'échantillon après l'essai de traction

3.12 Conclusion

La microindentation instrumentée est couramment utilisée dans les laboratoires pour déterminer des propriétés mécaniques locales des matériaux. Etant une sonde micromécanique locale, elle permet entre autre de caractériser les revêtements. La méthode proposée dans ce travail, permet d'extraire la loi de comportement élasto-plastique du dépôt étudié à partir des mesures expérimentales de l'indentation instrumentée et de leur modélisation par éléments finis. La méthode inverse est également utilisée pour extraire la loi de comportement de dépôt, l'étude a concerné l'indentation de matériaux dont le comportement est élasto-plastique à écrouissage isotrope. Une étude numérique a permis d'étudier le comportement en indentation de matériaux suivant la loi de Hollomon et une loi comportant trois paramètres : la loi de Ludwik. Le comportement mécanique optimisé est utilisé ensuite pour modéliser le test d'adhérence. Cette modélisation permet de diminuer le nombre de tests expérimentaux et de contourner les difficultés liées à la mise en œuvre des tests d'adhérence.

Concernant le phénomène d'impact, notre intérêt sera particulièrement axé sur la modélisation de l'impact des particules à grande vitesse. Le comportement d'impact des particules de cold spray par l'analyse numérique a été examiné. Diverses combinaisons de paramètres de calcul concernant le type d'élément, maillage adaptatif ALE, modèle de Lagrange et modèle SHP ont été étudiées. Les caractérisations mécanique a été menée pour des revêtements de cuivre. Divers méthode utilisées dans ce travail afin d'identifier le module d'élasticité du cuivre pulvérisé froid. Le module d'essai de traction était significativement inférieur à celle de l'indentation et à la flexion trois points. Cela pourrait explique par l'effet d'échelle et la présence des porosités dans les spécimens.

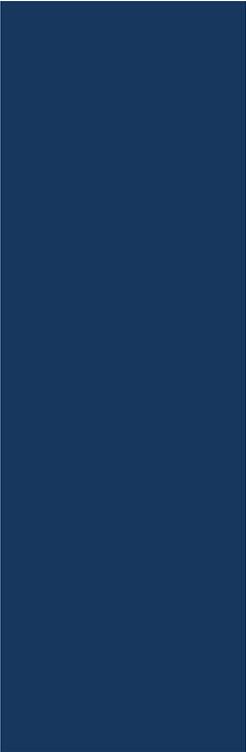
Références bibliographiques du chapitre 3

- [1] Thermal Spraying: Practice, Theory and Application, Committee on Thermal Spraying, American Welding Society, Miami, USA, 1985, pp3-12
- [2] H.D. Steffens, Z. Babiak, M. Wewel, Recent Developments in Arc Spraying, IEEE Transactions on Plasma Science, vol.18 (No.6), 1989, pp974-979
- [3] M.L. Thorpe, Thermal Spray Applications, Advanced Materials and Processes, Vol. 10, 1988, pp 69-75
- [4] X. Wang, D. Zhuang, E. Pfender, J. Heberlein, W. Gerberich, Effect of Atomizing Gas Pressure on Coating Properties in Wire Arc Spraying: Thermal Spray Industrial Application, (Ed.) C. Coddet, (Pub.) ASM International, Materials Park, Ohio, USA, (1994), pp587-592
- [5] S. Dallaire, H. Levert, Synthesis and Deposition of TiB₂-Containing Materials by Arc Spraying, Surface and Coatings Technology, 1992, pp 241-248
- [6] S. Deshpande, A. Kulkarni, S. Sampath, and H. Herman, Application of Image Analysis for Characterization of Porosity in Thermal Spray Coatings and Correlation with Small Angle Neutron Scattering, Surf. Coat. Technol., 2004, 187, p 6-16
- [7] G. Bruno, C. Fanara, F. Guglielmetti, and B. Malard, Characterization and Residual Stress Analysis of Wear Resistant Mo Thermal Spray-Coated Steel Gear Wheels, Surface and Coatings Technology, 2006, 4266–4276
- [8] R González, M.A Garcí, I Peñuelas, M.Cadenas, Ma.del Rocío Fernández, A. Hernández Battez, and D. Felgueroso, Microstructural study of NiCrBSi coatings obtained by different processes, Wear, Vol. 263, No. 1-6, 2007, pp. 619-624
- [9] X. Wu, D. Weng, Z. Chen, and L. Xu, Effects of Plasma-Sprayed Ni–CrAl/ZrO₂ Intermediate on the Combination Ability of Coatings, Surf. Coat. Technol., 2001, 140, p 231–237
- [10] J.R Davis, Committee Handbook of Thermal Spray Technology, Asm International. 2004
- [11] Gadow, R. Advanced Ceramics and Composites, Expert Verlag. Residual Stress Optimization of Thermally Sprayed Ceramic Coatings on Light Metal Components 2000, p. 268
- [12] W.C. Oliver, G.M Pharr, An improved technique for determining hardness and elastic-modulus using load and displacement sensing indentation experiments. Journal of Materials Research 7 (6), 1992, pp 1564–1583
- [13] E Reimann, Instrumentierter Eindringversuch im Makrobereich - Ergebnisse aus Zyklen steigender Prüfkraft, Technischer Bericht, Zwick GmbH & Co. KG. 2004
- [14] D. Tabor, Hardness of Metals, Charendon Press, Oxford, 1951
- [15] A. K Bhattacharya, W. D Nix, Finite Element Simulation of Indentation Experiments, Int. J. Solids Struct., 24 (9), 1988, pp. 881–891
- [16] A.E. Giannakopoulos, and S. Suresh, Determination of elastoplastic properties by instrumented sharp indentation, Scr. Mater. 40, (1999), pp. 1191-1198
- [17] Y.T. Cheng and C.M. Cheng, Scaling Relationships in Conical Indentation of Elastic-Perfectly Plastic Solids, Int. J. Solids Struct., 36, (1999), pp. 1231–1243
- [18] W. Tillmann, B. Klusemann, J. Nebel, B. Svendsen; Analysis of the Mechanical Properties of an Arc-Sprayed WC-FeCSiMn Coating, Nanoindentation and Simulation, 20, (2011). pp.328-335
- [19] Y. Fizi, Y. Mebdoua, S. Djerf and R. Lakhdari, Experimental study and numerical simulation of the indentation test of a coating prepared by thermal spraying before and after annealing treatment 21^{ème} Congrès Français de Mécanique CFM, 2013, Bordeaux
- [20] G. Kermouche, J.L. Loubet, J.M. Bergheau, Extraction of stress–strain curves of elastic–viscoplastic solids using conical/pyramidal indentation testing with application to polymers. Mechanics of Materials 40, (2008) pp.271-283
- [21] H. Pelletier, Predictive model to estimate the stress–strain curves of bulk metals using nanoindentation. Tribology International 39, (2006) pp.593-606
- [22] Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, R. Lakhdari, Y. Touazi, The Indentation Behavior Of Wire ArcSprayed Stainless Steel Coating, Surface Modification Technologies, 28 (2015), pp.91-102
- [23] G. Sun, F. Xu, G. Li, X. Huang, Q. Li, Determination of mechanical properties of the weld line by combining micro-indentation with inverse modeling. Computational Materials Science 2014, 85, pp 347–362

- [24] V. Buljak, M. Bocciarelli, G. Maier, Mechanical characterization of anisotropic elastoplastic materials by indentation curves only. *Meccanica*, 2014, 49, pp 1587–1599
- [25] C.K.S. Moya, M. Bocciarelli, S. P. Ringerc, G. Ranzia, Identification of the material properties of Al 2024 alloy by means of inverse analysis and indentation tests, *Materials Science and Engineering* 2011, A 529, pp 119–130
- [26] Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, S. Djeraj, S. Benbahouche, Adhesion of FeCrNiBSi–(W–Ti)C wire-arc deposited coatings onto carbon steel substrates determined by indentation measurements and modeling. *Surf. Coat. Technol.* 268, 2015, pp.310-316
- [27] D. Marquardt, An Algorithm for least squares estimation of nonlinear parameters, *J. Soc. Ind. Appl. Math.*, 11, 1963, pp. 431-441
- [28] D.S. Schnur, N. Zabaras, An inverse method for determining elastic material properties and a material interface, *Int. J. Numer. Methods Eng.* 33 (1992) 2039
- [29] Matlab (2008) *Optimisation Toolbox TM4 Users* (T.M.Inc.)
- [30] M Dao, N Chollacoop, K.J Vanvliet, T.A Venkatesh, S Suresh, Computational modeling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation. *Acta Materialia* 49, 2001, 3899–3918
- [31] Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, R. Lakhdari, Microstructure characterization and modeling the mechanical behavior of HVOF sprayed WC–CoCr coatings, *Les rencontres internationales sur la projection thermique RIPT-7th edition* 9-11 December 2015 in Limoges, France
- [32] Y. Fizi, Y Mebdoua, H. Lahmar, R. Lakhdari, Y. Touazi; The Indentation behavior of wire arc sprayed stainless steel coating, 28th International conference on surface modification technologies. SMT28. Tampere University of Technology, Tampere, 2014. 16–18 June. Finland
- [33] A.E. Giannakopoulos, and S. Suresh, Determination of elastoplastic properties by instrumented sharp indentation, *Scr. Mater.* 40, (1999), pp. 1191-1198
- [34] Sulzer Metco, *Material product electric arc and combustion wire product portfolio*. 2013
- [35] C.K. Lin and C.C. Berndt, Measurement and Analysis of Adhesion Strength for Thermally Sprayed Coatings, *J. Thermal Spray Technol.*, 1994, 3(1), p 75-104
- [36] L.W. Crane, C.L. Johnston, and D.H. James, Effect of Processing Parameters on the Shear Adhesion Strength of Arc Sprayed Deposits, *Proc. 10th Int. Thermal Spraying Conf.*, DVS, Germany Welding Society, Dusseldorf, Germany, 1983, p 46-50
- [37] M. Fukumoto, H. Murakami, I. Okane, and H. Harada, Improved Ring Shear Test for the Evaluation of Adhesion Strength of Thermal Sprayed Coating, *Nippon Kinzoku Gakkaishi* (J. Japan Inst. Metal), 1995, 59(1), p 84-88, (in Japanese)
- [38] S.J. Howard and T.W. Clyne, Interfacial Fracture-Toughness of Vacuum-Plasma-Sprayed Coatings, *Surf. Coat. Technol.*, 1991, 45(1-3), p 333-342
- [39] M. Sexsmith and T. Troczynski, Peel Adhesion Test for Thermal Spray Coatings, *J. Thermal Spray Technol.*, 1994, 3(4), p 404-411
- [40] C.C. Berndt and R. McPherson, A Fracture Mechanics Approach to the Adhesion of Flame and Plasma Sprayed Coatings, *Proc. 9th Int. Thermal Spraying Conf.*, Amsterdam, 1980, p 310-316
- [41] P. Ostojic and R. McPherson, Determining the Critical Strain Energy Release Rate of Plasma-sprayed Coating Using a Double-cantilever-beam Technique, *J. Amer. Ceramic Soc.*, 1988, 10, p 891-899
- [42] D. Chicot, P. Démarécaux, and J. Lesage, Apparent Interface Toughness of Substrate and Coating Couples from Indentation Tests, *Thin Solid Films*, 1996, 283(1), p 151-157
- [43] J. Lesage and D. Chicot, Role of Residual Stresses on Interface Toughness of Thermally Sprayed Coatings, *Thin Solid Films*, 2002, 415(1), p 143-150
- [44] C.C Berndt, C.K. Lin, Measurement of Adhesion for Thermally Sprayed Materials. *Journal of Adhesion Science and Technology*, 1993. 7(12): p. 1235-1264
- [45] A. A Volinsky, N.R. Moody, and W.W. Gerberich, Interfacial toughness measurements for thin films on substrates. *Acta materialia*, 2002. 50(3): p. 441-466
- [46] Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, R. Lakhdari, Object-Oriented Finite Element and Inverse Analysis to Determine Elastic-Plastic Properties of an Arc-Sprayed Composite Coating. 22^{ème}, *Congrès Français de Mécanique*, 2015, Lyon

- [47] J.G. La Barbera-Sosa, Y.Y. Santana, E. Moreno, N. Cuadrado, Effect of spraying distance on the microstructure and mechanical properties of a Colmonoy 88 alloy deposited by HVOF thermal spraying. *Surface & Coatings Technology* 2010, 205, p.1799–1806
- [48] ASTM C633-79, Standard Test Method for Adhesion or Cohesive Strength of Flame-Sprayed Coatings, Annual Book of ASTM Standard, American Society for Testing and Materials, 1982
- [49] D.S. Schnur, N. Zabaras, An inverse method for determining elastic material properties and a material interface, *Int. J. Numer. Methods Eng.* 33, 1992, 2039
- [50] E. Howard. Boyer and L. Timothy. Gall, Eds., American Society for Metals, Materials Park, OH, 1985
- [51] National Institute of Standards and Technology (NIST), OOF: Analysis of Real Material Microstructures (<http://www.ctcms.nist.gov/oof/>)
- [52] M. Dao, N. Chollacoop, K.J. Van Vliet, T.A. Venkatesh and S. Suresh, Computational Modeling of the Forward and Reverse Problems in Instrumented Sharp Indentation, *Acta Mater.* 49, 2001, pp 3899-3918
- [53] L. Pawlowski, *The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings*, 2nd Edition, John Wiley & Sons Ltd. 2008
- [54] F. Rastegar, D.E. Richardson, Alternative to chrome: HVOF cermet coatings for high horse power diesel engines, *Surface and Coatings Technology* 90, 1997, 156-163
- [55] M.P. Nascimento, R.C. Souza, I.M. Miguel, W.L. Pigatin, H.J.C. Voorwald, Effects of tungsten carbide thermal spray coating by HP/HVOF and hard chromium electroplating on AISI 4340 high strength steel, *Surface and Coatings Technology* 138, 2001, 113-124
- [56] B. Wielage, A. Wank, H. Pokhmurska, T. Grund, C. Rupprecht, G. Reisel, E. Friesen, Development and trends in HVOF spraying technology, *Surface and Coatings Technology* 201, 2006, 2032-2037
- [57] Oerlikon Metco: Material Product Data Sheet Tungsten, Carbide-10% Cobalt-4% Chromium, Sintered and Crushed Powders for Thermal Spray. 2015
- [58] T. Nakamura, G. Qian, and C.C. Berndt, Effects of Pores on Mechanical Properties of Plasma-Sprayed Ceramic Coatings. *Journal of the American Ceramic Society*, 2000. 83(3): p 578-584
- [59] Z. Wang, A. Kulkarni, S. Deshpande, T. Nakamura, and H. Herman, Effects of pores and interfaces on effective properties of plasma sprayed zirconia coatings. *Acta Materialia*, 2003. 51(18): p 5319-5334
- [60] A. Kulkarni, Z. Wang, T. Nakamura, S. Sampath, A. Goland, H. Herman, J. Allen, J. Ilavsky, G. Long, J. Frahm, and R.W. Steinbrech, Comprehensive microstructural characterization and predictive property modeling of plasma-sprayed zirconia coatings. *Acta Materialia*, 2003. 51(9): p. 2457-2475
- [61] F. Azarmi, T. Coyle, and J. Mostaghimi, Young's modulus measurement and study of the relationship between mechanical properties and microstructure of air plasma sprayed alloy 625. *Surface and Coatings Technology*, 2009. 203(8): p 1045-1054
- [62] H. Warlimont, *Ceramics*, in: W. Martiensden, H. Warlimont (Eds.), *Springer Handbook of Condensed Matter and Materials Data*, Springer, Berlin, Germany, 2005, pp. 462–463.
- [63] Stellite-6 product data sheet. <http://stellite.com/Portals/0/KMT_Stellite_Alloy_Data_FINAL.pdf
- [64] Y. Mebdoua, Y. Fizi, N. Bouhelal, Cold sprayed copper coating: numerical study of particle impact and coating characterization, International Conference on Materials & Energy May 19-22, 2015, Tetouan, Morocco
- [65] P. Anatolii, Cold spray technology, *Adv Mater Process*, 2001, p. 49-51
- [66] S.V. Klinkov., V.F. Kosarev, M. Rein Cold spray deposition: significance of particle impact phenomena, *Aerosp. Sci. Technol.* 9, 2005, pp. 582–591
- [67] A Papyrin, Cold Spray Technology, *Adv. Mater. Process.*, Vol 159 (No. 9), 2001, p. 49-51
- [68] T. Schmidt, F. Gärtner, H. Assadi, and H. Kreye: Development of a Generalized Parameter Window for Cold Spray. Deposition, *Acta Mater.* 54, 2006, p 729-742
- [69] H. Assadi, F. Gartner, T. Stoltenhoff, and H. Kreye, Bonding mechanism in cold gas spraying, *Acta Mater*, 2003, 51(15), p. 4379-4394
- [70] T. Schmidt, F. Gartner, H. Assadi, and H. Kreye, Development of a generalized parameter window for cold spray deposition, *Acta Mater*, 2006, 54(3), p 729-742

- [71] G. Bae, Y. Xiong, S. Kumar, K. Kang, and C. Lee, General aspects of interface bonding in kinetic sprayed coatings, *Acta Mater*, 2008, 56(17), p. 4858-4868
- [72] W.-Y. Li, H. Liao, C.-J. Li, G. Li, C. Coddet, X. Wang, On high velocity impact of micro-sized metallic particles in cold spraying. *Applied Surface Science* 253, issue 5, pp 2852-2862, 2006
- [73] G.R. Johnson, W.H. Cook, A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. *Proceedings of the seventh International Symposium on Ballistics*, pp. 541-547, The Hague, Netherlands, 1983
- [74] W.Y. Li, C.Z. Zhang, C.J. Li, H. Liao, Modeling aspects of high velocity impact of particles in cold spraying by explicit finite element analysis, *Journal of Thermal Spray Technology* 18, issue 5-6, pp 921-933, 2009
- [75] A Papyrin, Origins and new developments of the cold spray process, *Cold spray: New horizons in surfacing technology*, Albuquerque, 2002 USA, 9-10 septembre
- [76] T Schmidt, H Assadi, F Gartner, H Richter, T Stoltenhoff, H Kreye, and T Klassen, From Particle Acceleration to Impact and Bonding in Cold Spraying, *Journal of Thermal Spray Technology*, 18, 2009 pp 794-808
- [77] L. B. Lucy. A numerical approach to the testing of the fission hypothesis. *Astronomical Journal*, vol. 82, 1977, pp1013-1024
- [78] R. Huang, W. ma, H. Fukanuma, 2014, *Surf & Coat Tech*, 258, 832-841
- [79] T.D. Phan, S. H. Masood, M.Z. Jahedi, S. Zahiri, Residual Stresses in cold spray process using finite element analysis. *Materials Science Forum* 654-656, 2010, pp 1642-1645
- [80] Y. Shuo, X. Wang, X. Suo, H. Liao, Z. Guo, W. Li, C. Coddet, Deposition behavior of thermally softened copper particles in cold spraying. *Acta Materialia* 6, issue 14, 2013, pp 5105-5118
- [81] Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, Finite element simulation of impacting behavior of particles in cold spraying by the lagrangian and SPH method, *Les rencontres internationales sur la projection thermique RIPT-7th edition* 9-11 December 2015 in Limoges, France
- [82] S. Beauvais, Etude de l'influence de la porosité sur les propriétés électriques de dépôts réalisés par projection plasma, Thèse de Doctorat de l'école nationale supérieure des mines de Paris, 2003
- [83] G. Rolland, Elaboration et étude de l'endommagement de dépôts composites obtenus par projection dynamique par gaz froid (cold spray) : application aux contacts électriques, Thèse de Doctorat de l'école nationale supérieure des mines de Paris, 2010
- [84] L.L. Descurnings, Influence de l'oxydation des particules de poudres de tantale sur les propriétés des dépôts cold spray, Thèse de Doctorat de l'école nationale supérieure des mines de Paris, 2013
- [85] Z. Hashin, Z. The Elastic Moduli of Heterogeneous Materials, *ASME Journal of Applied Mechanics*, 29: 1962, 143-150
- [86] D.P.H Hasselman, On the porosity dependence of elastic moduli of polycrystalline refractory materials, *J. Am. Ceram. Soc.* 1962: 45(9), 452-453
- [87] K. Ogawa, K. Ito, K. Ichikawa, S. Ohno, N. Onda, Characterization of low-pressure cold-sprayed aluminium coatings. *Journal of Thermal Spray Technology* 17, issue 5-6, 2008, pp 728- 735
- [88] ASTM, Standard test methods for bend testing of material for ductility. In: *ASTM E290-9*. ASTM International, West Conshohocken, PA 2009
- [89] ASTM The American Society for Testing and Materials. E8M-04. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. 2004



CHAPITRE 4

**CARACTERISATION ET
SIMULATION DES PROPRIETES
MECANIQUES DES BARRIERES
THERMIQUES ET L'ABRADABLE**



CHAPITRE 4

Caractérisation et simulation des propriétés mécaniques des barrières thermiques et l'abradable

*P*our ce chapitre, les microstructures, les caractéristiques et la modélisation de comportement aux des revêtements céramique TBC élaborés par la projection plasma APS ont été évalués. Les caractéristiques principales : micro dureté et adhérence ont été déterminées. Ensuite, la simulation de test d'adhérence avec l'approche proposé dans le chapitre précédent a été validée pour le système multicouche. Pour minimiser le jeu entre les extrémités de l'aube et le carter, ce qui a pour effet d'augmenter le rendement du moteur, l'utilisation des joints abradables est une solution des plus efficaces mais aussi les plus potentielles sur un plan économique. Dans ce travail, Trois modèles d'éléments finis ont été développés pour modéliser le comportement des revêtements abradables.

Sommaire du chapitre 4

4.1 Introduction	131
4.2 Projection plasma atmosphérique (APS)	132
4.3 Barrière thermique et revêtement abradable	133
4.4 Description de projection A3000S	136
4.4.1 La torche plasma F4-MB	136
4.4.2 L'alimentation électrique	137
4.4.3 L'alimentation en gaz	137
4.5 Techniques d'analyse et de caractérisation des dépôts	137
4.5.1 Matériaux utilisés	137
4.5.2 Préparation Métallographique	138
4.5.3 Analyses par microscopie	139
4.5.3.1 Observation au microscope optique	139
4.5.3.2 Observation au Microscope électronique à balayage (MEB)	139
4.5.4 Analyses par diffraction des rayons X	142
4.6 Propriétés mécanique	143
4.6.1 Microdureté	143
4.6.2 Nano-indentation	144
4.6.3 Adhérence	145
4.7 Modélisation du comportement de revêtement céramique	146
4.7.1 Identification du modèle de comportement à partir d'essais de nano-indentation	146
4.7.2 Simulation le test de traction ASTM C633-79	148
4.8 Modélisation du comportement de revêtement abradable	149
4.8.1 Modélisation essai de dureté HR15Y	149
4.8.2 Simulation X-FEM en 3D d'un essai de compression uniaxiale	151
4.8.2.1 Modélisation numérique de la fissuration sous chargement statique	152
4.9 Couplage thermodynamique	153
4.10 Conclusion	154

4.1 Introduction

Dans ce travail, notre objectif était de montrer qu'à partir d'une combinaison entre le test d'indentation et la méthode des éléments finis présente dans le chapitre 3 il est possible d'examiner l'adhérence d'un revêtement avec sous couche. Il s'agit en l'occurrence d'un revêtement de zircone yttrée réalisé par projection thermique. Cette partie a pour but d'introduire tous les protocoles expérimentaux utilisés au cours de cette étude tant les procédés de préparation de surface que d'élaboration des dépôts par projection thermique

La projection thermique est une technique de mise en œuvre de dépôts protecteurs qui permet conférer à un matériau des propriétés de surface dont il ne dispose pas à l'état brut. Ses applications industrielles sont multiples (usure, corrosion, tribologie, barrières thermiques). Suivant l'application, la gamme des matériaux projetés est très différente.

Dans la lutte contre l'usure par exemple, on appliquera des matériaux durs et résistants tels que des carbures et des oxydes en cherchant à fabriquer des dépôts les plus denses possibles. Au contraire, dans d'autres cas, on peut être amené à vouloir favoriser l'usure contrôlée du matériau. C'est par exemple le cas des dépôts abradables utilisés comme joints entre l'extrémité d'un aubage de compresseurs ou de turbines et leur stator. Dans ce cas, on utilisera soit des matériaux composites friables, soit des dépôts très poreux dont la résistance à l'usure sera de fait diminuée. Lorsque la pièce à protéger doit être amenée à travailler à haute température (chambres de combustion, etc.), on va refroidir le matériau tout en le protégeant au niveau de sa surface directement exposée en lui apposant une barrière thermique.

Dans cette étude, les barrières thermiques TBC et l'abradable le plus couramment utilisés ont été choisis. Deux poudres disponibles commercialement ont été sélectionnées comme matériaux bruts dans cette étude : une zircone stabilisée à l'yttrine ($ZrO_2-8\%Y_2O_3$), une abradable Ni/graphite. L'élaboration expérimentale des dépôts est composée de deux parties. Une couche d'accrochage a tout d'abord été projetée sur les substrats en utilisant une poudre de NiCrAlY, puis les dépôts ont été réalisés en utilisant les procédés APS. En première partie, les microstructures des dépôts ont été examinées par MEB. Ensuite, les principales caractéristiques comme la micro dureté et l'adhérence des dépôts ont été évalués.

La seconde partie, consiste la modélisation de comportement mécanique du revêtement de céramique élaborée par la projection plasma. Cette modélisation est utilisé a pour but de valider l'approche numérique présente dans le chapitre précédent, pour un système multicouche. Au contraire, pour l'abradable plusieurs modèles aux éléments finis ont été développés pour simuler le comportement de ce matériau. La nuance d'abradable analysée est de type Al-Si/hBN.

4.2 Projection plasma atmosphérique (APS)

La projection plasma atmosphérique en utilisant les propriétés de ce plasma permet de projeter des matériaux purs, des alliages métalliques, des céramiques et des plastiques. Les matériaux d'apport se présentent sous forme de poudres qui sont minutieusement préparées et caractérisées. Elles sont, avec la torche et le distributeur de poudre, la clé déterminante pour réaliser un dépôt de bonne qualité. Il existe par ailleurs d'autres facteurs influant sur la qualité des dépôts, parmi les types de torches les plus courantes on peut citer ; Torche de type Plasma F4, torche de type Axial III, torche de type Triplex, Torche de type Water Stabilised Plasma [1-4].

Dans le cadre de cette étude, un certain nombre d'échantillons de TBC sont élaborés par le module MP200 (figure 4.1) situé à la société AMT-AG en suisse afin de maîtriser l'utilisation de la torche plasma. Des essais complémentaires ont par ailleurs été effectués avec la torche plasma Sulzer Metco installée au laboratoire CPT de l'Université de Barcelone afin de réaliser des revêtements TBC et revêtement abradable avec des conditions optimales. Parmi toutes les sources de chaleur utilisées dans les divers types de projection thermique, ce plasma, permet de fondre la plus grande variété de matériaux.



Fig. 4.1: Système de MP200 AMT-AG

Fig. 4.2: Robot de type ABB. IRB 1600 supportant la torche plasma F4-MB

La projection par plasma d'arc soufflé consiste à utiliser une torche à plasma pour fondre et accélérer le matériau afin de former un dépôt, après étalement et refroidissement des particules. Un arc électrique de forte intensité (plusieurs centaines d'ampères), généré entre les deux électrodes de la torche, permet d'ioniser partiellement un mélange gazeux à base d'argon, d'hydrogène, d'hélium et/ou d'azote (figure 4.3.a) [5]. Les propriétés du plasma thermique sont favorables à des transferts thermiques et cinétiques. Ils présentent une forte densité d'énergie (avec des flux de l'ordre du MW.m^{-2}), une température élevée (environ $15000\text{ }^{\circ}\text{C}$ à cœur), de bonnes conductivités thermique et électrique, une viscosité élevée ainsi qu'une vitesse des gaz élevée (de 200 à 1000 m.s^{-1}) [5].

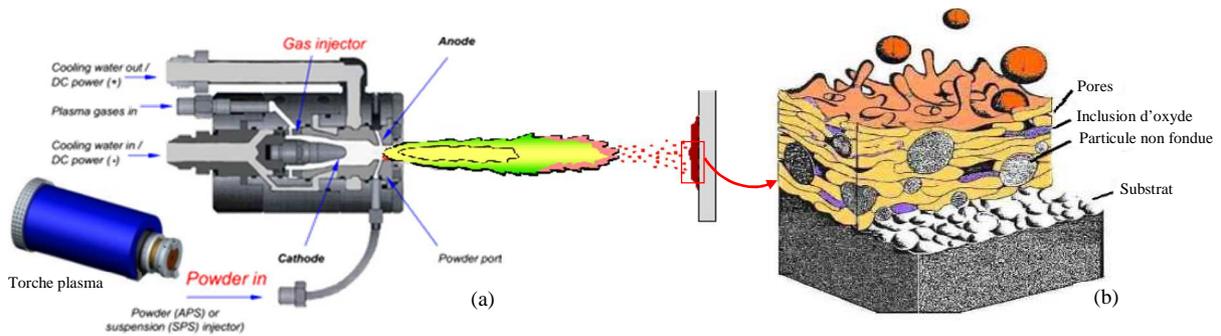


Fig. 4.3: a) Principe de la torche à plasma, b) schéma d'un dépôt obtenu par projection thermique [6]

La construction du dépôt est assurée par une succession d'impact tel que montrer sur la figure (4.3.b). Les dépôts sont formés par l'empilement successif de lamelles individuelles formées suite à l'écrasement et à la solidification sur la surface du substrat de gouttelettes préalablement fondues, pour former un dépôt dont les propriétés seront directement liées à la nature du projectile et aux conditions de projection [7].

4.3 Barrière thermique et revêtement abradable

• Barrières thermiques

Le procédé de déposition plasma sous-air, utilisé pour la réalisation des barrières thermiques, consiste à introduire des poudres du matériau constituant le revêtement dans une torche à plasma. Les poudres sont ensuite fondues ou partiellement fondues, et accélérées en direction du substrat sur lequel elles doivent être appliquées. Au contact avec le substrat les poudres fondues s'étalent et se solidifient, créant ainsi un revêtement avec une microstructure lamellaire caractéristique. Les revêtements de barrières thermiques (TBC) en céramique sont employés pour protéger les composants métalliques (notamment superalliages) dans les zones où la température et les flux de chaleur sont les plus élevés, telles que les chambres de combustion et postcombustion. Ces composants sont fabriqués en superalliages à base de nickel, dont la température maximale d'utilisation ne peut dépasser 1200°C (pour le monocristal) [8]. En fonction de l'épaisseur et de la microstructure des revêtements, l'utilisation des dépôts poreux de barrière thermique peut permettre d'abaisser considérablement la température (de 100 à 300°C) dans le cas des matériaux métalliques de base refroidis intérieurement.

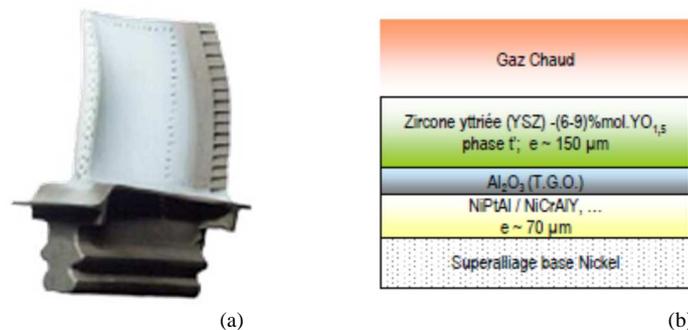


Fig. 4.4: a) Photographie d'une pale de turbine recouverte d'une barrière thermique, b) schéma de principe d'un système barrière thermique [9]

La couche céramique réfractaire, notée YSZ (Yttria Stabilised Zirconia), est constituée de zircone yttrée stabilisée ($ZrO_2 + 6-8\% \text{ mas } Y_2O_3$). D'une épaisseur moyenne de $150 \mu\text{m}$, cette couche céramique poreuse a été choisie pour sa très faible conductivité thermique ($\sim 1,5 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) et son coefficient de dilatation élevé ($\sim 10^{-5} \text{ K}^{-1}$). Elle est déposée soit par projection plasma (cas des aubes fixes dévitrées), soit par EBPVD (Electron Beam Physical Vapor Deposition) dans le cas des aubes mobiles à une température de l'ordre de 1000°C , après un préchauffage oxydant du système à 900°C [10]. Dans les chambres de combustion, la couche céramique est déposée par projection plasma. Dans la projection plasma, le matériau à déposer est projeté sous forme de gouttelettes liquides sur le substrat. De la poudre atomisée (grains de diamètres de l'ordre de $50 \mu\text{m}$) est introduite, au moyen d'un gaz porteur, dans le jet d'une torche plasma. Les grains sont plus ou moins bien fondus, accélérés et envoyés à grande vitesse sur la surface du substrat placé en regard. Les gouttes s'écrasent sur le métal et se solidifient très rapidement au contact de celui-ci, elles subissent une trempe dont la vitesse peut atteindre $10^5 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$.

La vitesse de dépôt est très rapide : de l'ordre de $100 \mu\text{m}/\text{min}$. Le refroidissement s'accompagne d'un rétreint qui est accommodé par une fissuration. C'est pour cela que les revêtements réalisés ont une structure lamellaire poreuse : les gouttes déposées sur le substrat forment en se solidifiant un empilement irrégulier de disques plus ou moins jointifs ; la porosité qui en résulte est essentiellement orientée selon des surfaces parallèles à l'interface céramique/métal (figure 4.5), ce qui confère aux revêtements projetés plasma de très bonnes propriétés d'isolation thermique (conductivité thermique inférieure à $1 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) [10]

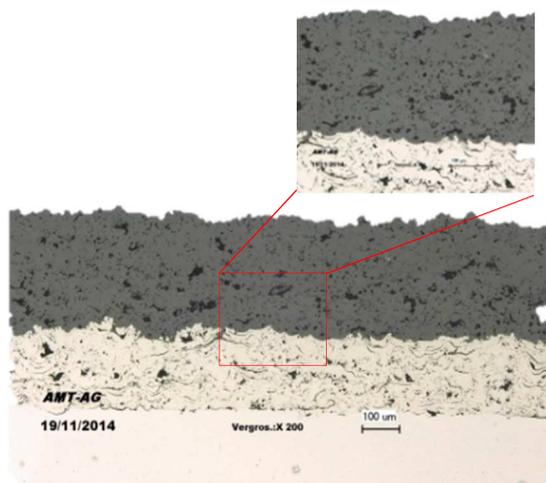


Fig. 4.5: Microstructure lamellaire caractéristique des barrières thermiques déposées par projection plasma MP200 AMT-AG

De plus, n'importe quel matériau peut être déposé par projection plasma à condition qu'il puisse exister sous forme de poudre (diamètre de l'ordre de 50 à $100 \mu\text{m}$) et que son point de fusion ne soit pas trop proche de son point d'évaporation. Par contre, d'un point de vue thermomécanique, cette structure lamellaire favorise une dégradation en cyclage thermique par fissuration à proximité et parallèlement à l'interface avec la sous-couche [10].

En effet, les contraintes étant principalement parallèles au substrat (contraintes pouvant être dues à la dilatation thermique, à l'évolution structurale et à la rotation des pièces en service), les fissures se propagent facilement et rapidement entre lamelles. Néanmoins, il est possible d'améliorer cette résistance en cyclage en créant des fissures verticales dans le dépôt (ce que l'on appelle les "dense vertically cracked coatings") [10].

• *Matériaux abradables*

Les matériaux abradables sont utilisés dans l'industrie pour minimiser le jeu entre les extrémités d'ailette et le carter, ce qui a pour effet de diminuer la consommation de carburant en augmentant le rendement du moteur. Pour obtenir le jeu le plus faible possible, le principe consiste à utiliser les ailettes elles-mêmes pour enlever une épaisseur minimale de revêtement. Ces revêtements sont fabriqués par projection thermique d'une poudre métallique composite mélangée à un dislocateur afin de favoriser la fragmentation lors d'un contact. Le résultat est un matériau hétérogène possédant une distribution aléatoire de matière. Ce matériau doit être optimisé pour éviter l'usure de l'ailette d'une part et pour prévenir l'érosion du revêtement par les gaz chargés de particules d'autre part. Le joint abradable a été introduit dans les années 60 comme solution technologique au problème d'étanchéité rotor-stator dans les turboréacteurs d'avion [11]. Suivant l'étage dans lequel il est installé, il permet d'améliorer le rendement de 0,5 à 1% [12]. Son utilisation est aujourd'hui systématique sur la grande majorité des moteurs d'avions, et s'est généralisée depuis les années 1980 aux turbines à gaz de centrales électriques, aux turbos compresseurs pour automobiles et autres compresseurs et pompes [13]. Placé sur les parois intérieures du stator (figure 4.6) en couche de quelques millimètres d'épaisseur, le revêtement abradable est conçu pour être sacrifié en cas de contact avec les ailettes mobiles situées en vis-à-vis.

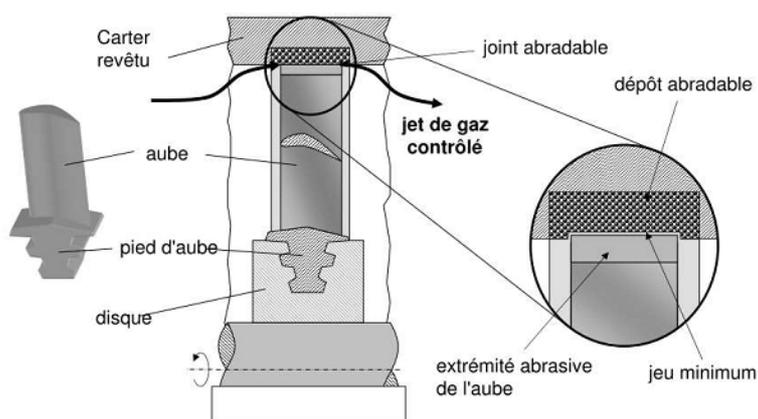


Fig. 4.6: Localisation du joint abradable au droit des aubes

De manière générale, chaque phase d'un abradable (figure 4.7) contribue aux fonctionnalités de ce matériau composite [14,15] : la matrice métallique lui confère rigidité et résistance à la corrosion ; la phase non métallique, constituée d'un lubrifiant solide, limite les frottements au contact des extrémités d'aubes contre le revêtement ; les porosités rendent le matériau friable, en favorisant la décohésion des particules au moment du contact [16]

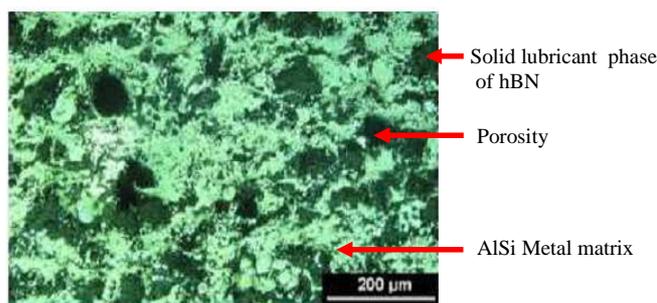


Fig. 4.7: Micrographie typique de revêtement abradable AISi-hBN [17]

4.4 Description de projection A3000S

L'installation de projection utilisée dans le cadre de ces essais est celle du Sulzer Metco A3000S située au laboratoire CPT de l'Université de Barcelone. Dans sa structure même, cette installation est constituée des mêmes parties que l'installation précédente.

4.4.1 La torche plasma F4-MB

La totalité des essais de projection a été effectuée sur l'installation de projection du CPT (Centre de projection thermique, <http://www.cptub.com>). Dans cette étude, la projection sous air ou mode APS "Air Plasma Spraying" a été utilisée. Tous les essais ont été réalisés par projection plasma atmosphérique (APS) à l'aide d'une torche Sulzer-Metco de type F4-MB montée sur un bras de robot (figure 4.8.a).

Ce modèle, est un modèle fabriqué par Sultzer Metco, très répandu aussi bien dans le monde de l'industrie que de celui de la recherche et ce depuis plus d'une vingtaine d'années. Sa large diffusion en fait une référence par rapport aux autres types de torches qui ont une diffusion bien plus restreinte. Le centre de contrôle de l'installation (figure 4.8.b) centralise toutes les commandes des différentes fonctions liées à l'installation de projection. La poudre est injectée perpendiculairement à l'axe du jet de plasma (figure 4.8.c). La robotisation du procédé permet la reproductibilité de la trajectoire ainsi que celle de la vitesse de projection.

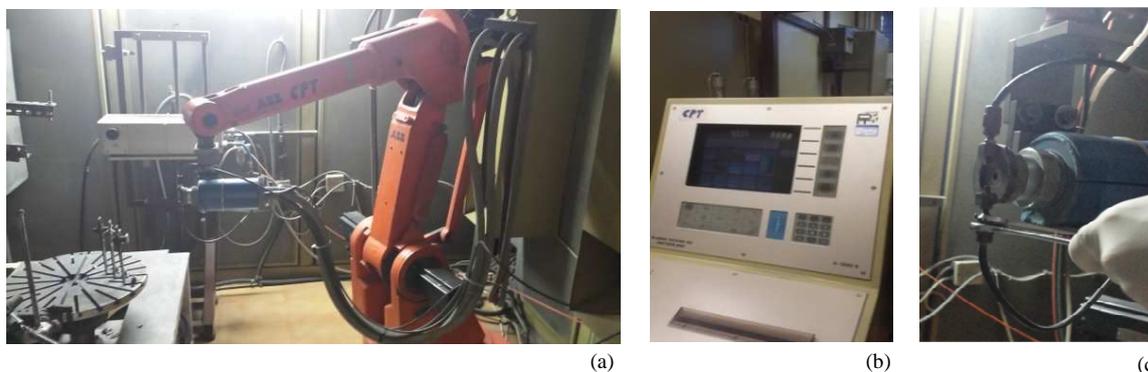


Fig. 4.8: Système A3000S de Sulzer Metco : a) torche F4-MB de Sulzer Metco, b) aperçu du centre de contrôle de l'installation de projection, c) position d'injection des poudres

4.4.2 L'alimentation électrique

L'alimentation utilisée sur l'installation est adaptée pour le fonctionnement de la torche F4-MB dans ses différentes configurations. Ses principales caractéristiques sont les suivantes: Tension 0 à 100 V, Ampérage: 0 à 1000 A, Puissance: 100 kW maximum, Les rendements de l'alimentation sont de 90%, la puissance maximale fournie effectivement est au maximum de 90 kW.

4.4.3 L'alimentation en gaz

L'alimentation est principalement constituée d'une source d'hydrogène et d'une source d'argon permettant, après mélange, d'obtenir le gaz plasmagène. Une source d'hélium peut par ailleurs y être rajoutée en fonction des besoins. Les débits autorisés par l'alimentation en gaz pour une projection sont les suivants : Argon Ar 0 à 100 L.mn⁻¹, Hydrogène H₂ 0 à 20 L.mn⁻¹.

4.5 Techniques d'analyse et de caractérisation des dépôts

4.5.1 Matériaux utilisés

Les substrats ont été dégraissés par immersion dans une cuve à ultrasons contenant de l'acétone (CH₃COCH₃) et ensuite sablés au corindon blanc à une pression de 2 bars, de sorte à obtenir une surface propre et rugueuse à revêtir permettant d'augmenter l'ancrage mécanique du dépôt sur le substrat. La mesure de la rugosité obtenue se fait à l'aide d'une rugosité à palpeur mécanique. Une dizaine de mesure sur un échantillon plat permettent de donner une moyenne de la rugosité à la surface du substrat avant la projection $6,0 \pm 0,3 \mu\text{m}$.



Fig. 4.9: Rugosimètre

Des plaques rectangulaires des dimensions 25×25×5 mm³ et 50×25×5 mm³ en acier inoxydable (35CrMo4) ont été utilisées comme substrats pour préparer des revêtements céramique de Zircone (figure 4.10.a) et les revêtements abradable (figure 4.10.b). De plus, des substrats en forme de disques (Φ 25) ont été utilisés pour les essais de traction permettant la réalisation des mesures d'adhérence. Dans le cadre de ces travaux, des revêtements NiCrAlY obtenus par projection plasma ont été utilisés comme sous-couche.

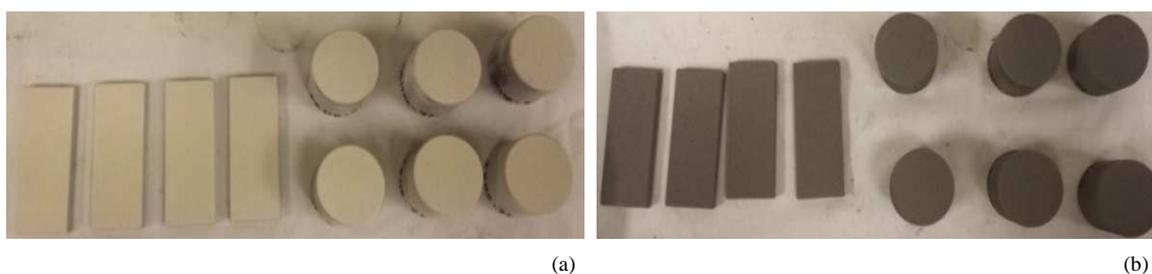


Fig. 4.10: Exemples des revêtements élaborés : a) revêtement de zircone, b) revêtement abradable Ni/graphite

Les investigations concernant l'obtention de couches épaisses de zircone yttriée ont tout d'abord été menées sur des substrats recouverts d'une sous-couche NiCrAlY. Ce revêtement a été déposé par projection thermique assistée par plasma sous air de la poudre commerciale AMDRY 962.

De nombreuses études ont montré l'effet des paramètres du procédé de projection plasma atmosphérique sur les microstructures des dépôts [18-24]. Il a été confirmé que les propriétés mécaniques et microstructures des revêtements dépendent non seulement de la méthode de dépôt, mais aussi du choix des paramètres de fonctionnement du procédé. Ces paramètres comprennent en général la puissance du plasma d'arc, la nature du gaz plasmagène, la distance de dépôt, la vitesse de transport de la poudre, et ainsi de suite.

Toute modification des paramètres de processus peut entraîner des changements importants dans la microstructure du revêtement [25-28]. Dans ce cas avant de faire la projection du revêtement, nous avons élaboré différentes test avec différentes test avec différentes paramètres afin d'optimiser les paramètres de projection. Nous avons délibérément choisi une vitesse de torche constante de 200 mm.s^{-1} avec des créneaux de 5mm et des distances de projection de 90, 110 et 130 mm. L'épaisseur des revêtements élaborés est reliée au nombre de passages de la torche. Le déplacement du robot est parallèle à la surface suivant deux axes, un déplacement à l'horizontale et l'autre à la verticale. 14 cycles de passage, ont été nécessaires pour l'élaboration des revêtements aux épaisseurs requises.

Tableau 4.1: Paramètres de la projection plasma F4-MB

Paramètres	NiCrAlY	8YSZ	Ni-Graphite
Débit d'argon (l/min)	42	35	47
Débit d'hydrogène (l/min)	9	12	8
Débit de poudre (g/min)	40	40	40
Débit de gaz porteur (l/min)	2.3	2.6	4.2
Distance de projection (mm)	90	90	120
Courant d'arc (A)	650	575	500
Tension (V)	69	67	65

4.5.2 Préparation Métallographique

Pour examiner les microstructures, on coupe, on enrobe et on poli les échantillons. La découpe du substrat a été effectuée à l'aide d'une micro-tronçonneuse Struers Accutom-5. Pour les dépôts céramiques, la découpe a été effectuée à l'aide d'une tronçonneuse de précision automatique Struers Minitom (figure 4.11.b). Afin d'obtenir des surfaces présentant un aspect miroir une étape de polissage mécanique a été réalisée avec des papiers abrasifs de granulométrie décroissante (120, 300, 500, 800, 1000,1200, 2400 et 4000 puis de la pâte diamantée à $6 \mu\text{m}$, $3 \mu\text{m}$ et $1 \mu\text{m}$ et enfin à l'aide d'une solution de poudre de silice à $0,5 \mu\text{m}$. Entre chaque étape de polissage, les échantillons sont nettoyés dans un bain à ultrasons dans de l'éthanol et la qualité du polissage est vérifiée au microscope métallographique.

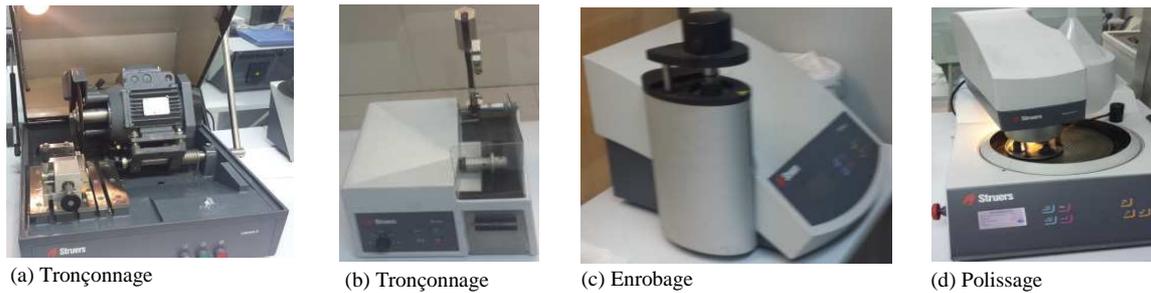


Fig. 4.11: Différentes étapes du processus de préparation des revêtements

4.5.3 Analyses par microscopie

Deux types d'observations microscopiques ont été utilisés lors de cette étude. Une première observation grossière de la surface ainsi que de l'interface substrat/dépôt est effectuée à l'aide d'un microscope optique. Ensuite une étude plus fine est réalisée à l'aide du microscope électronique à balayage.

4.5.3.1 Observation au microscope optique

Les observations des coupes métallographiques des dépôts ont été effectuées à l'aide d'un microscope optique de marque Leica situé au laboratoire de caractérisation de l'Université de Barcelone (figure 4.12.a). L'avantage de la microscopie optique, outre sa grande facilité d'utilisation, est de permettre l'observation de grandes surfaces et de collecter ainsi une information globale sur l'aspect de la surface. Mais compte tenu de sa faible résolution, il n'est pas possible de l'utiliser pour une observation fine d'objets ; la microscopie électronique à balayage est alors mieux adaptée.

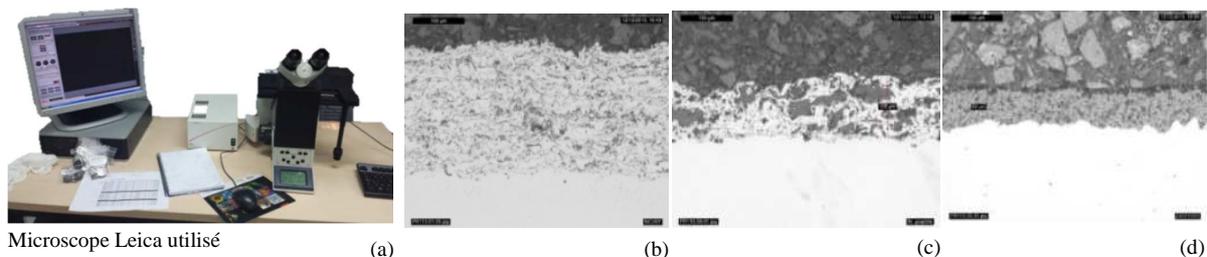


Fig. 4.12: Observations des coupes métallographiques des dépôts élaborés
b) revêtement NiCrAlY, c) revêtement Ni-Graphite, d) revêtement $ZrO_2-8Y_2O_3$

4.5.3.2 Observation au Microscope électronique à balayage (MEB)

Un certain nombre d'échantillons sont observés au microscope électronique à balayage (Philips-FEI XL30) situé au laboratoire de caractérisation de l'Université de Modena en Italie, afin d'avoir accès à leurs caractéristiques complémentaires. De plus, le MEB est couplé à un détecteur de photons X qui permet l'analyse chimique élémentaire (EDS).

• *Revêtements NiCrAlY*

Les microstructures typiques des dépôts de NiCrAlY élaborés sont présentées dans la figure (4.13). Sur les micrographies, les phases grises correspondent aux oxydes. Comme illustré dans la figure (4.13.b), il apparaît que ces revêtements affichent une structure lamellaire avec la présence de particules de poudre non fondues, des pores et des inclusions d'oxydes en forme de bandes.

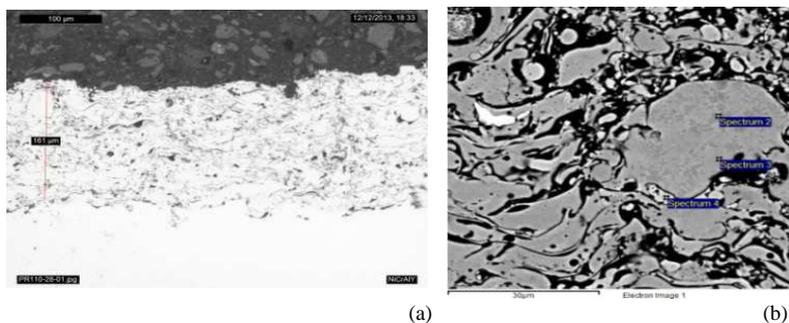


Fig. 4.13: Morphologies de coupes transversales des dépôts de NiCrAlY, a) observation MO, b) observation MEB

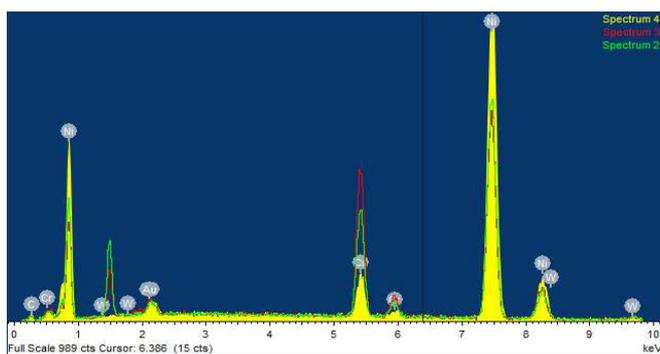


Fig. 4.14: Analyses SDE correspondant aux positions 2,3 et 4 marquées dans la figure (4.13.b)

• *Revêtements ZrO₂-8Y₂O₃*

Les échantillons d'YSZ caractérisés par microscopie électronique à balayage sont préalablement préparés à l'aide d'une série de polissages papiers 400, 800 et 1000 suivie d'une finition avec une solution diamantée (1µm). La micrographie (figure 4.15) réalisée met en évidence un taux de fissures important proche de la surface.

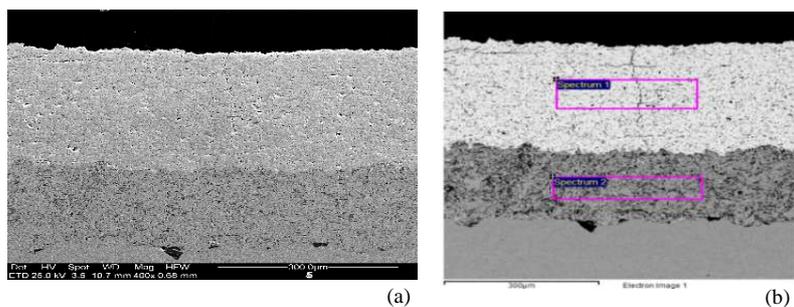


Fig. 4.15: Morphologies (MEB) de coupes transversales des dépôts d'YSZ

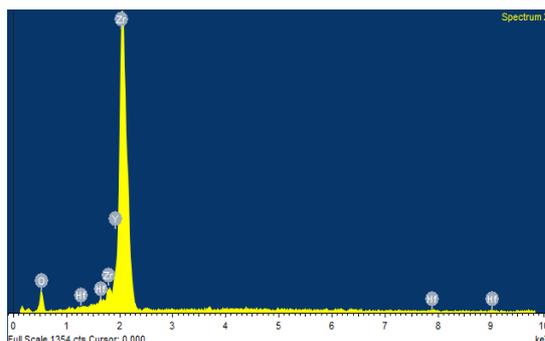


Fig. 4.16: Analyses EDS correspondant à la position 1 marquée dans la figure (4.15.b).

Les micrographies acquises par microscopie électronique à balayage (MEB) permettent d'observer les pores d'YSZ. Les images brillantes obtenues sur des coupes transversales polies avec le détecteur d'électrons secondaires permettent de les mettre facilement en évidence (figure 4.15.b). L'utilisation du détecteur d'électrons rétrodiffusés (mode BSE) est la solution la plus adéquate pour révéler les fissures dans les échantillons (figure 4.17). Les fissures observées sont qualifiées d'intra-lamellaires, idéalement parallèles à la direction de projection, ou bien inter-lamellaires (perpendiculaires).

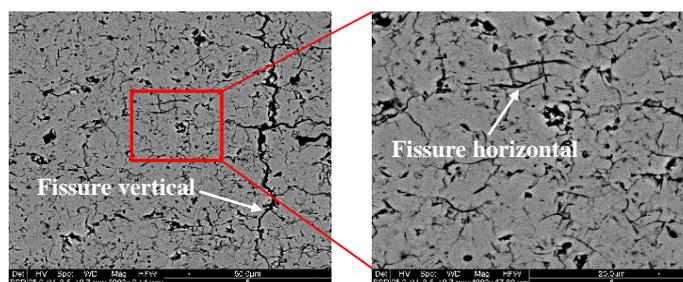


Fig. 4.17: Morphologies de coupes transversales des dépôts de $ZrO_2-8Y_2O_3$

• *Revêtements abradable Ni/Graphite*

La microanalyse EDS peut permettre d'évaluer de manière qualitative la composition chimique de l'abradable, puisque le spectre de distribution en énergie des photons X émis par le matériau sous l'effet du faisceau d'électrons incidents est caractéristique des éléments constituant la zone analysée sur l'échantillon (figures 4.18 et 4.19). Les observations ont à cet effet été effectuées sous 15 kV. Au regard des spectres obtenus et de la connaissance de la composition et de l'élaboration de l'éprouvette d'abradable Metco 307NS, l'évaluation quantitative s'est restreinte aux Nickel et le graphite.

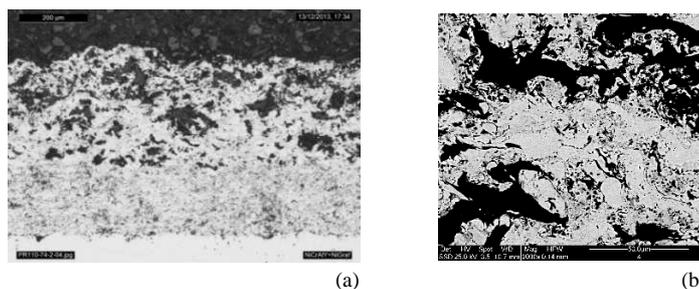


Fig. 4.18: Morphologies des coupes transversales des dépôts de Ni/Graphite

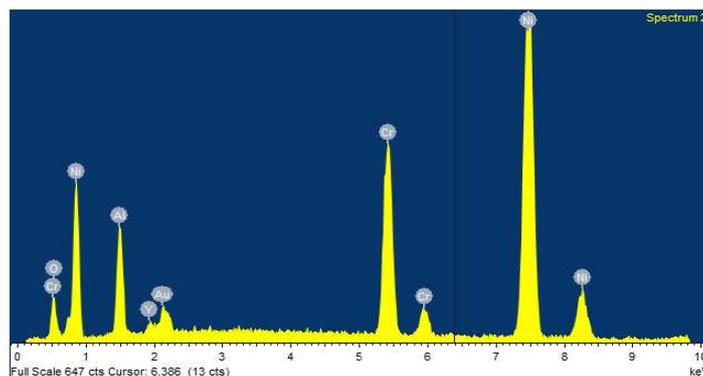


Fig. 4.19: Analyse élémentaire par EDS de la section transversale du dépôt abradable Ni-Graphite

4.5.4 Analyses par diffraction des rayons X

La diffraction de rayons X est une méthode générale d'identification des phases cristallines. Elle donne des informations sur la pureté, la cristallinité et la valeur des paramètres cristallographiques. Un diffractomètre de marque Bruker D8 advance situé au laboratoire de caractérisation de CDTA (Centre de développement des technologies avancées-Alger) a été utilisé pour la caractérisation des dépôts. Le monochromateur en position avant permet d'obtenir une radiation monochromatique $K\alpha_1$ du cuivre ($\lambda_{K\alpha_1} = 1,5406 \text{ \AA}$). En géométrie Bragg-Brentano (figure 4.20). Ce diffractomètre est aussi bien utilisé pour les revêtements que pour les poudres. Dans le cas d'une identification simple des phases, un domaine angulaire de 5 à 80° (en 2θ) est balayé par pas de $0,05^\circ$.



Fig. 4.20: Diffractomètre Bruker D8 Advance

Pour avoir une idée sur la stabilité structurale de la poudre injectée pendant la projection nous avons analysé la poudre avant et après la déposition comme présenté dans la figure (4.21). La figure montre la présence de la phase monoclinique et une phase tétragonale (t') non transformable majoritaire. Celle-ci possède les meilleures propriétés mécaniques par rapport aux autres structures cristallographiques de la zircone. Après la projection par APS, nous remarquons la présence des mêmes phases avec un décalage dans les angles pour la phase monoclinique.

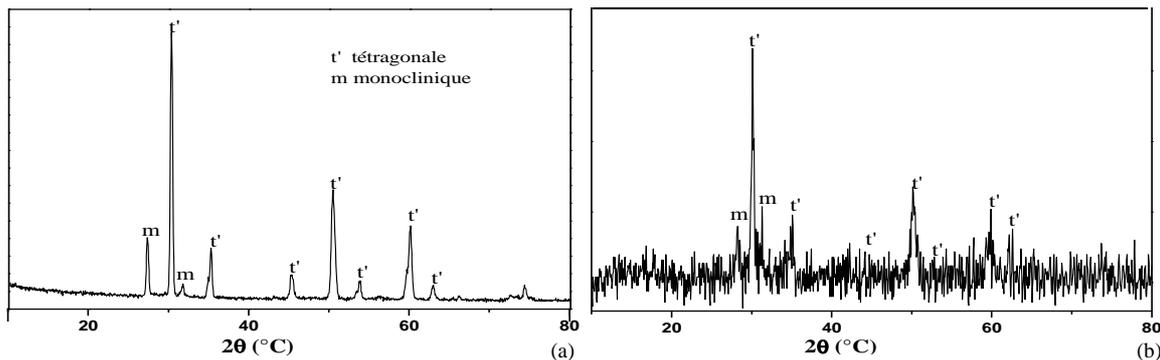


Fig. 4.21: Spectres DRX obtenus sur la poudre (a) et les dépôts de Zircon (b)

L'analyse des revêtements abrasable par diffraction des rayons X montre essentiellement des pics correspondant à la phase Ni et graphite, ce qui indique qu'il n'y a pas beaucoup d'oxyde dans le revêtement (figure 4.22).

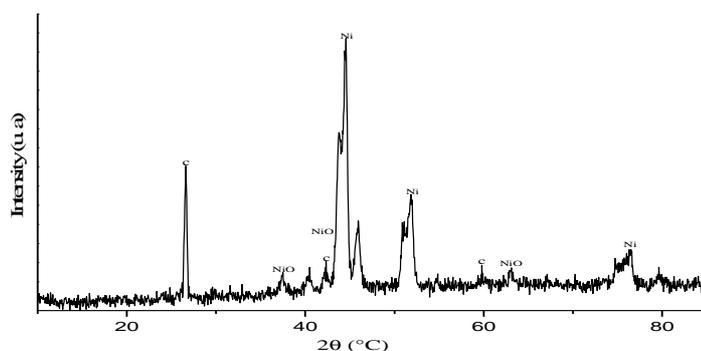


Fig. 4.22: Spectres DRX obtenus sur les dépôts de revêtement abrasable Ni/graphite

4.6 Propriétés mécanique

4.6.1 Microdureté

Les tests de micro-indentation ont également été réalisés sur les sections polies de revêtement céramique sans sous couche, Ni/graphite et céramique avec sous couche (voir annexe), avec des charges de 2,1 et 3 N, respectivement. Le temps de maintien à la charge maximale est de 15s.

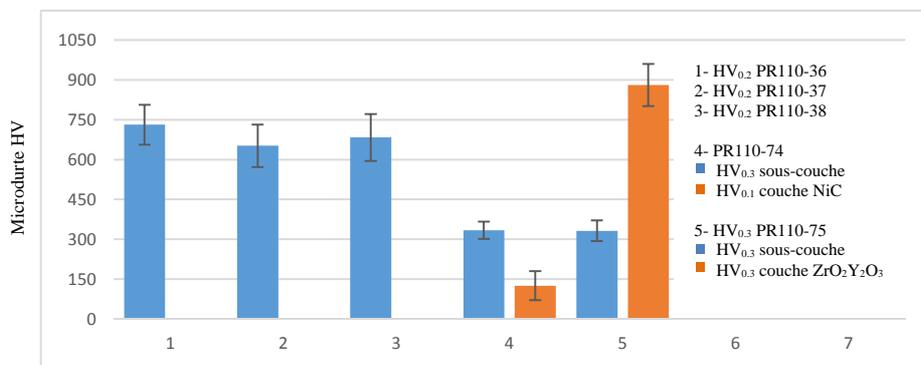


Fig. 4.23: Variation de microdureté Vickers pour différents revêtements

La figure (4.23) présente l'histogramme de variation de la dureté calculée pour différents échantillon. Nous pouvons voir que pour les revêtements de $ZrO_2-8Y_2O_3$ élaborés avec sous couche le nombre de dureté est visiblement augmente. De ce fait résulte l'augmentation du module de Young de l'échantillon. Ceci peut être expliqué par la compaction de la matière en éliminant les pores, le matériau devient plus dense et donc plus dur.

4.6.2 Nano-indentation

L'essai de nano-indentation a été réalisé sur l'instrument présenté en 3.6.2. La vitesse de sollicitation est de $0,5mm.min^{-1}$. Les charges maximales sont 150 mN et 250 mN pour les revêtements céramique et abradable, respectivement, le taux chargement était 300mn/min, et le taux de déchargement était de 300 mN/min et habitent période à la charge maximale a été 10s. La courbe charge-déplacement a été enregistrée en continu et le module d'élasticité déterminée à partir de la courbe de déchargement selon la méthode Oliver et Pharr [29].



Fig. 4.24: Nanoinducteur CSM

La figure (4.25) montre la courbe de chargement déchargement issue d'un essai de nanoindentation sur des revêtements céramiques et la couche d'accrochage. La profondeur maximale de pénétration est de $1,987 \mu m$ et $0,889 \mu m$, respectivement. Les valeurs des paramètres mécaniques couramment évaluées à partir des essais de nano-indentation sont récapitulées dans le tableau 4.2. Ces courbes sont utilisées comme des courbes de référence pour identifier les lois du comportement des dépôts élaborés.

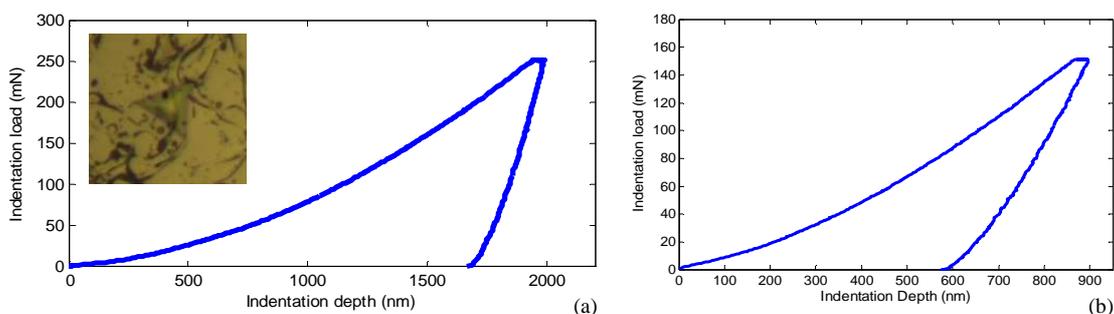


Fig. 4.25: Courbes force- pénétration obtenue par nano-indentation
a) revêtement NiCrAlY, b) revêtement de YSZ

Tableau 4.2: Valeurs caractéristiques de la courbe force-pénétration

Propriétés	H_{IT} (MPa)	E_{IT} (GPa)	HV	F_m (mN)	H_m (nm)	S (mN/nm)	A_p (nm ²)
$ZrO_2-8Y_2O_3$	16197	197.98	1500	150.80	894.89	0.6510	09.3104E+6
NiCrAlY	3813.7	126.7	1984.9	251.11	1984.92	1.1754	65.8433E+6

4.6.3 Adhérence

L'adhérence du revêtement céramique et abradable au substrat est probablement le paramètre le plus important à considérer pour les applications mécaniques de matériaux revêtus par projection thermique. Des nombreuses expériences [30-32] ont montré que l'échec de revêtements céramiques peut se produire facilement aux interfaces dans le système de revêtement/substrat en raison de la grande différence de coefficient de dilatation thermique entre le revêtement céramique et le substrat métallique et de la présence de poussière ; par conséquent le revêtement se décolle en service ce qui conduit à une exposition directe de la surface du substrat à l'environnement d'exploitation. Ainsi, l'adhésion devient l'une des propriétés les plus importantes et de nombreuses recherches ont été effectuées pour améliorer l'adhérence des revêtements céramiques. Alors que les mécanismes d'adhésion peuvent mettre en jeu de la diffusion, des forces électrostatiques, voire des liaisons chimiques, la projection thermique ne fait apparaître majoritairement qu'un accrochage mécanique.

Cette adhésion mécanique dépend de l'état des surfaces de contact : l'adhérence croît de façon quasi-linéaire avec la rugosité de la surface jusqu'à une certaine limite. Pour obtenir un accrochage maximal, il faut donc traiter préalablement la surface de la pièce à revêtir de manière à créer une forte rugosité. Généralement les substrats à revêtir sont dégraissés à l'aide de solvants non chlorés (acétone et éthanol) puis sablés avec de l'alumine de type corindon. Le test de traction adhérence est l'un des tests les plus utilisés dans le domaine de la projection thermique. Il fait l'objet d'une norme standard connue sous la référence ASTM C633-79. Des essais de traction ont été réalisés pour estimer l'adhérence entre les revêtements TBC et les substrats. Pour la réalisation de ce test, des éprouvettes cylindriques sont réalisées avec revêtement sur une face, puis assemble avec d'autre éprouvette à l'aide d'une colle époxy FM1000 (figure 4.26.a). L'ensemble est cuit à 190° durant 2 h dans un four (figure 4.26.d) pour permettre à la colle de polymériser.

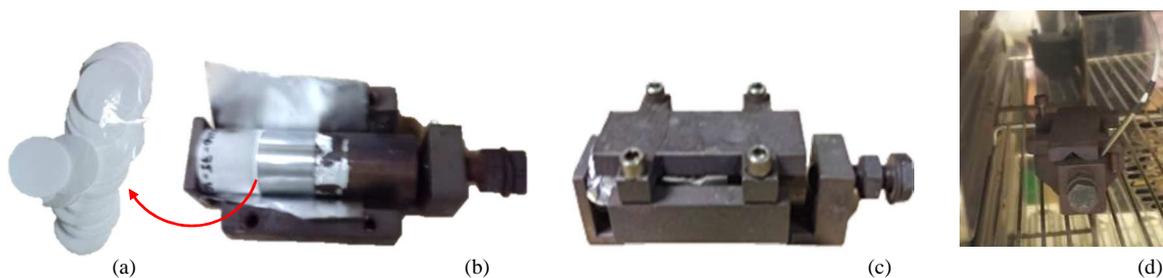


Fig. 4.26: Etapes de préparation des échantillons pour les tests d'adhérence

Le montage est ensuite fixé sur une machine de traction (Zwick/Roell Z.100). Un effort de traction vertical est alors exercé à une vitesse de 0.021 mm/s (suivant la norme ASTM C633-79) jusqu'à rupture de l'ensemble. La figure (4.27.a) présente l'adhérence des revêtements de ZSY/CrNiAlY projetés par APS sur un substrat en acier. L'évolution de contrainte en fonction de la déformation montre que la valeur de résistance à la traction est de 31.42 MPa.

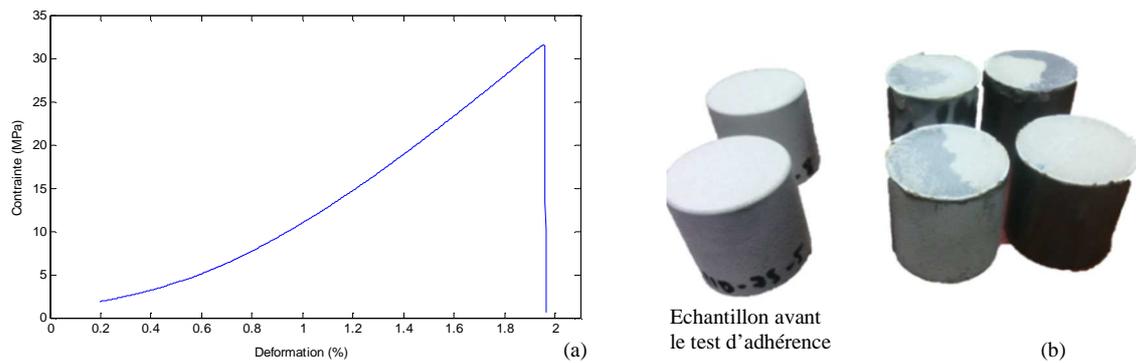


Fig. 4.27: a) Evolution contrainte-déformation, b) interface de rupture de YSZ après le test de traction

Dans le cadre de cette étude, les éprouvettes de traction étudiées ont rompu à l'interface substrat/dépôt. L'adhésif (la colle) n'a en aucun cas cédé à la traction comme le montre la figure (4.27.b), qui présente les deux côtes de 2 éprouvettes testées à la traction. Il apparaît clairement que la rupture est survenue à l'interface pour chaque cas.

4.7 Modélisation du comportement de revêtement céramique

4.7.1 Identification du modèle de comportement à partir d'essais de nano-indentation

L'identification du modèle de comportement est basée sur la résolution d'un problème inverse d'identification qui nécessite la mise en œuvre de simulations basées sur un modèle éléments finis de l'essai de nanoindentation. Ainsi, une fois cette identification effectuée, il est possible de simuler le test d'adhérence pour les revêtements céramique en utilisant le test standard ASTM C 633.

• Procédure de résolution du problème inverse d'identification

La procédure utilisée pour identifier les paramètres du modèle de Ludwik à partir des essais de nanoindentation est la même que celle présentée dans le chapitre précédent. Le modèle éléments finis de l'essai de nanoindentation est donc basé sur celui utilisé pour le l'indenteur Vickers présenté en 3.5.2.1.

Pour la couche d'accrochage, le type et le nombre d'éléments, les conditions aux limites et la définition du contact sont les mêmes par contre l'identification des paramètres de la loi du comportement de la couche de zirconium sont effectués à l'aide d'un modèle généré par le code de calcul OOF2.

Dans ce cas la micrographie est d'abord convertie en image OOF où la couleur blanche représente la matrice de zirconium et la couleur noire représente la porosité (figure 4.28). Ce modèle est une réduction à l'échelle nanométrique du modèle d'indentation Vickers réalisé à l'échelle du micrométrique.

Une simulation de l'essai de nanoindentation a été réalisée pour des profondeurs maximales de pénétration égale à 1.987 μm pour NiCrAlY et 0.8 μm pour la couche de zircone. Le coefficient de Poisson a été pris comme 0,2 pour la couche d'YSZ et 0,3 pour la couche de liaison [33].

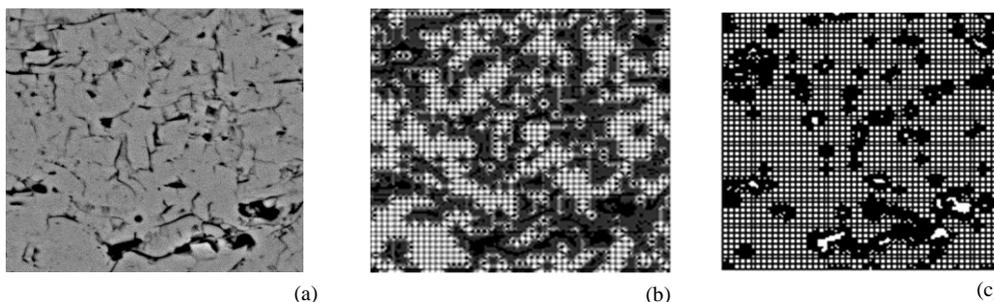


Fig. 4.28: a) Images issues de microscopie électronique à balayage d'un revêtement de zircone, b) modèle élément finis généré par OOF, c) maillage éléments finis associé

Les paramètres élastoplastiques des matériaux sont obtenus par résolution du problème inverse pour un indenteur pointu. A partir des données expérimentales (évolution de chargement en fonction de pénétration de l'indenteur) il est alors possible d'extraire les paramètres élastoplastiques E , σ_y et n via l'algorithme d'analyse et la fonction objective. Dans cette partie, les courbes d'indentation expérimentales et simulées obtenues dans les mêmes conditions (indenteur Berkovich, force maximale) sont comparées en figure (4.29). Il apparaît clairement que les courbes expérimentales et simulées se superposent bien de h_{max} à h_r (courbe de déchargement) mais que l'allure des courbes de chargement (de 0 à h_{max}) est sensiblement différente. Cependant nous pouvons dire que ces lois sont prédictives si l'on regarde l'unicité de solution.

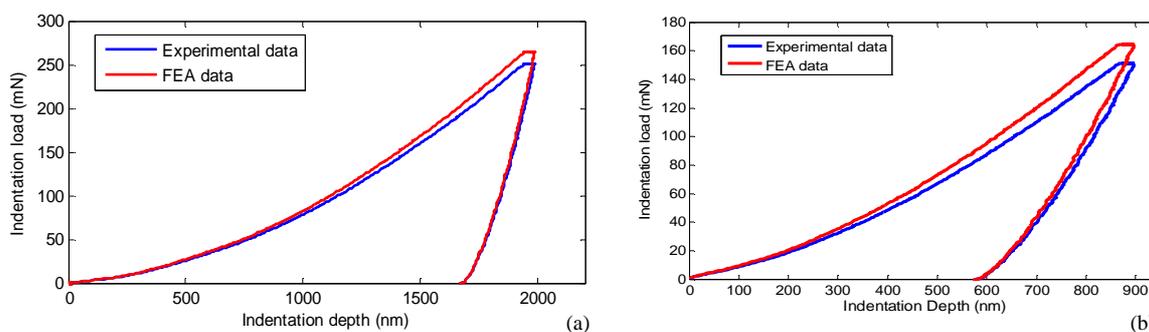


Fig. 4.29: Comparaison entre les données expérimentales et de simulation pour la courbe d'indentation a) revêtement NiCrAlY, b) revêtement de YSZ

Les résultats pour les revêtements de YSZ et NiCrAlY sont rassemblés dans le tableau 4.3 dans le cas d'une force maximale $F_{max} = 250 \text{ mN}$ et $F_{max} = 150 \text{ mN}$, respectivement.

Tableau 4.3: Résultats des procédures d'identification pour les lois de Ludwik

	E (GPa)	σ_y (MPa)	K (GPa)	n
ZrO ₂ Y ₂ O ₃	199.97	75.083	25.143	1.08E-01
NiCrAlY	139.23	160.201	1.986	3.34E-01

4.7.2 Simulation le test de traction ASTM C633-79

Afin de valider le modèle développé pour simuler l'adhérence de dépôt céramique l'essai de traction a été analysé (test d'adhérence ASTM C 633-79) Le modèle éléments finis de l'essai de l'adhérence est donc basé sur celui utilisé pour le revêtement composite présenté en 3.6.4, mais dans cette étude la simulation est effectuée avec le modèle qui représente la couche d'accrochage NiCrAlY comme montre la figure (4.30).

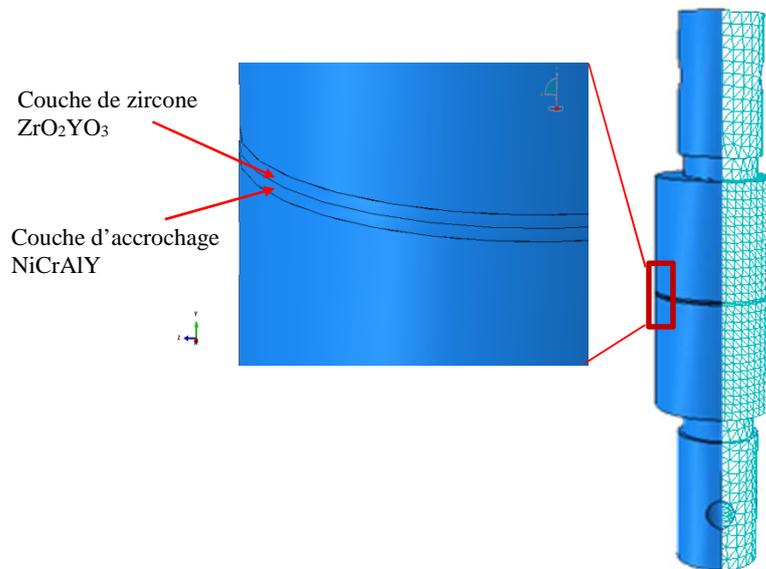


Fig. 4.30: Modèle d'élément fini avec la couche d'accrochage utilisé pour nos simulations

Le calcul de l'adhérence du dépôt contrôlé par la vitesse de déplacement de 0.021 mm/s (figure 4.31) montre que la contrainte responsable à la rupture (27.82 MPa) est concentrée à l'interface sous-couche/substrat et caractérisée par des valeurs inférieures à celle de la colle (75MPa)

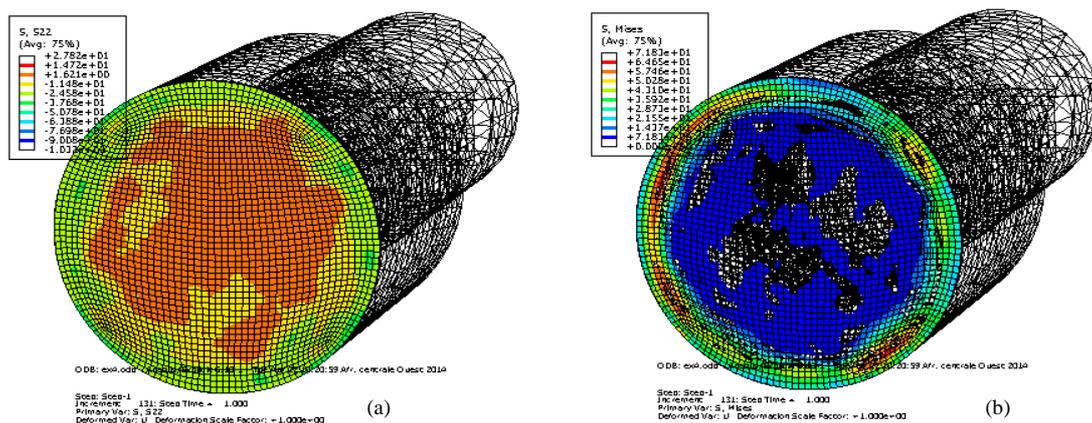


Fig. 4.31: Répartition des contraintes (MPa): a) contrainte de rupture σ_{yy} , b) contrainte de Von-mises

Dans ce cas, une bonne cohérence a été obtenue entre l'adhérence expérimentale et celle calculée par la méthode des éléments finis. Ceci signifie que le modèle développé est validé pour la modélisation des systèmes multicouche.

4.8 Modélisation du comportement de revêtement abrasable

La présente étude se concentre sur un joint abrasable utilisé pour réaliser l'étanchéité dynamique rotor/stator des compresseurs bas pressions. La nuance d'abrasable étudiée est de type Al-Si/hBN (Metco 320NS), c'est-à-dire constituée d'une matrice en alliage d'aluminium-silicium et de nitrure de bore jouant le rôle de lubrifiant solide. Le but du présent travail est d'analyser, tout d'abord le comportement du revêtement abrasable sous sollicitation statique (essai de la dureté). Il s'agit ensuite de modéliser le phénomène d'interaction aube /carter.

4.8.1 Modélisation essai de dureté HR15Y

Etant donnée la complexité et la disparité des méthodes d'évaluation de l'abrasabilité, plusieurs études se sont attachées à la corréliser à la dureté superficielle, dit Rockwell HR15Y. L'essai de dureté fournit des mesures normalisées, plus simples et peu coûteuses à mettre en œuvre. Il consiste à appliquer sur la surface du revêtement une pointe sphérique en diamant avec une charge constante et à mesurer la profondeur d'indentation résiduelle [34].

Divers études ont en effet mis en évidence que plus l'abrasabilité d'un revêtement est élevée, moins sa dureté est grande [35,36][12], Cette mesure de dureté est devenue un critère de contrôle qualité et de comparaison relative des revêtements abrasables. Cependant, deux abrasables de composition différente peuvent avoir la même dureté [37].

Nous avons procédé à plusieurs simulations sur le dépôt Metco 320NS. Le corps d'épreuve simulée est un acier revêtu de diamètre de 25 mm (figure 4.32). La valeur de dureté HR15Y se calcule à partir de la mesure de la profondeur d'empreinte rémanente laissée par une bille en acier de diamètre 12,70 mm après retrait de la charge appliquée. La mesure s'effectue avec un chargement en trois étapes (figure 4.33).

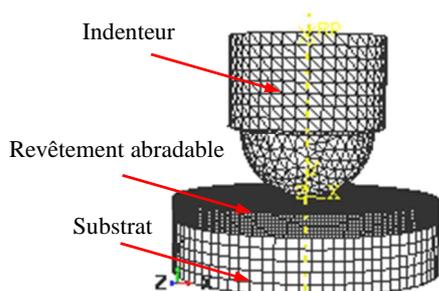


Fig. 4.32: Modèle élément finis utilisé pour nos simulations

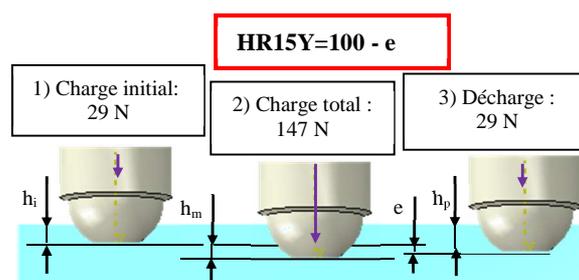


Fig. 4.33: Conditions d'essai pour la détermination de la dureté HR15Y

Le comportement de substrat est de type élastoplastique isotrope. Les propriétés mécaniques sont : Module de Young (E) 210GPa, Coefficient de poisson (ν) 0,3; Densité (ρ) 7800 kg/m³. Limite élastique (R_e) 400MPa. La limite élastique utilisée pour le revêtement abrasable elle est de l'ordre de 11.06 MPa [16].

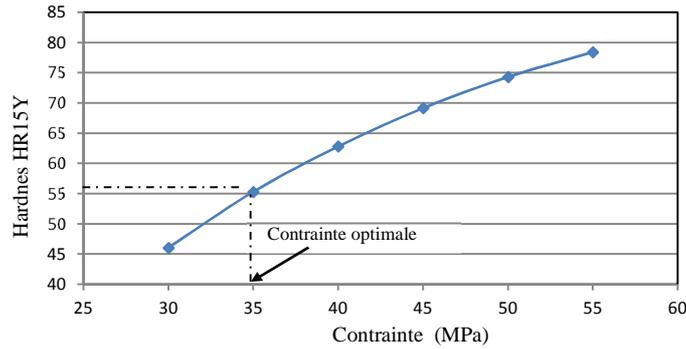


Fig. 4.34: Evolution de nombre de dureté HR15Y en fonction de la contrainte de rupture

Des études expérimentales [38] montrent que la dureté d'un Metco 320NS pour une épaisseur de 2 mm est d'environ 57,30 HR15Y. Avec la combinaison de l'évolution de la dureté en fonction de la contrainte et la dureté déterminée expérimentalement, nous prenons la valeur de 35 MPa, comme valeur de contrainte optimale, cette valeur a été introduite dans le code de calcul pour définir le comportement du revêtement en plastique, ce qui suppose linéaire. La valeur estimée de la contrainte maximale présente la bonne cohérence avec la valeur trouvée expérimentalement (35.26 MPa) [39].

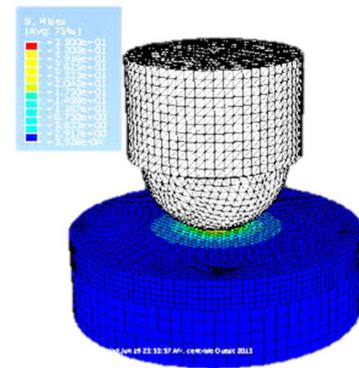


Fig. 4.35: Evolution de champ de contrainte de Von-mises

La combinaison de cette contrainte avec l'évolution de nombre de dureté permet nos d'estimer la contrainte de la rupture calculé (35 MPa). Ceci a été utilisé ensuite pour analyser l'effet de l'épaisseur sur la dureté.

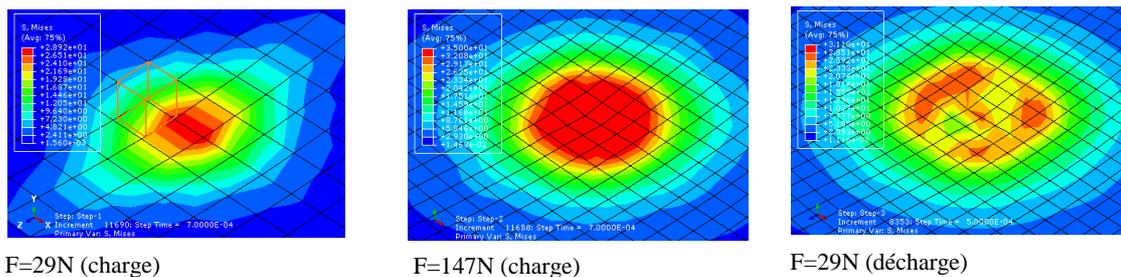


Fig. 4.36: Contours de Von-mises après l'indentation HR15Y sur un revêtement Metco 320NS pour une épaisseur de 2 mm

Sur la surface de contact pénétreur/revêtement on constate que la répartition de la contrainte équivalente maximale (figure 4.36) est générée avec un diamètre de 1.607 mm.

• *Effet de l'épaisseur sur la dureté*

Des simulations numériques ont été réalisées pour différentes éprouvettes. Le but de cette analyse est d'étudier, pour un niveau de chargement donné, l'influence de l'épaisseur (e) de dépôt abradable sur la dureté HR15Y. Les différentes épaisseurs de dépôt utilisées sont : e = 2, 2.5, 3, 3.5 et 4 mm. Les résultats de calcul ont été comparés avec les résultats expérimentaux trouvés dans la bibliographie.

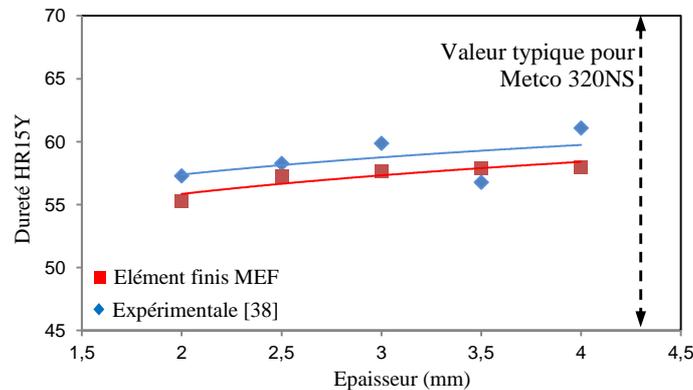


Fig. 4.37 : Comparaison de nombre de dureté HR15Y entre simulations et résultats expérimentales pour différentes épaisseurs

D'après la figure (4.37), on remarque clairement que les calculs n'ont pas révélé d'influence significative de l'épaisseur de dépôt abradable sur la valeur de dureté HR15Y. D'autre part, On constate qu'il existe une cohérence qualitative entre la variation de la dureté calculé et mesuré, mais de point du vue quantitatif il existe un écart moyen de 3,770 %.

L'optimisation de modèle HR15Y a été réalisée en comparant l'écart entre les duretés mesurées et les duretés calculées par éléments finis. Nous avons constaté que le changement de l'épaisseur de 2 mm à 4 mm implique une variation de pénétration maximale de 65.504 μm à 53.572 μm . Ce résultat est cohérent avec la bibliographie, qui met expérimentalement que lorsque l'épaisseur de dépôt est au moins 10 fois supérieure à celle de la pénétration rémanente maximale, la dureté ne varie pas avec l'épaisseur [35].

4.8.2 Simulation X-FEM en 3D d'un essai de compression uniaxiale

Pour la simulation numérique, la méthode des éléments finis présente l'avantage de représenter fidèlement des géométries complexes et de pouvoir prendre en compte des lois de comportement diverses. Dans le cas de présence des fissures, la discrétisation doit être conforme à la surface de discontinuité, et éventuellement à son évolution. Cela implique des maillages très fins en pointe de fissure et des opérations de remaillage, en cas de propagation, qui s'avèrent rapidement rédhibitoires surtout en 3D. Par pallier ces difficultés, des nouvelles techniques numériques ont été proposées, notamment la méthode des éléments finis enrichis [40]. La méthode X-FEM (eXtended Finite Element Method) [41], cette méthode a trouvé rapidement sa place dans les milieux académiques et industriels. Initialement proposée en 2D, elle a été étendue en 3D [42].

4.8.2.1 Modélisation numérique de la fissuration sous chargement statique

La microstructure poreuse de l'abradable ainsi que son comportement fragile ont motivé la caractérisation de ce matériau en compression [43-45]. En effet, les matériaux fragiles se distinguent par une résistance en compression nettement supérieure à celle en traction. L'objectif de l'analyse numérique a été de simuler le comportement en compression de l'abradable. Un échantillon de revêtement Metco 320NS de dimensions $\varnothing 12.5 \times 2.5$ est modélisé avec un maillage composé de 3820 éléments de type C3D8R (figure 4.38.b).

La fissure est longue de 0.5 mm depuis l'extrémité supérieure de l'échantillon. Des conditions aux limites de type encastrement sont imposées au niveau de plateau fixe, tandis qu'une force totale de 710 N est appliquée au niveau de plateau fixe. Le comportement est élastique avec un module de Young égal à 60 GPa et un coefficient de Poisson de 0.25, valeurs correspondantes à celle de l'abradable AISi/ hBN.

Des études expérimentales (figure 4.38.a) montrent que la compression des abradables (Metco 320NS) a entraîné un léger écrasement des éprouvettes aux points de contact avec les plateaux, suivi d'un effritement au plus fortes charges (désagrégation des particules en surface). La rupture est survenue en traction indirecte par fissuration du diamètre vertical l'éprouvette (figure 4.38.c).

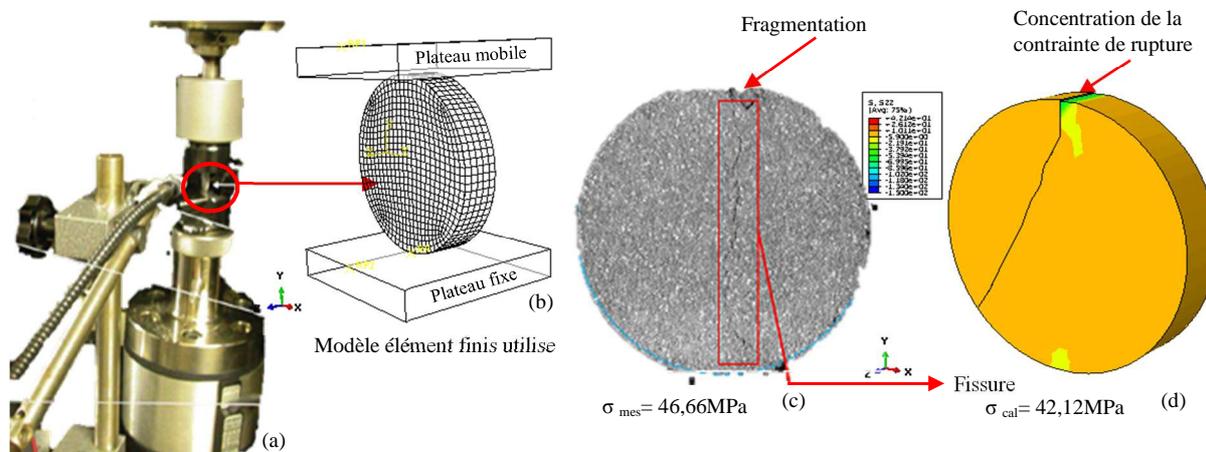


Fig. 4.38: a) Montage de l'essai Brésilien instrumenté, c) photographie de la fragmentation de revêtement abradable [38], d) répartition de contrainte de rupture obtenue avec l'approche XFEM

Une simulation numérique X-FEM est réalisée pour calculer la répartition des contraintes et déterminer numériquement la trajectoire des fissures. Dans ce cas, la description géométrique de la fissure étant indépendante du maillage principal, celui-ci n'a besoin ni d'être très raffiné en pointe de fissure, ni d'être reconstruit à chaque avancée de la fissure. C'est la raison pour lequel nous avons utilisé la méthode X-FEM afin de déterminer la propagation de la fissure au cours de l'essai brésilien. La figure (4.38.d) présente la contrainte de rupture issue de la simulation X-FEM. La trajectoire de fissure conduit à une propagation comparable avec celle observée par le test expérimental.

4.9 Couplage thermodynamique

On peut analyser le phénomène d'interaction aube/abradable expérimentalement par l'installation de deux systèmes de direction indépendants, l'un pour entraîner la lame à une vitesse de rotation V_{rot} et l'autre pour déplacer verticalement le revêtement sur le rotor avec une vitesse d'incursion V_{inc} . Cependant, comme il n'existe pas de procédure standardisée pour caractériser l'abradabilité, les résultats peuvent varier d'un banc industriel à l'autre, en fonction de la méthode employée [46].

Un modèle d'éléments finis représentant ces conditions a été effectué avec ABAQUS® (figure 4.39.a) [47]. La simulation a été effectuée pour une température de 400 °C, et une vitesse de 400 m/s. Le matériau utilisé pour la simulation de l'aube est un titane de type Ti-6Al-4V.

La loi de comportement du matériau est supposée de type Johnson-Cook, dans ce cas les paramètres déterminer à partir des essais expérimentaux trouvé dans la bibliographie a été implanté dans le code de calcul utilisé. La loi constitutive utilisée s'écrit sous la forme [48] :

$$\sigma_{crit} = \left(896 + 656 \left(\bar{\epsilon}^{pl} \right)^{0.5} \right) \left(1 + 0.0128 \ln \dot{\bar{\epsilon}} \right) \left(1 - \left(\frac{T - 273}{1873 - 273} \right)^{0.8} \right) \quad (4.1)$$

D'après notre calcul nous avons constaté que la concentration des contraintes est située au niveau de la trajectoire de l'aube (figure 4.39.b). Cette concentration est responsable à l'enlèvement des revêtements. L'évolution temporelle de la charge montre que l'interaction de l'aube et l'abradable a été effectué entre 0,17ms et 0,38ms.

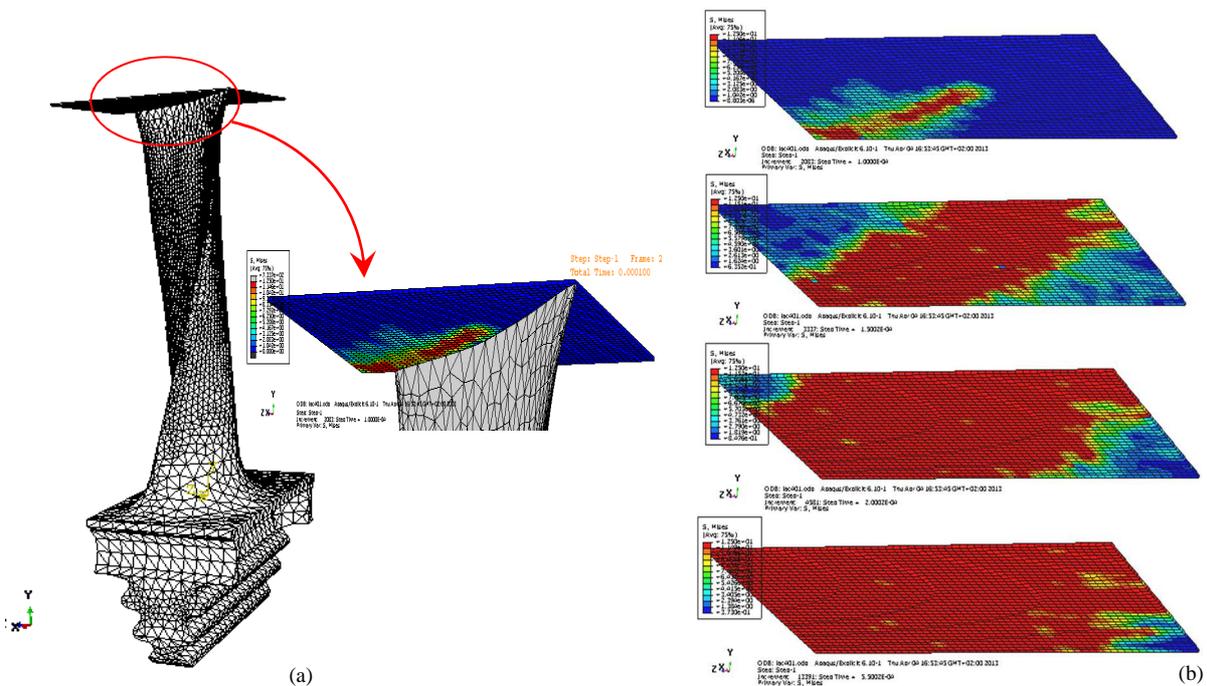


Fig. 4.39: Modèle élément finis utilisé pour nous simulation et résultat numérique
 a) interaction aube/abradable, b) variation des contraintes Von-mises

Au cours de l'interaction, on constate une ondulation de la force avec une valeur moyenne de 1790 N, l'évolution temporelle de force de contact (figure 4.40) montre que la force atteint son amplitude maximale à instant t égale à 0,27 ms, puis diminue par l'effet de la libération de l'aube.

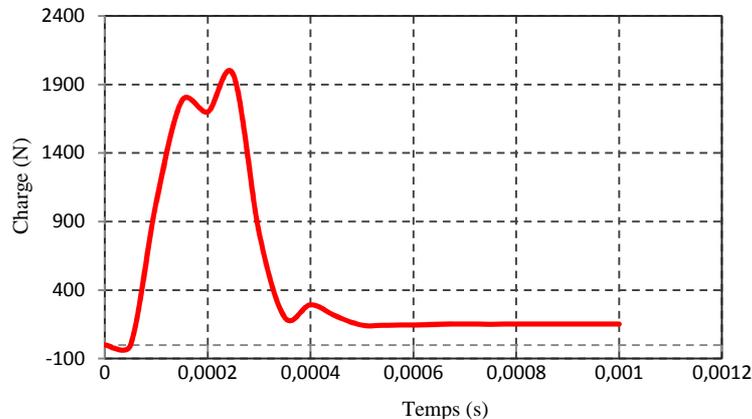


Fig. 4.40: Evolution temporelle de la force de contact aube-carter

4.10 Conclusion

Pour minimiser le jeu entre les extrémités de l'aube et le carter, ce qui a pour effet d'augmenter le rendement du moteur, l'utilisation des joints abradables est une solution des plus efficaces mais aussi les plus potentielles sur un plan économique. Les techniques de projection thermique sont couramment mises en œuvre pour la réalisation des dépôts abradables. Ces techniques offrent l'avantage de la facilité des opérations de remise en forme des joints usés. Dans ce chapitre, Trois modèles éléments finis ont été développés pour modéliser le comportement des revêtements abradables.

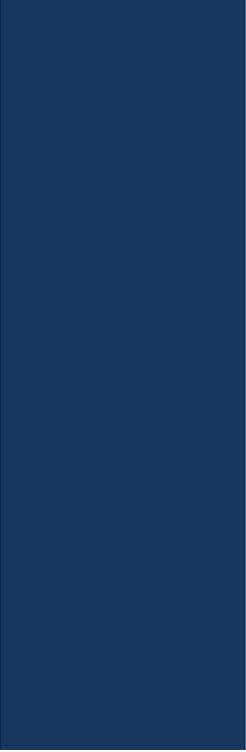
Avant de simuler le comportement de l'abradable, nous avons commencé par la modélisation du revêtement céramique, afin de pouvoir vérifier la validation de la méthodologie développée dans le précédent chapitre, pour un système multicouche. La comparaison du résultat numérique avec le test d'adhérence expérimentale de revêtement céramique élaboré avec la couche d'accrochage montre une bonne cohérence.

Références bibliographiques du chapitre 4

- [1] Sulzer Metco, Sulzer Metco Holding, AGZücherstrasse 12 Building 211, CH-8401 Winterthur, Switzerland
- [2] Northwest Mettech Corp., Northwest Mettech, 120-1200 Valmont Way, Richmond, BC V6V 1Y4 Canada
- [3] J. Zierhut, P. Haslbeck, K.D. Landes, G. Barbezat, M. Muller, M. Schutz, Triplex-An innovative three-cathode plasma torch, in Thermal Spray: Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference (ed.) C. Coddet (pub.) ASM International Vol (1998), p 1375-1379
- [4] Elmes, ELMES s.r.o., Hekrova 851, 149 00 Praha 4, Czech Republic
- [5] Herman H., Les revêtements par projection plasma, Pour la Science, 1988, 133, p. 48-55
- [6] <http://www.advanced-coating.com>
- [7] S. Sampath, H.Herman, Rapid solidification and microstructure development during plasma spray deposition, J. Therm. Spray Technol. 5(4) (1996) 445-456
- [8] P. Caron and Khan T, Evolution of Ni-based superalloys for single crystal gas turbine blade applications. Aerospace Science and Technology, 1999. 3(8): p. 513-523
- [9] U. Schulz, C. Leyens, K. Fritscher, M. Peters, B. Saruhan-Brings, O. Lavigne, J.M. Dorvaux, M. Poulain, R. Mévrel, M. Caliez, Some recent trends in research and technology of advanced thermal barrier coatings Aerospace Science and Technology. 2003: 7(1), p73-80
- [10] M.A. Prévost, Etude de nouvelles céramiques pour barrière thermique Thèse de doctorat de l'université Paris VI – Pierre et Marie Curie (2007)
- [11] R.E. Chupp. Development of advanced seals for industrial gas turbines –abradable seals. In NASA Seal/Secondary Air System Worksho, NASA Glenn Research Center, Cleveland, OH GE Global Research Center, 2002.
- [12] R.E. Chupp, Development of higher temperature abradable seals for industrial gas turbines. In NASA Seal/Secondary Air System Workshop, Nov.5-6, 2003, Ohio Aerospace Institute, Cleveland, OH, 2003
- [13] P. Dowson, M.S. Walker, and A.P. Watson, Development of abradable and rub-tolerant seal materials for application in centrifugal compressors and steam turbines. In 33rd Turbomachinery Symposium, Turbomachinery Laboratory, Texas A&M University, College Station, Texas, pp. 95–102., 2004.
- [14] S. Li, C. Langlade-Bomba and D. Treheux, Mécanismes d'endommagements des matériaux abradables à base mrcaly pour turbines : expertises, simulations. Journal de Physique IV, 10 (4): 113–118, 2000.
- [15] S. Atkinson, Gas turbines use 'abradable' coatings for clearance control seals. Sealing Technology, 97: 7–8, 2002
- [16] H.I. Faraoun, J.L. Seichepine, C. Coddet, H. Aourag, J. Zwick, N. Hopkins, D. Sporer, and M. Hertter. Modelling route for abradable coatings. Surface & Coatings Technology, 200: 6578–6582, 2006.
- [17] J. Matejcek, B. Kolman, J. Dubsky, K. Neufuss, N.Hopkins, and J. Zwick. Alternative methods for determination of composition and porosity in abradable materials. Materials Characterization, 57: 17–29, 2006
- [18] C.J. Li, B. Sun, Effects of spray parameters on the microstructure and property of Al₂O₃ coatings sprayed by a low power plasma torch with a novel hollow cathode, Thin Solid Films 450 (2004) 282-289.
- [19] C. Tekmen, Y. Tsunekawa, M. Okumiya, Effect of plasma spray parameters on inflight particle characteristics and in-situ alumina formation, Surf. Coat. Technol. 203 (2008) 223-228.
- [20] O. Sarikaya, Effect of some parameters on microstructure and hardness of alumina coatings prepared by the air plasma spraying process, Surf. Coat. Technol. 190 (2005) 388-393.
- [21] C.J. Li, C.X. Li, M. Wang, Effect of spray parameters on the electrical conductivity of plasma-sprayed La_{1-x}Sr_xMnO₃ coating for the cathode of SOFCs, Surf. Coat. Technol. 198 (2005) 278-282.
- [22] A. Kucuk, C.C. Berndt, U. Senturk, R.S. Lima, Influence of plasma spray parameters on mechanical properties of yttria stabilized zirconia coatings. I: Four point bend test, Mater. Sci. Eng. A, 284 (2000) 29-40.

- [23] A. Kucuk, C.C. Berndt, U. Senturk, R.S. Lima, Influence of plasma spray parameters on mechanical properties of yttria stabilized zirconia coatings. II: Acoustic emission response, *Mater. Sci. Eng. A*, 284 (2000) 41-50
- [24] M. Vardelle, A. Vardelle, P. Fauchais, Spray parameters and particle behavior relationships during plasma spraying, *J. Therm. Spray Technol.* 2 (1993) 79-91.
- [25] S. Guessasma, G. Montavon, and C. Coddet, Modeling of the APS plasma spray process using artificial neural networks: basis, requirements and an example, *Comput. Mater. Sci.* 29 (2004) 315-333.
- [26] F. Azarmi, T.W. Coyle, and J. Mostaghimi, Optimization of atmospheric plasma spray process parameters using a design of experiment for alloy 625 coatings, *J. Therm. Spray Technol.* 17 (2008) 144-155
- [27] S. Sampath, X. Jiang, A. Kulkarni, J. Matejicek, D.L. Gilmore, and R.A. Neiser, Development of Process Maps for Plasma Spray: Case Study for Molybdenum, *Mater. Sci. Eng. A*, 348 (2003) 54-66.
- [28] J.F. Li, H.L. Liao, C.X. Ding, C. Coddet, Optimizing the plasma spray process parameters of yttria stabilized zirconia coatings using a uniform design of experiments, *Mater. Process. Technol.*, 160 (2005) 34-42.
- [29] W.C. Oliver, G.M Pharr, An improved technique for determining hardness and elastic-modulus using load and displacement sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research* 7 (6), 1992, pp 1564–1583
- [30] A. Ohmori, C.J. Li, Y. Arata, Influence of plasma spray conditions on the structure of Al_2O_3 coatings, *Trans Jpn Weld Res Inst* 19 (1990) 259-270.
- [31] C.J. Li, W.Z. Wang, H. Yong, Dependency of fracture toughness of plasma sprayed Al_2O_3 coatings on lamellar structure, *J. Therm. Spray Technol.* 13 (2003) 425-431.
- [32] S. Costil, S. Lukat, C. Verdy, C. Coddet, Influence of the surface state on the adherence of the coating: case of an alumina coating plasma sprayed on SiC composites, *J. Therm. Spray Technol.* 20 (2011) 68-75.
- [33] M. Ranjbar-far, J. Absi, G. Mariaux, D.S. Smith, Crack propagation modeling on the interfaces of thermal barrier coating system with different thickness of the oxide layer and different interface morphologies. *Materials and Design* 32 (2011) 4961–4969
- [34] ASTM. Standard test methods for rockwell hardness and rockwell superficial hardness of metallic materials (E18-05e1), 2005
- [35] D. Chappel. Status of seal development at technetics. In *NASA Seal / Secondary Air System Workshop*, 2001
- [36] F. Peyraut, J.-L. Seichepine, H. I. Faraoun, M. Hertter, D. Sporer, N. Hopkins, and C. Coddet. Simulation multi-physique et multi-échelle du comportement des revêtements abrasables - application à l'industrie aéronautique. In *10^{ème} Colloque National AIP-PRIMECA*, 2007.
- [37] M. Yi, J. He, B. Huang, and H. Zhou, Friction and wear behaviour and abrasability of abrasable seal coating. *Wear*, 231: 47–53, 1999
- [38] S. Baïz, Etude expérimentale du contact aube/abrasable: Contribution à la caractérisation mécanique des matériaux abrasables et de leur interaction dynamique sur banc rotatif avec une aube. Thèse Doctorat. Université Lille.2011
- [39] R.E Johnston, Mechanical characterization of AlSi-hBN, NiCrAl-Bentonite, and NiCrAl-Bentonite-hBN freestanding abrasable coatings *Surface & Coatings Technology* 205,3268–3273, 2011
- [40] T. Belytschko, T. Black, Elastic crack growth in finite elements with minimal remeshing. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol.45, n.5, p.601–620, 1999.
- [41] JM Melenk, I.Babuska, The partition of unity finite element method basic theory and applications. *Comp Meth Appl Mech Eng* 1996;139:289–314
- [42] N. Sukumar, N. Moes, B. Moran, T. Belytschko, Extended finite element method for three-dimensional crack modelling. *International Journalfor Numerical Methods in Engineering*, vol.48, n.11, p.1549–1570, 2000
- [43] Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, R. Lakhdari, Numerical Simulation of the Mechanical Behaviour of Thermally Sprayed Abradable Coatings. Fifteenth International Conference, New Trends on Fatigue and Fracture NT2F'15, Oran, 20 - 23 October 2015. Algeria.

- [44] Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, Modeling of the Mechanical Behaviour of Abradable Coatings for the Aeronautical Industry. 2^{ème} Conférence Internationale sur les Sciences de l'Aéronautique ICAS'02, Oran, 3-4 Novembre 2015 Algérie.
- [45] Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, N. Sehab, Experimental and numerical investigation of mechanical and erosion behavior of Ni-graphite abradable coating, Les Rencontres Internationales sur la Projection Thermique, RIPT-7th edition 9-11 December 2015 in Limoges, France.
- [46] J. L. Seichepine, F. Peyraut, H. I. Faraoun, C. Coddet , Finite Element Modeling of the Dynamical Contact between a Compressor Blade and an Abradable Thermally Sprayed Coating, 17th Aeromat Conference and Exposition, Seattle, Washington, USA, 15-18 May 2006.
- [47] Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, Numerical Simulation of the Static and Dynamic Mechanical Behaviour of Thermally Sprayed Abradable Coatings. Congrès Algérien de Mécanique CAM2015, 25-29 octobre 2015, El Oued- Algérie.
- [48] H.W. Meyer, D.S Kleponis, An analysis of parameters for the johnson-cook model for 2-inch thick rolled homogeneous armor. In Michael J. Chinni, editor, Advanced Simulation Technologies Conference, volume 30 (4) of Military, Government and Aerospace Simulation Series, April 1998.



CONCLUSION GENERALE

Selon les statistiques actuelles, l'avenir est à l'outil numérique et à la réalité virtuelle ; la simulation et l'analyse numérique se sont développées ces dernières années dans la recherche industrielle privée ou publique (constructeurs automobile, aéronautique, spatial...) améliorant ainsi la productivité des industriels et la vie de tous les consommateurs. La solution d'analyse par éléments finis optimise le prototypage virtuel et la simulation numérique pour l'entreprise en utilisant les hypothèses de la mécanique, de la rupture en élasticité et de la dynamique. Ainsi elle simule et améliore les performances des composants, des matériaux et des produits sujets à de fortes exigences opérationnelles (sécurité, endommagement...). La simulation et l'analyse numérique ont un impact direct sur la qualité et le temps de mise sur le marché des produits ; de plus, elles accroissent les performances des solutions de gestion du cycle de vie du produit. Elles sont apparues, dans le désir de minimiser le coût d'une étude avec un nombre d'essais optimisés. La difficulté est de créer un modèle se rapprochant au maximum de la réalité (matériaux, conditions aux limites...). L'étude ne sera validée qu'à partir d'essais physiques entraînant des mesures pour la comparaison entre la réalité et la simulation.

Ce travail consiste à étudier par simulation numérique le comportement mécanique du matériau massif et des revêtements. Pour le matériau massif, quelques soient les sollicitations mécaniques appliquées la simulation numérique du comportement mécanique sont effectuées selon le principe d'analyse classique car il existe des tests statiques standards et des essais d'impacts instrumentés qui nous permettent de déterminer l'évolution des paramètres recherchés. Par conséquent, l'introduction dans la simulation numérique des jeux des paramètres caractérisant le comportement du matériau peut être abordée selon le type de sollicitation mécanique, soit par une description tabulaire du comportement du matériau issue de la base expérimentale dans le cas de sollicitation statique ou bien en implémentant directement l'évolution temporelle des paramètres déterminés par les tests dynamiques instrumentés dans le code de calcul éléments finis. Au contraire, pour les revêtements on ne peut pas utiliser le principe d'analyse classique en raison de l'absence des tests standards qui nous permet de déterminer la relation contrainte-déformation. Une procédure d'identification par analyse inverse est alors nécessaire pour déterminer les paramètres de la loi de comportement recherchés.

Concernant les matériaux massifs, notre intérêt sera particulièrement axé sur la simulation numérique du comportement mécanique sur différentes formes des éprouvettes massives dans les essais statiques, quasistatique et dynamique, pour analyser les distributions des contraintes, pour cela on utilise la méthode des éléments finis qu'il s'applique pour toutes les formes des structures avec ou sans défaut, avec les codes de calcul Cast3M® et ABAQUS®.

La première partie des résultats concerne l'étude de comportement quasistatique du matériau élastique. La simulation par éléments finis de test de compression diamétrale nous a permis d'obtenir une visualisation 3D du comportement de la structure et de déduire le mécanisme de rupture. L'analyse numérique pour un modèle de disque brésilien caractérisé par un contact du chargement sphérique représente une combinaison entre les modes de rupture proposés dans la littérature.

L'analyse élastostatique de la distribution des contraintes montre que les distributions sont caractérisées par une contrainte maximale en fond d'entaille. La distribution obtenue par des formules analytiques (modèle de Glinka) est une bonne approximation des valeurs obtenues par un calcul aux éléments finis, cette corrélation montre que l'écart maximal entre les résultats est inférieur à 9%. L'essai quasistatique et dynamique de compression d'un verre a été analysé du point de vue numérique. Les essais de traction classiques sont assez difficiles à mettre en œuvre sur des matériaux fragiles. On préfère souvent employer des éprouvettes cylindriques et réaliser un essai de compression diamétrale. La simulation de ce test pour des éprouvettes en verre par différents codes élément fini utilisé montre une bonne approximation, ceci montre que l'écart maximal entre les résultats calculés est inférieur à 5%. La comparaison entre l'essai quasistatique et dynamique montre une augmentation significative de la résistance à la rupture des disques.

Les essais d'impacts instrumentés sont utilisés pour l'évaluation des propriétés mécaniques des matériaux (essai Charpy, chute de bille). La charge d'impact agissant sur l'éprouvette est l'une des plus importantes mesurées dans le cas de ces tests. L'analyse par éléments finis en rupture quasi-statique et dynamique montre que les programmes établis permettent de calculer les répartitions spatiales et temporelles des caractéristiques mécaniques (contraintes, déformation,...) et les caractéristiques vibratoires (déplacement,...) des spécimens soumis à n'importe quel type de force d'excitation dès qu'on connaît l'évolution de cette dernière dans le temps. L'étude des caractéristiques vibratoires nous a permis de donner une idée sur l'instant de la propagation des fissures.

Concernant le comportement élasto-dynamique, nous avons conclu que l'étude des déplacements locaux montre l'importance des calculs pour prédire la rupture due à un système de fissuration. Enfin nous avons proposé une hypothèse basée sur les déplacements des nœuds qui permettent de définir le diamètre de la zone d'impact. Concernant le comportement élastoplastique en rupture dynamique, l'essai dynamique de compression a été analysé. En simulant le test de compression rapide d'Hopkinson selon le principe d'analyse classique, pour un alliage de l'aluminium. La loi de comportement dynamique déterminé pour une vitesse de déformation de $1,997.10^3 \text{ s}^{-1}$, montre que le matériau utilisé s'adoucit. La propagation de l'onde compressive a été calculée, les résultats numériques ont montré que l'amplitude de l'onde est directement proportionnelle à la vitesse d'impact.

Pour les revêtements, l'essai de traction est le test le plus utilisé pour déterminer l'adhérence de dépôt comparé aux autres méthodes, mais il reste tout de même difficile à réaliser dans certains cas. Compte tenu de ces difficultés liées à l'utilisation des tests d'adhérence, nous avons proposé une approche numérique qui basé sur la combinaison entre le test d'indentation instrumentée, l'analyse par éléments finis et l'analyse inverse pour extraire les propriétés élastoplastiques du dépôt. Une fois, la loi de comportement est optimisée, en utilisant ensuite cette loi pour modéliser le test d'adhérence. Les calculs montrent qu'il est possible d'estimer la valeur de l'adhérence si l'essai de traction se fait à une vitesse allant de 0,015 à 0,019 mm/s. Dans le but de comparer le résultat calculé et mesure, des tests selon la norme ASTM C 633-79 ont été réalisés. On constate qu'il existe une cohérence quantitative entre la contrainte de rupture calculée et celle trouvée expérimentalement.

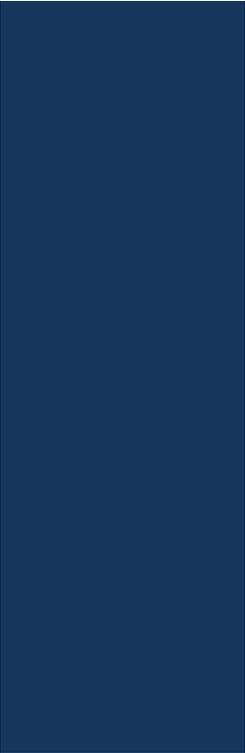
Après avoir étudié l'indentation instrumentée et différents modèles par éléments finis pour différentes revêtements, on a trouvé que ces modèles dépendent des paramètres de deux lois de comportement à écrouissage isotrope, de comportement en indentation de matériaux suivant la loi de Hollomon et la loi comportant trois paramètres : la loi de Ludwik. Cependant, il a été observé que l'approche numérique proposée n'était pas suffisante pour décrire la décharge en indentation. Ainsi, des modélisations à base d'images réelles ont été utilisées à l'aide de code de calcul OOF2 pour décrire l'essai d'indentation avec la prise en considération de l'effet de la microstructure au cours du déroulement de calcul. Nous proposons donc l'application d'une combinaison entre OOF2 et l'analyse inverse dans le but de simuler le comportement des structures complexes. Cette combinaison nous a permis d'obtenir une bonne évaluation de la courbe d'indentation. Dans cette étude, nous avons montré que la modélisation par élément finis basée sur la microstructure peut être utilisée pour prédire le comportement mécanique des structures complexes. Ce type d'analyse permet d'estimer le comportement mécanique macroscopique à partir des propriétés microscopique.

Dans le cas des matériaux massifs, le phénomène d'impact a été modélisé avec l'hypothèse d'un contact entre corps solide et corps déformable. Au contraire, dans le cas des revêtements, un examen du comportement d'impact des particules de cold spray en utilisant le code ABAQUS®/Explicit a été effectué entre deux corps déformables définis par la loi de comportement Johnson-Cook qui prend en compte la vitesse de déformation, la déformation elle-même. Par conséquent, avec cette hypothèse on peut déterminer les aspects fondamentaux au cours de la modélisation d'impact. Diverses combinaisons des paramètres des calculs ont été examinées avec l'accent principal sur la distorsion des éléments. L'effet de la taille du maillage sur le comportement d'impact a également été vérifié. Certains aspects fondamentaux sur la modélisation de la déformation des particules sont discutés. Les résultats de la simulation de la morphologie des particules obtenus sont comparables avec les résultats expérimentaux présentés dans la littérature.

Dans cette étude, les barrières thermiques TBC et l'abradable le plus couramment utilisé ont été étudiés. L'ensemble des techniques expérimentales utilisées au cours de cette partie sont détaillées. La méthodologie développée pour simuler le test d'adhérence est appliquée pour les revêtements céramiques. La comparaison avec le test expérimental montre l'efficacité de l'utilisation d'une loi de comportement optimisée par la combinaison entre les éléments finis et l'analyse inverse pour simuler le test d'adhérence d'un système multicouche.

En plus, le comportement statique d'un revêtement abradable a été analysé du point de vue numérique. Plusieurs modèles par éléments finis ont été développés pour simuler le comportement de ce matériau. Le premier permet de simuler le test de dureté HR15Y. La dureté obtenue pour différentes éprouvettes ne montre aucune influence significative de l'épaisseur de dépôt, ceci montre que l'écart maximal entre les résultats calculés est inférieur à 4%. La propagation des fissures dans des matériaux abradables est un phénomène relativement aléatoire et instable, des simulations par la méthode des éléments finis étendus (X-FEM) intégrés dans le code de calcul ABAQUS[®]/Explicite ont été utilisées pour modéliser ces fissures. La validation du modèle développé a été faite par des simulations numériques réalisées sur un disque brésilien en compression statique. Le résultat numérique montre que la fissure se propage le long du diamètre vertical. La comparaison avec le test expérimental a montré clairement l'efficacité du modèle proposé.

Finalement, la modélisation de l'interaction entre les matériaux massifs et les revêtements a été présentée dans ce travail. Dans cette partie et comme un exemple de domaine d'application, nous nous sommes intéressés à l'interaction Aube/Carter. L'étude numérique qualitative de cette interaction montre que la concentration des contraintes se situe selon la trajectoire de l'aube. Cette contrainte est responsable à l'enlèvement de dépôt abradable. Les interactions dynamiques Aube/abradable ayant lieu dans les compresseurs de turbomachine sont des phénomènes complexes particulièrement difficiles à simuler numériquement.



ANNEXE

Paramètres de projection plasma

Le tableau suivant récapitule les différents paramètres de projection thermique pour une étude paramétrique afin de produire des revêtements de propriétés optimales.

PR110	n°	conditions	vitesse mm/s	alimentation	angle d'injection	gas transporteur	distance
NiCrAlY	1,2,3,	42-9-650	vel 500	15-40	90°	2.3	90-120-150
	4,5,6	42-9-550	vel 500	15-40	90°	2.3	90-120-150
	7,8,9	42-9-450	vel 500	15-40	90°	2.3	90-120-150
	10,11,12	42-0-650	vel 500	15-40	90°	2.3	90-120-150
	13,14,15	42-0-550	vel 500	15-40	90°	2.3	90-120-150
	16,17,18	42-0-450	vel 500	15-40	90°	2.3	90-120-150
	19,20,21	33-9-650	vel 500	15-40	90°	2.3	90-120-150
	22,23,24	33-9-550	vel 500	15-40	90°	2.3	90-120-150
	25,26,27	33-9-450	vel 500	15-40	90°	2.3	90-120-150
	28,29,30	54-9-550	vel 500	15-40	90°	2.3	90-120-150
	31	54-9-550	vel 250	15-40	90°	2.3	120
	32	54-9-550	vel 500	30-40	90°	2.3	120
	33	54-9-550	vel 500	15-40	75°	2.3	120
ZrY	34	35-12-650	vel 500	15-40	75°	2.6	120
	35	35-12-575	vel 500	15-40	75°	2.6	120
	36,37,38	35-12-650	vel 500	15-40	90°	2.6	90-120-150
	39,40,41	35-12-575	vel 500	15-40	90°	2.6	90-120-150
	42,43,44	35-12-500	vel 500	15-40	90°	2.6	90-120-150
	45,46,47	35-0-650	vel 500	15-40	90°	2.6	90-120-150
	48,49,50	35-0-575	vel 500	15-40	90°	2.6	90-120-150
	51,52,53	35-0-500	vel 500	15-40	90°	2.6	90-120-150
	54	35-12-575	vel 250	15-40	90°	2.6	90
55	35-12-575	vel 500	30-40	90°	2.6	90	
NiGraf	56,57,58	51-4-550	vel 500	25-40	90°	4.2	90-120-150
	59,60,61	51-4-500	vel 500	25-40	90°	4.2	90-120-150
	62,63,64	51-4-450	vel 500	25-40	90°	4.2	90-120-150
	65,66,67	47-8-550	vel 500	25-40	90°	4.2	90-120-150
	68,69,70	47-8-500	vel 500	25-40	90°	4.2	90-120-150
	71,72,73	47-8-450	vel 500	25-40	90°	4.2	90-120-150
NiCrAlY	74-75	42-9-650	vel 1000	15-40	90°	2.3	90
NiGraf	74-1-2- 3-4-5-6- 7-8-9-10	47-8-500	vel 500	25-40	90°	4.2	120
ZrY	75-1-2- 3-4-5-6- 7-8-9-10	35-12-575	vel 500	15-40	90°	2.6	90
NiGraf	76-1-2	47-8-500	vel 500	25-40	90°	4.2	120

Publications internationales

Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, S. Djeraj, S. Benbahouche, Adhesion of FeCrNiBSi-(W-Ti)C wire-arc deposited coatings onto carbon steel substrates determined by indentation measurements and modeling. Surf & Coat. Tech.268, (2015), pp 310-316

Y. Mebdoua, **Y. Fizi**, and H. Lahmar, Determination of elastic-plastic parameters of Inconel arc sprayed coating, Congrès internatioanal, Congrès Algériens de Mécanique CAM 2015, sous l'égide de l'association algérienne de transfert de technologies A2T2 et SFM, 24-29 octobre 2015, EL-Oued Algérie, avec comité de lecture, le papier est accepté pour publication à springer.

Y. Mebdoua, **Y. Fizi**, N. Bouhelal, Cold sprayed copper coating: numerical study of particle impact and coating characterization. The European Physical Journal Applied Physics, (EPJ AP) <http://dx.doi.org/10.1051/epjap/2015150316>

Proceeding

Y. Fizi, Y. mebdoua, H. lahmar, R. Lakhdari, Y. Touazi , The Indentation behavior of wire Arc sprayed stainless steel coating, In: Proceedings of the 28th International Conference on Surface Modification Technologies: 28th International Conference on Surface Modification Technologies, Tampere, Finland, June 16th–18th, 2014. Valardocs, pp 91-102.

Communications Internationales

Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, R. Lakhdari, Microstructure characterization and modeling the mechanical behavior of HVOF sprayed WC-CoCr coatings, Les Rencontres Internationales sur la Projection Thermique RIPT-7th edition 9-11 December 2015 in Limoges, France.

Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, N. Sehab, Experimental and numerical investigation of mechanical and erosion behavior of Ni-graphite abrasable coating, Les Rencontres Internationales sur la Projection Thermique RIPT-7th edition 9-11 December 2015 in Limoges, France. (*A obtenu le Prix du Meilleur Poster*)

Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, Finite element simulation of impacting behavior of particles in cold spraying by the lagrangian and SPH method, Les Rencontres Internationales sur la Projection Thermique RIPT-7th edition 9-11 December 2015 in Limoges, France.

Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, Modeling of the mechanical behaviour of abrasable coatings for the aeronautical industry. 2ème Conférence Internationale sur les Sciences de l'Aéronautique ICAS'02, 3-4 Novembre 2015 Oran Algérie.

Y. Mebdoua, **Y. Fizi**, and H. Lahmar, Determination of elastic-plastic parameters of inconel arc sprayed coating, Congrès internatioanal, Congrès Algérien de Mécanique CAM2015, 25-29 octobre 2015, El Oued- Algérie.

Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, Numerical simulation of the static and dynamic mechanical behaviour of thermally sprayed abrasion resistant coatings. Congrès Algérien de Mécanique CAM2015, 25-29 octobre 2015, El Oued- Algérie.

Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, R. Lakhdari, Numerical simulation of the mechanical behaviour of thermally sprayed abrasion resistant coatings. Fifteenth International Conference, New Trends on Fatigue and Fracture NT2F'15, Oran, 20 - 23 October 2015. Algeria.

Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, R. Lakhdari, Object-oriented finite element and inverse analysis to determine elastic-plastic properties of an arc-sprayed composite coating. Congrès Français de la Mécanique CFM2015, 24-28 août 2015 Lyon. France. Conférence avec comité de lecture et actes.

Y. Mebdoua, **Y. Fizi**, N. Bouhelal, Cold sprayed copper coating: numerical study of particle impact and coating characterization, International Conference on Materials & Energy May 19-22, 2015, Tetouan, Morocco.

Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, R. Lakhdari, Y. Touazi; The indentation behavior of wire arc sprayed stainless steel coating, 28th International Conference on Surface Modification Technologies. SMT28. Tampere University of Technology, 16–18 June 2014. Tampere, Finland. (*A obtenu le Prix du Meilleur Poster*)

Y. Fizi, Y. Mebdoua, H. Lahmar, S. Djerf, S. Benbahouche; Mechanical behavior of composite wire-arc sprayed coating. Rencontres Internationales sur la Projection Thermique. 6th RIPT. 11–13. Décembre 2013. Limoges (France).

Y. Fizi · Y. Mebdoua · S. Djerf · R. Lakhdari, Mechanical properties of twin wire arc sprayed Inconel coating onto carbon steel: Numerical Study and Experimental Investigation, Materials Science & Technology 2013, MST13, At Montreal, QC, Canada

Y. Fizi, Y. Mebdoua, S. Djerf, R. Lakhdari ; Etude expérimentale et simulation numérique du test d'indentation d'un revêtement élaboré par projection thermique. 21^{ème} Congrès Français de Mécanique. CFM 2013. 26–30 Aout 2013. Bordeaux.

Y. Fizi, S. Benbahouche, R. Zegadi, Analyse par éléments finis du comportement du verre sous sollicitations statiques, Congrès Algérien de Mécanique CAM 2013, 25-28 Novembre 2013, MASCARA- Algérie.



Adhesion of FeCrNiBSi–(W–Ti)C wire-arc deposited coatings onto carbon steel substrates determined by indentation measurements and modeling



Yazid Fizi^{a,b}, Yamina Mebdoua^{a,*}, Hadj Lahmar^a, Sofiane Djerf^c, Saci Benbahouche^b

^a Centre de Développement des Technologies Avancées CDTA, Cité 20 août 1956, BP.17 Baba Hassen, Alger, Algeria

^b Laboratoire de Mécanique de Précision Appliquée, Département d'optique et de Mécanique de Précision, Université Ferhat Abbas UFAS, Sétif, Algeria

^c Ecole Nationale Polytechnique ENP, 10 Avenue Frères Oudec, Hassen Badi, BP.182, 16200, El Harrach, Alger, Algeria

ARTICLE INFO

Available online 14 November 2014

Keywords:

Wire-arc spraying
Instrumented indentation
Inverse analysis
Tensile test

ABSTRACT

Wire-arc-sprayed coatings are widely used to protect industrial parts mainly from wear and erosion. The present work combines experimental measurements performed by instrumented indentation and their modeling in order to determine the elastic–plastic behavior of a wire-arc sprayed FeCrNiBSi–(W–Ti)C using Metco 8297 cored wire as feedstock material. The coating was sprayed onto low carbon steel (C35) substrate after cleaning and grit blasting. The elastic–plastic behavior law optimized from instrumented indentation tests allowed calculating the coating adhesion. The effect of the displacement velocity of the tensile test on the fracture resistance was also investigated.

© 2014 Elsevier B.V. All rights reserved.

1. Introduction

Wire-arc spraying (WAS) process using cored wire feedstock has found large industrial applications in hard surfacing, especially where wear and erosion resistances are important. Cored wires with a ductile metal or alloy envelope containing hard particles have extended the use of WAS to broader fields previously dominated by other processes such as plasma and HVOF spraying [1]. The commercial cored wire Metco 8297 [2] is used in this study for surface protection against wear [3] of drilling tools in Algerian mining industry.

In wire-arc spraying process, an electric arc is created between two consumable conductive wires, continuously advanced, the high temperature of the arc melting the wire tips, while a gas flow propels the molten particles toward the substrate surface to be coated. Each droplet spreads on the substrate upon impact and solidifies forming a splat. The coating results from the layering of the deposited splats and presents lamellar structure with the inclusion of oxides, pores, cracks, and unmolten particles. Besides the intrinsic properties of sprayed material, the quality and properties of coatings depend strongly on splat/substrate and splat/splat interfaces.

In order to achieve reliable and reproducible coatings, their microstructure and mechanical properties must be characterized. Among the different properties, the aim of this work is to determine the coating adhesion using instrumented indentation measurements.

Adhesion strength of thermal-sprayed coatings is of crucial importance in many industrial applications, as it influences the performance

of produced coatings such as the impact resistance, fatigue life, and even corrosion resistance [4,5]. Numerous testing methods exist to measure the adhesion strength and interfacial fracture toughness of coatings, such as pin test, shear adhesion test, bending test, peeling test, double cantilever beam (DCB) test and interfacial indentation test [6–14]. However, tests adapted to a given coating system are not necessarily suited to another one [15,16]. The tensile adhesion test is the most commonly used one thanks to its ease of use compared to other methods. In the conventional tensile adhesion testing methods such as those standardized in ISO 14916:1999, ASTM C633–79, and JIS H 8402:2004, the coated sample (a cylinder with a diameter of 25.4 mm × 25.4 mm long) is glued to an uncoated similar counterpart that is just grit blasted and then tested in tension in a universal testing machine [17,18]. Even though, this type of testing has been most widely used, there are cases in which measurement of adhesive strength of the sprayed coating is difficult, for example when the coating adhesion is higher than that of the glue.

One of the other methods widely used for such measurements is depth-sensing indentation at low load; often termed Instrumented Indentation Test (IIT). This method has been employed by many researchers in order to investigate the elastic and plastic properties of materials [19–23]. In recent years, different methods, based on both experimental and numerical studies, have been proposed to extract the elastic–plastic properties from the indentation data. Cheng and Cheng [24,25] used dimensional and finite element analysis to evaluate the mechanical properties of the materials from conical indentation tests. Giannakopoulos and Suresh [26] proposed an alternative method based on displacement and energy approaches to determine Young's modulus, yield strength, and microhardness from the loading part of the indentation curve and the indentation depth after unloading.

* Corresponding author at: Centre de Développement des Technologies Avancées, Cité 20 août 1956, 16303, Baba Hassen, Alger, Algeria.
E-mail address: ymebdoua@ccta.dz (Y. Mebdoua).

Table 1
Arc spraying parameters.

Voltage (V)	36
Current (A)	100
Spray distance (mm)	100, 120, 140
Air pressure (MPa)	0.38

Table 2
Chemical composition of cored wire and substrate (mass fraction, %).

	TiC	Cr	Mn	Ni	WC	Cu	B	Si	Fe
Cored wire	5.	14.		5.	25.		1.5	1	Bal.
C35		0.17	0.792	0.198		0.163			Bal.

However, their method failed to resolve the issue of uniqueness. More recently, Tunvisut et al. [27,28] employed dimensional analysis and finite element techniques to determine the relationships between Young's modulus, yield strength, and strain hardening for both elastic–plastic substrate and coating materials.

Due to the difficulty of conducting conventional tensile test when the glue was not strong enough, a numerical approach was adopted combining instrumented indentation measurements and their modeling. Three elastic–plastic parameters (yield stress σ_y , strength coefficient K and work hardening exponent n) were extracted in a non-linear optimization approach, fully integrated with finite element (FE) analysis, using a single indentation curve. These optimized elastic–plastic parameters of the material, allowed the simulation of the coating adhesion. The iteration procedure of optimization was based on a nonlinear least-squares method implemented in MATLAB® where result file was created to automatically update the plastic material properties of a power-law material in ABAQUS® software input file and then ABAQUS® was run to obtain a loading–unloading curve, which was compared to the experimental one.

2. Wire-arc sprayed coating

In this work, a twin wire arc spraying facility of Algerian company (using ArcSpray 234 model from Metallization Company) was used to spray FeCrNiBSi–(W–Ti)C coating on low carbon steel, the cored wire Metco 8297 with a diameter of 1.6 mm being used as feedstock material. The spray parameters are presented in Table 1 based on previous studies retaining the spray distance as the main parameter. The latter has an important role on the in-flight particle oxidation. As the oxidation rate of the in-flight particles is higher as their residence time in the jet is longer, it provides additional heat and delays the particle cooling. The coatings were sprayed on the top of steel substrates (C35) of cylindrical shape 25 mm in diameter and 5 mm in thickness, after cleaning and grit blasting using corundum abrasive particles. The mean roughness, R_a , of the substrate surface after blasting was 6 μm . The chemical composition of the substrate and that of the cored wire is presented in Table 2.

3. Measurements

Microscopic observations were performed on coating cross-sections using optical and electronic microscopies. The samples were ground using series of SiC papers 400, 600, 800, 1000 and 1200 grit, and finally

polished with 1 μm alumina particles. The coating thickness was measured by profile projector MP320 10 \times in different positions in the IIT1, IIT2 and IIT3 corresponding to the samples achieved at spray distances of 100 mm, 120 mm and 140 mm respectively. The average coating thicknesses obtained from ten measurements were 386 ± 23 , 416 ± 12 and $460 \pm 48 \mu\text{m}$, respectively. SEM observations of the coating microstructure and porosity evaluation were obtained using JEOL JDX-3530 LV Scanning Electron Microscope (SEM), with the resolution of 3.0 nm, magnification of $\times 5$ to $\times 300,000$ and accelerating voltage of 3 to 30 kV. Porosity percentage was evaluated using image analysis with Image-J program. The obtained images were threshold to form binary images with pores in black and materials in white. The porosity measured for the three samples is presented in Table 3. Elemental analysis of the coating was carried out using energy dispersive spectroscopy (EDS).

Instrumented indentation measurements were also performed on the coating cross-sections of the three examined samples in order to obtain experimental load–displacement curves of the composite coating. For these measurements micro-indenter Z2.5 with a Vickers tip was used with Zwick/Roell equipment, which resolutions were $\pm 0.01\%$ in force and 0.02 μm in displacement. The experiment involved a controlled displacement with an indentation velocity of 8.3 $\mu\text{m/s}$. When the maximum available depth was reached, the indenter was held for 15 s, and then moved back with the same velocity. A Vickers indenter with a maximum load of 5 N was used. The maximum indentation depth from different tests was approximately 7 μm . The depth-sensing indentation measurement was used to determine the microhardness and the Young's modulus. The microhardness, H_{IT} , was evaluated using Oliver and Pharr relationship [29]:

$$H_{IT} = \frac{P_{max}}{A_p} \tag{1}$$

where P_{max} is the maximum applied load and A_p is the projected contact area of the indentation at the maximum load.

The mechanical properties measured using IIT1, IIT2 and IIT3 tests are illustrated in Table 3. The resulting values represent the average of ten measurements for each test. Microhardness H_{IT} is defined by the projected contact area (A_p), and the second, H_V , by the contact area (A_s). The difference between H_V and H_{IT} in Table 3 is explained by the following equation:

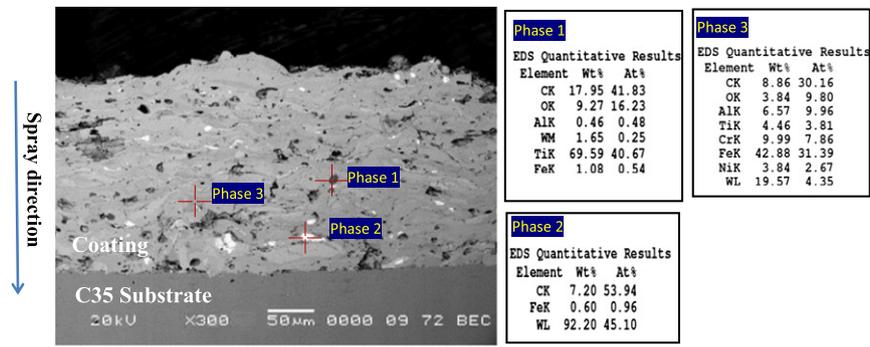
$$H_V = \frac{1 A_p}{g A_s} H_{IT} \tag{2}$$

where g is the acceleration of gravity: $9.80665 \text{ m}\cdot\text{s}^{-2}$, $\frac{A_p}{A_s} = 0.9270$.

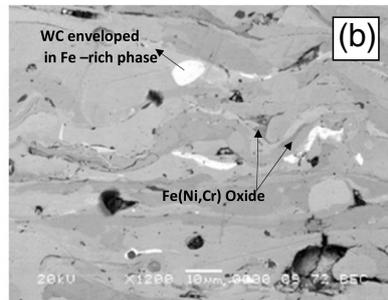
Tensile bond strength tests were carried out, in this study, following requirements stated in the standard ASTM C633-79 and the Zwick/Roell Z.100 equipment. The test specimens consisted of a pair of C35 steel cylindrical stubs, 25.4 mm in diameter and 25 mm in thickness. A pair of the test stubs, one wire arc coated with a commercial cored wire Metco 8297 and the other uncoated but grit blasted and degreased, was bonded together with FM1000 adhesive film to form the tensile bond strength test specimen. Then they were pulled to fracture in a screw-driven universal testing machine at a displacement rate of 0.84 $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$.

Table 3
Mechanical properties measured from the IIT.

	H_{IT} (N/mm ²)	E_{IT} (kN/mm ²)	d_h (μm)	d_v (μm)	$H_{V0.5}$	Porosity (%)
IIT 1	7065.0 ± 14	104.69 ± 20	37.30 ± 0.9	38.45 ± 0.8	646.35 ± 20	9 ± 1
IIT 2	3475.0 ± 21	82.02 ± 37	43.98 ± 2.5	44.05 ± 0.0	478.59 ± 13	12 ± 2
IIT 3	4846.0 ± 38	78.41 ± 52	39.44 ± 1.4	40.68 ± 0.9	577.76 ± 06	8 ± 1



(a)



(b)

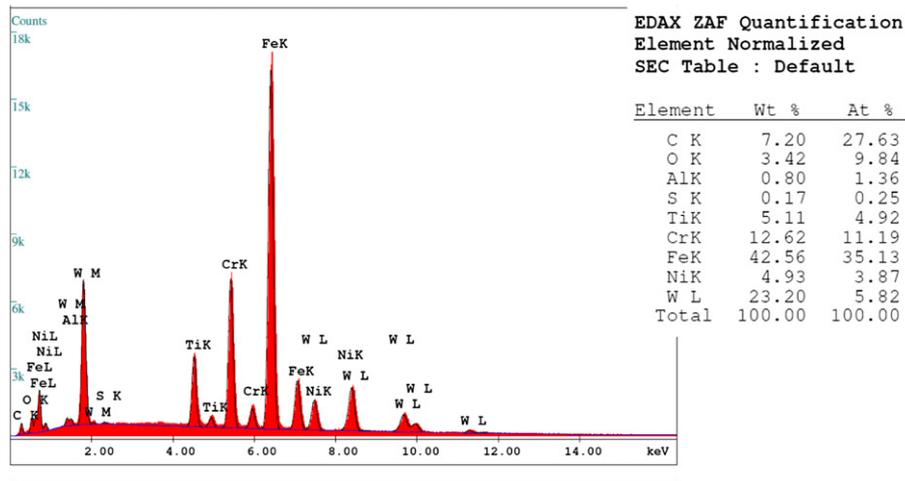


Fig. 1. (a) SEM micrographs of arc sprayed FeCrNiBSi-(W-Ti)C coating cross section with EDS analysis of different phases; (b) EDS analysis of the composite coating, spray distance 140 mm.

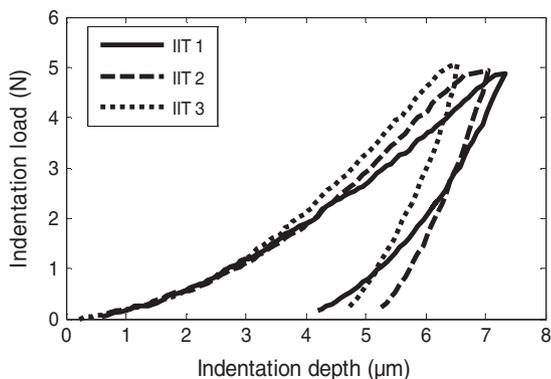


Fig. 2. Indentation curves of three samples elaborated with different spray distances.

4. Finite element model

Modeling instrumented indentation was performed using the finite element software ABAQUS®. Contacts between indenters and composite coating were modeled. The Vickers indenter was modeled with semi-vertical angle of 68°. At the tip of the indenter, a spherical rounding with a radius of 5 μm was constructed. The specimen was modeled as an axisymmetric geometry with four-node axisymmetric quadrilateral continuum elements with reduced integration (CAX4R). The specimen was meshed with a total of 1818 axisymmetric elements. A fine mesh density was used around the area of contact indenter coating, this density became coarser as one moves away from this zone. The plastic behavior of the materials used in the numerical simulations was modeled using a power law strain-hardening curve according to Ludwig law:

$$\sigma = \sigma_y + K\varepsilon^n \quad (3)$$

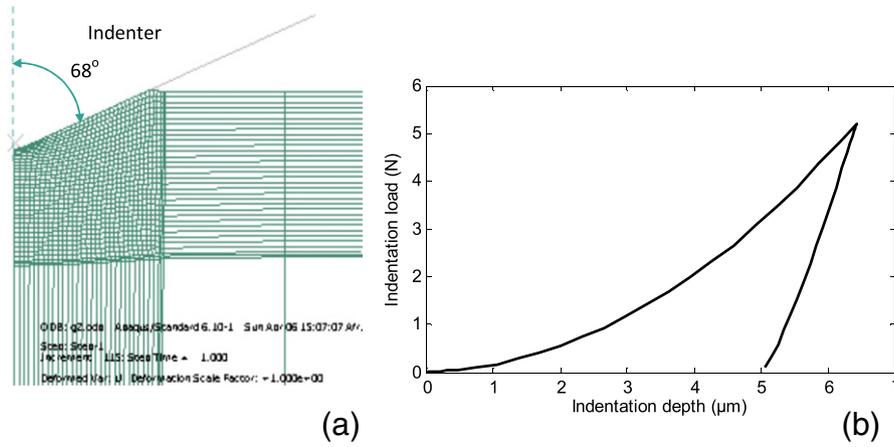


Fig. 3. Simulation of elastic–plastic–hardening material: (a) deformed configuration at maximum penetration depth in the proximity of the indenter; (b) indentation curves generated by the simulated test.

where σ_y is the yield strength of the material, K is the strength coefficient, and n is the strain hardening exponent. The value of Young's modulus can also be extracted directly from the indentation records using the Oliver and Pharr method [29].

The reduced modulus E_{IT} was related to the specimen modulus through:

$$\frac{1}{E_{IT}} = \frac{(1 - \nu_s^2)}{E_s} + \frac{(1 - \nu_i^2)}{E_i} \tag{4}$$

where E and ν are the Young's modulus and the Poisson's ratio, respectively, of the specimen (s) and of the indenter (i). The value of Poisson's ratio of the composite was assumed to be 0.3.

The reduced Young's modulus, E_{IT} , is determined from the Eq. (5)

$$E_{IT} = \frac{\sqrt{\pi}}{2\beta} \frac{1}{\sqrt{AC}} \tag{5}$$

where β is the geometrical correction factor for the indenter geometry and C is the compliance. In this study, the indenter was considered rigid, and thus the second term of the right hand side of Eq. (6) vanishes:

$$(1 - \nu_i^2)/E_i = 0. \tag{6}$$

As a consequence, the problem was simplified to determine only σ_y , K and n . In ABAQUS® input file, a discrete set of points was required to represent the uniaxial stress–strain data, rather than specifying the work-hardening exponent n . Therefore, the set of plastic strain values varied from 0 to 0.2 with an increment of 0.02 in order to specify the plastic stress–strain data in ABAQUS®. The friction coefficients at the contact between the indenter and the top surface of the bulk material were assumed to be zero, since friction had a negligible effect on the indentation process [30]. The presence of the substrate material was ignored in the analyses, as the indentation depth was shallow enough to regard the influence of the substrate material. It must be noted that the quantity of porosity was not considered. Moreover, any microcracks, which may occur during indentation, were not considered in the analyses. The effect of porosity was eliminated [31].

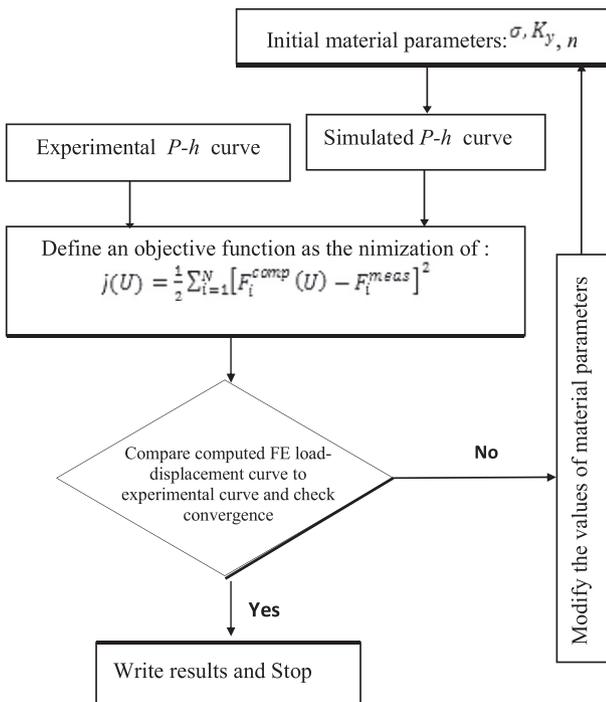


Fig. 4. Flow chart of the optimization algorithm used to determine the mechanical properties from the indentation data.

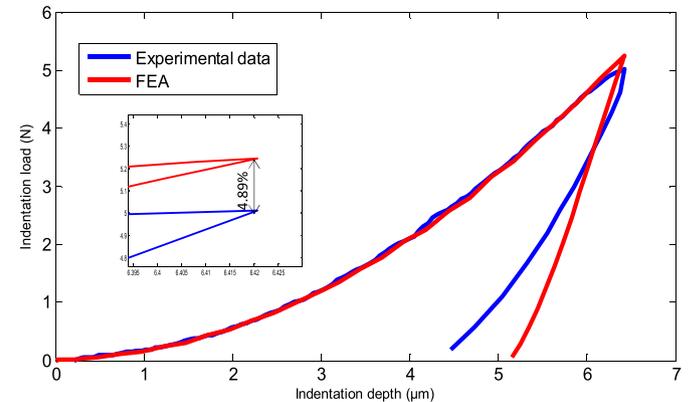


Fig. 5. Comparison between experimental and simulation data of indentation curve with the indentation depth of 6.513 μm.

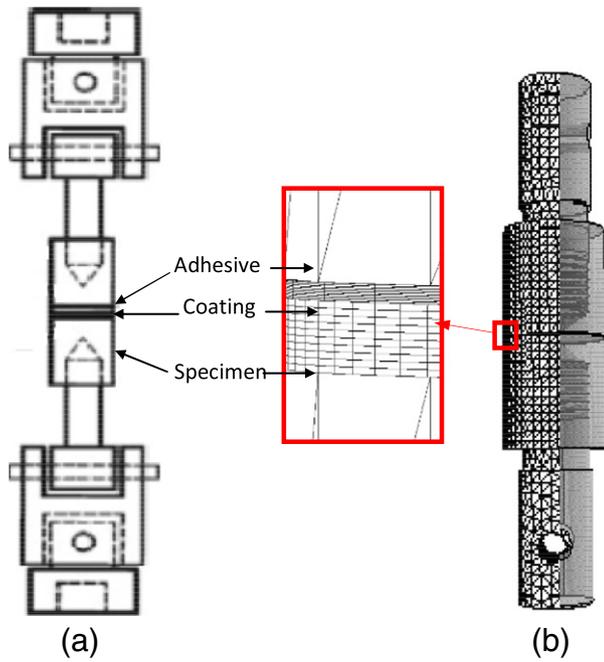


Fig. 6. (a) ASTM C 633-79 self-aligning test fixture. (b) Finite element model used in the simulation.

A number of optimization techniques were used [32–34] to determine material properties from indentation load–displacement curve tests. In this study, a non-linear optimization technique was used including MATLAB®, which provided an excellent interface to Finite Elements codes such as ABAQUS®.

The inverse analysis based on Levenberg–Marquardt (LM) method was used to estimate material properties. The LM method was described extensively in Ref. [35]. The method attempted to obtain the best estimate of unknown state variables based on least-squares theory.

The inverse analysis was based on the minimization of a cost functional measuring the discrepancy between the measured data and the computed one from the direct problem model.

The expression of this cost functional of indentation test can be expressed as follow:

$$J(U) = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^N [F_i^{comp}(U) - F_i^{meas}]^2 \quad (7)$$

where $F_i^{comp}(U)$ and F_i^{meas} are respectively the reaction forces on the indenter obtained from measurements and computation of the direct

problem. U is a vector that contains the unknown parameters, $U = [\sigma_y, K, n]$ and N is the number of measurements. This simulation result was observed after 39 iterations with a precision less than 10^{-6} .

5. Results and discussions

5.1. Microstructure and indentation

The SEM micrograph and EDS analysis of the coating cross section are shown in Fig. 1 (a, b), different phases were analyzed. An appropriate adhesion bonding can be noticed at the interface coating/substrate. It can be seen that all coatings consisted of lamellas built up from composite splats, unmolten particles, porosity and oxides. The oxide layers can be clearly seen as dark gray layers between the lamellae and porosity as black spots. The coated surface analyzed by SEM revealed the presence of small voids and micro-crack. La Barbera-Sosa et al. [22] showed that the amount of unmolten particles and the presence of pores and cracks between lamellae are inversely affected by the increase of the spray distance.

The highest porosity measured by image analysis of the different samples corresponds to the intermediate spray distance and the lowest to the highest one. It might be due to the close spray distances resulting in rather similar microstructures. The EDS analysis of the coating in Fig. 1 exhibits the presence of oxides in the coating, the dissolution of W, Ti, Ni and Cr in Fe-rich phases. The carbides are also bounded with these Fe-rich phases.

Table 3 presents the mechanical property measurements according to instrumented indentation and Fig. 2 presents the variations of indentation curves of the three samples, obtained at different spray distances.

The three curves coincide at the beginning but deviate at the high force points, this may be due to micro-cracks, which could be created progressively under the indenter when the load increases. Also, probably for the same reason, the penetration depth of the indenter increases with porosity.

The sample corresponding to IIT3 is characterized by the lowest porosity. The indentation curve corresponding to this test is used as the reference to determine mechanical properties of the coating.

5.2. Behavior law

The preliminary results of the direct analyses are presented in Fig. 3 showing the deformed configuration (a) and indentation curve (b) of the coating, as described by Eq. (3). The inverse analysis based on Levenberg–Marquardt (LM) method used in this work is illustrated by the flow chart presented in Fig. 4. The method attempts to obtain the best estimate, based on least-squares theory, for unknown state variables. The material parameters that lead to the best fitting agreement represent the behavior of the coating. Such a fit is shown in Fig. 5. The

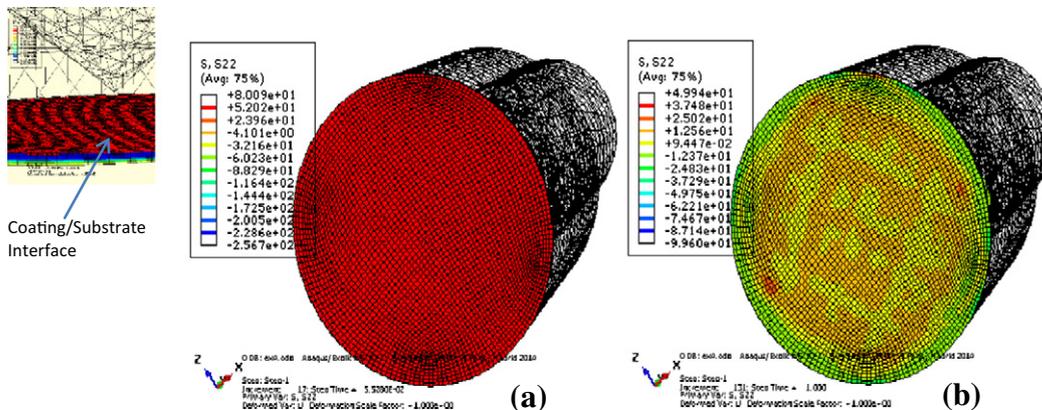


Fig. 7. Stress distribution (MPa) at fracture (a) and final stage (b).

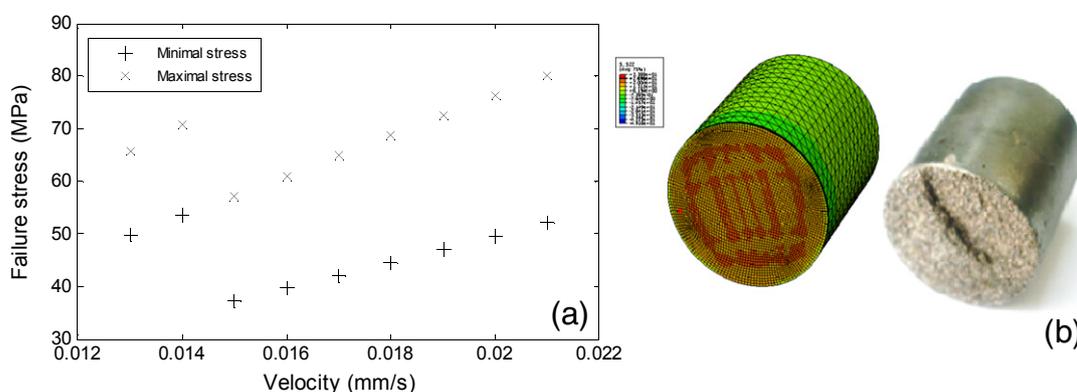


Fig. 8. (a) Maximum and minimum stress values of coatings for various velocities. (b) Comparison between experimental and calculated tests for $v = 0.014 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$.

initial values of σ_y , K and n have been chosen as arbitrary values, whereas Young's modulus ($E = 137.02 \text{ GPa}$) was determined experimentally.

The modeled behavior law was then defined by the parameters $\sigma_y = 1.7 \text{ GPa}$, $K = 3.08 \text{ GPa}$ and $n = 0.29$. It is worth noting that these parameters varied, depending on the position analyzed and the associated experimental data.

5.3. Tensile test simulation

Minimizing the deviation between the measured indentation load and that calculated by the finite element method allowed identifying parameters of the coating plastic properties (yield stress and work hardening exponent). To measure adherence, the tensile test was used as a reference, because it is widely used by manufacturers to test the quality of coatings obtained by thermal spraying. A three-dimensional finite element model of this test was developed using the ABAQUS® software (Fig. 6). The composite coating was simulated onto a cylindrical substrate (radius $r = 12.7 \text{ mm}$ and height 25.4 mm). The coating thickness was about $400 \mu\text{m}$. The substrate was modeled with the properties of steel (AISI 1018). The mechanical properties were: Young modulus 205 GPa , Poisson ratio 0.29 , mass density 7870 kg/m^3 , Yield tensile 370 MPa and ultimate tensile 440 MPa [36]. The adhesive resin had a Young modulus of 3500 MPa , a mass density of 870 kg/m^3 and a tensile strength of about 69 MPa . The simulated tensile test was controlled by the displacement velocity, which varied from 0.013 to 0.021 mm/s .

Fig. 7 shows an example of stress variation (final state) at the coating for the maximum speed of the used displacement velocity. For this velocity, the stress responsible for coating rupture is characterized by high values around the coating–substrate interface, and reaches its maximum amplitude value of about 80.09 MPa . In this case, the determination of adherence becomes difficult, according to the non-uniformity of the stress distribution. This is the reason for which an

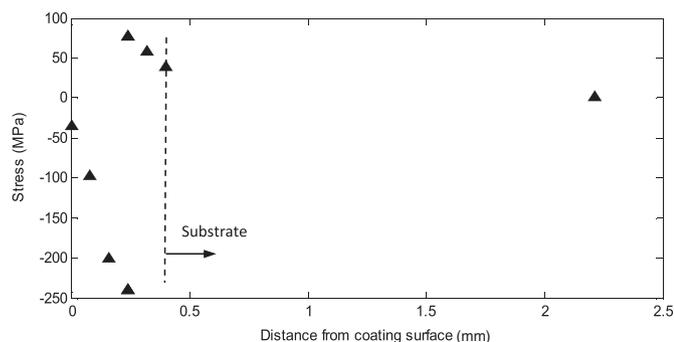


Fig. 9. Stress distribution of composite coating on AISI 1018 steel.

experimental study [37] modified the adherence test with the creation of crack at the coating–substrate interface.

Fig. 8a shows the simulated variation of the failure stress as function of the applied displacement velocity; there is a linear relationship between this velocity and the fracture stress. Calculations demonstrated the possibility to estimate the adhesion value if the tensile test was controlled by a velocity varying from 0.015 to 0.019 mm/s . Fig. 8b shows an example between FE modeled (right part of the figure) and experimental tensile test with a velocity of $0.014 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ (left part of the figure). From a quantitative point of view, both results show a cohesive fracture of coating. However, qualitatively, the FE model presents a stress distribution at the centre of coating, unlike the experimental one where the fracture is observed at the edge of the coating. This type of fracture could be explained by misalignment of tensile test specimen. Fig. 9 shows the stress distribution corresponding to a velocity value of 0.021 mm/s , in this case, tensile stress is larger than 69 MPa , and coating fracture could not be produced, the glue giving up before.

6. Conclusions

The method used in this work allows identifying the elastic–plastic behavior of composite coating FeCrNiBSi–(W–Ti)C sprayed on low carbon steel substrate using wire–arc spray technique. The method is based on instrumented indentation measurements and their modeling. The optimized behavior law is then used to simulate the adhesion test of the coating using finite element method. This method allows reducing experimental tests and avoiding difficulties linked to tensile test. In a future work, it should be interesting to take into account, the effect of the substrate roughness and coating porosity in the adhesion test.

Acknowledgment

The authors would like to thank Mr. Said Gana director of “Algérie Metallization” Company located in Algiers–Algeria for his steady willingness to support the project with the Arc spray system.

Thanks also to Pr. P. Fauchais from Limoges University for his fruitful discussions on this work.

References

- [1] P.L. Fauchais, J.V. Heberlain, M.I. Boulos, Thermal spray fundamentals: from powder to part, © Springer Science + Business Media, New York, 2014.
- [2] Sulzer Metco, Material Product Electric Arc and Combustion Wire Product Portfolio, 2013.
- [3] P. Sheppard, H. Koiprasert, Wear 317 (2014) 194–200.
- [4] S. Kuroda, J. Kawakita, T. Fukushima, S. Tobe, Mater. Trans. 44 (3) (2003) 381–388.
- [5] T. Sundararajan, S. Kuroda, F. Abe, S. Sodeoka, Surf. Coat. Technol. 194 (2005) 290–299.
- [6] C.K. Lin, C.C. Berndt, J. Therm. Spray Technol. 3 (1) (1994) 75–104.
- [7] L.W. Crane, C.L. Johnston, D.H. James, Proc. 10th Int. Thermal Spraying Conf., DVS, Germany Welding Society, Dusseldorf, Germany, 1983, pp. 46–50.

- [8] M. Fukumoto, H. Murakami, I. Okane, H. Harada, J. Jpn. Inst. Metals 59 (1) (1995) 84–88 (in Japanese).
- [9] S.J. Howard, T.W. Clyne, Surf. Coat. Technol. 45 (1–3) (1991) 333–342.
- [10] M. Sexsmith, T. Troczynski, J. Therm. Spray Technol. 3 (4) (1994) 404–411.
- [11] C.C. Berndt, R. McPherson, Proc. 9th Int. Thermal Spraying Conf., Amsterdam, 1980, pp. 310–316.
- [12] P. Ostojic, R. McPherson, J. Am. Ceram. Soc. 10 (1988) 891–899.
- [13] D. Chicot, P. Démarécaux, J. Lesage, Thin Solid Films 283 (1) (1996) 151–157.
- [14] J. Lesage, D. Chicot, Thin Solid Films 415 (1) (2002) 143–150.
- [15] C.C. Berndt, C.K. Lin, J. Adhes. Sci. Technol. 7 (12) (1993) 1235–1264.
- [16] A. Volinsky, N.R. Moody, W.W. Gerberich, Acta Mater. 50 (3) (2002) 441–466.
- [17] ISO 14916, Thermal Spraying—Determination of Tensile Adhesive Strength, ISO/TC 107, 1999.
- [18] JIS H 8402, Test Methods of Tensile Adhesive Strength for Thermal-Sprayed Coatings, Japanese Standards Association, Tokyo, 2004. (in Japanese).
- [19] K. Zeng, C.-h Chiu, Acta Mater. 49 (2001) 35–39.
- [20] P. Hauild, A. Materna, J. Nohava, Mater. Des. 37 (2012) 373–378.
- [21] P. Clément, S. Meille, J. Chevalier, C. Olagnon, Acta Mater. 61 (2013) 6649–6660.
- [22] J.G. La Barbera-Sosa, Y.Y. Santana, E. Moreno, N. Cuadrado, J. Caro, P.O. Renault, E. Le Bourhis, M.H. Staia, E.S. Puchi-Cabrera, Surf. Coat. Technol. 205 (7) (2010) 1799–1806.
- [23] W. Tillmann, B. Klusemann, J. Nebel, B. Svendsen, J. Therm. Spray Technol. 20 (2011) 328–335.
- [24] Y.T. Cheng, C.M. Cheng, J. Appl. Phys. 84 (3) (1998) 1284–1291.
- [25] Y.T. Cheng, C.M. Cheng, Int. J. Solids Struct. 36 (1999) 1231–1243.
- [26] A.E. Giannakopoulos, S. Suresh, Scr. Mater. 40 (1999) 1191–1198.
- [27] K. Tunvisut, N.P. O'Dowd, E.P. Busso, Int. J. Solids Struct. 38 (2001) 335–351.
- [28] K. Tunvisut, E.P. Busso, N.P. O'Dowd, H.P. Bratner, Philos. Mag. A 82 (2002) 2013–2029.
- [29] W.C. Oliver, G.M. Pharr, J. Mater. Res. 7 (6) (1992) 1564–1583.
- [30] J.L. Bucaille, S. Stauss, E. Felder, J. Michler, Acta Mater. 51 (2003) 1663–1678.
- [31] J. Jiang, P. Nylén, International Conference on Computer Modeling and Simulation, 2009.
- [32] G. Sun, F. Xu, G. Li, X. Huang, Q. Li, Comput. Mater. Sci. 85 (2014) 347–362.
- [33] V. Buljak, M. Bocciarelli, G. Maier, Meccanica 49 (2014) 1587–1599.
- [34] C.K.S. Moya, M. Bocciarelli, S.P. Ringerc, G. Ranzia, Mater. Sci. Eng. A 529 (2011) 119–130.
- [35] D.S. Schnur, N. Zabarar, Int. J. Numer. Methods Eng. 33 (1992) 2039.
- [36] Howard E. Boyer, Timothy L. Gall (Eds.), American Society for Metals, Materials Park, OH, 1985.
- [37] M. Watanabe, S. Kuroda, K. Yokoyama, T. Inoue, Y. Gotoh, Surf. Coat. Technol. 202 (2008) 1746–1752.

Cold sprayed copper coating: numerical study of particle impact and coating characterization

Yamina Mebdoua^a, Yazid Fizi, and Nadjet Bouhelal

Centre de Développement des Technologies Avancées, Cité 20 août 1956, BP 17 Baba Hassen, Alger, Algeria

Received: 23 June 2015 / Received in final form: 1 July 2015 / Accepted: 26 November 2015
Published online: (Inserted later) – © EDP Sciences 2015

Abstract. Cold spraying technique is a promising process fabricating high quality metallic coatings. This work concerns both numerical and experimental investigations of cold sprayed copper coating taking into account impact conditions including, particle velocities and temperature, gas pressure and material nature. The conducted numerical study is an examination of the deformation behavior of Cu particles sprayed onto steel substrate using Abaqus/explicit software, allowing a good understanding of the deposition characteristics of copper particles and the effect of particle velocity on the coating microstructure. The numerical results show that particle impact velocity has a significant effect on its morphology; Lagrangian method exhibits an excessive distortion of the elements in the case of high impact velocity and fine meshing size, whereas simulation of particle impact using arbitrary Lagrangian-Eulerian (ALE) method is close to the experimental observations.

1 Nomenclature

A, B, c, m, n	Parameters of Johnson cook constitutive model
ε_p	Equivalent plastic strain
$\dot{\varepsilon}_p$	Equivalent plastic deformation rate
T	Temperature
T_m	Melting temperature
T_r	Reference or transition temperature
ν	Poisson's ratio
P	Total bending force
E_0	Elastic modulus of the bulk material
W	Deflection
$\dot{\varepsilon}_0$	Reference strain rate
σ	Yield stress
S_c	Coating stiffness
S_b	Bending stiffness
S_t	Tensile stiffness

2 1 Introduction

The cold spray process is an emerging deposition process utilizing supersonic gas jet where unmolten and accelerated particles plastically deform upon impact onto the substrate, the deformed particles consolidate with the substrate and their stacking forms the coating [1].

The process allows mainly metallic coatings with high quality coating and low cost compared to those performed with other thermal spraying processes.

In cold spray process, particles whose size is ranging from 1 to 50 μm , are introduced into a supersonic gas flow where they are dragged and accelerated toward the substrate. The supersonic gas flow is generated using a convergent-divergent de Laval type nozzle [1–4]. A cold sprayed coating is build up through a successive layering of plastically deformed particles consolidated with a substrate or with the already deposited particles at a temperature below the melting point of the sprayed material. Cold spraying has been extensively studied thanks to its advantages compared to the conventional thermal spraying techniques. It allows the deposition of a wide range of metals and alloys [4]. In this process, the coating is rigid with an easy controlled thickness, a low porosity rate, and free from oxidation. Moreover, the particles are deposited in their solid state and therefore, the coating keeps the bulk material properties. Bonding mechanism of cold sprayed particles has been extensively studied and still not well understood due to the short duration in which the impact and deformation processes can occur [5–7], and thus, the observation of the entire deformation phenomenon with the existing experimental tools is impossible.

Actually, authors assume that particle deformation may disturb a thin oxides film on the substrate surface inducing a consolidation of the particle with substrate under a high local pressure between the deformed particle

^a e-mail: ymebdoua@cdta.dz

and the substrate which provide a consolidation of the particle to the substrate, and bonding can occur. Such a mechanism is similar to other bonding process occurring in other processes such as shock wave powder compaction [4,8]. The interaction between the impacted particle and the substrate requires a complementary numerical approach to study the bonding mechanism in cold sprayed coating.

Numerous studies used Abaqus and Ls-Dyna to investigate the impact and plastic deformation of micron-sized particles in cold spray process [9–11]. These two finite elements tools were used to solve engineering issues including dynamic processes. In this study, numerical investigation of cold sprayed copper particle impact behavior was conducted making use of Abaqus software. Various combinations of calculations and fundamental phenomena of particle deformation were examined and discussed. This study aims also to examine the microstructure and the mechanical properties of cold sprayed copper coating. The elastic modulus was determined using analytical, numerical and experimental methods. An analytical method developed by Hashin-Hasselmann was also used in this investigation to examine the capability of this model to estimate the mechanical behavior of the coating.

2 Numerical modeling

A micron-sized single particle and multi-particle impact behavior were simulated using a finite elements method (FEM). The model predicts the deformation of the impacted particles undergoing high impact velocities, and the coating characteristics. The impact behavior of particles onto substrate was modeled using an explicit FEA Abaqus program. 2D axisymmetric models were used to examine the impact of copper particle of 25 μm of diameter on a steel substrate (SS). The width and height of the substrate were taken to be 500 μm and 100 μm , respectively. The nominal meshing size for the particle was 0.6 μm . In this model, the geometries are partitioned by the four-node bilinear axisymmetric quadrilateral elements with reduced integration and hourglass control (CAX4R). The designed model is a two-dimensional plan strain with multiple particle configurations. A surface-to-surface penalty contact algorithm with a balanced contact pair formulation and a self-contact algorithm were specified for all interface regions with inter-particle friction. All contact surfaces in the model were constrained to remain in contact during the impact process [12].

An empirical model of Johnson-Cook was used in order to predict the dependence of the material temperature on the material deformation. The model includes strain hardening, strain rate hardening and thermal softening effects [13].

The yield stress defined in the model is given as follow:

$$\sigma = (A + B\varepsilon_p^n)(1 + C \ln(\dot{\varepsilon}^*) - (1 - (T^*))^m), \quad (1)$$

where A, B, n, C, m are the constants dependent on materials. $\dot{\varepsilon}^*$ is the effective plastic strain rate normalized with

Table 1. Material properties of the metal used in this simulation [11].

Density ρ (kg m^{-3})	8960
Elastic modulus E (GPa)	124
Poisson's ration ν	0.34
Specific heat C_p ($\text{J kg}^{-1} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$)	383
Yield strength A (MPa)	90
Hardening coefficient B (MPa)	292
Strain-hardening exponent n	0.31
Strain rate C	0.02
Softening exponent m	1.09
Melting temperature T_m ($^\circ\text{C}$)	1083
Reference temperature T_r ($^\circ\text{C}$)	25
Reference strain rate (s^{-1})	1

respect to a reference strain rate ($\dot{\varepsilon}_p/\dot{\varepsilon}_0$). T^* is a homologous temperature defined as follow [11]:

$$T^* = \begin{cases} 0 & \text{for } T < T_r \\ ((T - T_r)/(T_m - T_r)) & \text{for } T_r \leq T \leq T_m \\ 1 & \text{for } T > T_r \end{cases} \quad (2)$$

The mechanical and thermal properties of the sprayed material were assumed to be isotropic. The properties used in the calculations are presented in Table 1.

The initial particle and substrate temperatures were assumed to be at room temperature. Plastic deformation, in materials, induces temperature rise when plastic deformation energy is dissipated as heat. For most metals, experiments show that the fraction of the plastic deformation converted into heat is of the order of 0.9. This implies that 10% of the total work of deformation goes into material as defects [14]. The particle/substrate interaction was implemented using surface-to-surface contact (explicit) formulation available in Abaqus software.

3 Experimental procedure

Copper is a nonferrous metal, which has a superior energy absorption coefficient, photoelectric conversion efficiency of absorption, electric and thermal conductivities. These properties make it a good candidate material in energy applications; it has also, an excellent cold sprayability that is why, it has been widely studied experimentally. In this study, the elastic modulus of the coating was experimentally determined using nano-indentation tensile test and three-point bending test. In addition, the elastic modulus was calculated using analytical method.

Instrumented nano-indentation measurements were also performed on the coating cross-sections of the three examined samples in order to obtain experimental load-displacement curves of the Cu coating. These measurements were performed using nano-indenter with a Birkovich tip of CSM equipment, which resolutions were 0.04 μN in force and 0.04 nm in displacement. The experiment involved a controlled displacement with an indentation velocity of 0.04 $\mu\text{m/s}$. When the maximum available



Fig. 1. Three point bending test set-up.

128 depth was reached, the indenter was held for 10 s, and then
 129 moved back with the same velocity. A Birkovich indenter
 130 with a maximum load of 300 mN was used. The maximum
 131 indentation depth from different tests was 2.497 μm .

132 Tensile specimens were made from cold sprayed Cu
 133 coating deposited on steel substrate. The coating was sep-
 134 arated from the substrate and machined to coincide with
 135 ASTM E8M-04 [15]. Due to limitations of coating thick-
 136 ness the samples were cut parallel to splat plane also
 137 known as the transverse direction. Tensile tests were per-
 138 formed using a screw driven testing machine (Zwick/Roell
 139 Z.100) at a strain rate of 10^{-4} s^{-1} until specimens frac-
 140 ture. Three-point bend tests (Fig. 1) were performed using
 141 a screw driven testing machine at a rate of 0.12 mm/min,
 142 separation of the coating was not required. The subized
 143 bend samples were cut to 20 mm \times 85 mm \times 5 mm.
 144 The bending tests were performed using five specimens at
 145 room temperature in accordance to ASTM E290-09 stan-
 146 dard [15]. The bending stiffness (S_b) and tensile stiffness
 147 (S_t) are defined by the equations (3) and (4) from which
 148 the modulus of the coating can be calculated [16,17].

$$149 \quad S_b = \frac{1}{3} [E_c^* h_c^* + E_s^* (h_t^3 - h_c^3)] - S_t \delta^2, \quad (3)$$

$$151 \quad S_t = E_c^* h_c + E_s^* h_s, \quad (4)$$

152 where

$$153 \quad \delta = \frac{1}{2S_t} [E_c^* h_c^2 + E_s^* (h_t^2 - h_c^2)], \quad (5)$$

154 and

$$155 \quad E_s^* = \frac{E_s}{1 - \nu_s^2}; \quad E_c^* = \frac{E_c}{1 - \nu_c^2}. \quad (6)$$

156 The subscripts c, s and t denote the coating, substrate,
 157 and total, respectively. The thickness of the coating and
 158 the substrate are denoted by h .

159 In the case of the three-point bend test of a single uni-
 160 form material, the bending stiffness (S_b) can be calculated
 161 as follow:

$$162 \quad S_b = PL^3/48W, \quad (7)$$

163 where L is the span between pins as shown in Figure 1.
 164 Therefore, by solving equations (3) through (7), the elastic
 165 modulus of the coating E_c can be calculated.

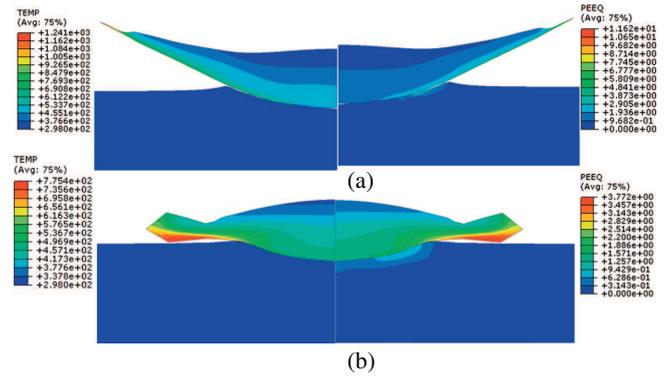


Fig. 2. Simulated contours of PEEQ and temperature using the Lagrangian (a) and ALE (b) methods.

4 Results of numerical modelling

4.1 Deformation behavior of sprayed particles

166 Figure 2 shows the contours of effective plastic strain
 167 (PEEQ) after a single copper particle impact on the
 168 already deposited copper coating on steel substrate.
 169 Calculations were performed using the Lagrangian and
 170 arbitrary Lagrangian-Eulerian (ALE) method at the
 171 velocity of 650 m/s.
 172
 173

174 The calculations using these two methods presented
 175 in Figure 2, show different shapes of the deformed par-
 176 ticles and substrate. Lagrangian method allows observa-
 177 tion of temperature localization at the interface. A maximum
 178 PEEQ at the interface is obtained using the Lagrangian
 179 method.

4.2 Effect of impact velocity

180 Figure 3 shows the time evolution of the equivalent plas-
 181 tic strain on the surface of a copper particle for different
 182 values of impact velocity. The particle impact velocities
 183 used in the calculations are 300, 500, 700 and 900 m/s.
 184

185 Figure 3a, shows a rapid increase of the plastic strain
 186 with an average rate up to $2.4 \times 10^9 \text{ s}^{-1}$, before reaching its
 187 final value of about 3, 5, 10 corresponding to the velocity
 188 values of 300, 500 and 700 m/s respectively. Whereas the
 189 plastic strain determined with impact velocities of 900 m/s
 190 shows a decrease in the equivalent plastic strain. This
 191 behavior is attributed to the presence of high strain gra-
 192 dients in the interface particle/substrate. In the case of
 193 ALE model, Figure 3b shows a decrease in the equiva-
 194 lent plastic strain with the time. This behavior could be
 195 explained by errors due to adaptive meshing algorithm in
 196 the remapping phase. It is well known that the Lagrangian
 197 description may be distorted, especially with the large
 198 deformation speeds reached in cold spray process. There-
 199 fore, the morphologies of the deformed particles become
 200 inaccurate and may not represent actual deformations.
 201 Figure 4a presents the contour of the Von-mises stress
 202 with the impact velocity of 1100 m/s. The program is
 203 terminated at 9 ns after impact. Figure 4b presents the

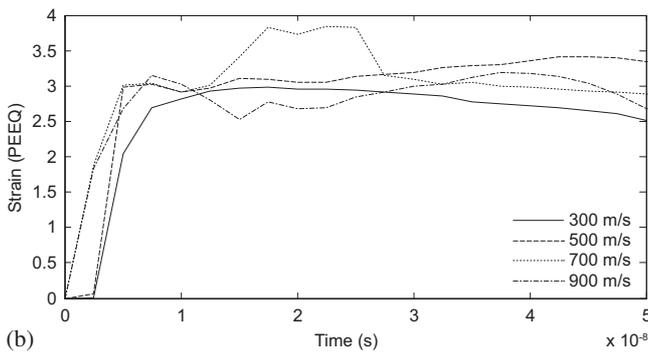
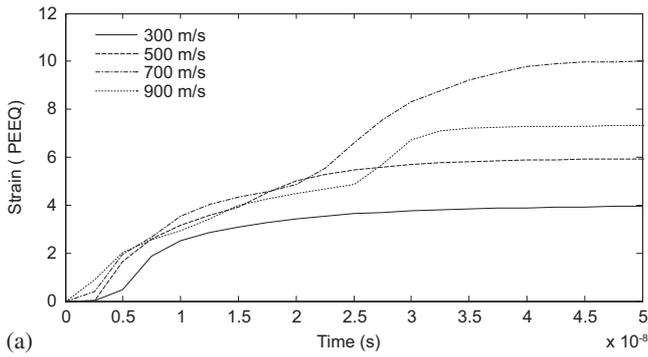


Fig. 3. Time evolution of effective plastic strain of copper particle under different particle velocities using Lagrangian (a) and ALE method (b).

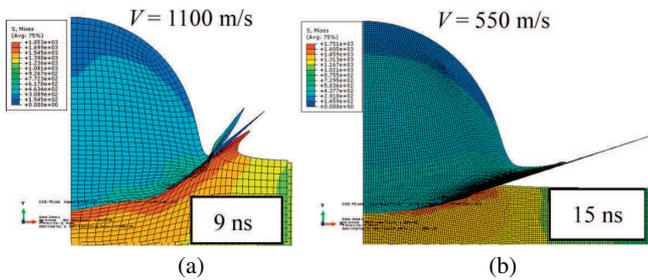


Fig. 4. Contours of Von-mises stress at the contact interface for the particle with the meshing size of 0.6 (a) and 0.1 μm (b) modeled by Lagrangian method.

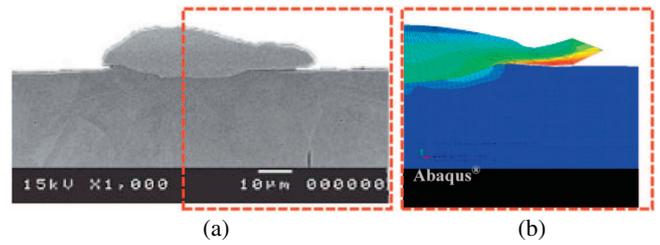


Fig. 5. Experimental [19] (a) and simulated morphologies of splats sprayed on SS substrate at 673 K.

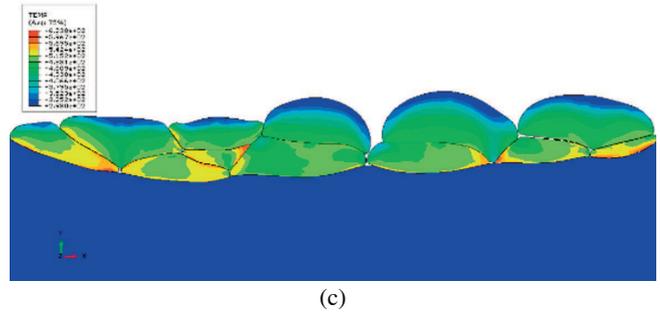
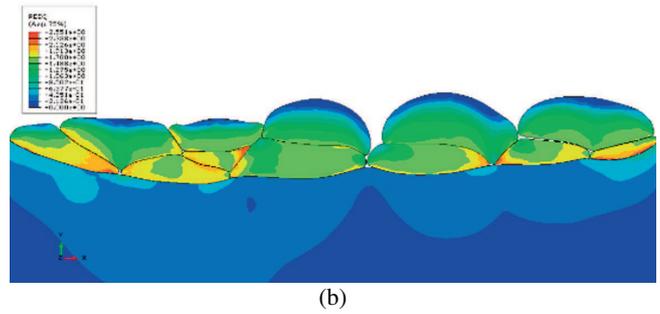
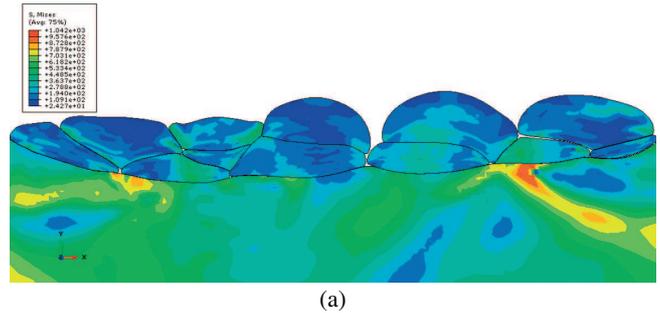


Fig. 6. Contours of the Von-mises stress (a), effective plastic strain (b) and temperature (c) of multi-particle impacting on the SS substrate at 250 ns modeled by ALE method.

204 contour of the Von-mises at the interfacial region of one
 205 particle with a meshing size of 0.1 μm using Lagrangian
 206 method. The distortion of the Lagrangian grid results in
 207 the abnormal termination of the program at 15 ns after
 208 impact.

209 Numerical analysis [18] obtained independently of the
 210 meshing size shows better deformation morphologies than
 211 that obtained by the Lagrangian approach. Figure 5 shows
 212 the impact of a particle with initial temperature of 673 K,
 213 and an impact velocity of 550 m/s, in this case a good
 214 consistency was obtained between the deformed particle
 215 morphology observed by SEM and calculated by ALE
 216 method.

4.3 Multi-particle impact process

217
 218 The simulation of multi-particles impact process is of great
 219 importance to better understand the bonding mechanism
 220 and the cold sprayed coating properties. ALE method is
 221 used to simulate the multi-particle impact process. The
 222 sprayed copper particles size used in these calculations
 223 are: 25, 35, 40, 45 and 50 μm , and impact velocity values
 224 ranging from 450 to 650 m/s. The particles and the sub-
 225 strate were kept at the same initial temperature (298 K).
 226 Figure 6 shows contours of Von-mises stress, effective

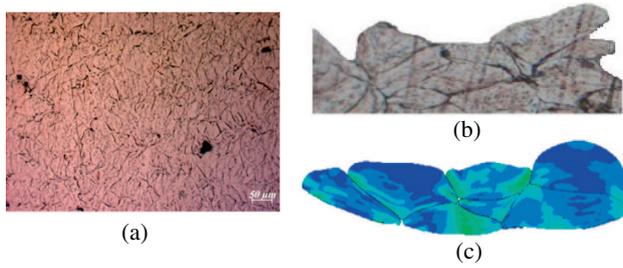


Fig. 7. SEM Micrograph of cold sprayed copper coating cross-section, (a) experimental, (b) calculated, (c) morphologies of particle deformed.

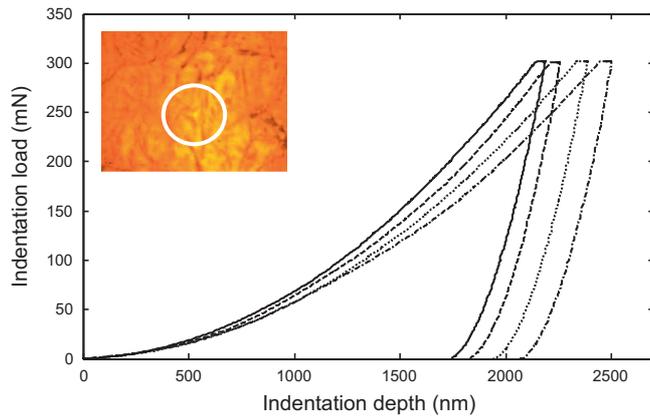


Fig. 8. Load-displacement curves of cold sprayed copper coating.

227 plastic strain and temperature of multi-particle impact-
228 ing on the substrate.

229 We can see in Figure 6b, packed particles with irreg-
230 ular shapes due to impact and deposition of the subse-
231 quent sprayed particles. The later deposited particles
232 are not well flattened or well deformed; they have the
233 same shape as that observed in the case of a single
234 particle. A high plastic strain is observed between the
235 first deposited particles and the substrate, and between
236 neighboring particles inside the coating. This situation
237 may indicate the bonding of the coating.

238 5 Experimental results

239 Figure 7 shows a cross-section of copper coating. The
240 deformed particles are well stacked on each other and
241 well bonded to the substrate, with a very low porosity
242 in the whole coating. The deformed particles have
243 elongated morphologies.

244 In this study, Hashin-Hasselman [19,20] equation was
245 used to calculate the elastic modulus. This is the most
246 commonly applied model estimating the material modu-
247 lus taking into account porosity. The elastic modulus
248 is obtained from SEM image, which is taken from
249 different positions along the polished cross-section of
the coating.

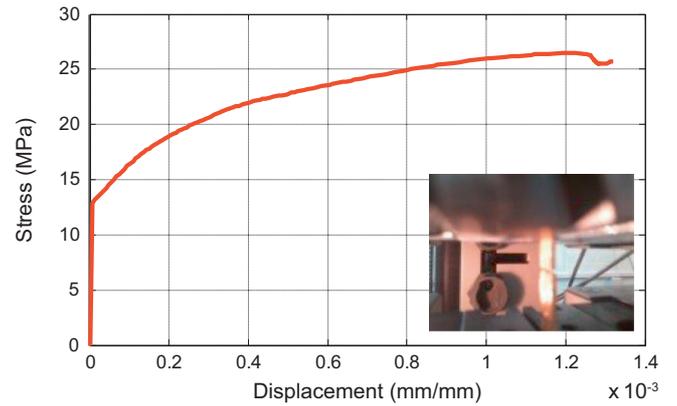


Fig. 9. A typical stress-strain curve obtained from copper coating tensile test. The inset is the fractured sample after tensile test.

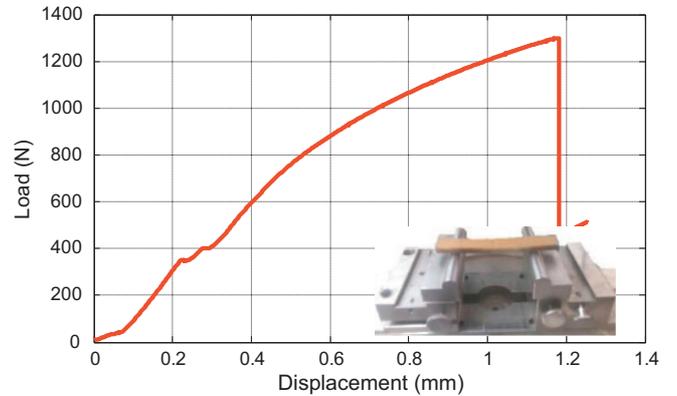


Fig. 10. Loading curve resulting from bending test, the inset is the fractured sample after bending test.

The Hashin-Hasselman equation is defined as follow: 250

$$E^* = E_0 \left[1 + \frac{A'p}{1 - (A' + 1)p} \right], \quad (8) \quad 251$$

252 where A' is a constant equal to -33.4 , p is the volume
253 fraction of all voids, cracks, and interfaces between splats.
254 By substituting the above values in Hashin-Hasselman
255 equation, the estimated elastic modulus of the coating
256 (E^*) was of the order of 92.72 GPa.

257 The depth-sensing indentation measurement was used
258 to determine the hardness and the Young's modulus.
259 Figure 8 shows the load-displacement curves of the copper
260 coating. The average modulus of elasticity of the coating
261 is about 114.10 ± 8.4 GPa and the average hardness was
262 3.06 ± 0.40 GPa.

263 The tensile test samples in transverse direction were
264 difficult to obtain due to sub-sized samples and the thin
265 brittle coating structure requiring special machining.
266 Transverse tensile specimens were achieved with much
267 difficulty, it was nearly impossible to fabricate specimens
268 in the longitudinal direction because the required coating
269 thickness to machine a cross section into a standard dog-
270 bone shape would have to be unreasonably thick. There-
271 fore, we did not conduct an experiment in longitudinal

direction of the tensile test characterization [21]. A typical stress-strain curve measured from the tensile test on cold sprayed copper coating is shown in Figure 9. The average elastic modulus is about 8.93 ± 0.40 GPa for three tensile test samples.

The three-point bend test was completed on the samples from which the elastic modulus of the coating is of the order of 40.61 ± 1.50 GPa. The bend test provides the modulus in the longitudinal direction. A standard loading (load-displacement) diagram is shown in Figure 10 for the three-point bend test.

6 Conclusion

Divers methods were used in this work to identify the elastic modulus of cold sprayed copper coating. The tensile test modulus was significantly lower than that obtained by indentation and three bend tests. This could be due to the small sample sizes and the presence of voids. The impact of copper particles in cold spraying method has been numerically investigated using both methods: Lagrangian and ALE. The numerical result show that the impact velocity has a significant effect on the particle deformation (particle morphologies). It has been shown that lagrangian method exhibits an excessive distortion of the elements in the case of simulation with high impact velocity and fine meshing size. Simulation of particle impact using ALE method is close to the experimental observation.

In a future work, the effect of surface roughness and 3D modeling will be necessary to take into account more real conditions of particle impact.

References

1. P.L. Fauchais, J.V. Heberlain, M.I. Boulos, *Thermal Spray Fundamentals: From Powder to Part* (Springer Science + Business Media, New York, 2014)
2. S.V. Klinkov, V.F. Kosarev, M. Rein, *Aerosp. Sci. Technol.* **9**, 582 (2005)
3. A. Papyrin, *Adv. Mater. Process.* **159**, 49 (2001)
4. T. Schmidt, F. Gartner, H. Assadi, H. Kreye, *Acta Mater.* **54**, 729 (2006)
5. W.-Y. Li, C.-J. Li, Y.-Y. Wang, G.-J. Yang, *Acta Metall. Sin.* **41**, 282 (2005)
6. T. Schmidt, F. Gartner, T. Stoltenhoff, H. Kreye, H. Assadi, in *Proceeding of International Thermal Spray Conference ITSC 2005, Basel, Switzerland*, edited by E.F. Lugscheider (DVS-Verlag, Düsseldorf, 2005), p. 232
7. T.H. Van Steenkiste, J.R. Smith, R.E. Teets, *Surf. Coat. Technol.* **154**, 237 (2002)
8. R.C. Dykhuizen, M.F. Smith, D.L. Gilmore, R.A. Neiser, X. Jiang, S. Sampath, *J. Therm. Spray Technol.* **8**, 559 (1999)
9. H. Assadi, F. Gartner, T. Stoltenhoff, H. Kreye, *Acta Mater.* **51**, 4379 (2003)
10. C.J. Li, W.Y. Li, H.L. Liao, J. Therm. Spray Technol. **15**, 212 (2006)
11. W.Y. Li, H.L. Liao, C.J. Li, H.-S. Bang, C. Coddet, *Appl. Surf. Sci.* **253**, 5084 (2007)
12. G.R. Johnson, W.H. Cook, *Eng. Fract. Mech.* **21**, 31 (1985)
13. A. Meyers, A. Marc, *Dynamic Behavior of Materials* (Wiley, New York, 1994)
14. ASTM International, *Annual Book of ASTM Standards*, vol. 03.01, 1997
15. ASTM, Standard test methods for bend testing of material for ductility, in *ASTM E290- 9. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2009*
16. J.H. You, T. Hoschen, S. Lindig, *J. Nucl. Mater.* **348**, 94 (2006)
17. J. Mencik (Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 1996)
18. S. Yin, G. Wang, B.P. Xu, W.Y. Li, *J. Therm. Spray Technol.* **19**, 1032 (2010)
19. Z. Hashin, *J. Appl. Mech.-T. ASME* **29**, 143 (1962)
20. D.P. Hasselman, *J. Am. Ceram. Soc.* **45**, 452 (1962)
21. C. Leither, J. Risan, M. Bashirzadeh, F. Azarmi, *Surf. Coat. Technol.* **235**, 611 (2013)

Résumé

Analyse par simulation numérique du comportement des structures élastiques et élastoplastiques sous différentes sollicitations mécaniques

Ce travail consiste à prédire numériquement le comportement mécanique des structures élastiques et élastoplastiques. Différents modèles par éléments finis ont été développés pour simuler le comportement des matériaux massifs et de revêtement sous différentes sollicitations mécaniques. L'étude de ces types de structures nous a permis d'établir la différence entre l'analyse classique et l'analyse inverse utilisée pour déterminer les propriétés mécaniques. En plus, les possibilités de définir les propriétés élastiques des structures complexes par la simulation numérique de la microstructure réelle a été présentée. Ces simulations permettent alors d'établir le lien entre les microstructures et les propriétés mécaniques. Concernant le comportement dynamique des matériaux, différentes méthodes de résolution du phénomène d'impact ont été appliquées. Ces simulations permettent de déterminer les aspects fondamentaux pour simuler l'impact dynamique.

Abstract

Numerical simulation analysis of the behavior of elastic and elastoplastic structures in different mechanical solicitation

This work consists of numerical predict the mechanical behavior of elastic and elastic-plastic structures. Different finite element models have been developed to simulate the behavior of bulk materials and coatings in various mechanical solicitations. The study of these structure types allows us to have the difference between the classical analysis and inverse analysis used to determine the mechanical properties. Furthermore, the possibilities to define the elastic properties of complex structures by numerical simulation of the real microstructure are presented. These simulations can be used to establish the link between microstructure and mechanical properties. For the dynamical behavior, different methods of impact phenomenon resolution have been also applied. These simulations are used to determine the fundamental aspects to simulate the dynamic impact.

ملخص

محاكاة سلوك المواد المرنة وغير مرنة تحت تأثير مختلف الإجهادات الميكانيكية

يهدف هذا العمل إلى التنبؤ لسلوك الميكانيكي للهياكل المرنة وغير مرنة تحت تأثير مختلف الإجهادات الميكانيكية. ولهذا الغرض وضعت نماذج مختلفة للعناصر المنتهية لمحاكاة سلوك التركيبات البسيطة والمغلقة تحت تأثير مختلف الإجهادات الميكانيكية. تحليل هذه الأنواع من الهياكل يسمح لنا باستنتاج الفرق بين التحليل الكلاسيكي والتحليل العكسي المستخدمة لتحديد الخصائص الميكانيكية. لتحديد الخصائص الميكانيكية لهياكل معقدة عن طريق المحاكاة تم إقتراح طريقة عمل تعتمد على التوافق بين الإختبار التجريبي، العناصر المنتهية، البرنامج الرقمي والتحليل العكسي. كما تم في هذا العمل دراسة سلوك المادة وتحديد معامل المرونة عن طريق المحاكاة التي تعتمد على الصورة المجهرية للمادة، وعليه يمكن القول من أن تطبيق هذه الطريقة يسمح لنا بالربط بين الصورة الحقيقية للمادة والخصائص الميكانيكية. فيما يخص سلوك المادة تحت التأثير الديناميكي فقد تم تطبيق عدة دراسات باستخدام المحاكاة، وتهدف هذه الدراسات إلى تحديد الجوانب الأساسية لتحليل ظاهرة الصدم