THÈSE

En vue de l'obtention du

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par :
Institut National Polytechnique de Toulouse (INP Toulouse)
Discipline ou spécialité :
Génie Mécanique, Mécanique des Matériaux

Présentée et soutenue par : *Sabeur MSOLLI*

Le *10 Novembre 2011*

TITRE

Modélisation thermomécanique de l'assemblage d'un composant diamant pour l'électronique de puissance haute température

---

JURY

M. Moussa NAÏT ABDELAZIZ	*Professeur des Universités, Polytech'Lille*	*Rapporteur*
M. Eric LACOSTE	*Professeur des Universités, IUT Bordeaux 1*	*Rapporteur*
M. Zoubir KHATIR	*Directeur de Recherche à l'INRETS*	*Président*
M. Moussa KARAMA	*Professeur des Universités, ENIT*	*Directeur de thèse*
M. Olivier DALVERNY	*Maître de Conférences, ENIT*	*Co-directeur de thèse*
M. Joël ALEXIS	*Maître de Conférences, ENIT*	*Co-Encadrant*

École doctorale : *Mécanique, Énergétique, Génie civil et Procédés (MEGeP)*
Unité de recherche : *Laboratoire Génie de Production - École Nationale d'Ingénieurs de Tarbes*
Directeur de thèse : *M. Moussa KARAMA*

Remerciements

Ce travail de thèse a été réalisé au sein du Laboratoire Génie de Production de Tarbes, équipes IMF et M2SP.

Je tiens à remercier les membres de mon Jury de thèse : le président, M. Zoubir KHATIR pour sa disponibilité et sa gentillesse, M. Moussa NAIT ABDELAZIZ et M. Eric LACOSTE pour avoir rapporté sur mon manuscrit dans un délai record. Leurs questions pertinentes, leurs interrogations et remarques bénéfiques reflètent leur intérêt pour ce sujet.

Je remercie M. Daniel NOYES, directeur de Laboratoire Génie de Production pour m'avoir accueilli au sein du laboratoire.

Merci à mon directeur de thèse M. Moussa KARAMA pour sa disponibilité et sa confiance lors de cette thèse.

Une pensée toute particulière à Mes encadrants de thèse M. Olivier DALVERNY et M. Joël ALEXIS. La simulation numérique par éléments finis a pris une place non négligeable dans mon travail de thèse et c'est grâce à sa patience et sa pédagogie que M. DALVERNY m'a pu apporter une grosse progression. Je n'aurais jamais imaginé que j'arriverais à finaliser ma partie pratique sans l'expérience et le « pulse » de M. ALEXIS qui a contribué de façon incontournable dans une partie considérable de ce travail. Mes encadrants m'ont permis de façonner librement mon étude. Leur recul et leur analyse ont donné du poids à mon travail.

Une pensée à tous les gens qui m'ont apporté soutien et aide pendant cette thèse particulièrement Mme Nathalie AUBAZAC, M. Jean Deny BEGUIN et M. Jean Marie CECCON.

Je tiens à remercier M. Jacques DEBARD pour son aide précieuse à la réalisation des traitements de surface et ses conseils très utiles dans ce travail de thèse.

Très reconnaissant pour M. Philippe LASSERRE pour son coup de main dans l'exploitation des moyens technologiques dans PEARL à ALSTOM.

Sans oublier M. Henri SCHNEIDER, directeur de recherche au CNRS-LAAS pour son apport sur les dépôts diamant.

Merci à ma femme « Wiza » pour sa fameuse expression « au boulot » et son incontournable « quand est-ce que tu vas bosser ? ».

Mes derniers remerciements vont à mes parents. C'est grâce à eux que je suis arrivé à ce stade et que je suis devenu l'Homme, l'ingénieur et le chercheur. Je présente toute ma reconnaissance à eux.

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE 13

CHAPITRE 1. ÉTAT DE L'ART SUR LES PACKAGINGS D'ELECTRONIQUE DE PUISSANCE HAUTE TEMPERATURE 17

1 CONTRAINTES LIEES AU PACKAGING HAUTE TEMPERATURE 18

1.1 COMPOSITION D'UN PACKAGING ELEMENTAIRE 18
1.2 LES CONTRAINTES TECHNOLOGIQUES DANS LES ASSEMBLAGES 19
1.2.1 Différence de dilatation thermique entre les matériaux 19
1.2.1.1 Différence des CTE au niveau des jonctions brasées 19
1.2.1.2 Différence des CTE au niveau des fils de connexion 20
1.2.2 Propriétés thermomécaniques faibles des matériaux du packaging 21
1.2.3 Diffusion et contamination des matériaux d'assemblage 21
1.2.4 Contraintes liées à l'architecture de l'assemblage et aux conditions environnantes 23
1.3 CRITERES DE CHOIX POUR LES MATERIAUX DU PACKAGING 23

2 SOLUTIONS ADAPTEES POUR LE PACKAGING HAUTE TEMPERATURE 24

2.1 SUBSTRAT CERAMIQUE 24
2.2 ASSEMBLAGE DES ELEMENTS 26
2.2.1 Emploi d'alliages de brasure à température de fusion élevée 27
2.2.2 Utilisation d'autres techniques d'assemblage alternatives 27
2.2.2.1 Frittage avec résine ou nanoparticules d'argent ou technique « LTJT » 27
2.2.2.2 Procédure de brasage-diffusion ou TLPS 29
2.2.2.2.1 Diffusion en phase solide dans l'or 29
2.2.2.2.2 Diffusion en phase solide dans l'argent 29
2.3 CONNEXION ELECTRIQUE PAR CABLAGE FILAIRE 30
2.3.1 Les fils de connexion en or 30
2.3.2 Les fils de connexion en platine 30
2.3.3 Les fils de connexion en Aluminium 30
2.4 ARCHITECTURE DU PACKAGING 31
2.5 METALLISATIONS 32
2.5.1 Céramique 32
2.5.2 Métallisation de finition 33
2.5.3 Revêtements sur DBC 33
2.6 SEMELLE 34
2.7 RADIATEUR 34

3 CHOIX TECHNOLOGIQUES POUR LE PACKAGING HAUTE TEMPERATURE 37

3.1 CHOIX DE L'ARCHITECTURE 37
3.2 CHOIX DES MATERIAUX 38
3.2.1 Choix des alliages de brasure 38
3.2.2 Choix des métallisations 39

CONCLUSION DU CHAPITRE 1 40

CHAPITRE 2. CARACTERISATION EXPERIMENTALE DES MATERIAUX DU PACKAGING 43

1 ÉTUDE DES DEPOTS 44

1.1 ETUDE DES METALLISATIONS DE FINITION SUR SUBSTRAT DIAMANT 44
1.1.1 Dépôts monocouches 45
1.1.1.1 Elaboration des dépôts 45
1.1.1.2 Morphologie des dépôts 45

1.1.1.3 Adhérence des dépôts ... 46
1.1.2 Dépôts multicouches ... 51
1.1.2.1 Procédure expérimentale ... 51
1.1.2.1.1 Elaboration des dépôts ... 51
1.1.2.1.2 Caractérisation mécanique ... 52
1.1.2.1.3 Caractérisation de l'adhérence ... 53
1.1.2.2 Etude de la métallisation Si/Al ... 54
1.1.2.2.1 Morphologie des dépôts *Si/Al* ... 54
1.1.2.2.2 Composition chimique des dépôts *Si/Al* ... 54
1.1.2.2.3 Propriétés mécaniques des dépôts *Si/Al* ... 55
1.1.2.2.4 Adhérence des dépôts *Si/Al* ... 58
1.1.2.2.5 Synthèse de l'étude des dépôts *Si/Al* ... 61
1.1.2.3 Etude de la métallisation Ti/Pt/Au ... 61
1.1.2.3.1 Morphologie du multicouches *Ti/Pt/Au* ... 61
1.1.2.3.2 Analyses chimiques des dépôts *Ti/Pt/Au* ... 62
1.1.2.3.3 Propriétés mécaniques du multicouches *Ti/Pt/Au* ... 62
1.1.2.3.4 Adhérence du multicouches *Ti/Pt/Au* ... 66
1.1.2.3.5 Synthèse de l'étude des dépôts *Ti/Pt/Au* ... 68
1.1.2.4 Etude de la métallisation Ti/Cr/Au ... 68
1.1.2.4.1 Morphologie des dépôts *Ti/Cr/Au* ... 68
1.1.2.4.2 Propriétés mécaniques du multicouches *Ti/Cr/Au* ... 69
1.1.2.4.3 Adhérence des dépôts *Ti/Cr/Au* ... 71
1.1.2.4.4 Synthèse de l'étude des dépôts *Ti/Cr/Au* ... 72
1.2 ETUDE DES REVETEMENTS SUR SUBSTRAT CUIVRE ... 74
1.2.1 Procédure expérimentale ... 74
1.2.1.1 Réalisation des dépôts ... 74
1.2.1.2 Essais de microtraction sous MEB ... 75
1.2.2 Résultats d'essais ... 76
1.2.2.1 Dépôts électrochimiques Ni/Au sur cuivre ... 76
1.2.2.2 Dépôts électrochimiques Ni/Cr sur cuivre ... 78
1.2.2.3 Dépôts électrochimiques Ni/Cr/Au sur cuivre ... 80
1.2.2.4 Calcul de la contrainte interfaciale pour chaque revêtement ... 81
1.3 CONCLUSION ... 82

2 ETUDE DES ALLIAGES DE BRASURE ... 84

2.1 PROPRIETES MECANIQUES ... 85
2.1.1 Essais de nano-indentation ... 85
2.1.2 Essais de nano-indentation sur l'alliage AuGe ... 86
2.1.2.1 Essais de nano-indentation à charge monotone ... 86
2.1.2.2 Essais de nano-indentation à charge cyclique ... 86
2.1.3 Essais de nano-indentation sur l'alliage AlSi ... 87
2.1.3.1 Essais de nano-indentation à charge monotone ... 87
2.1.3.2 Essais de nano-indentation cycliques ... 88
2.1.4 Conclusion ... 89
2.2 MISE EN ŒUVRE DES ALLIAGES ... 89
2.2.1 Procédure expérimentale ... 90
2.2.2 Refusion de l'alliage AuGe ... 90
2.2.3 Refusion de l'alliage AlSi ... 92
2.2.4 Elaboration de la jonction AgIn ... 93

3 ETUDE D'ASSEMBLAGES BRASES ... 94

3.1 PROCEDURE EXPERIMENTALE ... 94
3.2 ETUDE DES JONCTIONS AUGE ... 95
3.2.1 Brasage sur Cuivre revêtu Ni/Au ... 95
3.2.2 Brasage sur substrat cuivre ... 96
3.3 ETUDE DES JONCTIONS ALSI ... 99

3.4 ETUDE DES JONCTIONS AGIN 100
3.5 CONCLUSION 102

CONCLUSION DU CHAPITRE 2 103

CHAPITRE 3. DEVELOPPEMENT D'UN MODELE DE COMPORTEMENT POUR LES JONCTIONS BRASEES 105

NOTATIONS 106

1 COMPORTEMENT DES BRASURES SOUS DES CHARGEMENTS THERMOMECANIQUES 107

1.1 ÉCROUISSAGE VISCOPLASTIQUE 108
1.2 FLUAGE/RELAXATION 109
1.3 CHARGEMENTS CYCLIQUES 110
1.4 ENDOMMAGEMENT 112

2 MODELISATION DES JONCTIONS BRASEES 113

2.1 FORMULATION GENERALE DES MODELES DE COMPORTEMENTS VISCOPLASTIQUES UNIFIES 113
2.1.1 Équation d'écoulement inélastique 113
2.1.2 Approche des variables internes 114
2.1.2.1 Contrainte de traînage ou « drag stress » 114
2.1.2.2 Contrainte de retour ou « back stress » 114
2.2 COUPLAGE DU MODELE VISCOPLASTIQUE A UN MODELE D'ENDOMMAGEMENT 115
2.2.1 Présentation du modèle viscoplastique unifié 115
2.2.1.1 Formulation thermodynamique du modèle 116
2.2.1.2 Formulation des équations constitutives 117
2.2.2 Couplage du modèle viscoplastique à un modèle d'endommagement ductile 119
2.2.3 Intégration du modèle de comportement 121
2.2.3.1 Principe d'intégration 121
2.2.3.2 Calcul du tenseur tangent 124
2.2.4 Résultats d'implémentation 124
2.2.4.1 Validation de l'intégration du modèle de comportement 124
2.2.4.2 Convergence du modèle viscoplastique sous chargement thermique cyclique 126
2.2.4.3 Évolution du modèle d'endommagement 129

3 IDENTIFICATION DES PARAMETRES DU MODELE POUR LES DIFFERENTES JONCTIONS 130

3.1 DEMARCHE D'IDENTIFICATION DES PARAMETRES 131
3.1.1 Considérations issues de la bibliographie 131
3.1.2 Méthodologie adoptée 132
3.2 RESULTATS D'IDENTIFICATION DES PARAMETRES DU MODELE 135

CONCLUSION DU CHAPITRE 3 137

CHAPITRE 4. MODELISATION THERMOMECANIQUE DE L'ASSEMBLAGE D'UN COMPOSANT DIAMANT 139

1 SIMULATION 2D D'UN ASSEMBLAGE ELEMENTAIRE D'UN COMPOSANT DIAMANT 140

1.1 PRESENTATION DES DONNEES MODELE DE L'ASSEMBLAGE ELEMENTAIRE 140
1.2 ÉVALUATION DES NIVEAUX DE CONTRAINTE ET DE DEFORMATION DANS L'ASSEMBLAGE 142
1.2.1 État de l'assemblage à l'issu de la phase d'élaboration 142
1.2.1.1 Variation globale de la contrainte au sein des assemblages 142
1.2.1.2 Comportement des alliages de brasure 143
1.2.2 État de l'assemblage pendant et après Chargement thermique 143
1.2.2.1 Variation globale de la contrainte au sein des assemblages 143
1.2.2.2 Comportement des alliages de brasure 144
1.2.2.3 Comportement de la céramique 146

1.3 CONCLUSION 146
2 SIMULATION 3D D'UN VEHICULE TEST 147
2.1 ANALYSE DES ASSEMBLAGES SUITE A LA PHASE D'ELABORATION 150
2.1.1 Cas de l'assemblage A1 (insert et intercalaire cuivre Ŕ métallisation cuivre) 150
2.1.2 Cas d'un assemblage A2 (insert et intercalaire molybdène Ŕ métallisation cuivre) 152
2.1.3 Cas de l'assemblage A3 (insert et intercalaire molybdène Ŕ métallisation molybdène) 154
2.2 ANALYSE DU COMPORTEMENT DE L'ASSEMBLAGE AU CYCLAGE THERMIQUE 156
CONCLUSION DU CHAPITRE 4 160
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES 161

Liste des Figures

FIGURE 1 : COMPOSITION D'UN PACKAGING ELEMENTAIRE. 18
FIGURE 2 : DELAMINAGE DE SUBSTRAT DBC PAR RUPTURE DE LA COUCHE OXYDE-CUIVRE [CALATA ET AL., 2007]. 20
FIGURE 3 : DEGRADATION DES FILS DE CONNEXION, (A) DECOHESION DES FILS (B) FUSION DES FILS [CIAPPA, 2001, AMRO ET AL., 2005]. 20
FIGURE 4: DELAMINAGE DE SUBSTRAT DBC (A) PAR FISSURATION DE LA CERAMIQUE [DUPONT ET AL., 2006] (B) PAR FISSURATION DU SUBSTRAT PRES D'UN FIL DE CONNEXION EN OR. 21
FIGURE 5: COMPARAISONS DES PROPRIETES THERMOMECANIQUES DES MATERIAUX CONSTITUTIFS DES SUBSTRATS [SCHNEIDER ET AL., 2005]..... 25
FIGURE 6: PRESENCE DE RIDES OU « DIMPLES » AUX BORDS DE LA PLAQUE DE CUIVRE D'UN SUBSTRAT METALLISE [DUPONT ET AL., 2006]. 26
FIGURE 7: ZONES D'APPLICATION DU FRITTAGE DANS LE MODULE DE PUISSANCE [AMRO ET AL., 2005]. 28
FIGURE 8 : SCHEMA SIMPLIFIE DU PROCEDE TLPS. 29
FIGURE 9 : CONNEXION ENTRE SEMI-CONDUCTEUR ET SUBSTRAT PAR DES INSERTS CYLINDRIQUES EN CUIVRE, (A) DISPOSITION SOUS FORME DE « BUMPS », (B) DISPOSITION SOUS FORME DE CUC. 32
FIGURE 10 : ARCHITECTURE DU PACKAGING ELEMENTAIRE. 37
FIGURE 11 : PRESENTATION DES SOLUTIONS POUR L'ASSEMBLAGE DES COMPOSANTS. 39
FIGURE 12 : DIAMANT REVETU DE QUATRE TYPES DE DEPOTS : CR, W, AL, NI. 45
FIGURE 13 : MORPHOLOGIES DES REVETEMENTS, (A) D'ALUMINIUM, (B) DE CHROME, (C) DE NICKEL, (D) DE TUNGSTENE ET (E) DE TITANE. 46
FIGURE 14 : PROCEDURE D'UN ESSAI DE NANORAYAGE, (A) PRINCIPE DE L'ESSAI, (B) PROFIL DE LA FORCE NORMALE. 47
FIGURE 15 : ESSAI DE NANORAYAGE REALISE SUR LE REVETEMENT ALUMINIUM, (A) OBSERVATION MEB DE L'EXTREMITE DE LA RAYURE, (B) CARTOGRAPHIE EDX, (C) PROFIL DE LA PROFONDEUR DE PENETRATION, (D) COMPOSITION CHIMIQUE EN FOND DE RAYURE. 48
FIGURE 16 : ESSAI DE NANORAYAGE REALISE SUR LE REVETEMENT TUNGSTENE, (A) OBSERVATION MEB DE L'EXTREMITE DE LA RAYURE, (B) CARTOGRAPHIE EDX, (C) PROFIL DE LA PROFONDEUR DE PENETRATION, (D) COMPOSITION CHIMIQUE EN FOND DE RAYURE. 48
FIGURE 17 : ESSAI DE NANORAYAGE REALISE SUR LE REVETEMENT CHROME, (A) OBSERVATION MEB DE L'EXTREMITE DE LA RAYURE, (B) CARTOGRAPHIE EDX, (C) PROFIL DE LA PROFONDEUR DE PENETRATION, (D) COMPOSITION CHIMIQUE EN FOND DE RAYURE. 49
FIGURE 18 : ESSAI DE NANORAYAGE REALISE SUR LE REVETEMENT TITANE, (A) OBSERVATION AU MICROSCOPE ELECTRONIQUE A BALAYAGE DE L'EXTREMITE DE LA RAYURE, (B) PROFIL DE LA PROFONDEUR DE PENETRATION. 50
FIGURE 19 : ESSAI DE NANORAYAGE REALISE SUR LE REVETEMENT NICKEL, (A) OBSERVATION MEB DE L'EXTREMITE DE LA RAYURE, (B) CARTOGRAPHIE EDX, (C) PROFIL DE LA PROFONDEUR DE PENETRATION, (D) COMPOSITION CHIMIQUE EN FOND DE RAYURE. 50
FIGURE 20 : COURBE CHARGEMENT-DECHARGEMENT ET PROFIL DE L'EMPREINTE. 52
FIGURE 21 : MICROGRAPHIES DE LA SURFACE DES DEPOTS SI/AL OBTENUES PAR MICROSCOPIE ELECTRONIQUE A BALAYAGE. 54
FIGURE 22 : COMPOSITION GLOBALE AU CENTRE DE LA SURFACE CORRESPONDANT A LA REGION 3 DE LA MICROGRAPHIE DE LA FIGURE 21 ; COMPOSITION D'UN AMAS CORRESPONDANT A LA ZONE 4 DE LA MICROGRAPHIE DE LA FIGURE 21. 55
FIGURE 23 : CARTOGRAPHIE EDX DE LA ZONE DE DECOHESION. 55
FIGURE 24 : COURBES CHARGEMENT-DECHARGEMENT EN FONCTION DE LA PROFONDEUR DE PENETRATION. 56
FIGURE 25 : VALEURS MOYENNES DES PROPRIETES MECANIQUES DE DURETE ET DE RIGIDITE EN FONCTION DE LA PROFONDEUR D'INDENTATION. 56
FIGURE 26 : EMPREINTE REALISEE SUR LES DEPOTS SI/AL, (A) MORPHOLOGIE, (B) CARTOGRAPHIE EDX. 57
FIGURE 27 : ANALYSE CHIMIQUE PAR PROFILOMETRIE EDX DE L'EMPREINTE REALISEE SUR LES DEPOTS SI/AL. 57
FIGURE 28 : COURBES CHARGEMENT-DECHARGEMENT EN FONCTION DE LA PROFONDEUR DE PENETRATION. 58
FIGURE 29 : VALEURS MOYENNES DES PROPRIETES MECANIQUES DE DURETE ET DE RIGIDITE EN FONCTION DE LA PROFONDEUR D'INDENTATION. 58

FIGURE 30 : EVOLUTION DE LA PROFONDEUR DE PENETRATION EN FONCTION DE LA DISTANCE DE RAYAGE POUR LES DEPOTS SI/AL. 59
FIGURE 31 : VARIATION DU COEFFICIENT DE FROTTEMENT EN FONCTION DE LA DISTANCE DE RAYAGE. 59
FIGURE 32 : MICROGRAPHIE DES RAYURES REALISEES SUR LA METALLISATION SI/AL, (A) MORPHOLOGIE DES RAYURES ENTIERES, (B) EXTREMITE DE LA RAYURE OBSERVEE EN MODE ELECTRONS SECONDAIRES, (C) EXTREMITE DE LA RAYURE OBSERVEE EN MODE ELECTRONS RETRODIFFUSES. 60
FIGURE 33 : MICROGRAPHIES OBTENUES PAR MICROSCOPIE ELECTRONIQUE A BALAYAGE DE LA SURFACE DU MULTICOUCHES TI/PT/AU. 61
FIGURE 34 : ANALYSES EDX DU MULTICOUCHES TI/PT/AU. 62
FIGURE 35 : COURBES CHARGEMENT-DECHARGEMENT TYPIQUES DE L'ECHANTILLON METALLISE TI/PT/AU. 63
FIGURE 36 : VALEURS MOYENNES DES PROPRIETES MECANIQUES DE DURETE ET DE RIGIDITE EN FONCTION DE LA PROFONDEUR D'INDENTATION. 63
FIGURE 37 : OBSERVATIONS MEB DE L'EMPREINTE (A) EN MODE ELECTRONS SECONDAIRES, (B) EN MODE ELECTRONS RETRODIFFUSES REALISEES SUR LES DEPOTS TI/PT/AU. 64
FIGURE 38 : OBSERVATIONS MEB DES EMPREINTES ET CARTOGRAPHIE EDX ASSOCIEE REALISEES SUR LES DEPOTS TI/PT/AU. 64
FIGURE 39 : PROFIL DE COMPOSITION CHIMIQUE DE L'EMPREINTE DANS LE DEPOT TI/PT/AU. 65
FIGURE 40 : COURBES CHARGEMENT-DECHARGEMENT EN FONCTION DE LA PROFONDEUR D'INDENTATION. 65
FIGURE 41 : VALEURS MOYENNES DES PROPRIETES MECANIQUES DE DURETE ET DE RIGIDITE EN FONCTION DE LA PROFONDEUR D'INDENTATION. 66
FIGURE 42 : EVOLUTION DE LA PROFONDEUR DE PENETRATION EN FONCTION DE LA DISTANCE DE RAYAGE POUR LE DEPOT TI/PT/AU. 66
FIGURE 43 : VARIATION DU COEFFICIENT DE FROTTEMENT EN FONCTION DE LA DISTANCE DE RAYAGE POUR LE DEPOT TI/PT/AU. 67
FIGURE 44 : MORPHOLOGIE DE LA RAYURE SUR DEPOT TI/PT/AU, (A) MICROGRAPHIE DE LA RAYURE ENTIERE, (B) EXTREMITE DE LA RAYURE OBSERVEE EN MODE ELECTRONS SECONDAIRES, (B) EXTREMITE DE LA RAYURE OBSERVEE EN MODE ELECTRONS RETRODIFFUSES. 67
FIGURE 45 : OBSERVATIONS MEB DE LA MORPHOLOGIE DU DEPOT TI/CR/AU, (A) EN MODE ELECTRONS SECONDAIRES, (B) EN MODE ELECTRONS RETRODIFFUSES. 68
FIGURE 46 : ANALYSE CHIMIQUE DE LA SURFACE DU DEPOT TI/CR/AU. 68
FIGURE 47 : COURBES CHARGEMENT-DECHARGEMENT EN FONCTION DE LA PROFONDEUR D'INDENTATION POUR LE DEPOT TI/CR/AU. 69
FIGURE 48 : VALEURS MOYENNES DES PROPRIETES MECANIQUES DE DURETE ET DE RIGIDITE EN FONCTION DE LA PROFONDEUR D'INDENTATION POUR LE DEPOT TI/CR/AU. 69
FIGURE 49 : OBSERVATIONS AU MEB DE L'EMPREINTE REALISEE SUR LE DEPOT TI/CR/AU, (A) EN MODE ELECTRONS SECONDAIRES, (B) EN MODE ELECTRONS RETRODIFFUSES. 70
FIGURE 50 : CARTOGRAPHIE EDX DE L'EMPREINTE REALISEE SUR DEPOT TI/CR/AU. 70
FIGURE 51 : VALEURS MOYENNES DES PROPRIETES MECANIQUES DE DURETE ET DE RIGIDITE EN FONCTION DE LA PROFONDEUR D'INDENTATION POUR LE DEPOT TI/CR/AU MESUREES A FAIBLE CHARGE. 71
FIGURE 52 : VALEURS MOYENNES DES PROPRIETES MECANIQUES DE DURETE ET DE RIGIDITE EN FONCTION DE LA PROFONDEUR D'INDENTATION POUR LE DEPOT TI/CR MESUREES A FAIBLE CHARGE. 71
FIGURE 53 : EVOLUTION DE LA PROFONDEUR DE PENETRATION EN FONCTION DE LA DISTANCE DE RAYAGE POUR LE DEPOT TI/CR/AU. 72
FIGURE 54 : MORPHOLOGIE DE LA RAYURE SUR DEPOT TI/CR/AU A PLUSIEURS GRANDISSEMENTS, (A) MICROGRAPHIE DE LA RAYURE ENTIERE, (B) EXTREMITE DE LA RAYURE OBSERVEE EN MODE ELECTRONS SECONDAIRES, (C) CARTOGRAPHIE EDX DE LA TERMINAISON DE LA RAYURE. 72
FIGURE 55 : EPROUVETTE DE MICROTRACTION POUR LE TEST D'ADHERENCE DES REVETEMENTS SUR SUBSTRAT DBC, (A) GEOMETRIE, (B) EPROUVETTE REVETUE DES DEPOTS NI/AU. 75
FIGURE 56: BANC D'ESSAI DE MICRO-TRACTION. 76
FIGURE 57 : MORPHOLOGIE DES DEPOTS NI/AU. 76
FIGURE 58 : FISSURATION DU REVETEMENT NI/AU AU COURS DE L'ESSAI DE MICROTRACTION. 77
FIGURE 59 : OBSERVATIONS PAR MICROSCOPIE ELECTRONIQUE A BALAYAGE APRES ESSAI DE TRACTION DE L'EPROUVETTE DE CUIVRE REVETUE DES DEPOTS NI/AU. 77

Figure 60 : (a, b, c) Cartographies EDX de la zone de rupture, (d) schematisation de la decohesion des depots Ni/Au. 78
Figure 61 : Micrographies en section des revetements NiCr. 79
Figure 62 : Fissuration du revetement Ni/Cr au cours de l'essai de microtraction. 79
Figure 63 : Fissuration dans le depot, (a) amorçage de fissure dans le chrome, (b) fissuration totale du depot, (c) delaminage du depot. 80
Figure 64 : Cartographie EDX de la fissuration du depot Ni/Cr/Au au voisinage du facies de rupture. 80
Figure 65 : Schematisation de la decohesion des depots Ni/Cr/Au. 80
Figure 66 : Cartographie EDX de la region endommagee du depot Ni/Cr/Au loin de la zone de rupture. 81
Figure 67 : Fissuration du revetement Ni/Cr/Au au cours de l'essai de microtraction. 81
Figure 68 : Évolution de la densite de fissures en fonction de la deformation pour les trois revetements lors de l'essai de microtraction. 82
Figure 69 : Microstructure des alliages (a, b) AlSi et (c, d) AuGe. 84
Figure 70 : Deux cycles de Chargement lors des essais de nano-indentation cyclique a charge imposee. 85
Figure 71: Evolution des proprietes mecaniques moyennes de l'alliage AuGe en fonction de la profondeur indentee. 86
Figure 72: Courbes chargement-dechargement de l'alliage AuGe en fonction de la profondeur indentee. 86
Figure 73: Comportement de l'AuGe lors des essais de nano-indentation cyclique, (a) courbes chargement-dechargement, (b) Évolution de la profondeur indentee au cours du temps. 87
Figure 74: Evolution des proprietes mecaniques moyennes de l'alliage AlSi en fonction de la profondeur d'indentation. 88
Figure 75: Courbes chargement-dechargement de l'alliage AlSi en fonction de la profondeur indentee. 88
Figure 76: Comportement de l'alliage AlSi lors des essais de nano-indentation cyclique, (a) courbes chargement-dechargement, (b) Évolution de la profondeur indentee au cours du temps. 89
Figure 77 : Diagramme de phase de l'alliage AuGe [Chevalier, 1989]. 90
Figure 78 : Profil de refusion typique de l'alliage 88Au12Ge (Liau, 2006). 91
Figure 79 : Analyse calorimetrique de l'alliage 88Au12Ge realisee avec des rampes de chauffage de 10°C/min et 2°C/min. 91
Figure 80 : Profil de refusion final de l'alliage 88Au12Ge utilise pour le brasage des echantillons. 92
Figure 81 : Diagramme de phase de l'alliage AlSi. 92
Figure 82 : Profil de refusion mis en place pour l'alliage 88Al12Si. 93
Figure 83 : Presentation des etapes de formation de la jonction constituee de la phase solide riche en Ag. 93
Figure 84 : Geometrie de l'eprouvette de caracterisation thermomecanique des jonctions. 94
Figure 85: Caracterisation thermomecanique des alliages, (a) banc d'essai de traction, (b) eprouvettes de caracterisation des alliages, (c) montage de l'eprouvette. 95
Figure 86 : Resultats d'analyse de la jonction realisee par refusion de l'alliage AuGe sur un revetement Ni/Au, (a) micrographie de la jonction, (b) cartographie EDX montrant la composition chimique. 95
Figure 87 : Analyse du facies de rupture, (a) micrographie du facies, (b) cartographie EDX. 96
Figure 88 : Analyse du facies de rupture, (a) micrographie du facies, (b) cartographie EDX. 96
Figure 89: Liaison brasee avec l'alliage 88Au12Ge :(a) microstructure, (b) cartographie EDX de la brasure. 97
Figure 90 : Analyse des facies de rupture d'une eprouvette brasee avec l'alliage 88Au12Ge et cyclee a 300°C, (a) facies de rupture des deux demi-eprouvettes, (b) rupture ductile de l'alliage avec presence de pores. 97
Figure 91: Resultats des essais experimentaux sur l'alliage AuGe, a) essais d'ecrouissage pour differentes vitesses et temperatures de sollicitation, b) essais de fluage pour differentes charges et temperatures de sollicitation. 98
Figure 92: Resultats des essais experimentaux sur l'AuGe, (a,b) essais d'ecrouissage cyclique a 25°C et a 200°C, c) courbes Σ_{MAX}-N a 10^{-3} mm/s pour differentes temperatures de sollicitation. 98

FIGURE 93 : ANALYSE DU FACIES DE RUPTURE D'UNE EPROUVETTE BRASEE AVEC L'ALLIAGE ALSI ET CYCLEE A 200°C, (A) GRANDISSEMENT X40, (B) GRANDISSEMENT X100..... 99
FIGURE 94: RESULTATS DES ESSAIS EXPERIMENTAUX SUR L'ALLIAGE ALSI, A) ESSAIS D'ECROUISSAGE MONOTONE POUR DIFFERENTES VITESSES ET TEMPERATURES DE SOLLICITATION, B) ESSAIS DE FLUAGE POUR DIFFERENTES CHARGES ET TEMPERATURES DE SOLLICITATION...... 100
FIGURE 95: RESULTATS DES ESSAIS EXPERIMENTAUX SUR L'ALLIAGE ALSI POUR DIFFERENTES VITESSES ET TEMPERATURES DE SOLLICITATION, A) ESSAIS D'ECROUISSAGE CYCLIQUE, B) COURBES Σ_{MAX}-N POUR DIFFERENTES TEMPERATURES ET VITESSES DE SOLLICITATION...... 100
FIGURE 96 : MORPHOLOGIE DE LA JONCTION AGIN, (A) OBSERVATION EN COUPE AVANT RUPTURE, (B) FACIES DE RUPTURE. 101
FIGURE 97 : ANALYSE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE DE LA JONCTION AGIN REALISEE. 101
FIGURE 98 : ETUDE DE LA JONCTION AGIN, (A) MICROGRAPHIE DE LA LIAISON AVANT RUPTURE, (B) EVALUATION DE LA COMPOSITION CHIMIQUE EN SECTION. 102
FIGURE 99 : ETUDE DE LA JONCTION AGIN, (A) MICROGRAPHIE DE LA LIAISON APRES RUPTURE, (B) EVALUATION DE LA COMPOSITION CHIMIQUE PROCHE DE LA ZONE DE RUPTURE. 102
FIGURE 100 : COMPORTEMENT D'UN ASSEMBLAGE DE DIFFERENTS MATERIAUX POUR UNE VARIATION DE TEMPERATURE DONNEE..... 108
FIGURE 101 : EFFET DES PHENOMENES VISCOPLASTIQUES SUR LE COMPORTEMENT EN TRACTION D'UN ALLIAGE SN3.5AG (A) SENSIBILITE A LA TEMPERATURE D'ESSAI, (A) SENSIBILITE A LA VITESSE DE DEFORMATION [CHEN ET AL., 2004]..... 108
FIGURE 102 : EMPILEMENT DES DISLOCATIONS CONTRE UN JOINT DE GRAIN GENERANT LA CONTRAINTE DE RETOUR. 109
FIGURE 103 : REPONSES DU MATERIAU A UN CHARGEMENT CYCLIQUE EN CISAILLEMENT 110
FIGURE 104 : REPONSE A LA FATIGUE THERMOMECANIQUE EN CISAILLEMENT DE DEUX ALLIAGES D'ETAIN [LAU ET AL., 2004]. 111
FIGURE 105 : LES DIFFERENTS COMPORTEMENTS SUBIS PAR UN ALLIAGE DE BRASURE LORS D'UN CYCLAGE EN TEMPERATURE [EVANS, 2007]. 111
FIGURE 106 : PRESENCE DE PORES DANS LA COUCHE DE BRASURE AUGE (ICI EN BLEU) UTILISEE POUR BRASER DEUX PLAQUETTES DE CUIVRE, (A) AVANT RUPTURE, (B) APRES RUPTURE. 112
FIGURE 107: REPRESENTATION DES ETATS INITIAUX ET A SATURATION POUR UN ESSAI DE TRACTION UNIAXIALE [STOUFFER AND DAME, 1996]. 115
FIGURE 108 : STABILITE DE L'ALGORITHME D'INTEGRATION SOUS PAS DE TEMPS VARIABLES. 125
FIGURE 109 : COMPARAISON ENTRE LES RESULTATS DE SIMULATION NUMERIQUE ET LES RESULTATS DE REFERENCE, (A,B) TRACTION SOUS DES VITESSES DE DEFORMATION DE 10^{-2}/S ET 10^{-4}/S RESPECTIVEMENT, (C) TRACTION SEQUENTIELLE DE 10^{-5}/S A 10^{-2}/S..... 125
FIGURE 110 : ÉVOLUTION DE LA REPONSE DU MATERIAU AU COURS DU CHARGEMENT CYCLIQUE, (A) EVOLUTION DE LA FRACTION VOLUMIQUE DE PORES F, (B) CHUTE DE LA CONTRAINTE MAXIMALE. 126
FIGURE 111 : MAILLAGE ELEMENTS FINIS ET CONDITIONS AUX LIMITES DE L'ASSEMBLAGE ELEMENTAIRE. 127
FIGURE 112 : ÉVOLUTION DU PAS DE CALCUL SUIVANT LE REGIME DE CHARGEMENT. 127
FIGURE 113 : NOMBRE D'ITERATIONS DE CALCUL ISSU D'UN SOLVEUR ASYMETRIQUE UTILISANT UNE TECHNIQUE DE RESOLUTION DE NEWTON (A) DP EN FONCTION DU TEMPS (B) NOIE ET DU NOIU EN FONCTION DU TEMPS. ... 128
FIGURE 114 : MODELE ELEMENTS FINIS DE LA PLAQUE TROUEE, (A) MAILLAGE ET CONDITIONS AUX LIMITES, (B,C) CARTOGRAPHIE DE F RESPECTIVEMENT POUR LE PREMIER ET LE DERNIER CYCLE. 129
FIGURE 115 : ÉVOLUTION DE LA FRACTION VOLUMIQUE DE PORES SUR L'AXE HORIZONTAL DE LA PLAQUE. 129
FIGURE 116: MODELE ELEMENTS FINIS DE L'EPROUVETTE DE CARACTERISATION...... 134
FIGURE 117 : ORGANIGRAMME PRESENTANT LES DIFFERENTES ETAPES DE LA DEMARCHE D'IDENTIFICATION DES PARAMETRES DU MODELE VISCOPLASTIQUE ENDOMMAGEABLE. 134
FIGURE 118: RESULTATS D'IDENTIFICATION DES PARAMETRES DU MODELE VISCOPLASTIQUE ENDOMMAGEABLE POUR L'AUGE A DIFFERENTES T° DE SOLLICITATION, A) ESSAIS D'ECROUISSAGE POUR DIFFERENTES VITESSES, B) ESSAIS DE FLUAGE POUR DIFFERENTES CHARGES, C) ESSAIS DE CYCLAGE A 25°C ET 10^{-3} MM/S, D) COURBES Σ_{MAX}-N A 10^{-3} MM/S. 136

FIGURE 119: RESULTATS D'IDENTIFICATION DES PARAMETRES DU MODELE VISCOPLASTIQUE ENDOMMAGEABLE POUR L'ALSI A DIFFERENTES T° DE SOLLICITATION, A) ESSAIS D'ECROUISSAGE POUR DIFFERENTES VITESSES, B) ESSAIS DE FLUAGE POUR DIFFERENTES CHARGES, C) ESSAIS DE CYCLAGE POUR DIFFERENTES VITESSES, D) COURBES Σ_{MAX}-N POUR DIFFERENTES VITESSES. 136
FIGURE 120 : GEOMETRIE ET DIMENSIONS DE L'ASSEMBLAGE ELEMENTAIRE DU COMPOSANT DIAMANT (MM). 140
FIGURE 121 : PROFILS DE TEMPERATURE APPLIQUES A L'ASSEMBLAGE PENDANT LA MISE EN ŒUVRE ET LE CYCLAGE THERMIQUE ENTRE -50°C ET +300°C DANS LES CAS DES DIFFERENTS TYPES DE JONCTION. 141
FIGURE 122 : MAILLAGE DE LA STRUCTURE DE L'ASSEMBLAGE ET CONDITIONS AUX LIMITES. 142
FIGURE 123 : CARTOGRAPHIE DE LA REPARTITION DE LA CONTRAINTE EQUIVALENTE DE VON MISES (MPA) DANS L'ASSEMBLAGE ELEMENTAIRE POUR LES DEUX TYPES D'ALLIAGES, (A) AUGE, (B) ALSI, CONSECUTIVEMENT AU CYCLE D'ELABORATION. 142
FIGURE 124:CARTOGRAPHIE DE LA REPARTITION DE LA CONTRAINTE EQUIVALENTE DE VON MISES (MPA) DANS LA CERAMIQUE POUR LES DEUX TYPES D'ALLIAGES AUGE ET ALSI CONSECUTIVEMENT AU CYCLE D'ELABORATION. 142
FIGURE 125 : CARTOGRAPHIE DE LA CONTRAINTE EQUIVALENTE DE VON MISES (MPA) DANS LES BRASURES A LA FIN DE L'ETAPE DE L'ELABORATION, (A) CARTOGRAPHIE DES CONTRAINTES, (B) PROFIL DE LA CONTRAINTE EN FONCTION DE LA DEFORMATION DE CISAILLEMENT. 143
FIGURE 126 : CARTOGRAPHIE DE LA CONTRAINTE EQUIVALENTE DE VON MISES (MPA) DANS L'ASSEMBLAGE, (A) PENDANT LE REFROIDISSEMENT, (B) PENDANT LE CHAUFFAGE. 144
FIGURE 127 : CARTOGRAPHIE DE LA CONTRAINTE EQUIVALENTE DE VON MISES (MPA) DANS LES BRASURES A BASSE TEMPERATURE ET HAUTE TEMPERATURE, (A) ALSI, (B) AUGE 144
FIGURE 128 : PROFIL DE LA CONTRAINTE DE CISAILLEMENT (MPA) DANS LES BRASURES, (A) ALSI, (B) AUGE. 145
FIGURE 129 : ÉVOLUTION DE LA CONTRAINTE DE CISAILLEMENT (MPA) EN FONCTION DE LA DEFORMATION DE CISAILLEMENT POUR LES DEUX TYPES D'ALLIAGE, (A) ALSI, (B) AUGE. 145
FIGURE 130 : PROFIL DE L'ENDOMMAGEMENT DANS LES DEUX ALLIAGES DE BRASURE, (A) EVOLUTION DE F EN FONCTION DU TEMPS DE CHARGEMENT, (B) CARTOGRAPHIE DE L'ENDOMMAGEMENT A LA FIN DU CHARGEMENT. 146
FIGURE 131 : ÉVOLUTION DE LA CONTRAINTE PRINCIPALE MAXIMALE DANS LA CERAMIQUE (MPA), (A) CARTOGRAPHIE DE LA CONTRAINTE POUR TOUTES LES ETAPES DE CHARGEMENT, (B) PROFIL DE LA CONTRAINTE DANS LES DEUX ZONES A ET B LES PLUS SOLLICITEES DE LA CERAMIQUE. 146
FIGURE 132 : SCHEMA ET MISE EN PLAN DU VEHICULE TEST 3D. 148
FIGURE 133 : VUE EN PERSPECTIVE DU VEHICULE TEST COMPLET POUR LES CALCULS NUMERIQUES PAR ELEMENTS FINIS, LA PLAQUE SUPERIEUR EST PARTIELLEMENT ENLEVEE. 148
FIGURE 134 : MAILLAGE DES DIFFERENTES SOUS PARTIES DE LA STRUCTURE (A) BUMP MECANIQUE, (B) JONCTION PUCE, (C) SUBSTRAT METALLISE SUPERIEUR. 149
FIGURE 135 : CONDITIONS AUX LIMITES APPLIQUEES A LA STRUCTURE. 149
FIGURE 136 : DISTRIBUTION DE LA CONTRAINTE EQUIVALENTE DE VON MISES (MPA) DANS L'ASSEMBLAGE A1 APRES L'ETAPE D'ELABORATION, (A) VEHICULE TEST COMPLET, (B) PUCE DIAMANT, (C) CERAMIQUE, (D) BRASURES DE L'ASSEMBLAGE, (E) METALLISATIONS SUPERIEURE ET INFERIEURE. 151
FIGURE 137 : DISTRIBUTION DE LA CONTRAINTE EQUIVALENTE DE VON MISES (MPA) DANS L'ASSEMBLAGE A2 APRES L'ETAPE D'ELABORATION, (A) VEHICULE TEST COMPLET, (B) PUCE DIAMANT, (C) CERAMIQUE, (D) BRASURES DE L'ASSEMBLAGE, (E) METALLISATIONS SUPERIEURE ET INFERIEURE. 153
FIGURE 138 : PRESENTATION DE LA CONTRAINTE PRINCIPALE MAXIMALE (MPA) DANS LES BRASURES DES INSERTS DANS LE CAS DE L'ASSEMBLAGE A2. 154
FIGURE 139: DISTRIBUTION DE LA CONTRAINTE EQUIVALENTE DE VON MISES (MPA) DANS L'ASSEMBLAGE A3 APRES L'ETAPE D'ELABORATION, (A) VEHICULE TEST COMPLET, (B) PUCE DIAMANT, (C) CERAMIQUE, (D) BRASURES DE L'ASSEMBLAGE, (E) METALLISATIONS SUPERIEURE ET INFERIEURE. 155
FIGURE 140 : VARIATION DE LA CONTRAINTE (MPA) DANS LE PUCE DIAMANT PENDANT LE CYCLAGE THERMIQUE, (A) APRES MAINTIENS A HAUTE ET BASSE TEMPERATURE, (B) PROFIL DE LA CONTRAINTE DURANT LE CYCLAGE THERMIQUE DANS L'ELEMENT LE PLUS SOLLICITE. 156

FIGURE 141 : VARIATION DE LA CONTRAINTE EQUIVALENTE DE VON MISES (MPA) DANS LES METALLISATIONS PENDANT LE CYCLAGE THERMIQUE, (A) APRES MAINTIEN BASSE TEMPERATURE, (B) APRES MAINTIEN A HAUTE TEMPERATURE , (C) PROFIL DE LA CONTRAINTE DANS L'ELEMENT LE PLUS SOLLICITE. 157
FIGURE 142 : COMPORTEMENT DES BRASURES SOUS CYCLAGE THERMIQUE, (A) DISTRIBUTION DE LA CONTRAINTE DE VON MISES DANS LES BRASURES APRES CHAUFFAGE, (B) APRES REFROIDISSEMENT, (C) VARIATION DE LA CONTRAINTE EN FONCTION DU TEMPS POUR LES QUATRE ELEMENTS REPRESENTATIFS DES BRASURES. 158
FIGURE 143 : ÉTAT DE L'ENDOMMAGEMENT DANS LES BRASURES, (A) CARTOGRAPHIE DE L'ENDOMMAGEMENT DANS LES BRASURES DE LA JONCTION, (B) DANS LES BRASURES DES INSERTS, (C) EVOLUTION DE L'ENDOMMAGEMENT AU COURS DU TEMPS POUR DIFFERENTES ZONES DANS LES BRASURES. 159

Liste des Tableaux

TABLEAU 1 : COMBINAISONS METALLISATION ŔFILS DE CONNEXION UTILISEES. 22
TABLEAU 2 : PROPRIETES D'UNE JONCTION EN ARGENT OBTENU PAR FRITTAGE [BECKEDAHL ET AL., 2006]. 28
TABLEAU 3 : PROPRIETES THERMIQUES ET ELECTRIQUES DE QUELQUES MATERIAUX DE METALLISATION [SAVRUN ET AL., 1998]. 33
TABLEAU 4 : CARACTERISTIQUES DES MATERIAUX DE LA SEMELLE [LEFRANC, 2005]. 34
TABLEAU 5 : CARACTERISTIQUES DE QUELQUES MATERIAUX DU RADIATEUR. 36
TABLEAU 6 : NATURE DES DEPOTS REALISES SUR LES DIFFERENTS SUBSTRATS EN FONCTION DE LA TECHNIQUE DE DEPOSITION. 44
TABLEAU 7: PARAMETRES DES ESSAIS DE NANORAYAGE. 47
TABLEAU 8 : CONDITIONS OPERATOIRES POUR LES ESSAIS DE NANO-INDENTATION. 52
TABLEAU 9 : CONDITIONS OPERATOIRES POUR LES ESSAIS DE NANORAYAGE SUR LES MULTICOUCHES. 53
TABLEAU 10 : CONDITIONS D'ELECTRODEPOSITION POUR LA REALISATION DES DEPOTS D'OR, D'ARGENT ET D'INDIUM. 75
TABLEAU 11 : CALCUL DE LA CONTRAINTE INTERFACIALE A PARTIR DU MODELE D'AGRAWAL AND RAJ POUR LES REVETEMENTS NI/AU, NI/CR ET NI/CR/AU. 82
TABLEAU 12 : PROPRIETES DE L'ALLIAGE DE BRASURE 88AU12GE. 84
TABLEAU 13 : PROPRIETES DE L'ALLIAGE DE BRASURE 88AL12SI. 85
TABLEAU 14 : CONDITIONS OPERATOIRES POUR LES ESSAIS DE NANO-INDENTATION MONOTONE ET CYCLIQUE SUR LES PREFORMES. 85
TABLEAU 15 : PROFONDEUR D'INDENTATION POUR CHAQUE CYCLE DE CHARGEMENT DE L'AUGE. 87
TABLEAU 16 : PROFONDEUR D'INDENTATION POUR CHAQUE CYCLE DE CHARGEMENT DE L'ALSI. 89
TABLEAU 17 : DEPOTS TESTES EN FONCTION DE LA NATURE DES ALLIAGES DE BRASURE ET DES SUBSTRATS METALLIQUES. 94
TABLEAU 18 : PARAMETRES DU MODELE DE MCDOWELL IDENTIFIES POUR DIFFERENTS MATERIAUX. [FU ET AL., 1998A, NEU ET AL., 2000, FU ET AL., 1998B]. 119
TABLEAU 19 : PROPRIETES THERMOELASTIQUES DES CONSTITUANTS DE L'ASSEMBLAGE [COPPOLA ET AL., 2007, ZEANH ET AL., 2008A]. 127
TABLEAU 20 : CARACTERISTIQUES DU CALCUL NUMERIQUE EN FONCTION DU TENSEUR TANGENT ET DU TYPE D'ALGORITHME DE CALCUL PAR ELEMENTS FINIS. 128
TABLEAU 21 : ÉVOLUTION DU NOIE EN FONCTION DU NUMERO DE L'INCREMENT POUR CHAQUE TYPE DE SIMULATION. 128
TABLEAU 22 : VALEURS DU TEMPS DE CALCUL ET DE LA FONCTION COUT POUR CHAQUE ETAPE DE LA PROCEDURE D'IDENTIFICATION. 134
TABLEAU 23: PARAMETRES DU MODELE DE MCDOWELL IDENTIFIES POUR LES ALLIAGES AUGE ET ALSI. 135
TABLEAU 24 : VALEURS MAXIMALES DE LA CONTRAINTE EQUIVALENTE DE VON MISES ATTEINTES DANS LES ELEMENTS DES DIFFERENTS ASSEMBLAGES, APRES LA PHASE D'ELABORATION. 156

Introduction générale

De nos jours, de plus en plus d'avancées technologiques importantes voient le jour dans la conception des modules d'électronique de puissance ou module IGBT[1]. Ces avancées se concrétisent aussi bien dans la mise au point de nouveaux composants ou semi-conducteurs, d'assemblages, de matériaux plus performants que dans l'amélioration de la fiabilité ou la durée de vie de ces modules. Les modules IGBT à base de semi-conducteur silicium *(Si)* sont parmi les premiers modules à être industrialisés que ce soit dans le secteur ferroviaire ou dans les secteurs militaire et aéronautique. Les composants en *Si* sont largement utilisés en raison de la maîtrise des étapes technologiques de fabrication. Ce type de module satisfait à des conditions précises de fonctionnement telles que les conditions thermique et électrique (température maximale de 175°C avec des tensions de 6 à 7 kV). Ces modules de puissance ont évolué ensuite vers des modules à base de carbure de silicium (*SiC*), matériau à large bande d'énergie interdite, permettant d'exploiter ces composants dans des environnements plus sévères en termes de température et de chargement actif [Tolbert et al., 2001, Yin et al., 2007, Chen et al., 2007] .
Le *SiC* est capable de fonctionner théoriquement à des températures supérieures à 600°C et de supporter des densités de courant 3 à 4 fois plus élevées que le *Si.* Bien que commercialement moins disponible, sa technologie pourrait avoir un impact important sur la conception de packaging haute température en électronique de puissance [Godignon, 2006, Melkonyan, 2007, Buttay et al., 2009, Seki et al., 2010].

Pour aller vers des domaines d'utilisation toujours plus sévères en terme de température, de densité de courant et de tension, une alternative au carbure de silicium pourrait venir de composants à base de diamant. Le programme de recherche Diamonix, à l'origine de nos travaux de thèse, concerne l'élaboration et la mise en œuvre de tels composants et s'attache à faire sauter certains verrous technologiques les concernant. Contrairement au *SiC*, le diamant possède une combinaison unique de propriétés qui le rend prometteur pour des applications forte tension et fort courant en électronique de puissance. Le diamant supporte des températures bien au-delà de 300°C et se distingue par une excellente stabilité mécanique à haute température et des propriétés physico-chimiques intéressantes.

Tout d'abord, l'obtention d'un substrat diamant dopé et de qualité électronique satisfaisante passe par plusieurs étapes d'élaboration dont la maîtrise reste à parfaire. Ensuite, les caractéristiques physico-chimiques des matériaux à assembler au composant doivent être compatibles avec celles du diamant et avec les exigences de l'assemblage électronique (poids du système, volume, interface, procédures d'assemblage…). Ces nouveaux composants devront travailler à haute température (>300°C) ce qui pose aujourd'hui de nouveaux et nombreux problèmes technologiques. En effet, tous les polymères et les matériaux standards utilisés pour le packaging des composants d'électronique, dont notamment les brasures, ne sont pas utilisables à ces températures. Le choix de la combinaison des matériaux devant constituer l'assemblage du composant diamant ne peut se faire que si les contraintes et les règles d'utilisation sont identifiées, non seulement à partir des données sur le diamant lui-même, mais aussi à partir des expériences et données sur les assemblages d'électronique de puissance actuels à base de *Si* et de *SiC*.

[1] Insulated Gate Bipolar transistor

Afin de franchir de nouvelles étapes permettant d'aller au-delà des verrous technologiques présents, le programme de recherche Diamonix s'intéresse à l'élaboration du composant diamant, mais aussi à sa mise en œuvre et à la confection d'un packaging haute température dédié. Plusieurs laboratoires et partenaires industriels ont travaillé sur l'ensemble du cycle d'élaboration du composant et de son assemblage. Les étapes constituant les différents lots de travail sont nombreuses. Il y a tout d'abord le polissage d'un substrat diamant qui sert à enlever les défauts de structure (couche écrouie) et à obtenir un meilleur état de surface (topographie) pour l'exploitation du composant. Ensuite, vient l'étape de croissance épitaxique à l'issu de laquelle un substrat sous forme de film de diamant monocristallin est obtenu par croissance des couches à partir du substrat initial brut. Le dopage au bore ou au phosphore par implantation de ce film permet d'augmenter la mobilité des électrons afin d'obtenir une bonne qualité électronique du substrat. La métallisation des contacts diamant permet ensuite d'améliorer la résistivité électrique du composant selon les métallisations choisies. Le substrat obtenu est gravé au moyen d'un faisceau d'électrons pour créer les chemins de contact.

Le composant actif étant réalisé, il est nécessaire ensuite d'étudier son packaging. Le choix et les tests des matériaux du packaging haute température ont été réalisés au sein du Laboratoire Génie de Production afin de mettre au point un véhicule test exploité pour les essais électriques.

Cette thèse s'inscrit dans le cadre du lot de travail 7, intitulé « Véhicule test redresseur » dont le but concerne la définition de solutions hautes températures pour le packaging d'électronique de puissance. Il inclut dans un premier volet le choix et la caractérisation mécanique de matériaux et la définition d'un véhicule test. Le second volet concerne les outils de modélisation thermomécanique du packaging des composants. Nous nous sommes donc tout d'abord intéressés au développement de lois de comportement adaptées à une description fine du comportement viscoplastique endommageable des brasures pour ensuite mettre en œuvre des modèles de simulation.

Le premier chapitre du manuscrit est consacré à l'étude bibliographique. Nous présentons tout d'abord les contraintes spécifiques liées au packaging haute température, ainsi que les solutions technologiques envisageables pour notre cas d'étude. Ainsi, trois types d'assemblage du composant diamant seront choisis pour répondre notamment à la contrainte de température de fonctionnement supérieure à 300°C. Ces différents assemblages sont issus d'un cahier des charges généré à partir des attentes du programme Diamonix tenant compte d'une part de la tenue mécanique des matériaux du packaging en cyclage thermique entre -50°C et 300°C et d'autre part des contraintes technologiques présentées. En fin de chapitre nous présentons le véhicule test défini.

Le chapitre 2 concerne l'étude expérimentale de caractérisation des matériaux d'assemblage et des interfaces entre ces derniers. Pour étudier le comportement mécanique des différents constituants de notre assemblage d'électronique de puissance, nous mettons en œuvre plusieurs techniques expérimentales spécifiques permettant des caractérisations à plusieurs échelles. La nature des essais est fonction des zones du packaging étudiées et plus particulièrement de leur dimension (épaisseur). L'ensemble des essais concernant les métallisations comprend les essais de nano-indentation pour la détermination des propriétés

mécaniques des matériaux constitutifs, les essais de nanorayage et de micro-traction pour l'estimation de l'adhérence des couches. Concernant les brasures, des essais d'écrouissage, de fluage, de chargement cyclique ainsi que des essais de nano-indentation ont aussi été effectués. L'ensemble de ces essais servira à construire une base de données nécessaire à la modélisation et à l'identification du comportement de ces alliages de brasure. Ces données mécaniques ont été associées à une expertise métallurgique.

Le chapitre 3, permet la mise en place des outils de modélisation. Nous présentons tout d'abord une formulation d'un modèle de comportement viscoplastique unifié couplé avec un modèle d'endommagement. Ce modèle servira à la modélisation thermomécanique des assemblages d'électronique de puissance et notamment à la modélisation du comportement des brasures. Nous décrivons la procédure d'intégration numérique des équations du modèle viscoplastique endommageable choisi. Le modèle est ensuite implémenté sous la forme d'une sous-routine UMAT dans le code de calcul Abaqus®. La dernière partie du chapitre est consacrée à la validation du modèle implémenté à partir de données issues de la littérature, puis à l'identification des paramètres du modèle en utilisant les résultats de la caractérisation présentée au chapitre 2.

Dans le chapitre 4, nous mettons en œuvre des modélisations thermomécaniques intégrant notre modèle de comportement afin de comparer les trois solutions d'assemblage définies au chapitre 1. Nous étudions dans un premier temps un assemblage 2D élémentaire d'un composant diamant. Dans un second temps, la configuration la plus pertinente est analysée au travers d'une modélisation numérique 3D du véhicule de test envisagé pour le prototype.

Pour finir, les résultats majeurs de cette étude sont présentés et commentés dans la conclusion. Des pistes pour des études futures tant du point de vue académique qu'industriel sont également exposées.

Chapitre 1. État de l'art sur les packagings d'électronique de puissance haute température

1 CONTRAINTES LIEES AU PACKAGING HAUTE TEMPERATURE 18

1.1 COMPOSITION D'UN PACKAGING ELEMENTAIRE 18
1.2 LES CONTRAINTES TECHNOLOGIQUES DANS LES ASSEMBLAGES 19
1.2.1 Différence de dilatation thermique entre les matériaux 19
1.2.1.1 Différence des CTE au niveau des jonctions brasées 19
1.2.1.2 Différence des CTE au niveau des fils de connexion 20
1.2.2 Propriétés thermomécaniques faibles des matériaux du packaging 21
1.2.3 Diffusion et contamination des matériaux d'assemblage 22
1.2.4 Contraintes liées à l'architecture de l'assemblage et aux conditions environnantes 23
1.3 CRITERES DE CHOIX POUR LES MATERIAUX DU PACKAGING 23

2 SOLUTIONS ADAPTEES POUR LE PACKAGING HAUTE TEMPERATURE 24

2.1 SUBSTRAT CERAMIQUE 24
2.2 ASSEMBLAGE DES ELEMENTS 26
2.2.1 Emploi d'alliages de brasure à température de fusion élevée 27
2.2.2 Utilisation d'autres techniques d'assemblage alternatives 27
2.2.2.1 Frittage avec résine ou nanoparticules d'argent ou technique « LTJT » 27
2.2.2.2 Procédure de brasage-diffusion ou TLPS 29
2.2.2.2.1 Diffusion en phase solide dans l'or 29
2.2.2.2.2 Diffusion en phase solide dans l'argent 29
2.3 CONNEXION ELECTRIQUE PAR CABLAGE FILAIRE 30
2.3.1 Les fils de connexion en or 30
2.3.2 Les fils de connexion en platine 30
2.3.3 Les fils de connexion en Aluminium 30
2.4 ARCHITECTURE DU PACKAGING 31
2.5 METALLISATIONS 32
2.5.1 Céramique 32
2.5.2 Métallisation de finition 33
2.5.3 Revêtements sur DBC 33
2.6 SEMELLE 34
2.7 RADIATEUR 34

3 CHOIX TECHNOLOGIQUES POUR LE PACKAGING HAUTE TEMPERATURE 36

3.1 CHOIX DE L'ARCHITECTURE 36
3.2 CHOIX DES MATERIAUX 37
3.2.1 Choix des alliages de brasure 37
3.2.2 Choix des métallisations 38

CONCLUSION DU CHAPITRE 1 39

1 Contraintes liées au packaging haute température

Dans cette partie, la structure d'un packaging élémentaire qui est considéré comme la partie principale du module de puissance est définie. Les fonctions assurées par chaque constituant du packaging sont ensuite données. Enfin, les contraintes technologiques liées à l'élaboration ou à l'utilisation du module de puissance sont explicitées afin de permettre d'établir les différents critères qui guideront les propositions de solutions et les choix des matériaux des éléments constitutifs du packaging.

1.1 Composition d'un packaging élémentaire

Un module de puissance est généralement constitué de plusieurs assemblages élémentaires à base d'IGBT et de diodes. Ces assemblages sont généralement répartis symétriquement sur le plan qui supporte l'ensemble des éléments du module. Ce dernier est généralement connecté aux autres organes électriques par des « pattes » de connexion servant à l'extraction de puissance.

Un cas typique d'un packaging avec fils de connexion est présenté (Figure 1). Le packaging élémentaire est composé ici d'un semi-conducteur métallisé (la puce), brasé ou connecté à une plaque ou substrat métallisé en céramique électriquement isolant. Par convention, seront distinguées les métallisations « de finition » de la puce (revêtements de quelques centaines de nanomètres) des métallisations de la céramique dites « épaisses » (revêtements de quelques centaines de micromètres). L'assemblage est lié par brasage à une plaque de base ou semelle pour véhiculer la chaleur à travers une graisse thermique vers un radiateur. Cet assemblage est inséré dans un boitier polymère après la mise en place d'un gel isolant et diélectrique. Les métallisations, la brasure et les fils de connexion ont pour fonction le transfert de courant. La céramique joue le rôle d'isolant électrique. La semelle constitue un support rigide de l'ensemble ; elle permet également d'améliorer le transfert de chaleur vers l'extérieur du module.

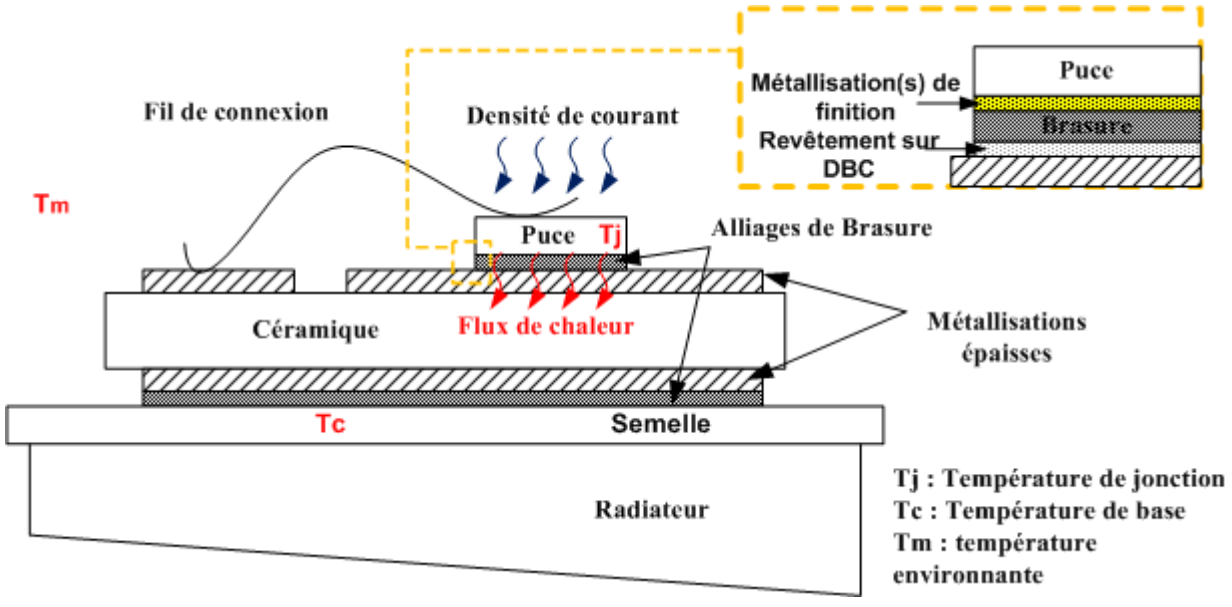


Figure 1 : Composition d'un packaging élémentaire.

Mise à part l'utilisation de fils de connexion, il existe d'autres moyens pour réaliser la liaison électrique du composant diamant. Par exemple, la connexion peut être assurée par

l'utilisation d'inserts [Zèanh et al., 2008a] ou encore par le biais d'un assemblage pressé symétriquement par rapport au plan médian horizontal de la puce [Gollentz and Dirand, 2007].

La commutation électrique produit à haute fréquence un flux de chaleur (pertes) véhiculé à travers la puce vers l'extérieur du packaging (vers le radiateur) [Sokolovs and Galkin, 2010]. Pour les composants haute température, la température de jonction au niveau de la puce T_j est généralement supérieure à 200°C, tandis que la température ambiante T_m dans le cas d'application aéronautique peut atteindre -50°C suivant l'altitude de vol.

Le défi majeur de la conception des modules de puissance est donc de trouver une combinaison acceptable de matériaux pour la réalisation de l'assemblage. Le choix de ces matériaux suit des règles de conception corrélées aux conditions sévères de fonctionnement (température, propriétés électromécaniques, propriétés chimiques, directives RoHS[2] et WEEE[3], aspect économique,..). L'assemblage doit répondre aux contraintes de façon à assurer un fonctionnement normal du système selon son environnement en service. Les contraintes technologiques d'assemblage sont nombreuses et empiriques. Elles sont obtenues souvent à partir des expériences précédentes, notamment des données concernant les composants des modules à base de *SiC* et de *Si*. Ces contraintes sont également déterminées en termes de défauts critiques, de fiabilité, de propriétés intrinsèques, mais aussi de compatibilité au niveau des propriétés physico-chimiques des matériaux assemblés, etc. Elles font l'objet du paragraphe suivant.

1.2 Les contraintes technologiques dans les assemblages

1.2.1 Différence de dilatation thermique entre les matériaux

Parmi les problématiques de conception rencontrées, la différence des coefficients de dilatation thermique (CTE) est un facteur de premier ordre. Cette différence est présente dès que plusieurs matériaux de nature et de structure différentes sont utilisés [Yin et al., 2007]. Dans ce cas, il se produit entre ces matériaux une contrainte d'origine thermique qui se manifeste au fur et à mesure que le cycle chauffage-refroidissement du système est actif. La contrainte résiduelle provoquée par ce chargement cyclique induit des microfissures qui se propagent dans ces matériaux ou aux interfaces et entraînent par voie de conséquence la rupture de l'assemblage [Ye et al., 2002].

1.2.1.1 Différence des CTE au niveau des jonctions brasées

La différence des CTE est à l'origine de plusieurs phénomènes. Parmi ces phénomènes, la flexion des éléments assemblés peut être observée lors du refroidissement provoquant l'amorçage de fissures dans les brasures entraînant à son tour la diminution des surfaces de contact [Scheuermann, 2008]. La présence de fissures s'accompagne aussi de l'augmentation locale de la résistance thermique induisant un échauffement de tout le système et enfin un court-circuit. Mise à part les brasures, l'interface métallisation épaisse/céramique peut se rompre prématurément aux hautes températures de cyclage (-50°C à 250°C). La Figure 2 montre clairement la décohésion de la métallisation en cuivre du substrat céramique en raison de la différence des CTE entre ces deux matériaux. Cette différence génère des contraintes planes

[2] EU Directive on the **R**estriction **o**f the use of certain **H**azardous **S**ubstances in electrical and electronic equipment

[3] **W**aste **E**lectric and **E**lectronic **E**quipment

durant le cyclage en température provoquant la rupture de la couche oxyde-cuivre qui lie la métallisation au substrat.

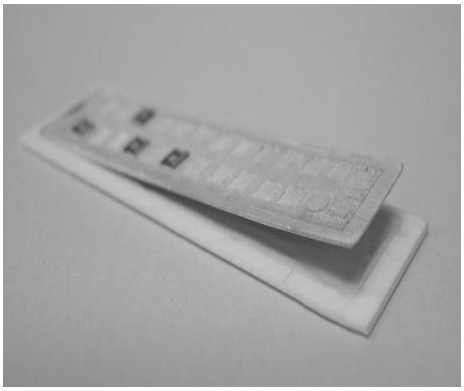
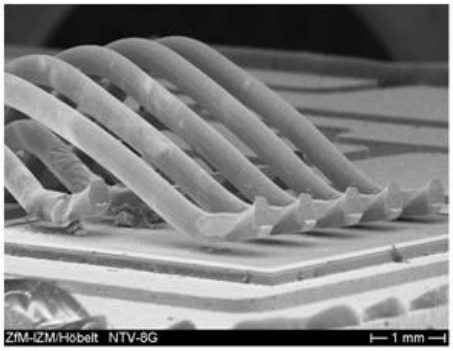


Figure 2 : Délaminage de substrat DBC[4] par rupture de la couche oxyde-cuivre [Calata et al., 2007].

Cette couche d'oxyde peut aussi être altérée par la procédure de brasage elle-même. En effet, les procédures de brasage font généralement intervenir de l'hydrogène pour empêcher l'oxydation au cours du cycle de chauffage, ce qui peut réduire la résistance de la jonction entre le substrat et la métallisation en cuivre [Olszewski, 2007].

1.2.1.2 Différence des CTE au niveau des fils de connexion

Le câblage filaire ou « wire bonding » est une technique d'assemblage qui a atteint une bonne maturité par rapport aux assemblages pressés ou avec inserts. Cependant, certains problèmes au niveau des connexions des fils conducteurs lors du fonctionnement du module de puissance sont observés. Au cours du cyclage thermique, le module se dilate et se contracte. Les dilatations du semi-conducteur et du substrat sont faibles par rapport à celle des fils conducteurs et provoquent des contraintes dans le fil. Le fil conducteur et/ou la liaison du fil conducteur avec le semi-conducteur ou le substrat peuvent alors se rompre pendant le cyclage thermique [Olszewski, 2007] comme le montre la Figure 3(a).

(a) 

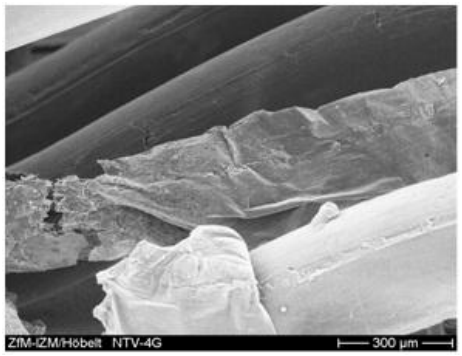
(b) 

Figure 3 : Dégradation des fils de connexion, (a) décohésion des fils (b) fusion des fils [Ciappa, 2001, Amro et al., 2005].

Cet événement fréquemment rencontré pour les fils d'aluminium est dû à la différence de CTE entre les composants du module et le fil conducteur [Ciappa, 2001]. Il peut s'accompagner d'une augmentation de la densité de courant nominal dans les fils non endommagés générant une

[4] Direct Bonded Copper

augmentation de leur température responsable à son tour de la fusion des fils conducteurs comme montré sur la Figure 3(b).

1.2.2 Propriétés thermomécaniques faibles des matériaux du packaging

Les matériaux généralement mis en cause dans la défaillance des modules en raison de leurs propriétés thermomécaniques limitées sont les alliages de brasure et les céramiques. Pour ce qui concerne l'alliage de brasure, sa température de fusion est un facteur essentiel qui régit l'évolution des phénomènes viscoplastiques au sein même du matériau. Une faible température de fusion entraîne une dégradation plus rapide de l'alliage par fatigue thermomécanique et une défaillance du module. Pour ce qui concerne la céramique, c'est son caractère fragile (faible ténacité) et son impossibilité d'accommodation plastique qui rendent problématique son utilisation. Sa résistance à la traction constitue un paramètre décisif pour limiter la fissuration fragile. En effet, nous pouvons remarquer que la décohésion de la métallisation cuivre du DBC est amorcée par la fissuration du matériau céramique lui-même [Dupont et al., 2005, Hornberger et al., 2005] comme présenté sur les Figure 4(a) et 4(b).

La fissuration du matériau céramique est aussi observée pour des amplitudes de température moins larges entre -30°C et +180°C, mais avec une durée de vie qui est inversement proportionnelle à l'épaisseur de la métallisation du cuivre. Ceci peut être interprété comme le résultat de l'écrouissage du cuivre induit par le cyclage thermomécanique. En effet, le cuivre possède une limite d'élasticité élevée et un taux d'écrouissage important. Ainsi, les contraintes mécaniques reportées sur le matériau céramique augmentent avec le chargement thermique et cyclique. Ces contraintes sont plus élevées en bordure du cuivre et lorsqu'elles atteignent la résistance à la rupture de la céramique, celle-ci se rompt [Moazed et al., 1990, Dupont et al., 2006]. Ce phénomène peut être atténué en utilisant par exemple une métallisation aluminium (DAB[5]) dont l'aptitude à l'écrouissage est moindre [Zèanh et al., 2008b]. De plus et parallèlement à la différence des CTE entre les matériaux empilés, la différence de rigidité peut avoir une influence sur le comportement thermomécanique de ces matériaux et sur les contraintes générées aux interfaces.

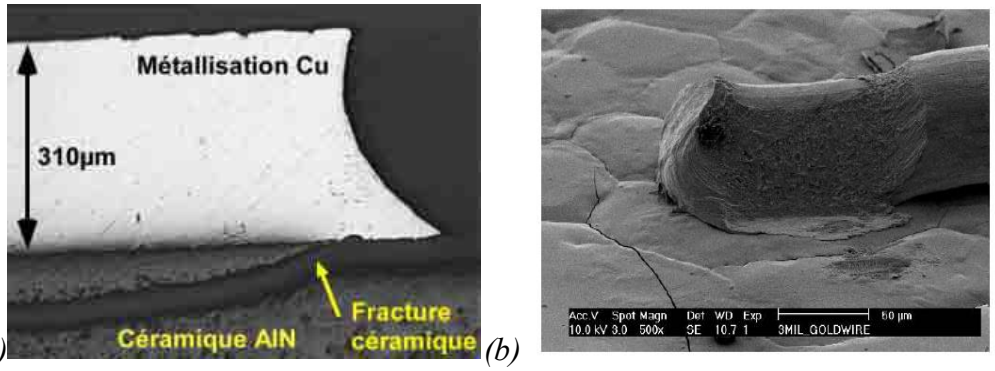


Figure 4: Délaminage de substrat DBC (a) par fissuration de la céramique [Dupont et al., 2006] (b) par fissuration du substrat près d'un fil de connexion en or.

1.2.3 Diffusion et contamination des matériaux d'assemblage

Les phénomènes de diffusion prennent de l'ampleur à hautes températures dans les interfaces des composants assemblés. Les interfaces les plus concernées sont brasure /

[5] Direct Aluminium Bonding

métallisation épaisse et métallisation épaisse / fil conducteur. Des interdiffusions d'atomes *Al* et *Ni* peuvent notamment se produire entre le fil conducteur en aluminium et la métallisation épaisse en nickel générant la formation d'une phase intermétallique avec des propriétés mécaniques et électriques très limitées [Hornberger et al., 2005]. Néanmoins, il a été montré que les fils en aluminium liés au revêtement en nickel ne changent pas de résistivité après vieillissement à des températures supérieures à 300°C, et que la proportion des phases intermétalliques formées est très faible [Palmer, 1977]. La liaison *Al/Ni* garde une bonne résistance aux essais d'arrachement ou « lift-off »[6] [Mustain et al., 2005].

Le système fil conducteur en or/métallisation nickel est caractérisé par une cinétique de formation de phase intermétallique faible ce qui permet de l'utiliser à des températures supérieures à 125°C. Les températures au-delà de 300°C nécessitent des contacts monométalliques des fils conducteurs tel que le système *Au/Au*.

La diffusion peut se produire pour d'autres types de métallisation : l'aluminium et le cuivre peuvent former un précipité qui peut affaiblir la jonction entre le cuivre et le fil en aluminium. Dans ce cas de figure, la présence de l'air entraîne la formation d'oxyde qui joue le rôle de barrière de diffusion, malgré la diminution de la résistance de la jonction au cyclage thermique.

Les phénomènes de diffusion peuvent entraîner la formation d'oxydes lorsque la barrière de diffusion ne peut plus empêcher la migration des atomes de l'entité oxydée vers d'autres couches [Chang, 1986]. Ce problème est plus sévère à haute température et se produit généralement entre brasures et métallisations ou dans les couches de métallisation elle-même [Chang, 1986]. Dans le cas d'un substrat DBC, le nickel qui empêche les atomes de cuivre de diffuser vers l'or, peut perdre sa capacité protectrice à des températures supérieures à 300°C et peut rapidement diffuser lui-même pour permettre au cuivre de diffuser à haute température. Le Tableau 1 fait la synthèse des combinaisons les plus communes de matériaux constitutifs d'assemblage métallisation/fil de connexion ainsi que leurs avantages et inconvénients.

	Fils de connexion	
Métallisation	*Aluminium*	*Or*
Aluminium	+ Pas de phase intermétallique	× Solution inexistante
Or	- Formation de cavités et de phases $AuAl_2$, $AuAl$, Au_5Al_2, Au_4Al, Au_2Al	+ Très fiable à haute température
Cuivre	- Formation de phases intermétalliques $CuAl_2$	- Formation de phases Au_3Cu, $AuCu$, $AuCu_3$
Argent	- Formation de cavités et de plusieurs phases intermétalliques comme Ag_3Al	+ Très fiable à haute température

Tableau 1 : Combinaisons métallisation Ŕfils de connexion utilisées.

Enfin, la formation de cavités aux interfaces est un des problèmes issus de la différence de vitesse de diffusion lacunaire des éléments chimiques présents. Il est lié au câblage filaire et plus spécialement aux connexions de fils en aluminium sur des métallisations en or. L'augmentation de la température au cours du fonctionnement peut provoquer des cavités de *Kirkendall* en plus des phases intermétalliques à l'interface *Al/Au* ce qui diminue la surface de contact et le passage

[6] Essais standards visant à mesurer la force nécessaire pour rompre la liaison fil/métallisation

du courant dans le module de puissance [Yamada et al., 2007]. Pour minimiser ces problèmes d'interface entre *Au* et *Al*, des barrières de diffusion comme le *Mo*/kovar (*Ni* + *Fe*) peuvent être mises en place.

Dans un autre contexte, d'autres défauts peuvent être observés comme la contamination des revêtements ce qui dégrade entre autres le transfert électrique. Par exemple, la formation de couche de nickel (barrière de diffusion) sur le substrat DBC passe par l'immersion de celui-ci dans une solution de phosphure de nickel. A hautes températures i.e. 350°C, il y a une dissociation des atomes de cette solution solide et la formation d'une couche de nickel et une autre de phosphore qui contamine les connexions et réduit la fiabilité à long terme [Hornberger et al., 2005, Mustain et al., 2005]. Des problèmes de contamination au phosphore ont également été observés après un cyclage thermique entre -55°C et +400°C pendant 10 minutes [Mustain et al., 2005].

1.2.4 Contraintes liées à l'architecture de l'assemblage et aux conditions environnantes

Hormis les créations de fissures et défauts aux interfaces d'assemblages, d'autres défauts peuvent subsister comme la surchauffe du module en raison du manque d'espace pour évacuer les pertes thermiques. Ces pertes sont générées par les courants de fuite. De plus, généralement seule la face arrière de la puce dans le cas d'un packaging à câblage filaire, permet l'évacuation de la chaleur vers l'extérieur du module [Liu et al., 2000]. Dans le cas d'un assemblage pressé, les risques d'avoir une rupture électrique due à la tension de claquage, augmente en raison de la faible distance d'isolement entre les métallisations. L'humidité et la corrosion peuvent entraîner le même effet de court-circuit en cas de mauvaise isolation électrique de l'assemblage ou plus précisément de dégradation des propriétés physico-chimiques de l'encapsulant et du gel isolant [Do et al., 2006]. Enfin, la présence de vibrations et de chocs comme facteurs externes a une influence directe sur la tenue mécanique des matériaux de l'assemblage et la durée de vie de ce dernier [Lall et al., 2005].

1.3 Critères de choix pour les matériaux du packaging

Les contraintes technologiques précédemment détaillées ont servi à dégager un ensemble de critères de choix qui a été utilisé pour définir des solutions à développer. Ces critères sont :

a) limiter la différence des CTE entre les matériaux mis en jeu : cette différence est en majeure partie à l'origine des contraintes thermomécaniques vues par la brasure et les interfaces brasure / métallisations,
b) assurer une bonne conductivité thermique des éléments dans le but de mieux véhiculer le flux de chaleur vers l'extérieur du module, en partant de la puce jusqu'à la semelle,
c) choisir des brasures dont la température de fusion de l'alliage est deux fois supérieure à la température de service (température de jonction T_j dans le composant électronique) comme le préconise Zelmat [Zelmat, 2006],
d) tenir compte des directives RoHS et WEEE : ces réglementations interdisent l'utilisation de substances toxiques comme le plomb dans les brasures,
e) choisir des matériaux qui ont des propriétés thermomécaniques intéressantes et stables pour les applications haute température (conductivité thermique, dureté, module d'Young, …),

f) assurer une compatibilité chimique des matériaux : cette compatibilité entre entités chimiques permet d'éviter la formation de composants intermétalliques fragiles néfastes au bon fonctionnement du module de puissance,
g) minimiser le nombre d'espèces présentes dans la brasure pour éviter les phénomènes de diffusion et de formation de précipités ou de cavités,
h) choisir des alliages de brasure avec une bonne mouillabilité pour favoriser leur adhérence aux divers constituants et afin de limiter la présence de pores pour les brasures de forte étendue,
i) concevoir une architecture optimisée pour véhiculer la chaleur dissipée par la puce due à la fréquence de commutation électrique élevée,
j) tenir compte des contraintes technologiques diverses, relatives à la mise en œuvre et à la faisabilité des jonctions.

2 Solutions adaptées pour le packaging haute température

2.1 Substrat céramique

Le substrat céramique a, pour le module, deux fonctions principales concernant d'une part un rôle d'isolant électrique à forte tension de claquage et d'autre part un rôle de conducteur thermique pour faciliter l'évacuation de la chaleur vers l'extérieur du module via le radiateur [Coppola et al., 2007]. Les matériaux les plus utilisés sont les matériaux céramiques tels que ceux présentés ci-après.

a. L'alumine (Al_2O_3)

L'alumine est une céramique oxyde très répandue et peu onéreuse. C'est un très bon matériau diélectrique qui possède en outre un coefficient de dilatation assez faible mais sans doute encore trop élevé par rapport à celui du diamant. De plus, sa faible conductivité thermique est, elle aussi, un handicap important.

b. Le nitrure d'aluminium (AlN)

Cette céramique a une excellente conductivité thermique, une bonne stabilité chimique et possède le CTE le plus proche de celui du diamant après le nitrure de silicium *(Si_3N_4)*. Un bon compromis entre la conductivité électrique et la résistance mécanique, existe pour l'*AlN* par rapport aux matériaux couramment utilisés pour la fabrication des substrats. Néanmoins, en raison de sa résistance à la rupture « moyenne », une semelle est préférable pour améliorer la tenue mécanique de l'ensemble. Trois types de substrat pour l'électronique à base d'*AlN* existent : le substrat DBC (métallisation de cuivre), le substrat DAB (métallisation d'aluminium) et les substrats métallisés avec la technique AMB[7] (*AlN* ou Si_3N_4 avec diverses métallisations). La performance des substrats DBC à base d'*AlN* dépend des épaisseurs du cuivre et du substrat, de la technique de dépôt et de la nature de l'interface. La fissuration des substrats DBC est fréquemment relevée pour des plages de température réduites. La différence entre les substrats obtenus par la technique AMB et les autres types de substrat réside dans le fait que la couche de cuivre est brasée sur la céramique par un alliage (en général *Ag-Cu-Ti*), au lieu d'avoir un oxyde comme couche d'adhérence.

[7] Active Metal Brazing

c. Le nitrure de silicium (Si_3N_4)

Le Si_3N_4 possède le CTE le plus faible comparativement aux autres matériaux de substrat et sa haute résistance mécanique le rend même utilisable sans semelle. Sa conductivité thermique moyenne peut être compensée par l'augmentation de l'épaisseur de la métallisation en cuivre pour diffuser plus largement la chaleur à dissiper et gérer des courants électriques plus importants. Contrairement à l'*AlN*, il est peu répandu et ne peut pas être métallisé par la technique dite DBC. La métallisation doit être brasée ce qui peut affaiblir la jonction et entraîner un délaminage prématuré de cette dernière [McCluskey, 2007].

d. Le diamant polycristallin

Les caractéristiques exceptionnelles du diamant peuvent être exploitées pour la fabrication de substrat de grande performance. Le diamant polycristallin peut avoir une conductivité thermique 10 fois supérieure à celle de l'*AlN* [Schneider et al., 2005].

La Figure 5 met en évidence le positionnement relatif de chaque matériau utilisé dans les substrats de module de puissance par rapport au diamant selon la conductivité thermique et le coefficient de dilatation thermique. Cette figure montre que l'*AlN*, le Si_3N_4 et le *SiC* ont des CTE proches de celui du diamant. Ainsi, l'utilisation de ces matériaux comme substrat permettrait de réduire de façon importante les contraintes d'origine thermique.

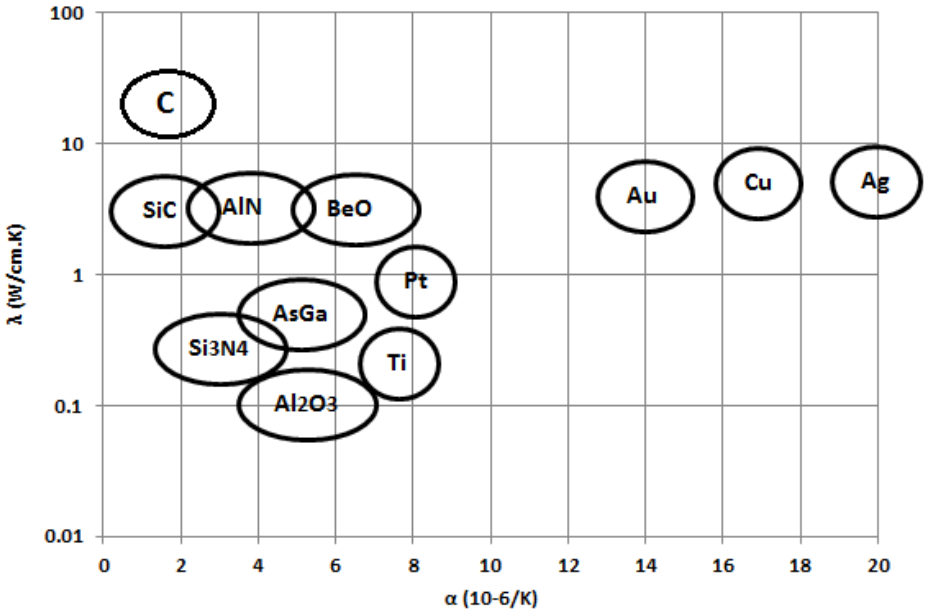


Figure 5: Comparaisons des propriétés thermomécaniques des matériaux constitutifs des substrats [Schneider et al., 2005].

Il est à noter que l'utilisation du *SiC,* très bon conducteur électrique et thermique, est possible si on prévoit une isolation électrique convenable à ce type de composant. Dans cette démarche, un dépôt d'*AlN* produit par SPS[8] peut être une bonne solution pour assurer à la fois une isolation électrique et un bon transfert thermique. La technique de dépôt SPS permet d'éviter les effets négatifs des ajouts inhérents au frittage de l'*AlN* [Dagdag, 2005]. L'utilisation de substrat *IMS*[9] (Substrat isolant à base métallique) est une autre solution à retenir [Calata et al., 2007]. L'emploi du molybdène comme métal de base dans ce type de substrats est fréquent

[8] Spark Plasma Sintering
[9] Insulated Metal Substrate

puisqu'il a un CTE de l'ordre de 4.10^{-6} ppm/K proche de celui d'Al_2O_3, une conductivité thermique de 1,42 W/cm.K à température ambiante et une résistivité électrique de 59.10^{-9}ohm.m. L'isolation électrique du métal est réalisée à l'aide de couches en céramique ou en verre.

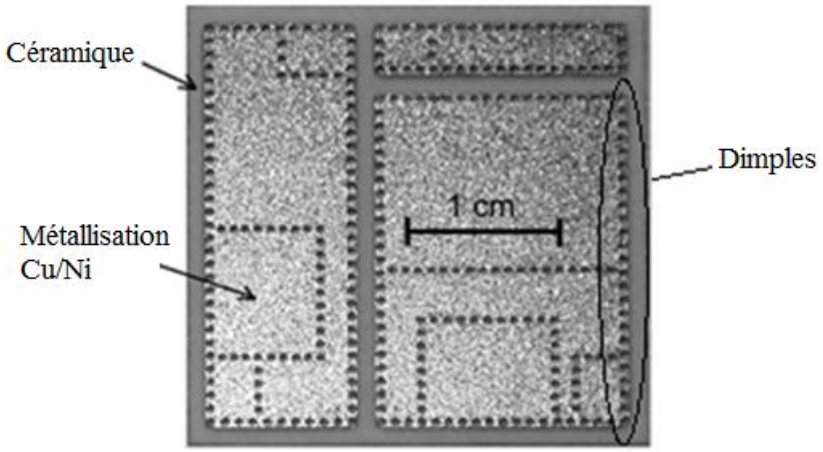


Figure 6: Présence de rides ou « dimples » aux bords de la plaque de cuivre d'un substrat métallisé [Dupont et al., 2006].

Pour augmenter l'endurance des substrats métallisés vis-à-vis d'un chargement thermomécanique, plusieurs solutions sont utilisées :

- diminuer l'épaisseur des couches de cuivre,
- prévoir des rides ou « dimples » en bordure de métallisation (Figure 6) pour atténuer les contraintes dans ces zones,
- utiliser les céramiques mécaniquement les plus résistantes parmi celles qui ont été citées,
- utiliser le DAB comme substrat malgré le plus grand CTE de l'aluminium qui peut générer des contraintes et des fissures dans la barrière de diffusion en nickel.

2.2 Assemblage des éléments

Les alliages de brasures sont les solutions les plus répandues pour l'assemblage des composants des packagings. Les alliages « durs » à base d'or comme l'*AuSn*, l'*AuGe* ou l'*AuSi* sont fréquemment cités malgré des contraintes économiques dues à l'emploi du métal précieux et des contraintes technologiques liées à la température de refusion élevée de l'ordre de 300°C de ces brasures [Tjong et al., 2001]. Les perspectives qu'offrent ce type d'alliages sont dues à leur conductivité thermique élevée et à leur intéressante résistance aux phénomènes de fatigue et de fluage. Ils ont été utilisés avec succès lors d'assemblages avec du silicium et ce malgré la différence des CTE (16.10^{-6} ppm/K pour *AuSn*, 12.10^{-6} ppm/K pour *AuSi*)[10]. Toutefois, pour l'application visée dans cette étude (Température > 300°C), ces alliages ont des températures de fusion trop basses. Soumis à la fatigue thermomécanique, ces alliages se dégradent rapidement pour des chargements peu conséquents. Pour augmenter la fiabilité des jonctions brasées, plusieurs solutions technologiques citées dans la littérature sont présentées dans les paragraphes suivants.

[10] Quelques propriétés thermomécaniques d'alliages de brasure sont proposées sur le site de la société INDIUM Corporation

2.2.1 Emploi d'alliages de brasure à température de fusion élevée

Les recherches concernant l'utilisation des alliages de brasure hautes températures pour l'assemblage des composants électroniques sont rares malgré la disponibilité de ces derniers. La température de fusion élevée ainsi que le coût de production de ces alliages représentent des handicaps majeurs à leur utilisation. Il faut noter aussi que la plupart des alliages qui fonctionnent à des températures supérieures à 500°C sont des alliages ternaires pouvant être potentiellement à l'origine de la formation défavorable de phases intermétalliques dans les interfaces. Des études ont été menées sur quelques alliages ternaires tels que les systèmes *AuAgGe* et *AgCuSb*. Il a été montré que pour le système *AgCuSb*, la mouillabilité, la température de fusion, la qualité de l'interface ainsi que la microstructure, sont favorables pour un fonctionnement entre 400°C et 500°C et ce avec un substrat *AlSiC* métallisé avec le bicouche *Ni/Au.* Aucune fissure ni phase intermétallique fragile n'a été mise en évidence [Li et al., 2007]. Il est à noter que l'antimoine *Sb* est un élément classifié parmi les substances toxiques bien qu'il ne soit pas concerné par les directives RoHS et WEEE. Des travaux sont en cours pour tester l'alliage *AuAgSi* avec le même type de métallisation [Johnson and Williams, 2004]. D'autres alliages comme le *62Cu35Au3Ni*, le *70Ti15Cu15Ni*, le *87.9Cu11.8Ge0.3Ni*, et le *92.8Cu3Si2.2Ti2Al* ont été testés par Sienna technologies. Seul l'alliage quaternaire *92.8Cu3Si2.2Ti2Al* a été testé avec succès au-delà de 700°C pour un assemblage semi-conducteur *SiC* / substrat *AlN*/*W-Si* sans changement au niveau de la stabilité de l'interface alliage/*W-Si* [Savrun et al., 1998]. L'inconvénient majeur de cet alliage concerne sa température de fusion très élevée de l'ordre de 958°C, qui nécessite une température de refusion supérieure à 1000°C. Une telle montée en température pourrait être fatale à la tenue thermoélectrique du semi-conducteur diamant mais aussi à l'ensemble des composants du packaging lors du brasage. Ces mêmes inconvénients sont observés avec des techniques évoluées comme l'assemblage des puces sur des substrats céramiques métallisés or [Chen et al., 2001, Meyyappan et al., 2003]. Dans ce cas, l'assemblage se fait à une température supérieure à 600°C mais la fiabilité de la jonction reste à vérifier. Les conditions d'élaboration sont présentées de façon détaillée par Chen et al, [Chen et al., 2001].

2.2.2 Utilisation d'autres techniques d'assemblage alternatives

Une autre façon de résoudre le problème de fatigue des brasures est de remplacer la technique de brasage par une autre technique satisfaisant les conditions de réalisation du système et répondant aux conditions de service du module. Ceci est réalisable en remplaçant la jonction puce/substrat et la liaison par fils de connexion, par une technique d'assemblage à basse température faisant intervenir des matériaux plus résistants et permettant ainsi de minimiser les précontraintes dues aux étapes d'élaboration. Dans les sous paragraphes suivants, nous présentons l'élaboration des jonctions par frittage puis par brasage diffusion.

2.2.2.1 Frittage avec résine ou nanoparticules d'argent ou technique « LTJT[11] »

La technique de frittage consiste à utiliser un alliage sous forme de poudre et à lui faire subir un traitement thermomécanique (température et pression) de façon à réaliser la cohésion et la densification des particules à une température inférieure à la température de fusion du/des constituant(s) de base. Des ajouts de frittage sont utilisés pour favoriser le procédé. Dans le cas

[11] **L**ow **T**emperature **J**oining **T**echnique

de l'électronique, le matériau le plus couramment utilisé est la poudre constituée de nanoparticules d'argent [Zhang and Lu, 2002, Amro et al., 2005, Beckedahl et al., 2006, Calata et al., 2008]. Dans ce cas, la résistance au cyclage actif peut être fortement augmentée et un accroissement supplémentaire de la durée de vie du composant électronique peut être atteint.

La Figure 7 présente un exemple de jonction pouvant être réalisée par frittage [Amro et al., 2005]. Un ruban en argent est assemblé directement par frittage de nanoparticules d'argent sur un DBC métallisé nickel et or. Cette technique est réalisée à une température de 220°C et une pression de 40 MPa durant une minute dans l'air à l'aide d'une presse hydraulique à pression et température contrôlées.

Les surfaces des matériaux à assembler par cette technique doivent avoir une métallisation noble [Thomas et al., 2010] comme l'or et l'argent (un plaquage or sur la métallisation épaisse en cuivre du substrat DBC, par exemple). L'interface d'argent fritté a une épaisseur de 15 µm et une porosité de 15%. Les propriétés de l'alliage résultant sont résumées dans le Tableau 2.

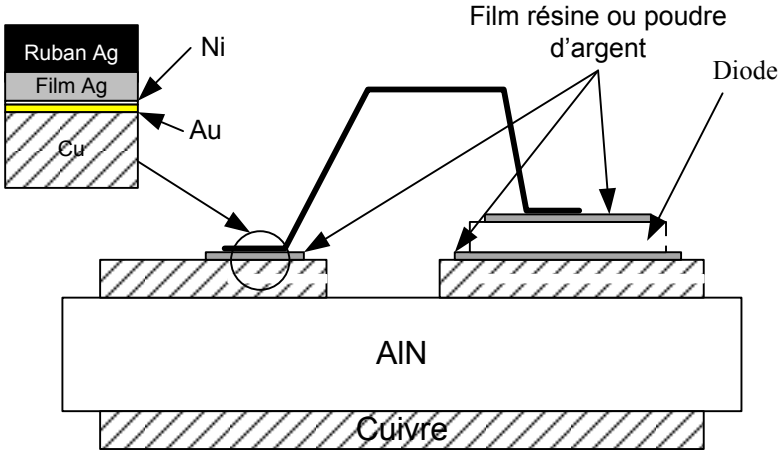


Figure 7: Zones d'application du frittage dans le module de puissance [Amro et al., 2005].

Propriétés	**Valeurs**
Conductivité thermique (*W/m.K*)	250
Conductivité électrique (*MS/m*)	40
Température de fusion (*°C*)	961
Coefficient de dilatation thermique (10^{-6}/*°C*)	19
Résistance à la traction (*MPa*)	55
Densité (g/cm^3)	8,5

Tableau 2 : Propriétés d'une jonction en argent obtenu par frittage [Beckedahl et al., 2006].

Toutes les jonctions frittées des assemblages semi-conducteur/DBC, fil conducteur/semi-conducteur et fil conducteur/DBC peuvent être réalisés dans les mêmes conditions (40 MPa et 220°C). L'inconvénient majeur de cette technique est la pression de 40 MPa assez élevée pour fissurer les composants du module, sans oublier le problème de fixation des éléments à assembler avant application de la pression. Cette technique prometteuse n'est qu'au stade de la recherche. Elle n'est pas mature sur le plan industriel.

2.2.2.2 Procédure de brasage-diffusion ou TLPS[12]

Une autre voie, concerne l'exploitation des mécanismes de diffusion pour produire à basse température des jonctions résistantes à hautes températures [Cilio et al., 2006]. Le principe consiste généralement à assembler deux parties avec un métal à bas point de fusion, puis à effectuer un traitement thermique pour permettre la diffusion en phase solide ou liquide du métal de refusion vers les substrats. La liaison obtenue présente une température de fusion supérieure à la température de traitement thermique (Figure 8).

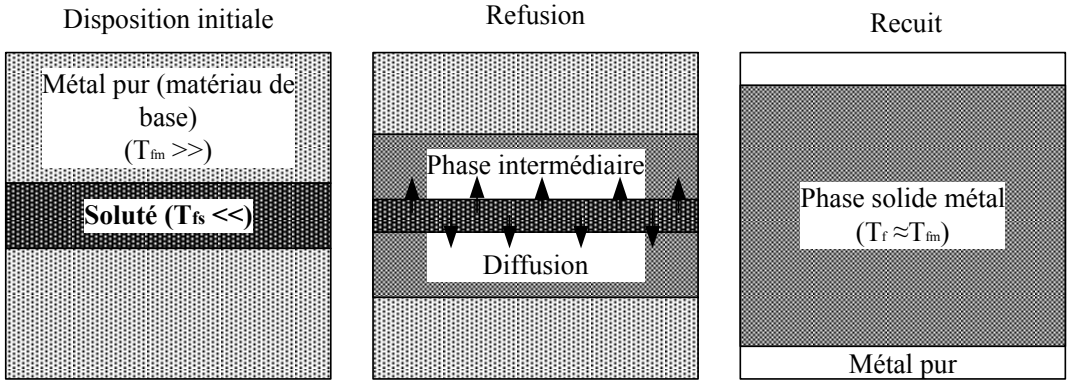


Figure 8 : Schéma simplifié du procédé TLPS.

Parmi les liaisons obtenues par ce procédé, nous trouvons les jonctions formées par des multicouches *Au/In* (alliage binaire résistant) [Chen and Chin, 1993, So et al., 2000], *Ag/In*, *Ag/Sn* (alliages binaires résistant puis jonction formée d'une phase solide riche en argent), et surtout *Au/Sn* (jonction formée d'une phase solide riche en or).

2.2.2.2.1 Diffusion en phase solide dans l'or

Des études ont pu aboutir à la réalisation d'assemblage très résistant entre la métallisation *$NiSi_2$/Cr/NiCr/Au* d'un semi-conducteur et l'alliage *AuSn* après un recuit de 2000 heures à 350°C [Johnson and Williams, 2004]. En essayant de faire diffuser l'étain dans le matériau de la métallisation, le pourcentage de *Sn* dans *Au* est réduit afin d'augmenter la température de fusion de la jonction. Ces recherches sont menées au JPL[13] [Castillo et al., 2007] et au sein de l'AFRL[14] [Williams et al., 2006]. Une attention particulière a été aussi consacrée aux alliages *AuIn* formés avec un composant indium très adhérant possédant une température de fusion de 157°C. La refusion de l'indium, est réalisée à 200°C pour obtenir des brasures *AuIn* pouvant résister jusqu'à 450°C [Chen and Chin, 1993, So et al., 2000]. Les contraintes économiques liées au coût d'alliages et au processus d'élaboration des jonctions brasées, favorisent l'exploitation de l'indium avec d'autres métaux comme le cuivre ou surtout l'argent.

2.2.2.2.2 Diffusion en phase solide dans l'argent

La procédure d'obtention d'une jonction résistante à haute température avec l'argent et l'indium n'est pas unique. La jonction peut être obtenue par dépôt d'indium sur des couches épaisses en argent, ou des préformes très fines d'indium posées simplement sur le substrat. Une autre solution est basée sur la refusion de l'alliage *SnAg* puis la diffusion de l'étain (*Sn)* dans les

[12] Transient Liquid Phase Soldering
[13] Jet Propulsion Laboratory ŔNASA
[14] Air Force Research Laboratory

métallisations *Ag*. Cette technique est similaire à la diffusion en phase solide d'*AgIn* mais met en jeu l'étain au lieu de l'indium.

En utilisant la première technique, un assemblage entre un semi-conducteur à base de silicium métallisé *Cr/Au/Ag* et un substrat cuivre métallisé *Ag/In/Ag* a été réalisée permettant d'avoir une jonction formée d'une solution solide riche en argent. Le processus d'élaboration de la jonction se fait à une température de l'ordre de 280°C. A l'issue de cette opération, une jonction très résistante est produite, formée par un empilement de couches $Ag/AgIn_2/Ag$. Par la suite, des tentatives ont été réalisées pour accroître la diffusion de l'indium et convertir la couche $AgIn_2$ en une couche d'*Ag* sans phase intermétallique [Lee and So, 2000, Chuang and Lee, 2002, Kim et al., 2008]. Les conditions d'élaboration de la jonction haute température c'est-à-dire les températures, les temps de recuit et les épaisseurs nécessaires des couches d'argent et d'indium, varient selon les auteurs mais dans tous les cas, la jonction formée de la solution solide riche en argent est obtenue et peut résister à des températures beaucoup plus élevées proches de 850°C. Les travaux de Quintero ont permis de déterminer l'influence de conditions expérimentales sur la qualité de la jonction obtenue [Quintero, 2008]. Le même type de jonction a été réalisé avec *Sn* en utilisant un semi- conducteur à base de silicium métallisé *Cr/Au* et un substrat cuivre métallisé *Ag/Sn/Au* [Yokozuka et al., 2007].

2.3 Connexion électrique par câblage filaire

Ces éléments servent à connecter le composant actif au substrat ou à d'autres parties et doivent avoir une bonne conductivité électrique et thermique. Il est préférable d'avoir le fil de connexion et la métallisation du substrat du même matériau pour éviter la formation de phases intermétalliques ou des phénomènes de corrosion comme cela a été précédemment décrit. Pour des applications hautes températures (> 300°C), les fils sont en aluminium, en platine, en palladium ou en or.

2.3.1 Les fils de connexion en or

Ces fils présentent une très bonne tenue à la fatigue thermique lorsqu'ils sont connectés à un substrat DBC [Hornberger et al., 2005]. En effet, pour la plage de cyclage de température entre -55°C et 300°C, ces fils restent intacts même si l'on peut observer des fissures apparentes sur la surface du substrat. À hautes températures, les fils d'or sont plus résistants à l'électromigration que les fils d'aluminium. D'autres études montrent que l'interface *Au/Au* ne présente aucune dégradation lorsqu'une température de 350°C est appliquée pendant plus de 300 heures [Harman, 2003].

2.3.2 Les fils de connexion en platine

Les fils de platine sont occasionnellement utilisés pour des applications hautes températures et longue durée. Malgré leur résistivité électrique cinq fois supérieure à celle de l'or ou de l'aluminium, ils ont une conductivité thermique faible représentant le quart de celle de l'or ou du cuivre. Cependant, comme la dureté du platine est élevée, ce matériau demande une énergie ultrasonore plus élevée que celle requise pour l'or ou l'aluminium lors du soudage par ultrasons. Cet inconvénient existe également avec l'utilisation du palladium.

2.3.3 Les fils de connexion en Aluminium

Les fils d'aluminium sont moins chers que les fils d'or ou de platine et sont largement utilisés. Pour améliorer la tenue mécanique des fils, l'aluminium est allié à du magnésium ou à

du silicium [Coppola et al., 2007]. Toutefois, l'utilisation de ces alliages reste à valider dans le cas où les intervalles de températures sont très importants.
Enfin, d'autres matériaux comme le cuivre ou l'argent, peuvent être utilisés pour les fils de connexion [Ratchev et al., 2006].

2.4 Architecture du packaging

Les constructeurs tentent d'optimiser la forme du packaging et essayent de nouvelles organisations des composants du module de façon à minimiser les échauffements thermiques [Zèanh et al., 2008a]. Ceci mis à part, il est toujours préférable d'opter pour une semelle ayant une très bonne conductivité thermique comme le cuivre ou l'*AlSiC* [Scheuermann, 2008], d'avoir un radiateur de géométrie et matériau convenables ou encore d'utiliser des techniques qui permettent de dépasser les contraintes technologiques dues au câblage filaire et enfin d'assurer un refroidissement double-face très utile pour une extraction de chaleur supplémentaire et la plus équilibrée possible [Ghaffarian, 1999]. La suppression de la plaque de base est aussi une solution permettant de résoudre le problème des assemblages brasés substrat / semelle et puce / substrat. En effet, le matériau de la semelle possède une conductivité thermique importante mais aussi souvent un CTE élevé contrairement au substrat en céramique dont le CTE est faible. Cette différence de CTE favorise pour certaines conditions, la rupture par fatigue thermique des brasures. La suppression de cette plaque de base et/ou de la brasure associée permet de réduire le poids et le volume du module, mais aussi de diminuer les valeurs de contrainte dans le système. Ainsi, la durée de vie augmente malgré une élévation des températures de jonction [Scheuermann, 2008].

Les architectures de refroidissement à double face sont destinées à un fonctionnement à haute température des composants. La technologie à base d'inserts ou bumps, bien que non symétrique de point de vue thermique, permet un fonctionnement à des valeurs élevées de courant sans avoir des inductances parasites. Elle est basée sur des billes en alliages de brasure ou en métal pur conducteur, pouvant supporter la température de service du composant électronique. Ces billes permettent le contact entre le semi-conducteur et la métallisation du substrat et doivent donc avoir des conductivités électrique et thermique importantes en plus de leur rôle mécanique et de la résistance à la diffusion à des hautes températures.

Vue la taille du module de puissance ainsi que la puissance électrique mise en jeu, d'autres connectiques sous forme de cylindres en cuivre ou en molybdène ont été utilisées au laboratoire PEARL[15]. Le molybdène se distingue par un CTE beaucoup plus faible que celui du cuivre. Les cylindres peuvent être disposés soit à l'horizontale soit à la verticale sous la forme de colonnes. Ce dernier type de connexion est appelé connexion par *CuC*[16] [Sun and Andrew, 2004]. La jonction entre les connectiques et le substrat, est réalisée par un alliage de brasure comme l'illustre la Figure 9. Cette approche permet de réduire la résistance électrique de l'assemblage, d'avoir un échange thermique plus efficace et d'augmenter la durée de vie. Une évolution de cette structure est l'architecture sandwich pour laquelle les connexions « bumpées » sont remplacées par des brasures « pleines » en face avant et arrière du composant [Zèanh et al.,

[15] Power Electronics Associated Research Laboratory
[16] Copper columns

2008a]. Cette technologie permet d'assurer un refroidissement symétrique du composant mais aussi d'équilibrer le chargement mécanique de la structure.

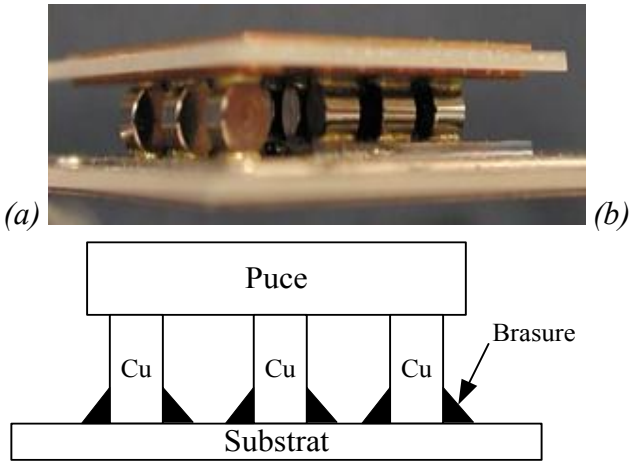


Figure 9 : Connexion entre semi-conducteur et substrat par des inserts cylindriques en cuivre, (a) disposition sous forme de « bumps », (b) disposition sous forme de CuC.

Les matériaux des inserts et des couches de brasure ont des CTE plus élevés que celui du matériau de la puce augmentant ainsi le risque d'accroissement des contraintes. De plus, des phénomènes de diffusion peuvent se manifester dans les interfaces brasure / puce et brasure / insert.

2.5 Métallisations

2.5.1 Céramique

La métallisation du substrat céramique est constituée d'un matériau qui doit être un excellent conducteur électrique et thermique. Une attention particulière doit être portée à l'augmentation de la réactivité du métal avec son environnement, notamment vis-à-vis de la brasure lorsque la température devient importante [Savrun et al., 1998]. Le CTE de la métallisation doit aussi être proche de celui du matériau de substrat. Les métallisations les plus répandues sont les métallisations cuivre et aluminium. Plusieurs autres matériaux possibles sont présentés dans le Tableau 3.

Dans le cas d'un câblage filaire en *Al*, la métallisation idéale serait l'aluminium. L'emploi du même matériau permet d'éviter la formation de précipités intermétalliques. Par contre, l'inconvénient majeur pour l'aluminium concerne sa faible aptitude à adhérer aux brasures. L'aluminium s'oxyde facilement et la couche d'oxyde native formée, difficile à éliminer, réduit la mouillabilité de la surface et la résistance de la jonction [Olszewski, 2007]. La métallisation en cuivre est à cet égard plus répandue.

Matériau	Résistivité électrique (μΩ.cm)	CTE (10^{E}-6/°C) à 27°C	Conductivité thermique (W/m.K)	Température de fusion (°C)
Cu	1,5	17	398	1083
Au	2	14	315	1063
Al	2,4	25	237	660
W	4,8	4,5	178	3400
Mo	5	5	138	2620
Ni	6	13	91	1453
Pd	9,8	8,5	71	1550

Pt	10,6	9	73	1770
Ta	12,2	6,5	57,5	2980
Ti	42	8,5	22	1640
Diamant (c)	$> 10^{E}9$	0,8	2000	-

Tableau 3 : Propriétés thermiques et électriques de quelques matériaux de métallisation [Savrun et al., 1998].

En général, ces métallisations sont accompagnées d'une couche de nickel et/ou d'or de façon à réduire l'oxydation et obtenir une bonne mouillabilité lors du brasage. De plus, le nickel est utilisé comme barrière de diffusion pour empêcher la migration des atomes de cuivre vers la couche d'or [Yamada et al., 2006].

2.5.2 Métallisation de finition

La métallisation du semi-conducteur doit permettre une bonne accroche mécanique, une bonne conductivité électrique et une bonne stabilité chimique lors de l'évolution de la température. L'or, l'argent et le cuivre sont considérés en raison de leur faible résistivité, comme étant les métaux idéaux pour la connectique. L'épaisseur du métal peut varier de quelques centaines de nanomètres à quelques microns.

En raison de sa nature chimique inerte, le diamant ne permet pas l'adhérence directe de la plupart des métaux notamment de l'or et du cuivre. Pour qu'une métallisation en or ou en cuivre adhère au diamant, elle doit être précédée d'un prétraitement. La capacité du diamant à former une couche très adhérente de carbure lors d'un recuit à haute température (700°C Ŕ 900°C) avec des métaux réfractaires comme *Ti*, *W*, *Mo* et les métaux de transition comme *Cr*, *Ni*, *Fe*,.. est utilisée [Brown et al., 1996]. Ainsi, la liste non exhaustive des combinaisons possibles de métaux à mettre en œuvre est : *Au/Ti, Au/Ti-W, Au/Cr, Au/Ni-Cr, Cu/Cr.* Ces métaux sont généralement déposés par évaporation suivie d'un recuit à des températures variant entre 150°C et 500°C.

2.5.3 Revêtements sur DBC

Plusieurs revêtements pour les métallisations épaisses en cuivre et en aluminium ont été utilisés afin de limiter la diffusion et l'oxydation de l'interface métallisation/alliage de brasure. Parmi les revêtements couramment appliqués à la métallisation en cuivre, il existe *Ni/Ag* et *Ni/Au*. Ces revêtements bicouches sont utilisés dans le cas de brasure en alliage d'or tel qu'*AuSn*. Les essais réalisés montrent que pour *Ni/Au*, une couche épaisse d'or est indispensable pour diminuer la proportion de *Sn* dans *AuSn* jusqu'à 10% et pour retarder la diffusion de *Sn* dans *Ni* [Johnson and Williams, 2004].

Le revêtement *Ni/Au* est aussi utilisé avec l'alliage ternaire *AuAgGe*. Cependant, des essais ont montré qu'après un recuit à 400°C pendant 100 heures, une diffusion totale de *Ge* dans *Ni* s'était produite. Cette diffusion a entraîné une formation d'intermétallique fragile *NiGe* préjudiciable à la liaison. Il en est de même pour le revêtement *Ni/Ag* qui est utilisé dans le cas d'un alliage de brasure *AuGe*. Les résultats montrent qu'après vieillissement à 330°C pendant 1600 heures, le *Ge* diffuse dans le *Ni* formant ainsi des composants intermétalliques fragiles [Lang et al., 2009].

Un revêtement de la métallisation de cuivre par *Ni/Cr/Au* est réalisé afin d'éviter la diffusion des atomes de cuivre dans les alliages d'étain et d'indium tels que *AuSn* et *AuIn*. Le nickel déposé améliore la rugosité de la surface et permet un dépôt homogène et adhérent du

chrome. Le chrome sert de barrière de diffusion. La couche d'or protège le chrome contre l'oxydation suite au dépôt de ce dernier. Après un recuit de 100 heures à 130°C, aucune formation de composés intermétalliques comme les Cu_xSn_y ou les Cu_xIn_y a été observée [So et al., 2000].

Les travaux actuels vont dans le sens de rechercher d'autres matériaux servant de barrière de diffusion à la place du nickel. L'alliage titane tungstène *TiW* et le carbure de tungstène *WC* peuvent par exemple assurer cette fonction jusqu'à 400°C [Mustain et al., 2009]. Ces barrières gardent généralement une bonne stabilité thermique à des températures extrêmes. L'utilisation de *W* seul comme barrière de diffusion a été favorable contre la diffusion de *Ge* dans *Ni* [Lang et al., 2009].

2.6 Semelle

La semelle est un composant qui représente un support assez rigide pour l'ensemble du module et qui permet surtout de transférer la chaleur vers le radiateur. Elle est généralement en cuivre, en aluminium, en molybdène ou en matériaux composites à matrice métallique comme l'*AlSiC*. L'*AlSiC* a des propriétés thermiques excellentes et un faible CTE qui dépend de la proportion du *SiC* dans le composite [LeFranc, 2005]. Les tendances actuelles sont en faveur de la suppression de la semelle en raison du poids et du volume supplémentaire qu'elle donne au module. La suppression de la semelle implique alors l'utilisation de substrat aux performances thermique et mécanique plus importantes [Moazed et al., 1990]. Dans le Tableau 4, sont présentées les caractéristiques de matériaux couramment utilisés pour la semelle.

Matériaux	CTE à 150°C *(10^{-6}/°K)*	Conductivité thermique *(W/m.K)*	Module d'Young *(GPa)*	Limite d'élasticité *(MPa)*	Densité *($g.cm^{-3}$)*
AlSiC	7	200	200	300	3
Al	23	220	70	150	2,7
Cu	17	350	125	300	8,9
Cu-Mo15	6,5	180	300	800	10

Tableau 4 : Caractéristiques des matériaux de la semelle [LeFranc, 2005].

2.7 Radiateur

Le radiateur se présente comme le composant le plus volumineux parmi les composants cités. Il doit avoir une faible densité et permettre l'évacuation d'un maximum de chaleur vers l'extérieur du module de puissance. Les matériaux les plus usuellement employés sont le cuivre, l'aluminium et moins fréquemment le molybdène. Les valeurs assez élevées de CTE et de la densité de ces matériaux amènent à avoir recours à une variété de matériaux composites qui ont une meilleure conductivité thermique et un plus faible CTE. Ces composites sont caractérisés par des matrices en cuivre, aluminium, ou argent... renforcées par des matériaux à très faible CTE comme le diamant, le graphite, le *SiC* ou par des fibres de carbone. Il existe par exemple le *Cu-C*, le *Cu-SiC* et le *Cu*-diamant. Ces derniers ont des propriétés thermomécaniques élevées et un faible CTE [Neubauer et al., 2005]. Un des choix les plus intéressants, concerne l'*AlSiC* dont la conductivité n'est pas aussi élevée que celle du cuivre mais qui peut cependant être améliorée en ajoutant des composants comme le diamant ou le graphite [LeFranc, 2005]. Les matériaux composites plus spécialement ceux qui sont renforcés par des nano-fibres, offrent la possibilité

d'avoir à la fois un CTE proche de celui du semi-conducteur, une densité très faible et une conductivité thermique importante [Barcena et al., 2006].

Un récapitulatif des matériaux utilisés dans la fabrication du radiateur est donné dans le Tableau 5 [Mavoori and Jin, 1998, Barcena et al., 2006, Coppola et al., 2007, Geffroy et al., 2008].

	Matériaux	CTE *(10^{-6}/°K)*	Conductivité thermique *(W/m.K)*	Densité *($g.cm^{-3}$)*
Matériaux à base de carbone	*Diamant*	1 Ŕ2	1100 Ŕ1800	3,52
	Diamant + SiC	1,8	600	3,3
	Fibres de carbone	L=4 Ŕ5, T = -1[17]	100 Ŕ500	1,8
	SiC + 20% VGCF		310	2,9
	Carbone Nanotubes (CNT's)	T = -1	6600	2
	VGCF	-1	1950	1,8 Ŕ2
	Carbon + 70% VGCF		910	1,8 Ŕ2
Cuivre et alliages métalliques	*Cu*	17	400	8,9
	75W-25Cu	8,5	236	15,7
	75Mo-25Cu	9	180	9,8
	95W-3.5Ni-1.5Cu	4,5	173	18
	65Cu-35Ni-Ti	4	264	
	Cu/Invar[18]/Cu	6,5	138 (xy) ; 40 (z) [19]	8,3
	Cu/Mo/Cu	6	210 (xy) ; 170 (z)	9,8
Composites à matrice métallique en Cu	*Cu + 50% diamant*	5,5	420	5,35
	Cu + 28% fibres de C	6,5	290 (xy)	7,2
	Cu + 50% CNT		1024	5,45
	Cu + 50% VGCNF[20]	5,5	840	5,45
	Cu +30%particules C	9,5	180 Ŕ250	6,4
	Cu +50%particules C	8 Ŕ9	150 Ŕ300	5,9
	Cu + SiC	7 Ŕ10,9	320	6,6
	Cu + Cu_2O (L-COP)	8 Ŕ17	90 - 390	
	Al + 37% VGCF[21]	5	642	2,44
	Al + 40% fibres courtes de Carbon	4	230	2,4
	Al + 60% SiC	9 Ŕ10	180	2,9
	Al + 50 à 70% graphite	6,5 Ŕ9,5	190 Ŕ270	2 Ŕ2,2
	HOPG	-1	1300 Ŕ1700	2,3
	Cobalt + diamant	3	>600	4,12
	Magnésium+ diamant	8	550	
	Argent + diamant	5,8	400 Ŕ600	5,8

Tableau 5 : Caractéristiques de quelques matériaux du radiateur.

[17] *L et T*: Longitudinal et transversal
[18] *Fe-Ni*; l'ensemble *Cu-Fe-Ni* est le Cuvar
[19] *(xy) et (z)* : dans le plan et hors plan
[20] Nano-fibres de carbone obtenues par croissance en phase vapeur
[21] Fibres de carbone obtenues par croissance en phase vapeur.

3 Choix technologiques pour le packaging haute température

Dans cette partie, l'architecture d'un véhicule test est présentée pour tester un composant vertical diamant haute température, non commandé, de dimensions 3×3 mm. L'architecture est conçue pour résister à une température de jonction de 300°C et un cyclage thermique entre -55°C et +300°C. Le composant permet de passer une densité de courant de 100 A/cm^2. Les différents choix des matériaux constitutifs de l'assemblage sont présentés et argumentés.

3.1 Choix de l'architecture

Le choix d'une architecture de module est basé sur les conditions de fonctionnement du composant électronique, la faisabilité du procédé technologique et les propriétés physico-chimiques, mécaniques et thermiques des matériaux. Comme précédemment détaillé, le « wire bonding » est une technique qui montre une bonne maturité technologique et une maîtrise des paramètres de production. Cette méthode est fréquemment utilisée en microélectronique et en électronique de puissance. Elle est adaptée pour des environnements peu sévères par rapport aux applications haute température et haute puissance. Les assemblages avec inserts, ou pressés permettent de dépasser ces limites. Ces méthodes permettent de gérer de fortes tension et densité de courant et d'équilibrer les échanges thermiques grâce à la symétrie de l'architecture. La distance entre les métallisations, ainsi que le coût élevé des dispositifs de pression à réaliser restent les points faibles de ces types d'architectures.

Pour éviter les tensions de claquage trop faibles et pour avoir des performances thermomécaniques et électriques plus importantes, les assemblages par inserts cylindriques sont actuellement utilisés. Un nombre suffisamment élevé d'inserts répartis sur le substrat semi-conducteur permet d'amortir les contraintes dans les brasures, de compenser les effets de la différence de CTE et de minimiser les risques de claquage en adoptant une géométrie convenable de ces derniers. Cette géométrie doit aussi être en accord avec les dimensions du semi-conducteur. Dans le cas d'une puce en diamant de dimensions 3 × 3 mm, des difficultés de positionnement des inserts peuvent être rencontrés sans compter le nombre maximal d'inserts qui peuvent être placés sur la surface du semi-conducteur. La conception des éléments tels que grille et source reste une problématique sur laquelle nous n'avons pas travaillé.

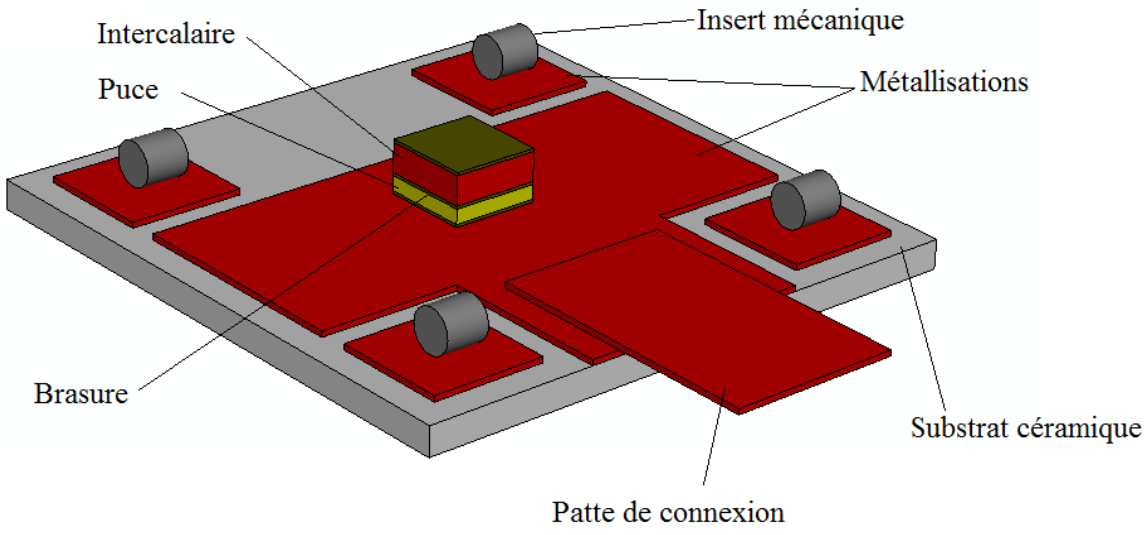


Figure 10 : Architecture du packaging élémentaire.

Dans le cas d'un composant vertical (non commandé en tension/courant), l'utilisation d'un élément brasé intercalaire au lieu d'inserts paraît être un choix raisonnable. Les intercalaires en cuivre ou en molybdène sont préférables en raison de leur conductivité thermique élevée, et de leur disponibilité. La structure face arrière de la puce est supportée par des inserts mécaniques pour améliorer l'équilibre de toute la structure du module. L'architecture adoptée pour le véhicule test, est présentée sur la Figure 10.

3.2 Choix des matériaux

L'*AlN* et le Si_3N_4 sont retenus comme matériaux de substrat céramique, en raison de leur faible CTE et de leur bonne conductivité thermique.

Pour l'assemblage de la puce au substrat, la refusion et la diffusion en phase solide sont les procédés retenus pour l'élaboration de la jonction. Le frittage est écarté en raison de l'absence de moyens technologiques disponibles au sein des laboratoires du programme, pour le réaliser. Pour avoir une jonction résistante à haute température, l'alliage de brasure et la métallisation doivent être compatibles.

3.2.1 Choix des alliages de brasure

Trois types de jonctions ont été étudiés dans le cadre de notre travail. Deux jonctions sont obtenues par refusion, l'une à faible température et l'autre à haute température. Ce procédé, largement diffusé, ne pose à priori pas de problème technologique majeur. La troisième jonction possède une température de fusion élevée, mais elle est réalisée à « basse » température par le procédé TLPS.

Pour ce qui concerne les jonctions obtenues par refusion, les deux types de brasure sélectionnés sont des alliages *AuGe* et *AlSi*. L'alliage 88*Au12Ge* est fréquemment utilisé en électronique de puissance et est répandu sur le marché. Il a une bonne conductivité électrique et est très résistant à la corrosion [Leinenbach et al., 2011]. En raison de sa faible température de fusion, la jonction pourrait être élaborée par nos propres moyens technologiques. D'autres alliages d'or comme l'*AuIn* auraient pu nous intéresser, mais nous ne les avons pas retenus en raison d'un processus d'élaboration moins maîtrisé.

L'alliage de brasure *88Al12Si* a été retenu comme solution à explorer en raison des possibilités qu'il peut offrir pour des applications hautes températures. En raison de sa température de fusion élevée (de l'ordre de 577°C), l'opération de refusion a été effectuée sur un dispositif spécifique à la SCT[22]. Il aurait été possible de faire d'autres choix d'alliage de température de fusion supérieure à celle de l'*AlSi*, cependant, vu le coût de ces alliages (à base d'or pour la plupart), et leur température de fusion excessive pouvant être néfaste aux éléments du module, ils ont été écartés.

Enfin, le procédé TLPS est utilisé pour réaliser une jonction *Ag/In* formée d'une solution solide riche en *Ag*. La température de fusion de la jonction obtenue est de l'ordre de 850°C alors que les températures d'élaboration n'excèdent pas 400°C. Le point de départ du cycle d'élaboration est un dépôt multicouche *Ag/In*. La refusion à basse température (environ 200°C) de l'indium, suivie de sa diffusion en phase solide dans l'argent (traitement thermique à 400°C), permettent de minimiser les précontraintes dans la jonction formée. D'autres dépôts

[22] Société des Céramiques Techniques

multicouches auraient pu être étudiés (*Au/Sn* et *Au/In*), mais ont été écartés à la vue du nombre d'échantillons à élaborer, des épaisseurs des dépôts d'or importantes demandées (> 5 µm pour plus de 100 échantillons) et du coût important généré.

3.2.2 Choix des métallisations

Les revêtements sur DBC et les métallisations de finition sont choisis généralement en partant du principe d'avoir une métallisation de même nature que le métal de base constituant l'alliage de brasure. Ceci permet de minimiser les risques de formation de composants intermétalliques défavorables.

Nous avons proposé pour l'alliage de brasure *AlSi* une métallisation de finition *Si/Al* pour la puce et d'un compound *W-Si* pour le revêtement du DBC. Ce composé devait être réalisé par pulvérisation magnétron, mais en raison de l'indisponibilité des cibles *W-Si* nous avons retenu le choix du nickel comme revêtement pour le cuivre. La substitution du *W-Si* par *Ni* est un choix raisonnable vue la stabilité de la jonction *Al/Ni* aux hautes températures. La métallisation *Si/Al* est formée par les mêmes entités chimiques que l'alliage *AlSi* ce qui permet d'éviter la formation d'intermétalliques défavorables.

Parallèlement à cette configuration, nous avons choisi une métallisation de finition *Ti/Cr/Au* comme accroche pour l'alliage *AuGe* sur le composant diamant. Le titane est choisi pour favoriser l'adhérence des métallisations grâce à la formation d'un carbure avec le diamant, tandis que le chrome forme une excellente barrière de diffusion. Nous avons retenu comme revêtements du DBC deux combinaisons : *Ni/Au* et *Ni/Cr/Au*. Pour le second choix, le chrome constitue une barrière de diffusion efficace contre la diffusion entre le nickel et le germanium. Le choix plus simple *Ni/Au* est viable à condition de prévoir une bonne épaisseur d'or permettant d'éviter la diffusion de *Ni* dans le *Ge*.

Pour le troisième type de jonction, la diffusion de l'indium dans l'argent impose un choix coté puce, similaire au précédent à savoir une métallisation *Ti/Cr/Au/Ag*. Bien entendu la couche finale est constituée d'*Ag*. Du côté du DBC, un dépôt épais d'argent suivi d'un autre dépôt mince d'indium, sont nécessaires à l'obtention de la phase solide riche en argent. Le schéma figure 11 présente l'ensemble des solutions technologiques qui seront étudiées au cours de ce travail.

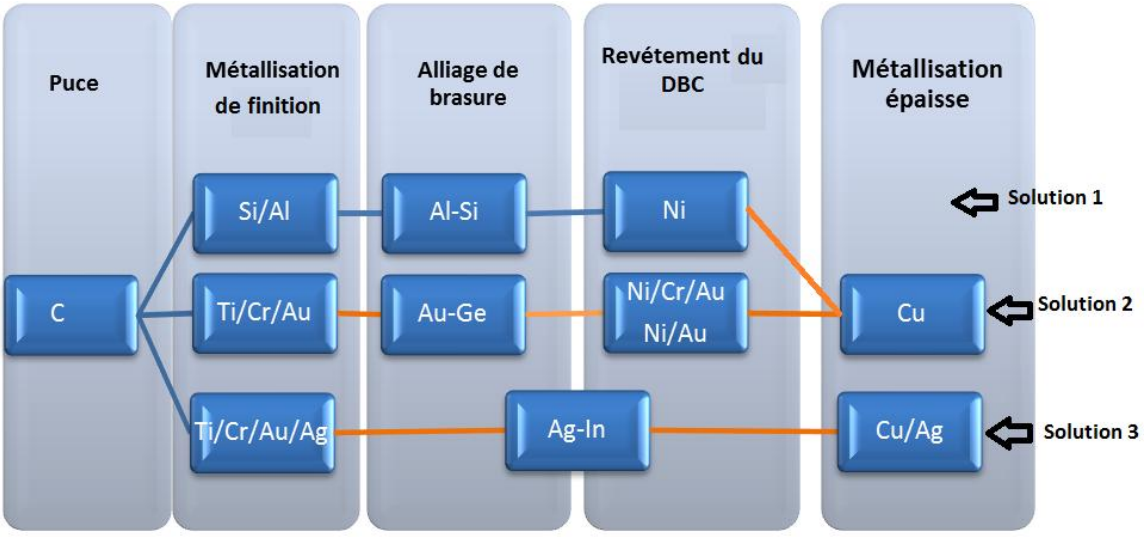


Figure 11 : Présentation des solutions pour l'assemblage des composants.

Conclusion du Chapitre 1

Dans ce chapitre bibliographique, nous avons tout d'abord recensé l'ensemble des contraintes liées au packaging haute température. Nous nous sommes ensuite intéressés aux diverses solutions envisageables pour la conception d'un assemblage autour d'un composant diamant.

L'ensemble de ce travail a abouti à la proposition d'une architecture de véhicule test pour un composant diamant packagé.

L'ensemble des matériaux retenus pour l'élaboration du packaging haute température du composant diamant a aussi été choisi à partir des données issues de la bibliographie et de nos propres expériences. Nous avons retenu trois types d'alliages de brasure pour reporter la puce sur un substrat céramique métallisé cuivre. Les deux alliages *AlSi* et *AuGe* sont des eutectiques qui permettent une obtention de la jonction par refusion, procédé bien connu et maitrisé. Le troisième choix concerne un procédé mettant en œuvre la refusion à basse température d'un faible volume d'un composé (ici l'indium), suivi d'un traitement thermique permettant la diffusion en phase solide du premier composé (*In*) dans le métal majoritaire qui est ici l'argent. La liaison *Ag-In* obtenue est donc majoritairement de l'argent, et ses propriétés sont elles aussi proches de celles de l'argent. Ce procédé permet l'élaboration à basse température d'une jonction haute température. Afin d'obtenir une jonction performante, les compositions des métallisations de finition ont dû être choisies avec soin. Ainsi, six types de couches de finition ont été définis. Certains de ces matériaux ont des propriétés thermomécaniques encore méconnues et/ou non caractérisées pour nos conditions d'élaboration.

Dans le chapitre suivant, nous nous intéresserons donc à la caractérisation thermomécanique des jonctions et des interfaces réalisées.

Chapitre 2. Caractérisation expérimentale des matériaux du packaging

1 ÉTUDE DES DEPOTS 42

1.1 ETUDE DES METALLISATIONS DE FINITION SUR SUBSTRAT DIAMANT 42

1.1.1 Dépôts monocouches 43

1.1.1.1 Elaboration des dépôts 43

1.1.1.2 Morphologie des dépôts 43

1.1.1.3 Adhérence des dépôts 44

1.1.2 Dépôts multicouches 45

1.1.2.1 Procédure expérimentale 45

1.1.2.2 Etude de la métallisation Si/Al 52

1.1.2.3 Etude de la métallisation Ti/Pt/Au 59

1.1.2.4 Etude de la métallisation Ti/Cr/Au 66

1.2 ETUDE DES REVETEMENTS SUR SUBSTRAT CUIVRE 72

1.2.1 Procédure expérimentale 72

1.2.1.1 Réalisation des dépôts 72

1.2.1.2 Essais de Micro-traction sous MEB 73

1.2.2 Résultats d'essais 74

1.2.2.1 Dépôts électrochimiques Ni/Au sur cuivre 74

1.2.2.2 Dépôts électrochimiques Ni/Cr sur cuivre 76

1.2.2.3 Dépôts électrochimiques Ni/Cr/Au sur cuivre 78

1.2.2.4 Calcul de la contrainte interfaciale pour chaque revêtement 79

1.3 CONCLUSION 80

2 ETUDE DES ALLIAGES DE BRASURE 82

2.1 PROPRIETES MECANIQUES 83

2.1.1 Essais de nano-indentation 83

2.1.2 Essais de nano-indentation sur l'alliage AuGe 84

2.1.2.1 Essais de nano-indentation à charge monotone 84

2.1.2.2 Essais de nano-indentation à charge cyclique 85

2.1.3 Essais de nano-indentation sur l'alliage AlSi 86

2.1.3.1 Essais de nano-indentation à charge monotone 86

2.1.3.2 Essais de nano-indentation cycliques 87

2.1.4 Conclusion 87

2.2 MISE EN ŒUVRE DES ALLIAGES 88

2.2.1 Procédure expérimentale 88

2.2.2 Refusion de l'alliage AuGe 88

2.2.3 Refusion de l'alliage AlSi 90

2.2.4 Elaboration de la jonction AgIn 91

3 ETUDE D'ASSEMBLAGES BRASES 92

3.1 PROCEDURE EXPERIMENTALE 92

3.2 ETUDE DES JONCTIONS AUGE 93

3.2.1 Brasage sur Cuivre revêtu Ni/Au 93

3.2.2 Brasage sur substrat cuivre 95

3.3 ETUDE DES JONCTIONS ALSI 97

3.4 ETUDE DES JONCTIONS AGIN 99

3.5 CONCLUSION 100

CONCLUSION DU CHAPITRE 2 102

L'étude bibliographique a mis en évidence les contraintes thermomécaniques présentes dans les packagings d'électronique de puissance ainsi que certaines solutions technologiques développées par la communauté scientifique.

Trois solutions d'assemblage ont été choisies pour cette étude : deux jonctions obtenues par refusion de brasure *AlSi* et *AuGe* et une jonction *AgIn* réalisée par le procédé TLPS.

La caractérisation thermomécanique des brasures et des métallisations associées fait l'objet de ce chapitre. Différents moyens ont été mis en place pour déterminer les propriétés mécaniques intrinsèques des brasures et des métallisations à différentes échelles (nano-indentation, essais de fluage, essais d'écrouissage monotone et cyclique) ainsi que l'adhérence des revêtements (essais de nanorayage et essais de microtraction sous MEB). Les résultats obtenus sont commentés à partir de l'étude microstructurale des différentes zones des jonctions, menée en parallèle.

1 Étude des dépôts

Les différentes métallisations de finition sur le diamant ainsi que les revêtements sur substrat DBC font l'objet de cette première partie. Les films déposés par voie sèche sur substrat diamant ont été réalisés au LAAS[23], partenaire du programme DIAMONIX. La définition, le choix des bains et la réalisation des revêtements ont été faits en partenariat avec le Laboratoire des Traitements de surface du Lycée Jean Dupuy de Tarbes. Le Tableau 6 présente tous les multicouches étudiés en fonction du substrat et de la technique de déposition.

	Cuivre	**Diamant**
Dépôts électrochimiques	*Ni/Au, Ni/Cr/Au, Ni/Cr*	-
Dépôts par voie sèche	-	*Si/Al, Ti/Pt/Au, Ti/Cr/Au, Ni, Al, W, Ti, Cr.*

Tableau 6 : Nature des dépôts réalisés sur les différents substrats en fonction de la technique de déposition.

1.1 Etude des métallisations de finition sur substrat diamant

Ce travail s'intéresse donc à l'étude de plusieurs configurations de métallisations de finition sur un substrat diamant. Dans un premier temps, une étude exploratoire a été menée sur des revêtements monocouches, possibles candidats pour réaliser des contacts ohmiques sur substrat diamant. Les dépôts étudiés sont des couches minces de titane, de nickel, de chrome, d'aluminium et de tungstène. Ce travail a permis de fixer non seulement la méthodologie mais aussi les paramètres d'essai pour la campagne de caractérisation des revêtements multicouches envisagés pour notre étude, à savoir des dépôts *Si/Al, Ti/Pt/Au* et *Ti/Cr/Au*. La première combinaison de dépôt est un bicouche *Si/Al* qui n'avait pas été traité jusqu'à présent. C'est une combinaison inspirée de l'utilisation de l'alliage *99Al1Si* [Werner et al., 1996] et du silicium dopé aluminium [Wade et al., 2006] utilisés comme contacts ohmiques. Le second type de dépôt est une combinaison de trois films *Ti/Pt/Au* utilisée fréquemment comme métallisation dans les composants d'électronique de puissance à base de silicium mais aussi de diamant [Katz et al., 1993, Hoff et al., 1996, Chouanine et al., 2005], pour des conditions de service « normales » de température et de puissance. La température de service de ces composants varie en général entre -50°C et 125°C. Ce dépôt est composé de titane pour l'adhérence avec le diamant et du platine

[23] Laboratoire d'Analyse et d'Architecture des systèmes

comme barrière de diffusion du titane vers l'or [Hoff et al., 1996]. Cette combinaison de matériaux, élaborée couramment par le LAAS, est appliquée comme métallisation de base (barrière de diffusion et accroche mécanique) pour supporter des alliages de brasure et comme électrode pour des composants de type « MEMS » par exemple. Enfin, le dernier multicouches étudié est le *Ti/Cr/Au* qui se présente comme un candidat potentiel pour des revêtements sur diamant. Ce dernier choix est dicté par sa compatibilité avec certains alliages de brasure riches en or tel que l'alliage *Au88Ge12*. Ce choix peut être étendu vers une métallisation *Ti/Cr/Au/Ag* dans le cas où la brasure étudiée est à base d'argent. La caractérisation mécanique locale imposée par la faible épaisseur des dépôts et par la taille réduite des substrats diamant a été menée principalement grâce au nanoindenteur XP de chez MTS® avec la tête de faible raideur DCM[24] et grâce à la platine de microtration développée par DEBEN®. Le microscope optique PMG3 OLYMPUS ainsi que le microscope électronique à balayage à émission de champs SEM-FEG JEOL 7000F ont permis d'étudier la microstructure des dépôts ainsi que le faciès de rupture des échantillons après les essais mécaniques. Enfin, des analyses physicochimiques par spectrométrie à dispersion d'énergie X ont été effectuées pour localiser notamment les zones de défaillances. Elles ont été réalisées à l'aide du spectromètre SDD 129 eV de chez Brucker. Les conditions expérimentales des essais mécaniques seront précisées tout au long de ce chapitre avant la présentation des résultats.

1.1.1 Dépôts monocouches

1.1.1.1 Elaboration des dépôts

Cinq dépôts monocouches ont été réalisés par évaporation sous vide sur substrats diamant polycristallin de dimensions 3×3×0,5 mm (Figure 12). Les dépôts concernés sont des dépôts de titane, de nickel, de chrome, d'aluminium et de tungstène avec des épaisseurs respectives de 100 nm pour les trois premiers et de 200 nm pour le suivant. Aucun traitement de recuit n'a été effectué sur ces dépôts.

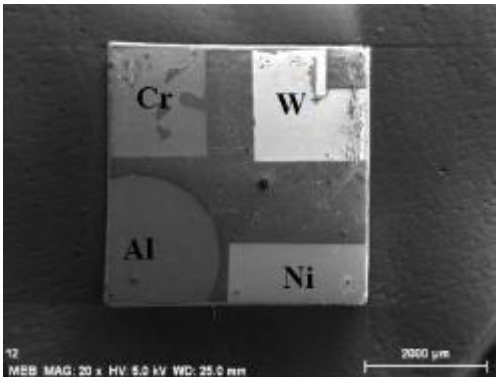


Figure 12 : Diamant revêtu de quatre types de dépôts : Cr, W, Al, Ni.

1.1.1.2 Morphologie des dépôts

Les premières observations par microscopie optique révèlent la présence de décohésion pour les revêtements de tungstène et de chrome (Figure 12). A plus fort grandissement, une étude comparative des morphologies attestent d'une morphologie compacte pour les revêtements d'aluminium, de chrome, de titane et de nickel contrairement au dépôt de tungstène. En effet,

[24] **D**ynamic **C**ontact **M**odulus

quelques excroissances sous forme d'amas sont présentes en surface de ce dernier dépôt (Figure 13).

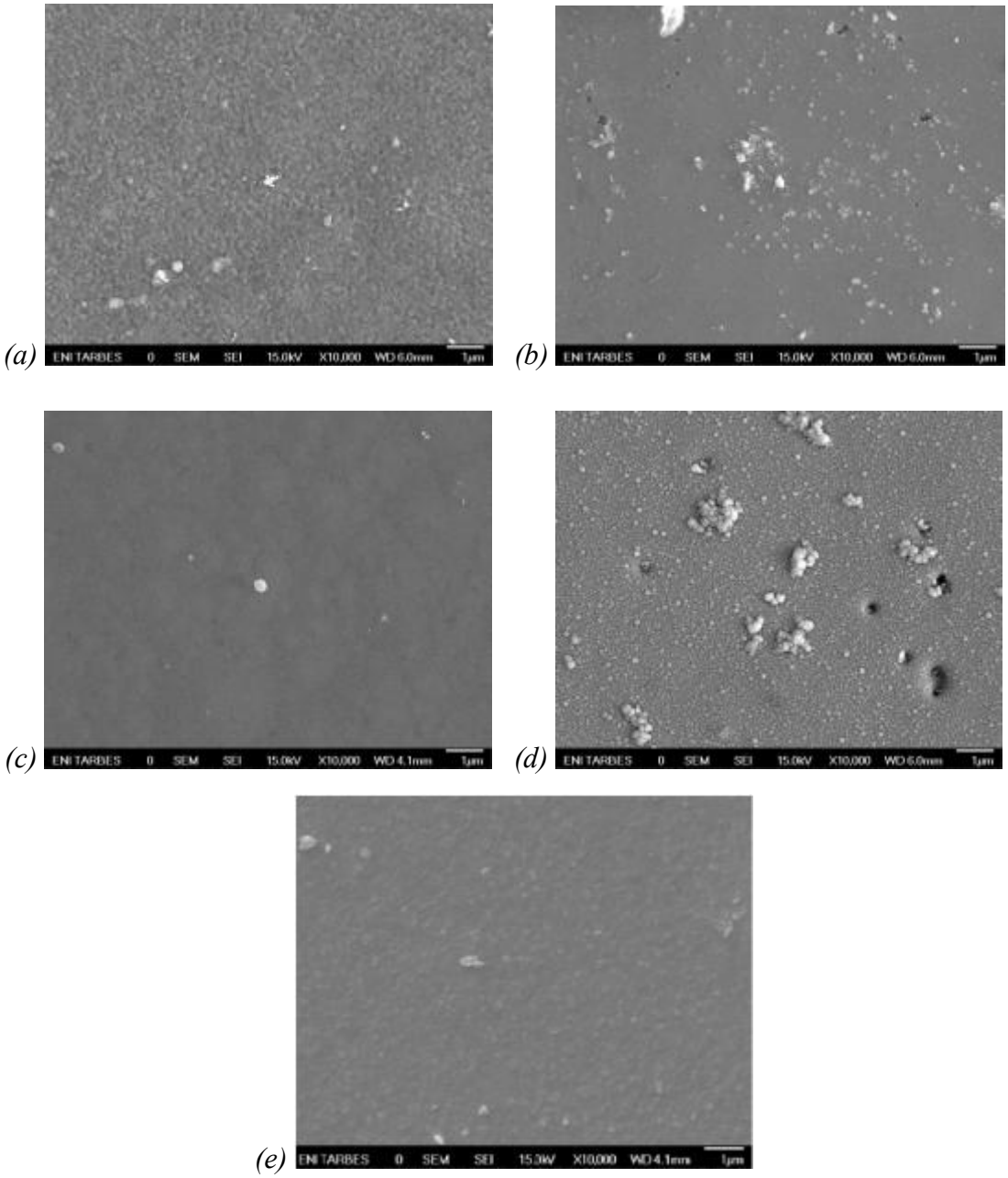


Figure 13 : Morphologies des revêtements, (a) d'aluminium, (b) de chrome, (c) de nickel, (d) de tungstène et (e) de titane.

1.1.1.3 Adhérence des dépôts

Il existe une multitude d'essais d'adhérence plus au moins qualitatifs et/ou quantitatifs. Mittal en recense notamment plus de 300 [Mittal, 1993]. Compte-tenu de la nature du substrat (forme et dimension réduites, propriétés mécaniques importantes du diamant) et de la faible épaisseur des films (épaisseur inférieure au micron), rares sont les essais d'adhérence qui peuvent être mis en œuvre. L'essai de nanorayage a donc été choisi pour une étude comparative, même si les dépôts présentent une dureté et une ductilité respectivement plus faible et plus élevée que le substrat diamant. Les paramètres des essais de nanorayage sont donnés dans le Tableau 7.

Type d'indenteur	Indenteur Berkovich en configuration « arête » en avant
Vitesse de rayage	10 µm / s
Charge maximale imposée	40 mN
Longueur rayée	200 µm
Nombre de rayures	3

Tableau 7: Paramètres des essais de nanorayage.

Un essai de nanorayage se déroule en trois étapes successives :

- un premier passage de l'indenteur avec une force normale appliquée très faible (100 µN) ayant pour but de déterminer la topographie des revêtements,
- un deuxième passage lors duquel la charge augmente progressivement jusqu'à la charge maximale,
- un troisième passage, en fond de rayure, avec la charge la plus faible pour déterminer le retour élastique de l'échantillon après rayage ainsi que la topographie de la rayure.

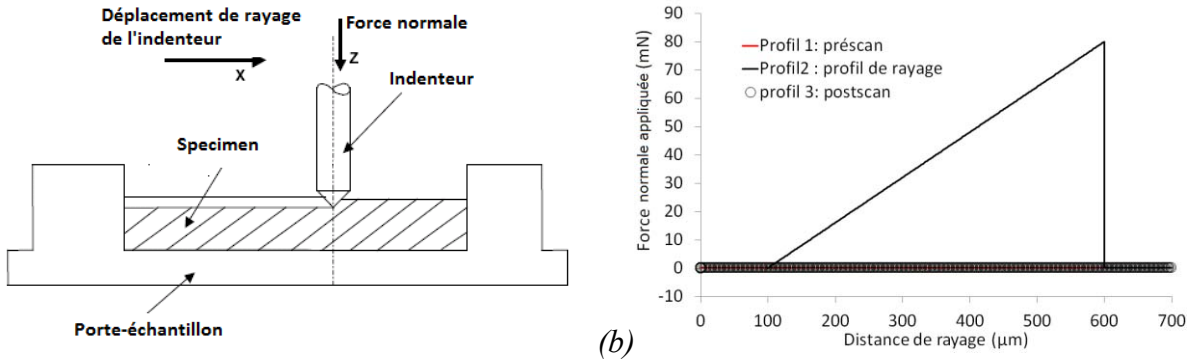


Figure 14 : Procédure d'un essai de nanorayage, (a) principe de l'essai, (b) profil de la force normale.

Les courbes indiquant l'évolution de la profondeur de pénétration au cours et après rayage en fonction de la distance de translation de la pointe (proportionnelle à la charge appliquée), sont présentées de la Figure 15(c) à la Figure 19(c). Les trois essais de rayage réalisés sur les différents dépôts sont parfaitement reproductifs ; par souci de clarté, un seul essai est représenté pour chaque dépôt. Les profondeurs maximales atteintes avec une charge de 40 mN pour les dépôts de nickel, de chrome, de titane, d'aluminium et de tungstène sont respectivement de 0,245 µm, 0,227 µm, 0,141 µm, 0,342 µm et 0,443 µm. Les profondeurs maximales sont naturellement fonction de l'épaisseur des dépôts compte tenu du gradient de propriétés important entre les films et le substrat diamant ; elles sont donc les plus importantes pour les dépôts d'aluminium et de tungstène qui ont une épaisseur de 200 microns.

La Figure 15 montre les résultats issus de l'essai de nanorayage sur le dépôt d'aluminium. L'indenteur atteint rapidement le substrat diamant pour une charge de 3,5 mN. Compte-tenu de la dureté du substrat diamant, la pénétration de l'indenteur est beaucoup moins importante pour les charges supérieures. Au-delà de 200 nm de profondeur, le profil final de la rayure est horizontal. Le profil en fond de rayure peut s'expliquer par l'arrachement du dépôt d'aluminium pour une charge critique d'adhérence de 3 mN comme l'atteste la micrographie de la Figure 15(a). La déformation restaurée est celle du diamant dans sa quasi-totalité ; elle est de l'ordre de 150 nm à l'extrémité de la rayure. La cartographie EDX (Figure 15(b)) ainsi que les analyses

physicochimiques en fond de rayure (Figure 15(d)) corroborent les premières analyses. La décohésion après rayage intervient à l'interface dépôt *Al* / substrat diamant.

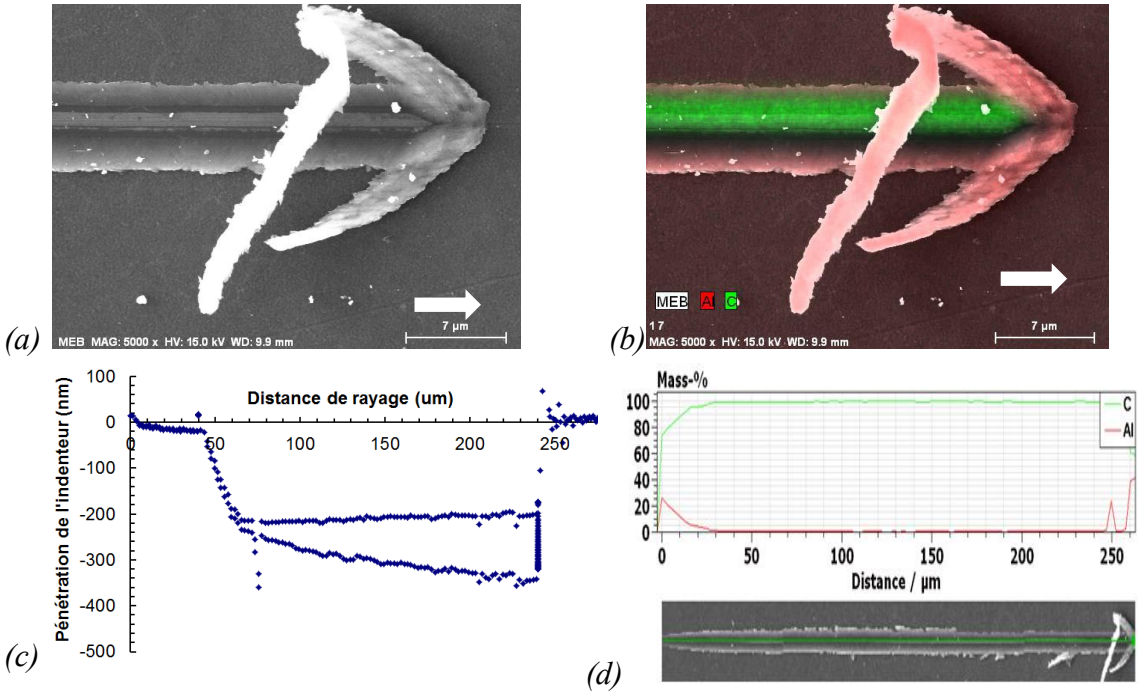


Figure 15 : Essai de nanorayage réalisé sur le revêtement aluminium, (a) observation MEB de l'extrémité de la rayure, (b) cartographie EDX, (c) profil de la profondeur de pénétration, (d) composition chimique en fond de rayure.

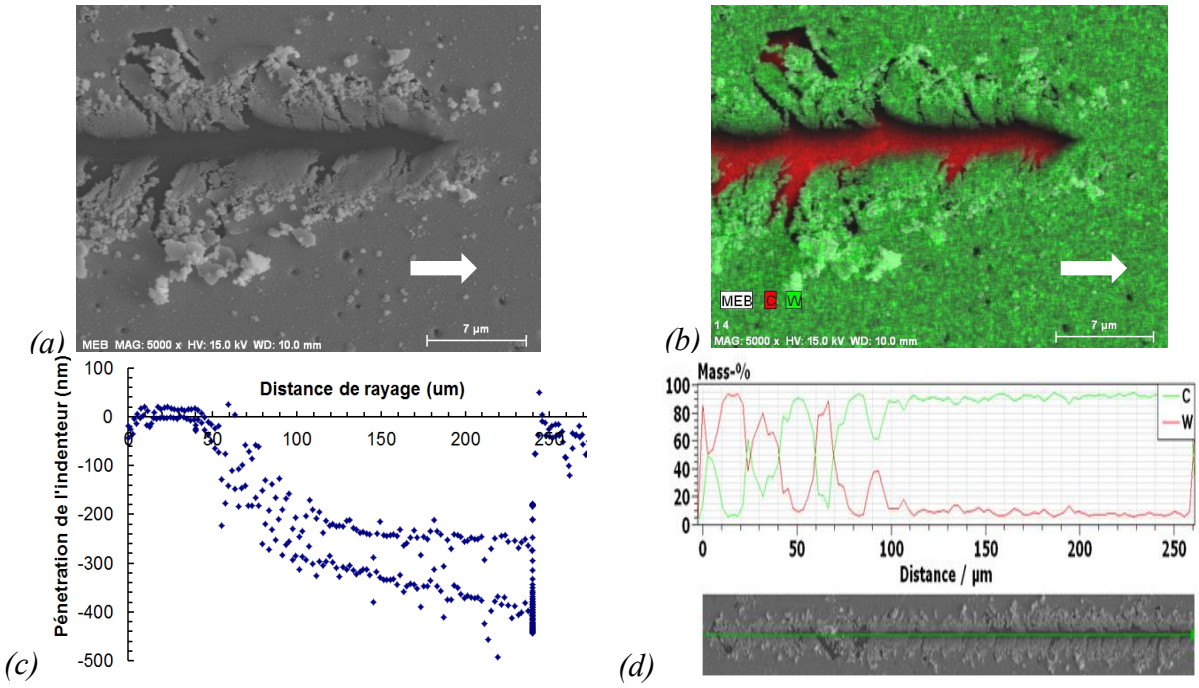


Figure 16 : Essai de nanorayage réalisé sur le revêtement tungstène, (a) observation MEB de l'extrémité de la rayure, (b) cartographie EDX, (c) profil de la profondeur de pénétration, (d) composition chimique en fond de rayure.

Le comportement au rayage du revêtement de tungstène est différent de celui de l'aluminium précédemment décrit. Le profil de profondeur pendant et après rayure semble

beaucoup plus perturbé (Figure 16(c)). Le revêtement se désagrège sous le passage de la pointe Berkovich comme l'attestent les nombreuses fissures et décohésions cohésives le long de la rayure (Figure 16(a-b)). Quelque soit la charge maximale atteinte, un film très mince de tungstène demeure présent en fond de rayure.

Le comportement au rayage du revêtement de chrome est présenté sur la Figure 17. Contrairement au dépôt de tungstène, ce dépôt est beaucoup plus cohésif ; seuls quelques écaillages sont présents en bord de rayure ((Figure 16(a-b)). Toutefois, ce dépôt semble plus fragile que le film d'aluminium car de nombreuses fissures sont observées en bord de rayure. Les copeaux qui se forment latéralement sont discontinus contrairement à ceux observés avec le dépôt d'aluminium. Enfin, le retour élastique semble plus important que celui enregistré pour le film d'aluminium ((Figure 16(c)).

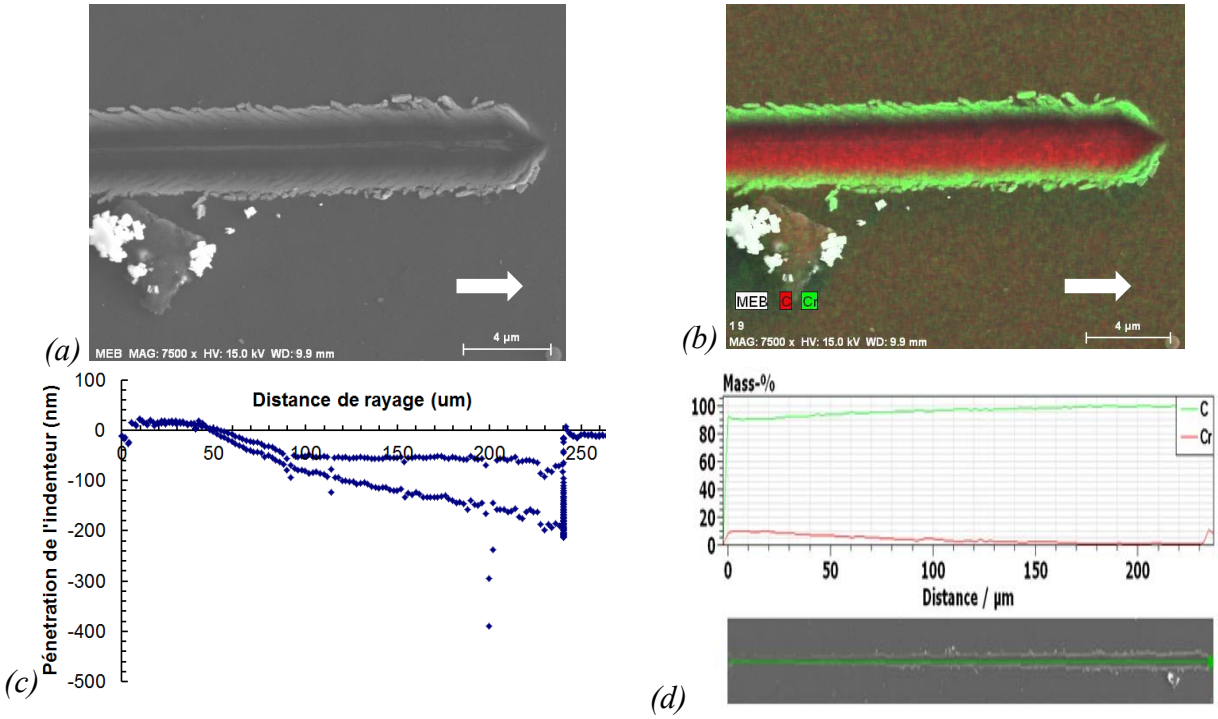


Figure 17 : Essai de nanorayage réalisé sur le revêtement chrome, (a) observation MEB de l'extrémité de la rayure, (b) cartographie EDX, (c) profil de la profondeur de pénétration, (d) composition chimique en fond de rayure.

La morphologie de la rayure réalisée sur le dépôt de titane est présentée sur la Figure 17(a). Quelques écaillages cohésifs, en bord de rayure, sont perceptibles pour les charges normales élevées. Le comportement au rayage du revêtement est présenté sur la Figure 17(b). Un retour élastique est enregistré sur le profil du post scan à partir d'une distance de 50 µm seulement. La valeur de ce retour élastique augmente progressivement pour atteindre 60 nm à la fin du chargement.

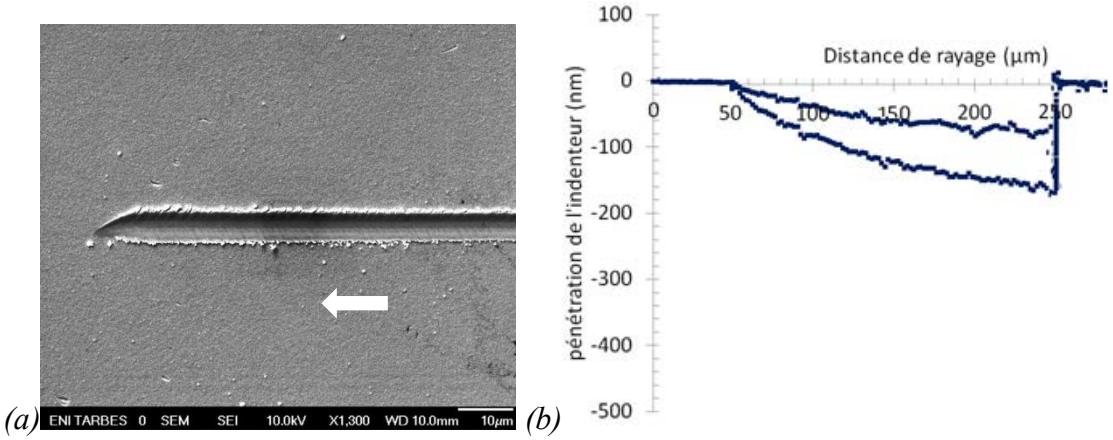


Figure 18 : Essai de nanorayage réalisé sur le revêtement titane, (a) observation au microscope électronique à balayage de l'extrémité de la rayure, (b) profil de la profondeur de pénétration.

La rayure sur le dépôt nickel est régulière. La matière est continument refoulée vers les flans sous le passage de l'indenteur (Figure 19(a-b)). Au bout de 100 µm de parcours, le substrat diamant est atteint ; le retour élastique correspond à celui du diamant. Aucune décohésion cohésive n'est observée ; seules quelques fissures sont présentes en bord de rayure (Figure 19(c)). Le substrat diamant est mis à nu en fond de rayure pour une charge normale de 6 mN.

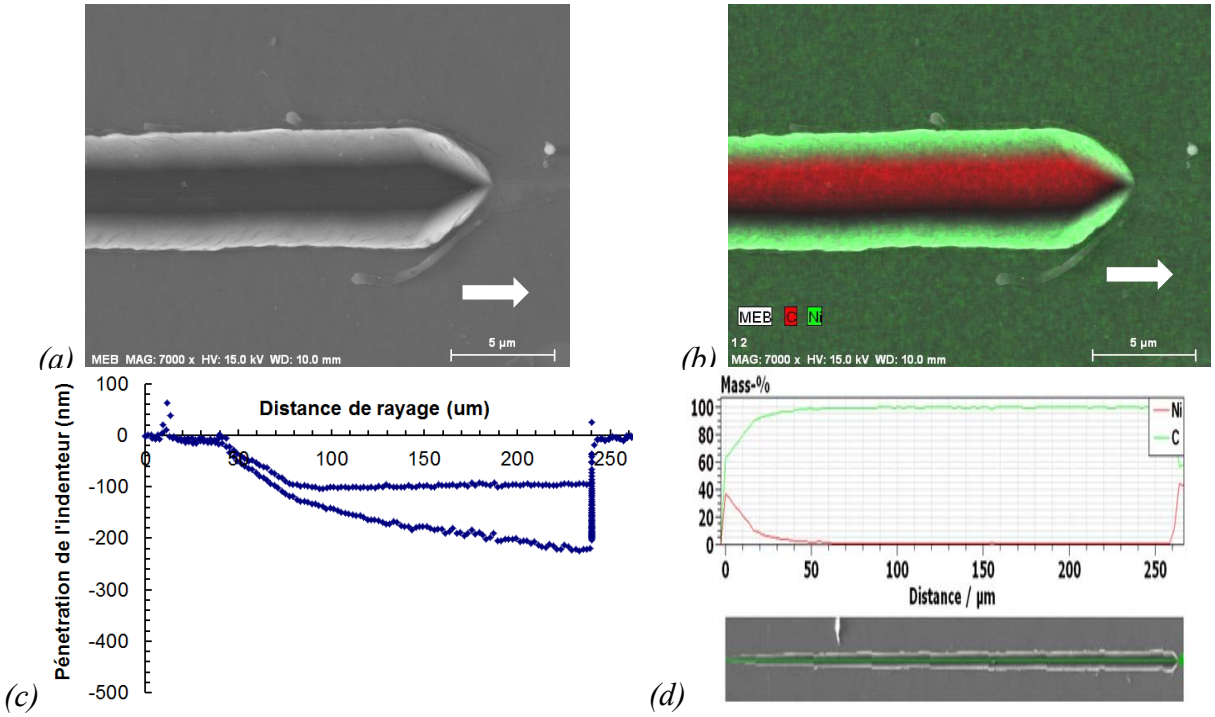


Figure 19 : Essai de nanorayage réalisé sur le revêtement nickel, (a) observation MEB de l'extrémité de la rayure, (b) cartographie EDX, (c) profil de la profondeur de pénétration, (d) composition chimique en fond de rayure.

En résumé, ces essais ont permis de mettre en évidence des comportements mécaniques différents des dépôts sous sollicitation de rayage. Il semblerait que l'adhérence des films soit supérieure à la contrainte d'écoulement des dépôts dans le cas du nickel, du titane et du chrome. Ceci n'est pas vrai pour le dépôt d'aluminium puisque la formation d'un copeau adhésif est observée dès les faibles charges. Si la charge critique d'adhérence est définie comme étant la

charge où le substrat est mis à nu, les charges critiques pour chaque revêtement sont : Lc_{Ni} = 5,9 mN, Lc_{Cr} = 13,52 mN, Lc_{Ti} = 6,7 mN, Lc_{Al}= 3,47 mN et Lc_{W} = 6,42 mN. L'aluminium présente donc l'adhérence la plus faible avec le substrat diamant. Enfin, les essais de rayage ont montré la très faible cohésion du revêtement tungstène qui a une microstructure beaucoup moins compacte. Pour compléter ces analyses, il semblerait également que la « dissipation mécanique » des dépôts de chrome et de titane soit plus faible que celle des revêtements de nickel ou d'aluminium. En effet, des fissures suivies de décohésions cohésives sont observées sur les flancs des rayures réalisées sur ce revêtement. Ces observations peuvent être corrélées avec les rapports R^p de la déformation plastique sur la déformation totale pour chaque dépôt à la charge maximale de 40 mN en fin d'essai. La déformation totale est mesurée en fin d'essai de rayage et la déformation plastique correspond à la déformation résiduelle au même point, issue du profil du « post scan ». Pour les dépôts considérés, les valeurs de ce rapport sont : $R^p_{Al} = 0{,}57$; $R^p_W = 0{,}65$; $R^p_{Cr} = 0{,}36$; $R^p_{Ti} = 0{,}44$; $R^p_{Ni} = 0{,}45$. Les dépôts de titane et de Chrome sont les dépôts qui se déforment le moins par rapport aux autres dépôts. Un déplacement résiduel de l'ordre de 80 nm est enregistré pour ces deux derniers.

Le titane se présente donc comme un bon candidat pour créer une couche d'adhérence avec le diamant. Rappelons que pour éviter les problèmes dus à l'oxydation de la surface du dépôt de titane, celui-ci doit être protégé par une barrière d'oxydation. L'utilisation de l'or comme barrière d'oxydation est très fréquente et favorable dans le cas d'un brasage du composant diamant avec l'alliage *AuGe* [Werner et Al.,]. Toutefois, il faut éviter les dépôts d'or directement sur titane compte tenu des problèmes d'interdiffusion. Il devient donc indispensable de concevoir une barrière de diffusion entre le titane et l'or comme le chrome ou le platine par exemple.

Partant du même principe, l'alliage *AlSi* est compatible avec une métallisation en aluminium mais en raison de la mauvaise adhérence de cette dernière avec le diamant, un film intermédiaire doit être déposé. En se basant sur les travaux de Werner et Al., donnant un avis favorable sur des métallisations à base de composés *99Al1Si* et sachant que le système binaire du titane et de l'aluminium présente d' « innombrables » phases intermétalliques, il en découle que le silicium peut être un bon choix. Dans le paragraphe suivant, nous nous proposons d'étudier les configurations suivantes : *Si/Al, Ti/Pt/Au* et *Ti/Cr/Au*.

1.1.2 Dépôts multicouches

1.1.2.1 Procédure expérimentale

1.1.2.1.1 Elaboration des dépôts

Les différentes métallisations sont déposées par évaporation sous vide sur un substrat en diamant de dimensions 3× 3×0,5 mm. Pour la métallisation *Si/Al*, un premier dépôt *Si* de 0,2 µm est réalisé à 475°C par déposition chimique en phase vapeur assistée par plasma ou PECVD[25]. Le substrat métallisé est ensuite recuit dans un four RTP « Rapid Thermal Processing » à 1200°C sous vide pendant 10 s, avant de subir un nettoyage à l'acide fluorhydrique afin de supprimer tous les oxydes en surface notamment le SiO_2 natif. Le but de cette opération est de former une couche de carbure de silicium à l'interface entre le silicium et le diamant. Cette couche va permettre d'assurer une bonne adhérence du dépôt sur le diamant. Une fois cette opération

[25] Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition.

achevée, un dépôt *Al* de 0,5 µm est réalisé par photolithographie ou technique de « lift-off ». Cette étape est suivie d'un recuit à 450°C pendant 20 min dans un four tubulaire à passage pour améliorer l'adhérence des métallisations.

Sur le deuxième substrat, un dépôt *Ti/Pt/Au* est réalisé par « lift-off » avec les épaisseurs respectives de 0,1 µm, 0,05 µm et 0,5 µm. Une fois ces dépôts obtenus, l'échantillon subit un recuit à 450°C pendant 30 mn. C'est la température minimale à laquelle le titane et le silicium forment une couche de carbure avec le diamant [Werner et al., 1995].

Enfin, le dernier dépôt *Ti/Cr/Au* est réalisé également par « lift-off » sous les mêmes conditions que le précédent avec des épaisseurs respectives de couches de 0,03 µm, 0,03 µm et 0,5 µm.

1.1.2.1.2 Caractérisation mécanique

Les propriétés mécaniques des couches telles que la rigidité et la dureté, sont déterminées en utilisant un dispositif de nano-indentation MTS avec la tête XP et la tête DCM. Ce type de dispositif permet de mesurer en continu la raideur de contact « Continuous Stiffness Measurement ». Des essais de nano-indentation à faible et à forte charge sont réalisés à la température ambiante i.e. 23°C en fonction de l'épaisseur des dépôts. Les conditions d'essais sont données au Tableau 8.

	Tête DCM	**Tête XP**
Type de pointe	Berkovich	
Résolution en force	1 nN	100 nN
Résolution en déplacement de la colonne	0,05 nm	0,1 nm
Nombre d'essais	30	10
Profondeur de pénétration	400 nm	2 µm
Vitesse d'approche	8 nm/s	8 nm/s
Distance entre empreintes	10 µm	50 µm

Tableau 8 : Conditions opératoires pour les essais de nano-indentation.

Connaissant les dimensions de l'empreinte i.e. la profondeur et la surface projetée ainsi que la charge maximale appliquée *P*, les propriétés mécaniques d'une couche telles que la dureté et le module de rigidité peuvent être déterminées (Figure 20) à partir de la méthode d'Oliver-Pharr [Oliver and Pharr, 1992] détaillée comme suit :

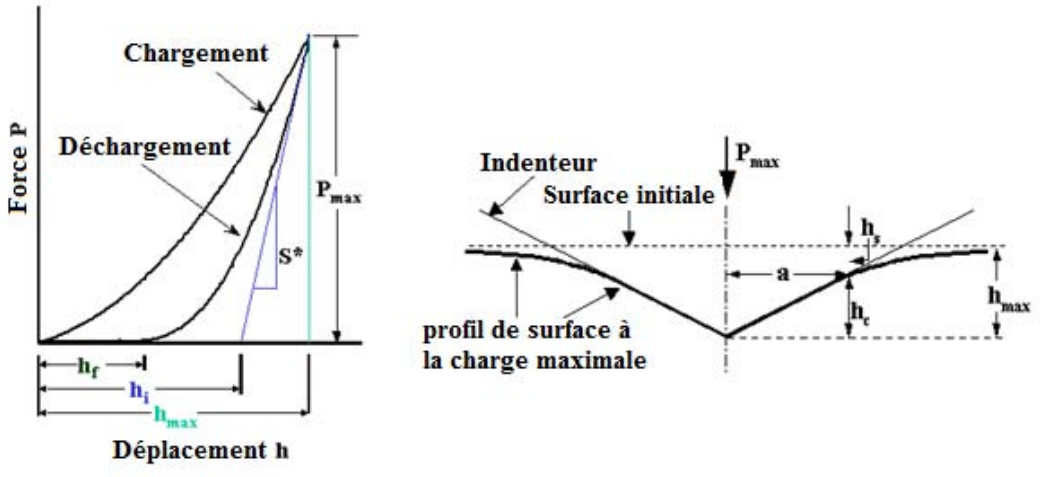


Figure 20 : Courbe chargement-déchargement et profil de l'empreinte.

Soit h_{max} la profondeur maximale atteinte lors de l'essai, h_f la profondeur finale et h_i le déplacement intercepté.

Si $S = \left.\frac{dP}{dh}\right|_{P_{\max}}$ est la pente de la courbe à la décharge, alors la profondeur h_c peut être calculée avec la relation suivante : $h_c = h_{\max} - \varepsilon \frac{P_{\max}}{S}$

avec ε = 0,75, une constante qui dépend de la géométrie de l'indenteur (Berkovich).
Une fois h_c calculée, on peut déduire l'aire maximale projetée de l'indenteur ayant pénétré d'une profondeur h_c dans le matériau. Cette aire notée A dépend de h_c et s'écrit de la manière suivante

$$A\ h_c = 25,4 \times h_c^2 + \sum_{i=0}^{+\infty} C_I h_c^{1/2i} \qquad (1\text{-}1)$$

Les coefficients C_I sont déterminés par étalonnage à partir des essais de nano-indentation sur de la silice fondue.
Sachant que pour un indenteur Berkovich, β est égal à 1,034, le module réduit E_r s'exprime sous la forme :

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2} \frac{S}{\beta \sqrt{A\ h_c}} \qquad (1\text{-}2)$$

Ce module tient compte à la fois des caractéristiques mécaniques de l'indenteur et du matériau testé. Pour extraire le module d'Young du matériau testé, il suffit de connaitre le coefficient de Poisson de ce dernier et d'utiliser la relation suivante :

$$E_r = \left[\frac{1-\nu_s^2}{E_s} + \frac{1-\nu_i^2}{E_i} \right]^{-1} \qquad (1\text{-}3)$$

Avec E_i (1141 GPa) et ν_i (0,07) le module d'Young et le coefficient de Poisson de l'indenteur en diamant, et E_s et ν_s ceux du matériau sollicité.

La nanodureté du matériau H s'écrit $H = \frac{P}{A\ h_c}$.

1.1.2.1.3 Caractérisation de l'adhérence

L'adhérence des multicouches a également été estimée à partir d'essais de nanorayage comme pour les dépôts monocouches. Seuls les paramètres d'essai ont été adaptés en fonction notamment de l'épaisseur des métallisations (Tableau 9).

Distance entre les rayures	500 µm
Longueur des rayures	700 µm
Vitesse de déplacement	10 µm/s
Charge du premier profil	0,1 mN
Charge du deuxième profil	0,1 mN - 80 mN Ŕ 0,1 mN
Charge du troisième profil	0,1 mN
Nombre de rayure	2-3

Tableau 9 : Conditions opératoires pour les essais de nanorayage sur les multicouches.

1.1.2.2 Etude de la métallisation Si/Al

1.1.2.2.1 Morphologie des dépôts *Si/Al*

La Figure 21 présente des observations par microscopie électronique à balayage de la surface de la métallisation à différents grandissements compris entre X 500 et X 50000. Le multicouche ne présente pas de défauts apparents. Il semble relativement compact et régulier aux faibles grandissements (Figure 21(a)). Des observations à plus fort grandissement révèlent la présence d'amas régulièrement répartis à la surface de l'échantillon dont la taille est de quelques microns (Figure 21(b-c)). La microstructure du dépôt d'aluminium est formée de grains équiaxes de taille 100 nm (Figure 21(d)).

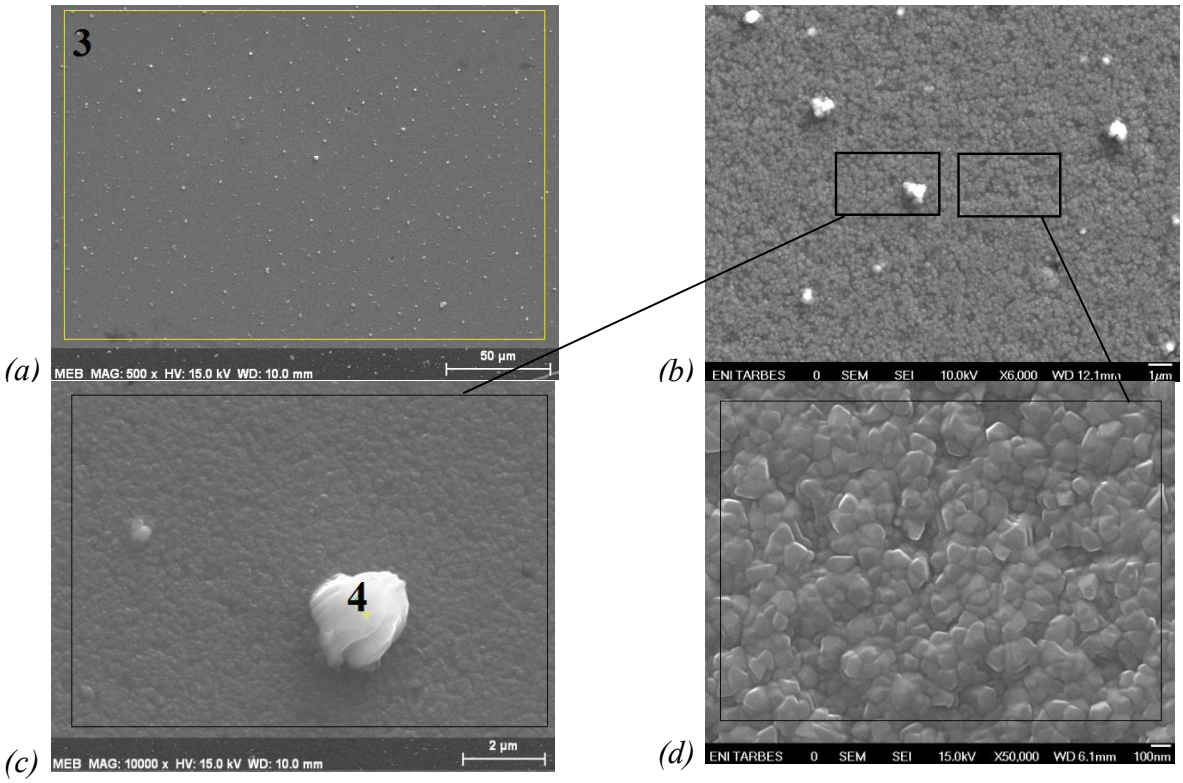


Figure 21 : Micrographies de la surface des dépôts Si/Al obtenues par microscopie électronique à balayage.

1.1.2.2.2 Composition chimique des dépôts *Si/Al*

Des analyses EDX ponctuelles ont été effectuées à la surface de la métallisation. Le spectre global de la Figure 22 atteste bien de la présence des deux couches d'aluminium et de silicium. En effet, la « poire d'interaction » du faisceau incident du MEB a une profondeur supérieure à l'épaisseur du dépôt d'aluminium ce qui explique la détection également de la sous-couche *Si*. Par contre, les amas observés précédemment sont bien d'aluminium car le pic relatif au *Si* diminue (Figure 22). La présence de la sous-couche *Si* est confirmée par la cartographie EDX (Figure 23). La décohésion au bord de l'échantillon s'est donc produite à l'interface entre les dépôts de *Si* et d'*Al*.

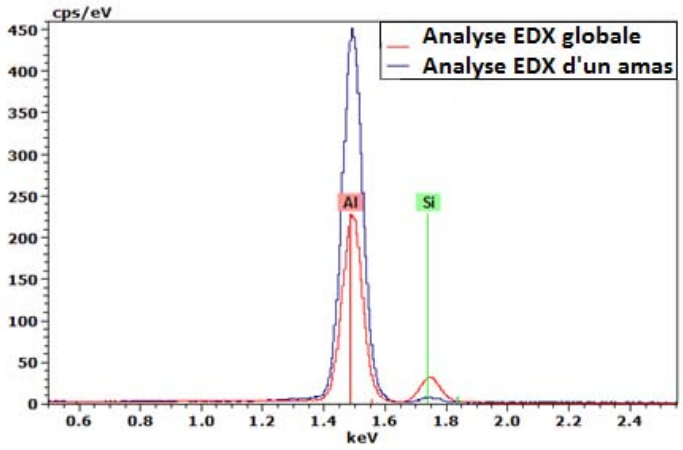


Figure 22 : Composition globale au centre de la surface correspondant à la région 3 de la micrographie de la Figure 21 ; composition d'un amas correspondant à la zone 4 de la micrographie de la Figure 21.

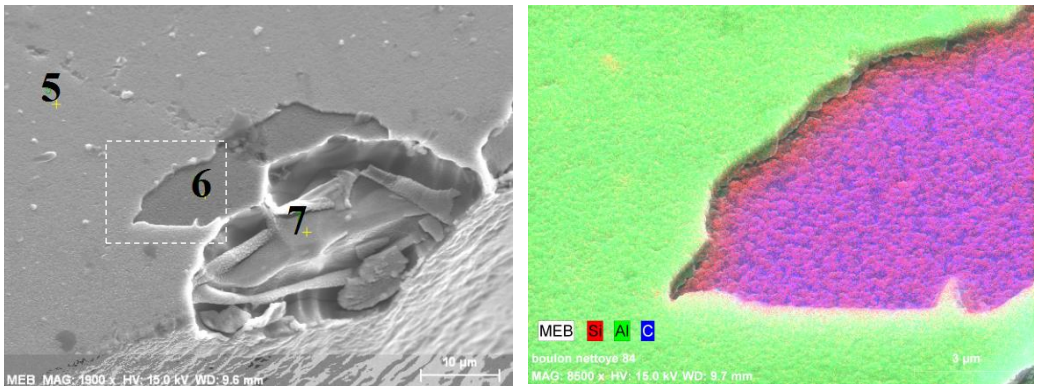


Figure 23 : Cartographie EDX de la zone de décohésion.

1.1.2.2.3 Propriétés mécaniques des dépôts *Si/Al*

1.1.2.2.3.1 Essais de nano-indentation à forte charge

Les essais de nano-indentation à forte charge (charge maximale atteinte de 1500 mN) ont pour objectif de déterminer l'évolution des propriétés mécaniques du multicouches en fonction de la profondeur indentée. La Figure 24 présente l'évolution de la charge appliquée en fonction de la pénétration dans le matériau au cours de 10 essais à profondeur imposée de 2000 nm. Une bonne répétabilité est observée entre tous ces essais. Afin d'aider à l'interprétation des courbes, la nature et l'épaisseur des différentes couches sont indiquées sur le graphe. Chaque courbe de chargement peut être divisée en trois parties distinctes.

La première partie semble rectiligne et se situe entre le début du chargement et une profondeur voisine de 500 nm. Elle se caractérise par la pente la plus faible de toute la courbe de chargement et une valeur de charge maximale très faible par rapport à la charge maximale appliquée en fin d'essai. Ceci s'explique par le fait que l'aluminium ainsi que le silicium possèdent une rigidité et une dureté beaucoup moins importantes que le diamant. La deuxième partie correspond à une transition ; elle est comprise entre 500 nm et 1300 nm. L'influence du diamant est de plus en plus importante. Au-delà de 1300 nm, l'influence des métallisations devient mineure ; la charge appliquée augmente brusquement due à la dureté très importante du diamant.

Au cours du déchargement, un retour élastique très important d'environ 600 nm, soit 30% de la profondeur totale de déplacement imposé, est mesuré. Ce retour élastique est très certainement celui du diamant qui a une dureté et une rigidité très importantes.

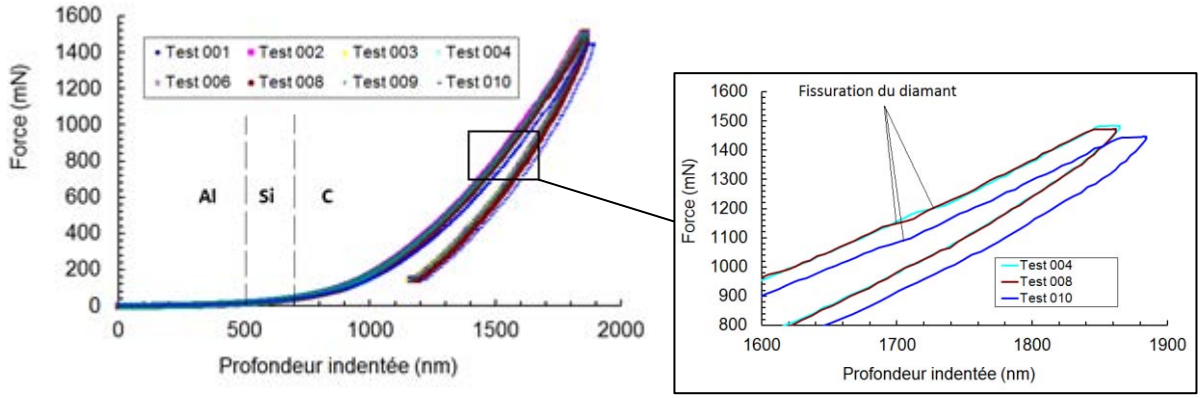


Figure 24 : Courbes chargement-déchargement en fonction de la profondeur de pénétration.

La Figure 25 présente les courbes moyennes de la rigidité et de la dureté en fonction de la profondeur d'indentation. Le module d'Young augmente progressivement dès le début des essais pour atteindre un palier à une valeur moyenne maximale de 750 GPa à partir de 1100 nm de profondeur. La plus forte dispersion en fin d'essai ainsi que la légère baisse observée sont dues à un début de fissuration du substrat diamant pour une profondeur d'indentation de 1500 nm. Cette fissuration est confirmée par les paliers présents sur les courbes de chargement Ŕ déchargement aux fortes charges.

La dureté évolue différemment : elle augmente très faiblement jusqu'à 600 nm, puis fortement au-delà pour atteindre une valeur voisine de 25 GPa. Ces premiers résultats ne permettent pas de déterminer la rigidité et la dureté de chaque couche compte tenu de l'influence du substrat diamant. Il est toutefois intéressant de noter que son influence est beaucoup plus rapide (dès les faibles charges) sur le calcul de la rigidité que sur la détermination de la dureté. Ce résultat a déjà été observé par [Chechenin et al., 1997]. La dureté et la rigidité du substrat en diamant semblent être égales respectivement à 25 GPa et 750 GPa. D'autres travaux ont abouti à des valeurs proches de ce que nous avons trouvé pour des revêtements épais de diamant sur substrat *WC* [Fazio et al., 2001, Savvides and Bell, 1992].

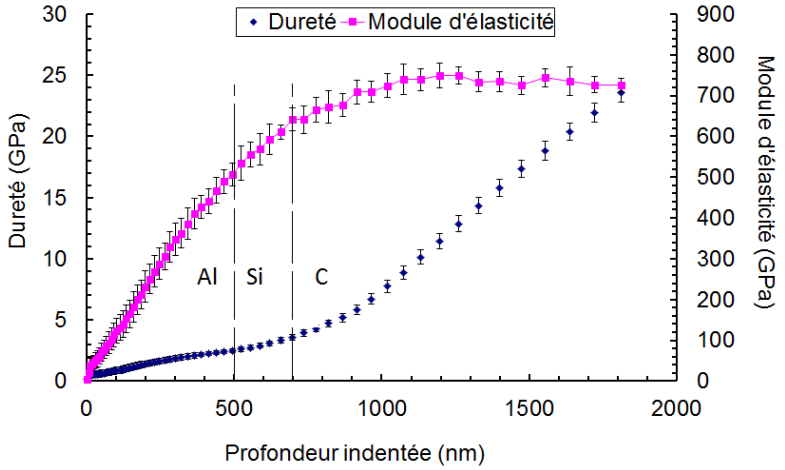
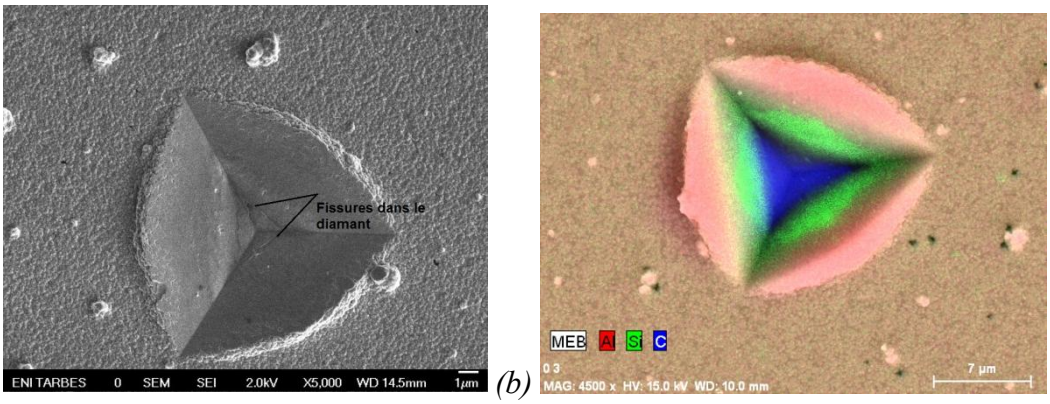


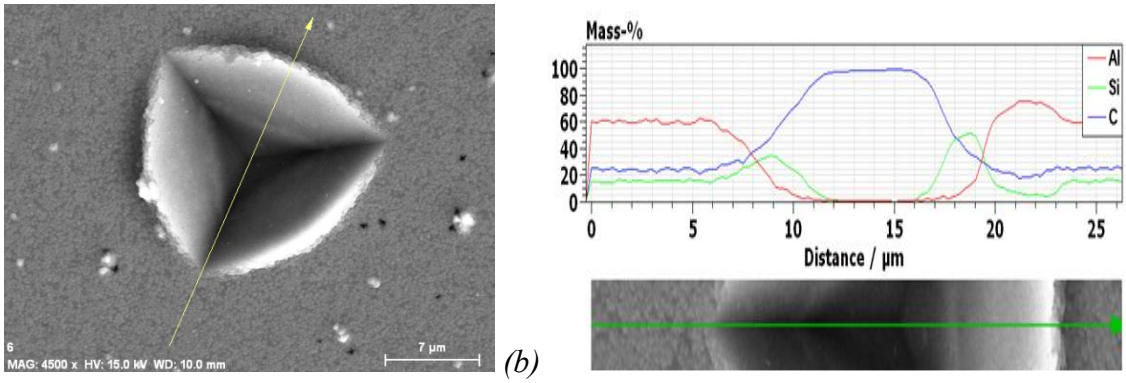
Figure 25 : Valeurs moyennes des propriétés mécaniques de dureté et de rigidité en fonction de la profondeur d'indentation.

Les empreintes relatives à ces courbes ont été observées par microscopie électronique à balayage afin de confirmer les comportements mécaniques de chaque couche. La Figure 26 présente la morphologie de l'empreinte ainsi que les couches traversées. Des microfissures semblent perceptibles dans le diamant (Figure 26(a)). L'empreinte présente un « bourrelet » important sur ces bords, résultant de la déformation plastique de la couche d'aluminium. Au cours des essais, toutes les couches sont traversées comme l'attestent la cartographie EDX de la Figure 26(b) et les analyses EDX en fond de l'empreinte (Figure 27).



(a) *(b)*

Figure 26 : Empreinte réalisée sur les dépôts Si/Al, (a) morphologie, (b) Cartographie EDX.



(a) *(b)*

Figure 27 : Analyse chimique par profilométrie EDX de l'empreinte réalisée sur les dépôts Si/Al.

1.1.2.2.3.2 Essais de nano-indentation à faible charge

Les essais à forte charge n'ont pas permis de déterminer les propriétés mécaniques intrinsèques de la couche d'aluminium ; seules les propriétés du substrat ont été estimées. Des essais à plus faible charge ont donc été effectués avec la tête DCM du nano-indenteur MTS qui a une meilleure résolution dès les faibles charges appliquées due notamment à sa raideur plus faible.

La Figure 28 présente l'évolution de la charge appliquée en fonction de la profondeur de pénétration imposée de l'indenteur (300 nm maximum). Les profils de charge ne montrent pas de discontinuités malgré une dispersion importante due notamment à la sensibilité élevée de la pointe DCM à la rugosité de surface. Le retour élastique est très faible ; il est dû essentiellement à la faible limite élastique de l'aluminium associée à une déformation plastique importante de ce dernier.

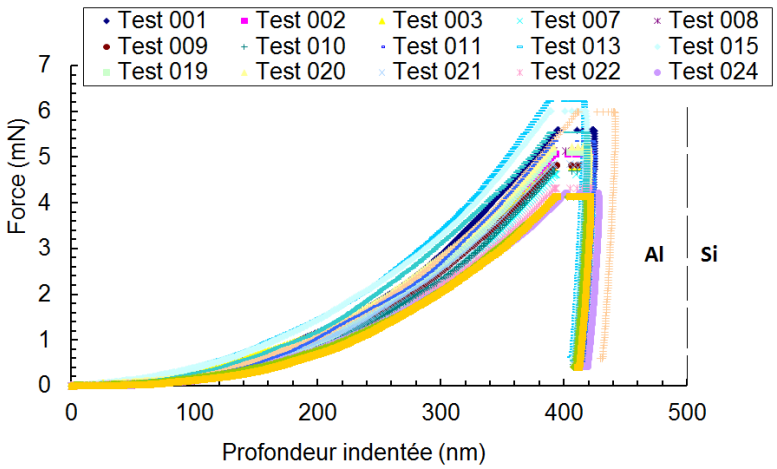


Figure 28 : Courbes chargement-déchargement en fonction de la profondeur de pénétration.

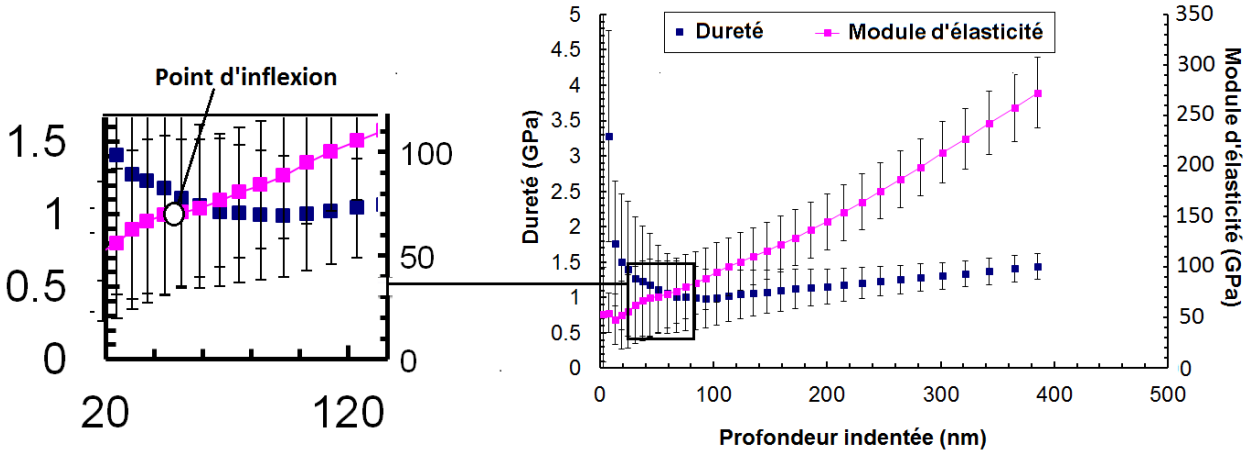


Figure 29 : Valeurs moyennes des propriétés mécaniques de dureté et de rigidité en fonction de la profondeur d'indentation.

Les courbes moyennes de la dureté et du module d'élasticité en fonction de la profondeur de pénétration sont présentées sur la Figure 29. Le module de rigidité se stabilise à 70 GPa pour des profondeurs d'indentation comprises entre 40 et 60 nm soit à peu près le dixième de l'épaisseur du dépôt d'aluminium. L'influence du silicium voire du diamant est minime pour ces profondeurs. Par contre, au-delà de 80 nm, la rigidité mesurée augmente de plus en plus à cause de l'influence du substrat diamant. Par conséquent, la rigidité et la dureté de la couche d'aluminium peuvent être estimées respectivement à 70 GPa et à 1 GPa. D'autres travaux font références à des valeurs de module d'élasticité qui corroborent avec ceux que nous avons trouvé. Les valeurs de la dureté restent très proches [Sakharova et al., 2010].

1.1.2.2.4 Adhérence des dépôts *Si/Al*

1.1.2.2.4.1 Essais de nanorayage

L'adhérence des dépôts est évaluée par nanorayage selon les conditions expérimentales décrites au Tableau 9. La profondeur de pénétration ainsi que le coefficient de frottement ont été déterminés en fonction de la distance de rayage (Figure 30 et Figure 31).

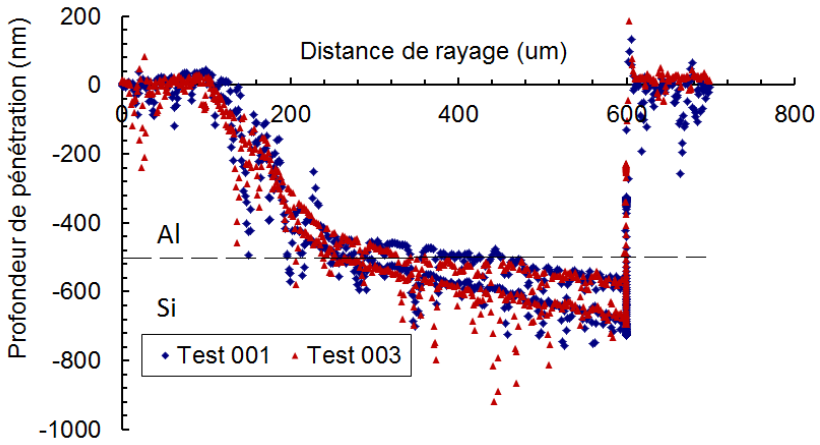


Figure 30 : Evolution de la profondeur de pénétration en fonction de la distance de rayage pour les dépôts Si/Al.

Les essais de rayage donnent des résultats comparables et reproductibles quelques soient les rayures effectuées. Le comportement est initialement linéaire avec un taux de pénétration de -2 nm/µm jusqu'à 400 nm. Ce comportement est principalement dû à la couche ductile et peu dure d'aluminium d'épaisseur 500 nm. A partir d'une profondeur de 500 nm, la pente de la courbe passe à -0,44 nm/µm mais la réponse du matériau reste toujours linéaire. L'indenteur atteint les couches inférieures de silicium voire le diamant puisque la profondeur finale atteinte est de 730 nm. Le profil topographique du fond de la rayure correspond au profil de pénétration lors du rayage pour des profondeurs inférieures à 500 nm. Ceci indique que la couche *Al* subit une déformation quasi-plastique comme pour les essais d'indentation. Au-delà de cette profondeur, le profil en fond de rayure se distingue de celui mesuré lors du rayage. L'écart entre les deux profils atteint une valeur maximale de l'ordre de 160 nm en fin de rayure qui correspond à un retour élastique. La profondeur finale maximale après déformation est de 570 nm. La déformation élastique représente donc en tout 20% de la déformation totale pour la charge maximale. Ce retour élastique est principalement dû au comportement du diamant.

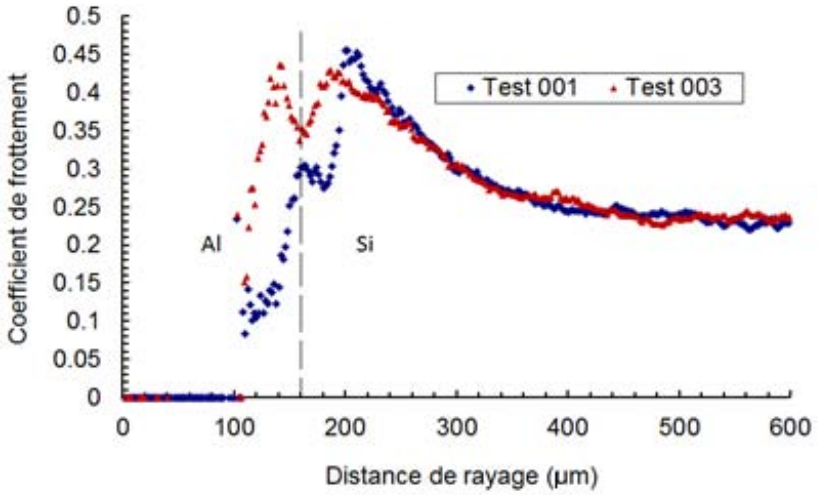


Figure 31 : Variation du coefficient de frottement en fonction de la distance de rayage.

L'évolution du coefficient de frottement en fonction de la distance de rayage est illustrée sur la Figure 31. Le coefficient de frottement μ représente le rapport entre la force latérale et la force normale imposée par l'indenteur. Ce coefficient croît fortement à partir du moment où la

pointe commence à pénétrer dans la couche *Al* (distance de rayage de 160 µm) pour atteindre la valeur de 0,3 à une distance de rayage de 180 µm (profondeur de pénétration égale à -304 nm, charge normale égale à 12,92 mN). A cette charge normale, une perturbation légère du coefficient est observée traduisant un comportement mécanique différent. Ensuite, le coefficient de frottement continue à augmenter jusqu'à atteindre 0,5 au passage de l'indenteur à l'interface *Si/Al* (profondeur de l'ordre de 500 nm). Finalement, il commence à chuter et se stabilise à une valeur de l'ordre de 0,23 à la fin de l'essai lorsque la pointe atteint le diamant.

1.1.2.2.4.2 Morphologie des rayures

La Figure 32 présente la morphologie des deux rayures réalisées sur le dépôt *Si/Al*. Dès le début de la rayure, le dépôt d'aluminium se déforme plastiquement en raison de sa faible dureté pour former un « bourrelet » sur les bords. Ce n'est qu'à la fin des premiers 150 µm de la rayure qu'il y a apparition de copeaux en raison de la rupture cohésive de l'aluminium. Cet endommagement confirme l'évolution du coefficient de frottement enregistré ainsi que les brusques variations de topographie. Aucun délaminage ou formation de copeau n'est observé lorsque la pointe traverse la couche de silicium, attestant par la même l'adhérence de cette couche au diamant. Ce résultat est confirmé par l'évolution progressive du coefficient de frottement lorsque la pointe traverse la couche de silicium pour rayer ensuite le diamant.

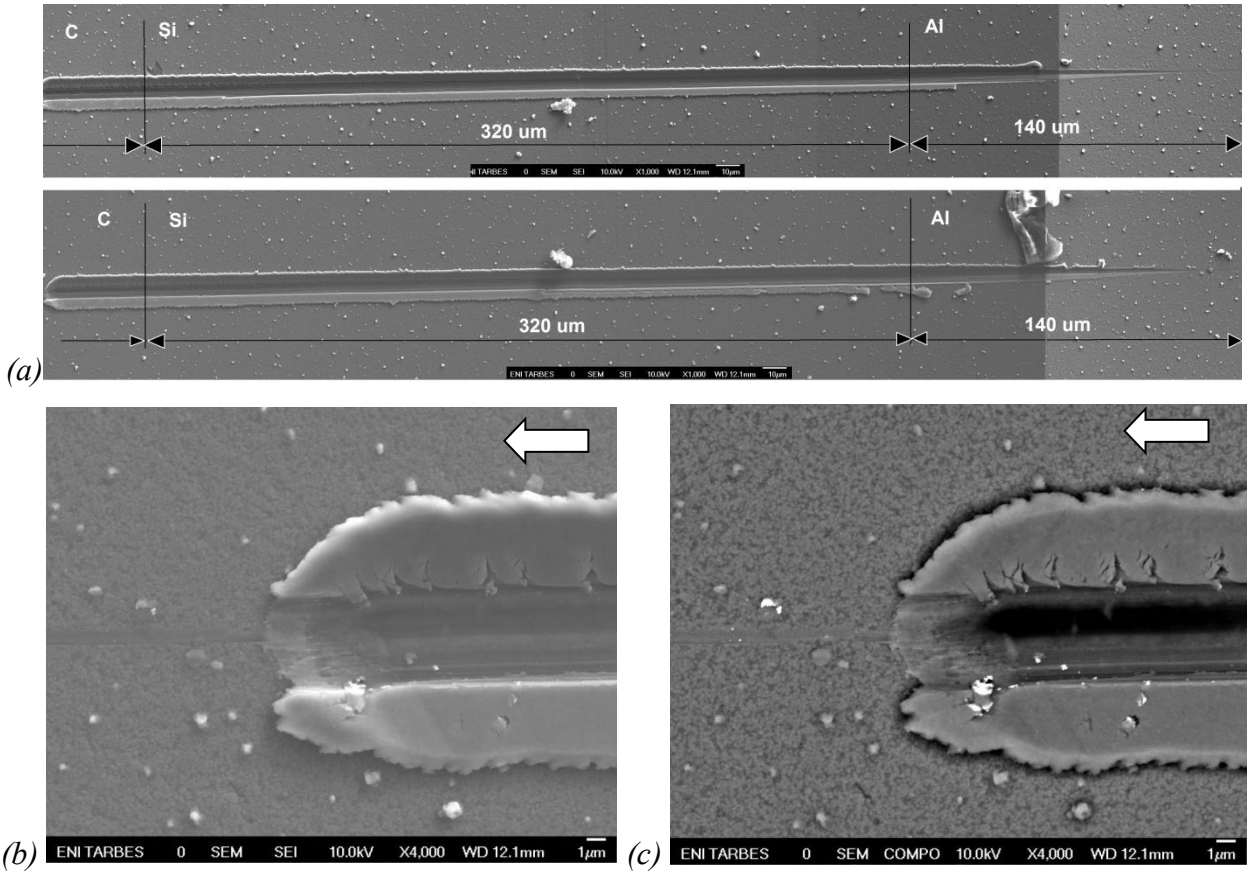


Figure 32 : Micrographie des rayures réalisées sur la métallisation Si/Al, (a) morphologie des rayures entières, (b) extrémité de la rayure observée en mode électrons secondaires, (c) extrémité de la rayure observée en mode électrons rétrodiffusés.

1.1.2.2.5 Synthèse de l'étude des dépôts *Si/Al*

La métallisation *Si/Al* a une morphologie uniforme avec la présence de quelques amas riches en *Al* régulièrement répartis en surface. Le dépôt *Al* en surface est formé de grains dont la taille est de l'ordre de 100 nm. Les évolutions de la rigidité et de la dureté du bicouches en fonction de la profondeur de pénétration ont été déterminées par des essais de nano-indentation. Les caractéristiques mécaniques de l'aluminium (H_{Al} = 1 GPa et E_{Al} = 70 GPa) et du diamant (H_C = 25 GPa et E_C = 750 GPa) ont été déterminées. Il n'a pas été possible de déterminer les propriétés de la couche de *Si* compte tenu de sa faible épaisseur et du fait qu'elle soit intercalée entre deux matériaux à fort gradient de propriétés. Les essais de nanorayage ont quant à eux montré que la rupture est cohésive dans l'aluminium ; la résistance de l'interface peut donc être prise comme étant supérieure à la résistance de cisaillement de l'aluminium. La couche de silicium semble bien adhérer au diamant grâce au traitement thermique réalisé qui permet de former une interphase *SiC* à l'interface, comme décrit par de nombreux auteurs [Moazed et al., 1990, Brown et al., 1996, Civrac et al., 2010].

1.1.2.3 Etude de la métallisation Ti/Pt/Au

1.1.2.3.1 Morphologie du multicouches *Ti/Pt/Au*

Les micrographies réalisées à faible grandissement, présentées sur la Figure 33, révèlent la présence de défauts sur toute la surface de l'échantillon. Ces défauts sont soit des cloques de diamètres variables compris entre 5 et 30 µm (Figure 33(b)) soit des décohésions des métallisations (Figure 33(d)). Les micrographies obtenues à plus fort grandissement donnent accès à la taille de grain du dépôt d'or qui est de 2 µm en moyenne (Figure 33(c)). Ces défauts semblent être générés lors de l'élaboration. La formation de cloques résulte souvent de la présence de contraintes résiduelles dans les couches et/ou de zones interfaciales fragiles.

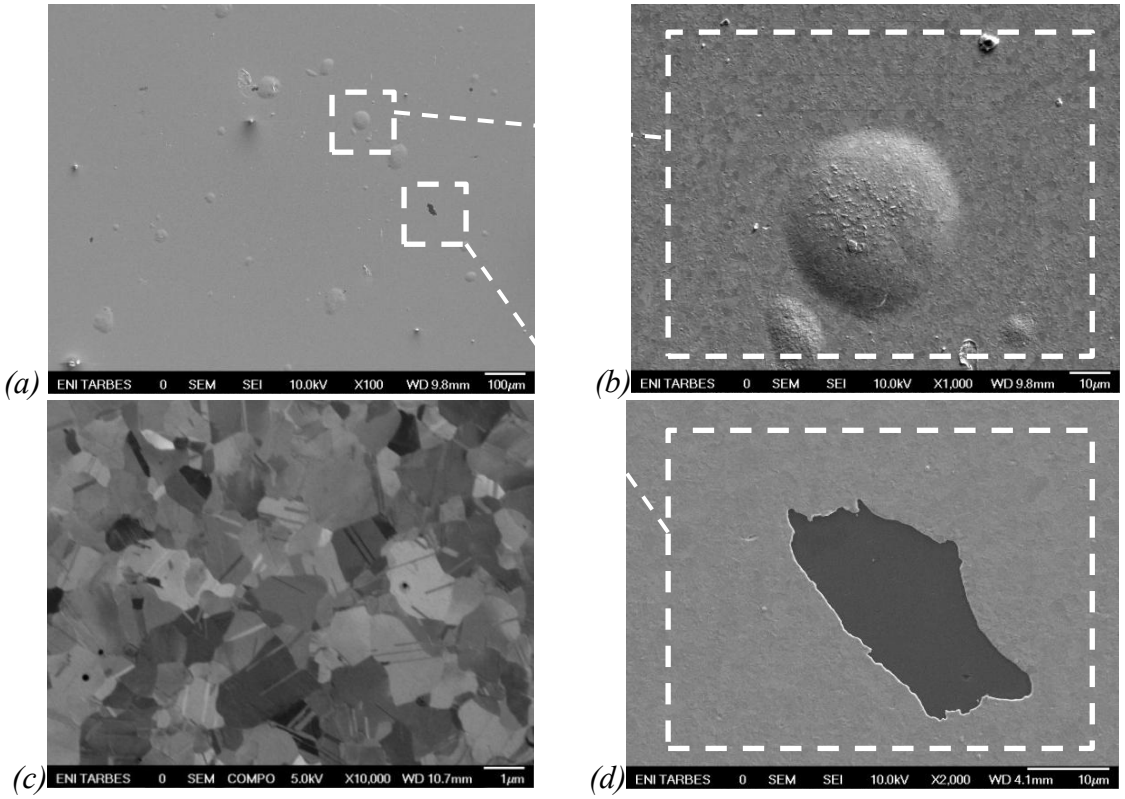


Figure 33 : Micrographies obtenues par microscopie électronique à balayage de la surface du multicouches Ti/Pt/Au.

Afin d'essayer de statuer sur la localisation de ces défauts, des analyses EDX ont été réalisées.

1.1.2.3.2 Analyses chimiques des dépôts *Ti/Pt/Au*

La composition des couches et l'origine des défauts repartis sur la surface ont été déterminées par des analyses chimiques réalisées sur deux zones caractéristiques de la surface de l'échantillon : une zone exempte de défaut (1) et une zone correspondant à un écaillage (2) (Figure 34).

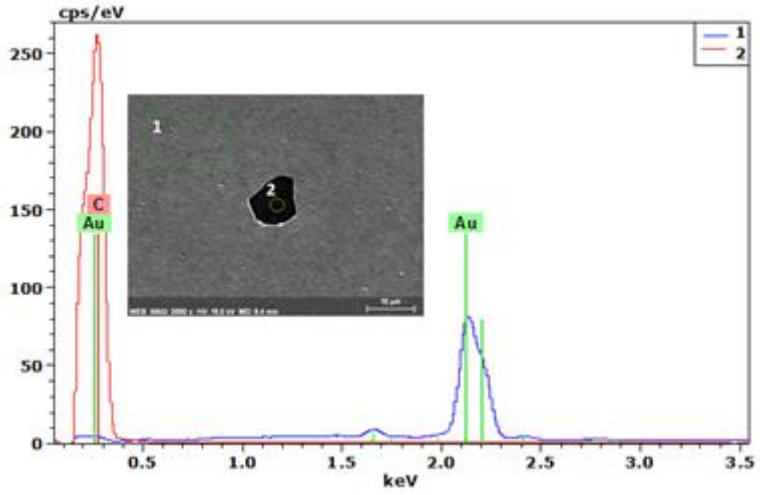


Figure 34 : Analyses EDX du multicouches Ti/Pt/Au.

L'analyse chimique de la zone 1 montre la présence de la couche d'or sur la surface du substrat. Les autres couches ne sont pas détectées compte tenu de leur faible épaisseur par rapport à la couche d'or. L'analyse chimique de la zone 2 révèle uniquement la présence de carbone correspondant au diamant. La décohésion semble donc être localisée entre le dépôt de titane et le diamant voire entre le dépôt de *Pt* et celui de *Ti*. Plusieurs analyses EDX ont été réalisées dans des zones de décohésion avec des tensions d'accélération des électrons incidents faibles (~ 5 kV) pour analyser une faible couche tout en conservant une statistique correcte de mesure en réalisant des acquisitions longues. Quelque soit les analyses réalisées dans les décohésions, seul le carbone a été mis en évidence. Cependant, il est difficile de statuer précisément sur la zone de décohésion au vu des faibles épaisseurs des dépôts *Ti* et *Pt*. Malgré tout, les dépôts testés ont été recuits à 400°C par notre partenaire alors que les températures de recuit communément admises dans la littérature sont comprises entre 700°C et 900°C ce qui pourrait expliquer la perte d'adhérence localement due à l'absence d'une sous-couche d'adhérence de type *TiC* [Brown et al., 1996].

1.1.2.3.3 Propriétés mécaniques du multicouches *Ti/Pt/Au*

1.1.2.3.3.1 Essais de nano-indentation à forte charge

La Figure 35 montre les courbes chargement-déchargement correspondantes aux essais réalisés sur l'échantillon métallisé *Ti/Pt/Au*. Les essais sont reproductibles. L'allure générale des courbes ressemble à celles déjà décrites pour la métallisation *Si/Al* sur diamant. La charge augmente faiblement jusqu'à 500 nm de profondeur compte tenu de la faible rigidité et dureté de l'or. Comme observé précédemment, aucune influence des couches intermédiaires de *Ti* et de *Pt* n'est observée à cause de leur faible épaisseur. A partir de 500 nm, la charge augmente très rapidement pour atteindre la profondeur maximale de 1600 nm au final dû au substrat diamant.

Le retour élastique est tout de même de l'ordre de 50%. Il semble là encore, que ce retour élastique soit essentiellement imputable au comportement élastique du diamant.

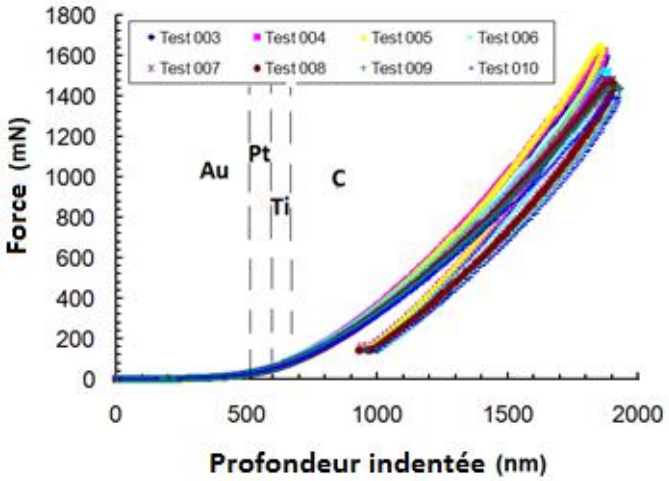


Figure 35 : Courbes chargement-déchargement typiques de l'échantillon métallisé Ti/Pt/Au.

La Figure 36 présente l'évolution de la rigidité et de la dureté en fonction de la profondeur de pénétration. En raison d'une profondeur atteinte de plus en plus importante allant de l'or jusqu'au diamant, la rigidité augmente. Elle atteint une valeur maximale de l'ordre de 750 GPa, valeur supérieure à celle trouvée pour l'échantillon métallisé *Si/Al*. Cette valeur correspond donc au module d'Young du diamant. A partir de cette valeur, soit une profondeur de 600 nm, la rigidité commence à décroitre considérablement avec beaucoup de perturbations dont l'origine est très certainement l'apparition de fissures au sein du substrat diamant lui-même, comme vu précédemment. Ceci correspond à une charge critique évaluée à 80 mN. Cependant, la dureté continue à croître pour atteindre une valeur moyenne maximale de 26 GPa, très proche de la valeur déterminée pour l'échantillon métallisé *Si/Al*.

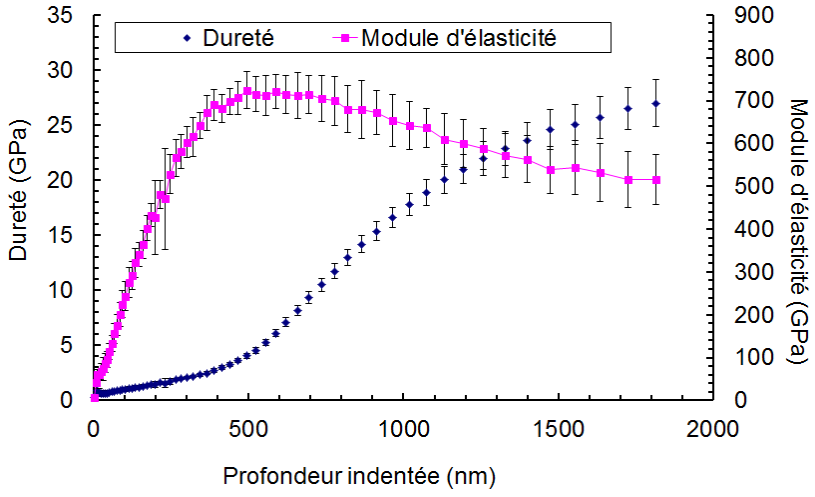


Figure 36 : Valeurs moyennes des propriétés mécaniques de dureté et de rigidité en fonction de la profondeur d'indentation.

Afin de vérifier les hypothèses émises sur la chute de rigidité apparente du substrat diamant, des observations au microscope électronique à balayage des empreintes ont été effectuées (Figure 37).

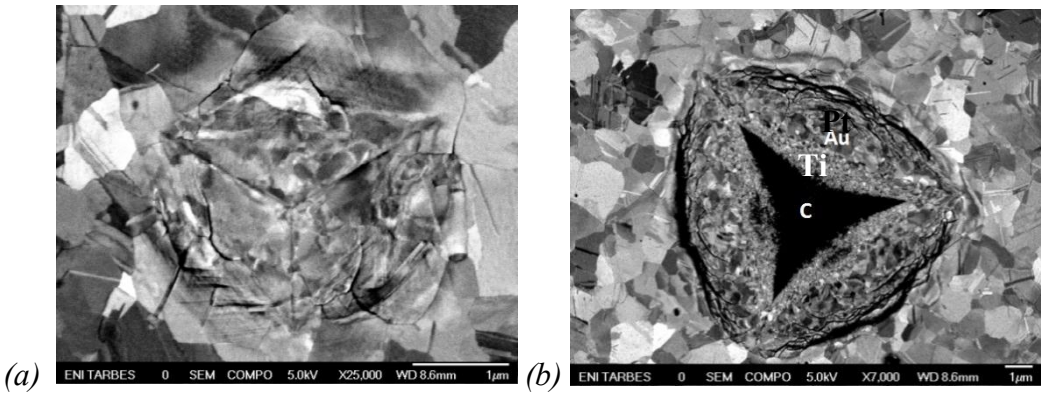


Figure 37 : Observations MEB de l'empreinte (a) en mode électrons secondaires, (b) en mode électrons rétrodiffusés réalisées sur les dépôts Ti/Pt/Au.

Les différentes couches qui constituent la métallisation allant de l'or en surface (gros grains de l'ordre de 2 µm de diamètre) jusqu'au titane (grains fins de quelques nanomètres) sont mises en évidence. Des bandes de glissement sur les bords de l'empreinte confirment la déformation plastique importante du dépôt d'or. Les Figure 38(a) et 38(b) montrent la présence de trois fissures. Ces fissures apparaissent sur les faces en contact avec l'indenteur et se propagent jusqu'aux arrêtes (~3 µm). Elles sont distantes de 500 nm par rapport au centre de l'empreinte, soit semble-t-il, lorsque l'indenteur est en contact avec le diamant. Toutes les empreintes réalisées par nano-indentation présentent ces fissures sur leurs faces internes. La cartographie montre que la surface apparente au centre est en majorité celle du diamant. Enfin, la couche de platine d'épaisseur 0,05 µm n'est pas détectable.

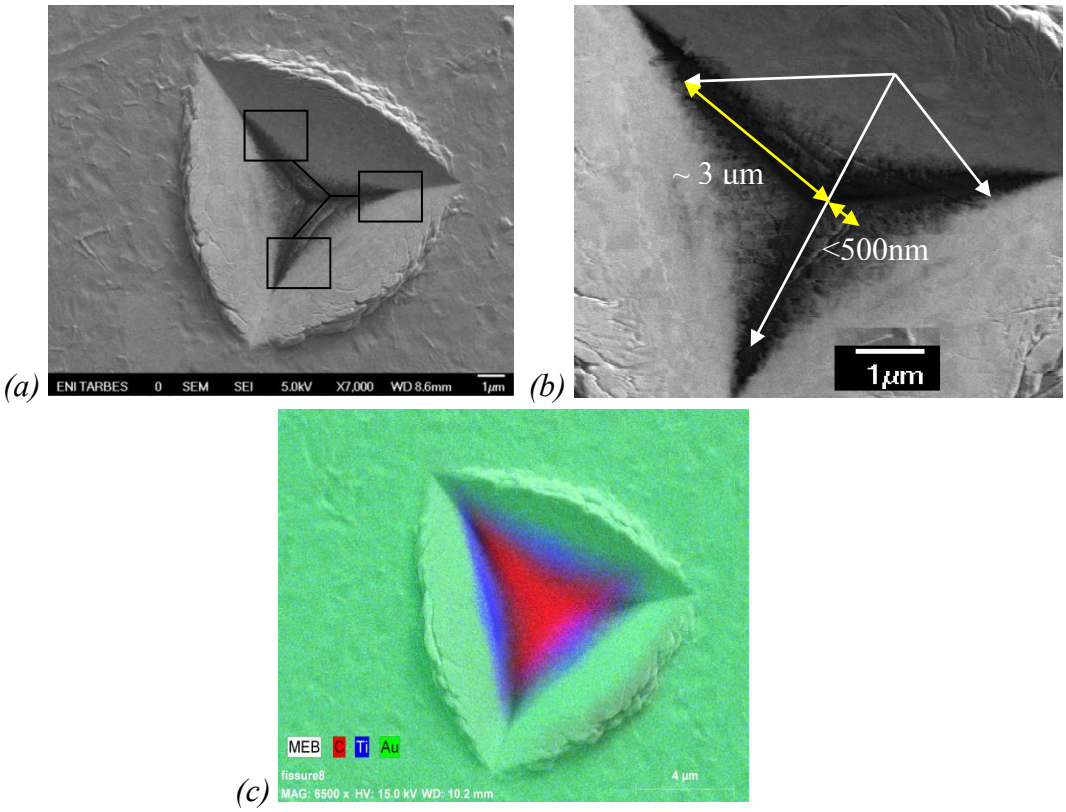


Figure 38 : Observations MEB des empreintes et cartographie EDX associée réalisées sur les dépôts Ti/Pt/Au.

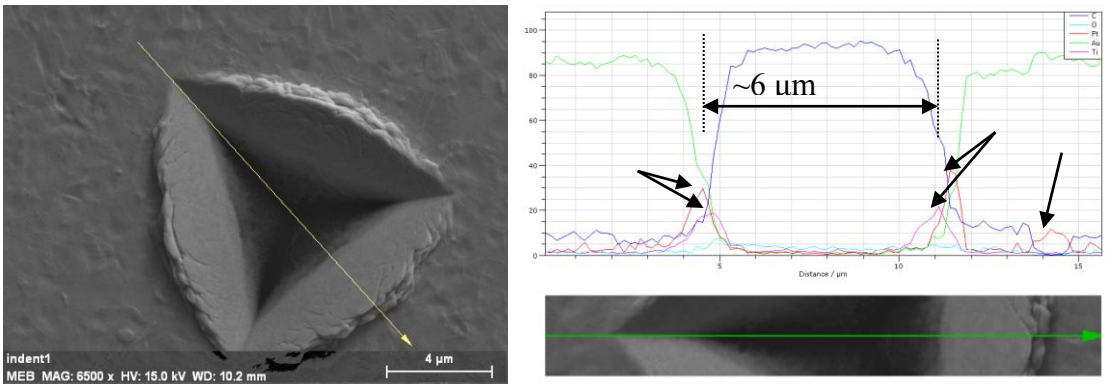


Figure 39 : Profil de composition chimique de l'empreinte dans le dépôt Ti/Pt/Au.

La composition chimique de l'empreinte est extraite tout au long de la section comme l'indique la Figure 39. Au vu de la dimension de la zone en contact avec le diamant, ces analyses chimiques confirment la localisation des fissures dans le diamant.

1.2.3.3.2. Essais de nano-indentation à faible charge

Des essais de nano-indentation à faible charge sont réalisés pour essayer de caractériser les propriétés intrinsèques de la couche d'or en surface (Figure 40). Le comportement de la métallisation est quasi-plastique compte tenu du retour élastique très faible mesuré lors du déchargement. Ce retour élastique représente, en effet, seulement 5% de la profondeur maximale de pénétration.

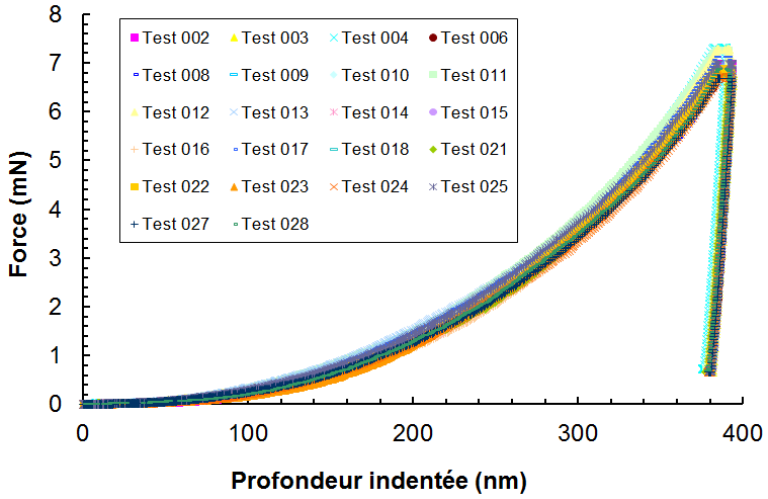


Figure 40 : Courbes chargement-déchargement en fonction de la profondeur d'indentation.

La Figure 41 montre l'évolution des propriétés mécaniques moyennes en fonction de la profondeur de pénétration. Un palier est enregistré pour une profondeur de 40 nm soit pour une profondeur inférieure au dixième de l'épaisseur du dépôt d'or. Ce palier correspond aux propriétés intrinsèques du dépôt d'or : la rigidité est de l'ordre de 80 GPa et la dureté est voisine de 0,7 GPa.

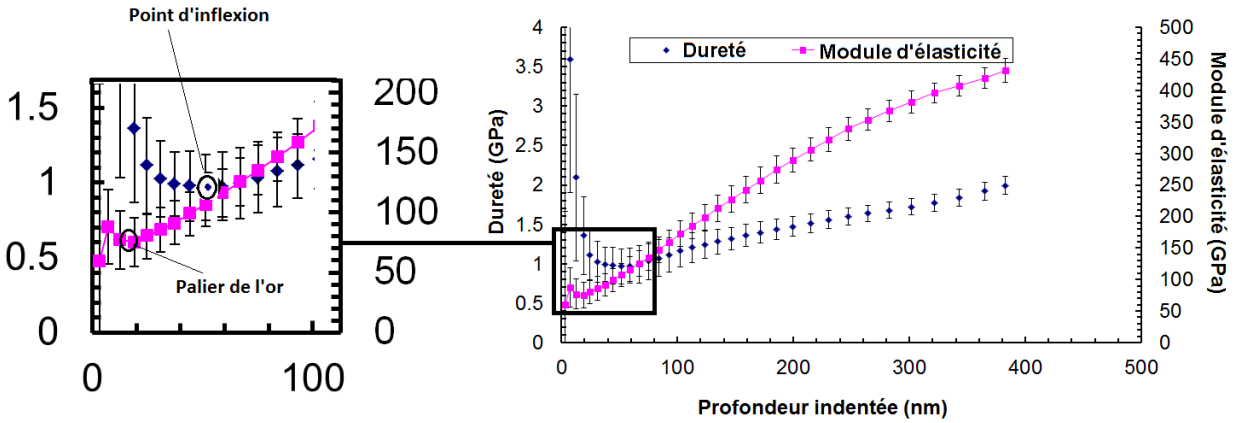


Figure 41 : Valeurs moyennes des propriétés mécaniques de dureté et de rigidité en fonction de la profondeur d'indentation.

1.1.2.3.4 Adhérence du multicouches *Ti/Pt/Au*

1.1.2.3.4.1 Essais de nanorayage

Les courbes obtenues lors des essais de nanorayage réalisés sur le dépôt *Ti/Pt/Au* sont représentées sur la Figure 42. Le profil indique que la profondeur de pénétration progresse rapidement pour atteindre 800 nm en fin de rayure soit une profondeur suffisante pour atteindre le diamant. Le profil du « post scan » montre que le retour élastique en fin d'essai est d'environ 400 nm. Ce retour élastique commence tout au début de la rayure et correspond à celui du diamant et de l'ensemble des couches du dépôt. Cependant, le profil du « post scan » commence à être irrégulier à partir d'une distance de rayage de 400 µm qui correspond à une profondeur de 600 nm lors du rayage. Des observations micrographiques sont nécessaires pour comprendre ces variations. Elles font l'objet du paragraphe suivant.

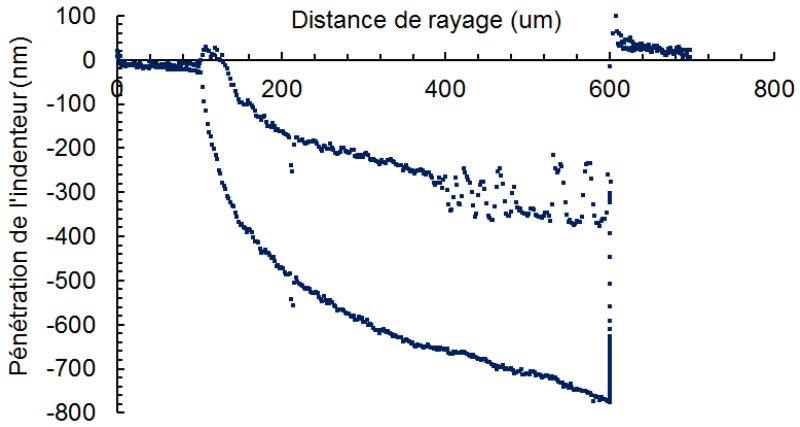


Figure 42 : Evolution de la profondeur de pénétration en fonction de la distance de rayage pour le dépôt Ti/Pt/Au

Enfin, le coefficient de frottement augmente très rapidement pour atteindre 0,6 lorsque l'indenteur traverse l'or et le platine puis diminue et se stabilise à 0,25 lorsqu'il atteint le diamant (Figure 43).

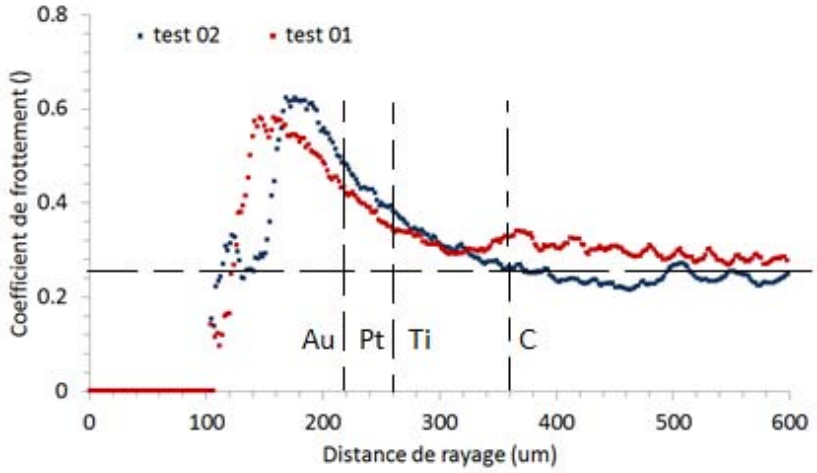


Figure 43 : Variation du coefficient de frottement en fonction de la distance de rayage pour le dépôt Ti/Pt/Au.

1.1.2.3.4.2 Morphologie des rayures

La morphologie des rayures réalisées sur le dépôt *Ti/Pt/Au* est présentée sur la Figure 44. La forme des bourrelets sur les bords de la rayure est obtenue en raison de la ductilité de l'or. Des décohésions du dépôt se produisent à partir d'une distance rayée de 160 µm avant même que la pointe arrive au diamant. A cette distance, l'indenteur est à une profondeur correspondante à celle du titane pour une charge critique de rayage de l'ordre de 25 mN. Ces variations semblent imputables à la déformation du multicouches et surtout à une interface *Ti/C* mécaniquement affectée. Au-delà de 230 µm de distance rayée, une rupture ductile se poursuit jusqu'au bout de la rayure.

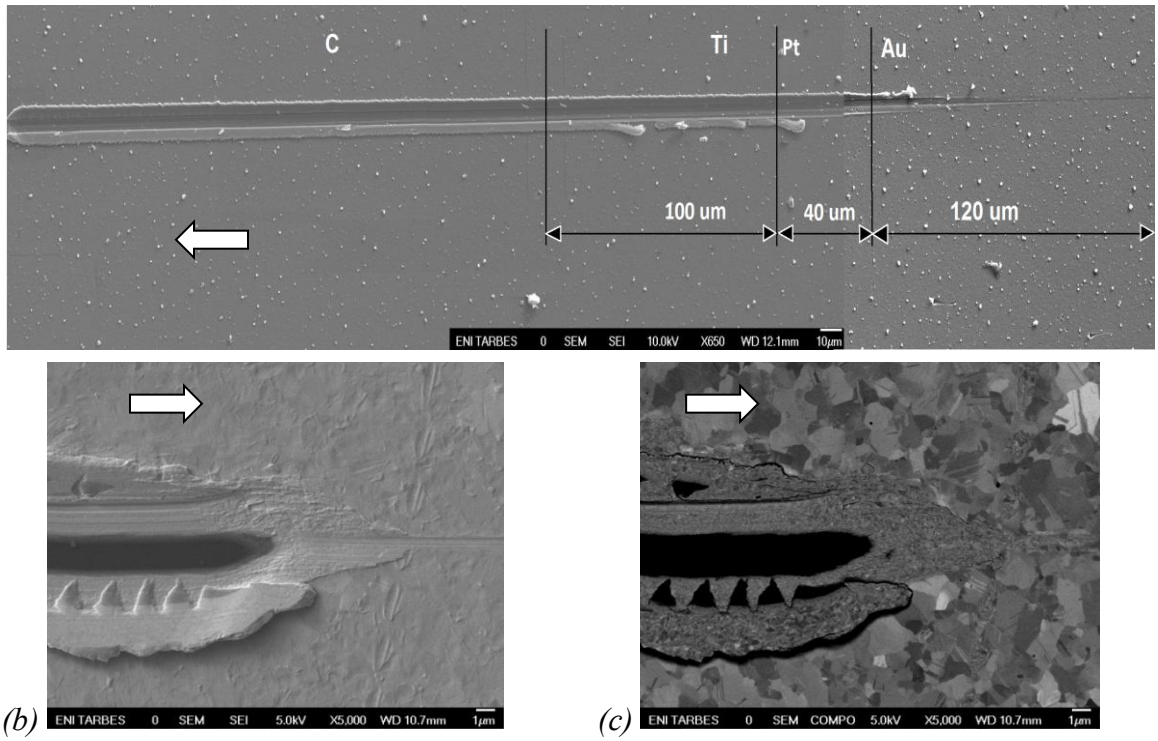


Figure 44 : Morphologie de la rayure sur dépôt Ti/Pt/Au, (a) micrographie de la rayure entière, (b) extrémité de la rayure observée en mode électrons secondaires, (b) extrémité de la rayure observée en mode électrons rétrodiffusés.

1.1.2.3.5 Synthèse de l'étude des dépôts *Ti/Pt/Au*

Contrairement à la métallisation *Si/Al*, le substrat métallisé *Ti/Pt/Au* présente de nombreux défauts répartis à sa surface telles que des cloques ou des décohésions. Les analyses par spectrométrie EDX montrent que la décohésion des couches semble se produire à l'interface *Ti/C*. Les essais de nano-indentation à forte charge révèlent la présence de fissures sur les flancs des empreintes. Ces fissures sont amorcées à l'intérieur du substrat diamant à une valeur critique de charge de 80 mN et se propagent jusqu'à la métallisation comme l'attestent les analyses par spectrométrie EDX et les micrographies des indents. Les propriétés mécaniques intrinsèques de la couche d'or et du diamant ont été déterminées. Elles sont respectivement égales à H_{Au} = 0,7 GPa, E_{Au} = 80 GPa, $H_{diamant}$ = 26 GPa et $E_{diamant}$ = 850 GPa. Les essais de nanorayage révèlent la fragilité de l'interface *Ti/C* ; la charge critique de rayage est de 25 mN. Ceci peut se déduire de la formation de plusieurs copeaux au bord de la rayure lorsque l'indenteur atteint le dépôt *Ti*.

1.1.2.4 Etude de la métallisation Ti/Cr/Au

1.1.2.4.1 Morphologie des dépôts *Ti/Cr/Au*

La morphologie des dépôts est présentée sur la micrographie de la Figure 45 obtenue par microscopie électronique à balayage. La structure est homogène ; les grains sont des grains équiaxes avec une taille comprise entre 0,5 et 3 µm. Ils sont répartis uniformément sur la surface du dépôt. Aucun défaut apparent au niveau de la surface n'est observé.

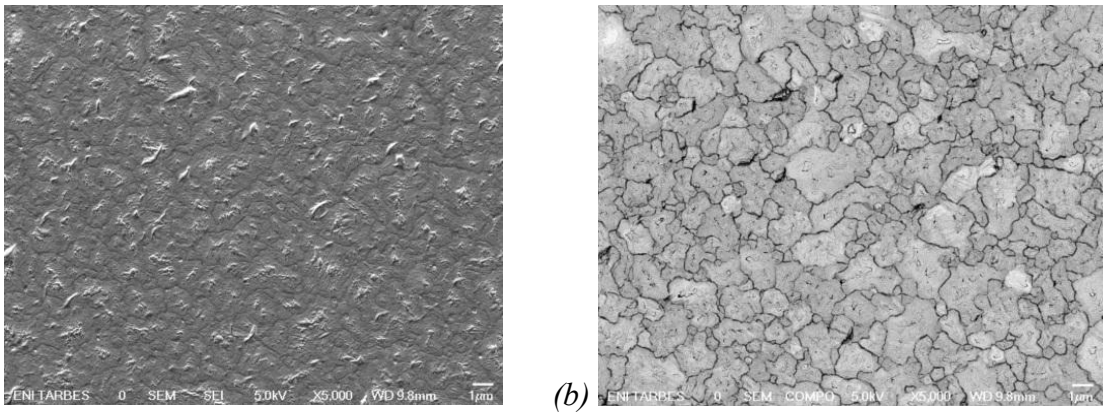


Figure 45 : Observations MEB de la morphologie du dépôt Ti/Cr/Au, (a) en mode électrons secondaires, (b) en mode électrons rétrodiffusés.

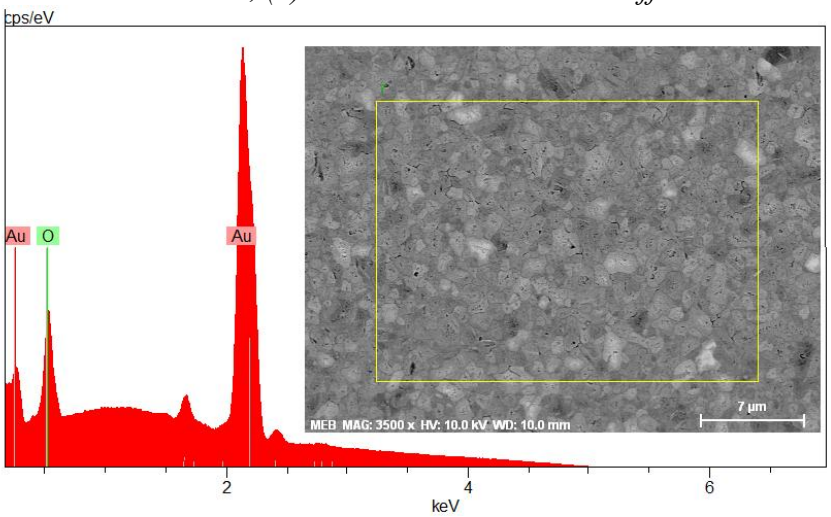


Figure 46 : Analyse chimique de la surface du dépôt Ti/Cr/Au.

L'analyse chimique de la surface montre la présence d'or. En raison des faibles épaisseurs de chrome et de titane déposées, seule la couche d'or est détectée comme le montre le spectre EDX de la Figure 46.

1.1.2.4.2 Propriétés mécaniques du multicouches *Ti/Cr/Au*

1.1.2.4.2.1 Essais de nano-indentation à forte charge

Les essais de nano-indentation réalisés sur le substrat diamant métallisé *Ti/Cr/Au* sont reproductibles comme pour les autres dépôts. La Figure 47 indique qu'à partir de 500 nm de profondeur, la charge normale appliquée augmente de façon exponentielle pour atteindre la valeur de 700 mN au bout de 1200 nm de profondeur de pénétration. L'influence du diamant devient prédominante. Le retour élastique enregistré est de 500 nm ; il est principalement dû au comportement mécanique du diamant.

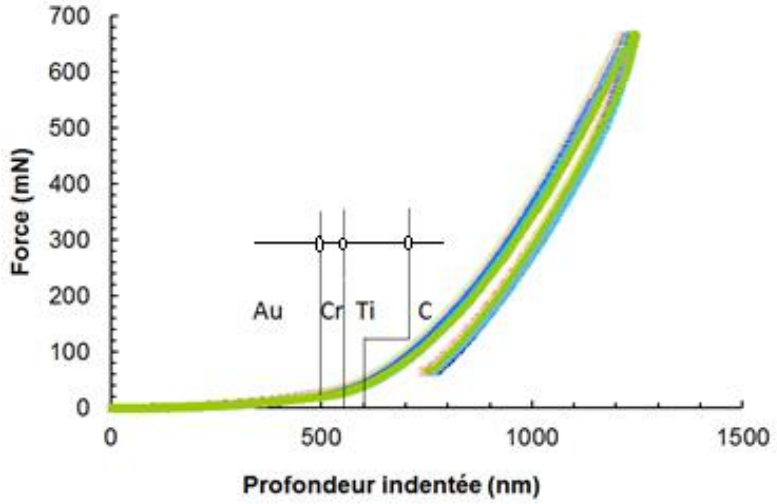


Figure 47 : Courbes chargement-déchargement en fonction de la profondeur d'indentation pour le dépôt Ti/Cr/Au.

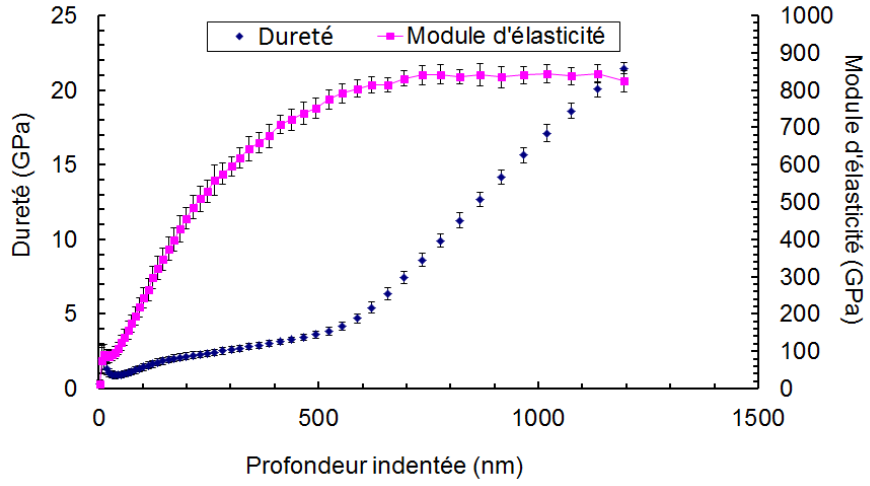


Figure 48 : Valeurs moyennes des propriétés mécaniques de dureté et de rigidité en fonction de la profondeur d'indentation pour le dépôt Ti/Cr/Au.

Contrairement aux résultats trouvés pour le dépôt *Ti/Pt/Au* où la rigidité chute brusquement à cause de la fissuration du diamant, la rigidité augmente de façon monotone pour le dépôt *Ti/Cr/Au* jusqu'à atteindre un seuil de saturation de l'ordre de 850 GPa (Figure 48). Cette valeur correspond à la valeur du module d'Young du diamant et reste constante à la fin du chargement.

Moins de dispersions sur le profil de dureté sont enregistrées. La dureté atteint une valeur de 23 GPa inférieure à la valeur de dureté finale trouvée pour le substrat diamant métallisé *Ti/Pt/Au*.

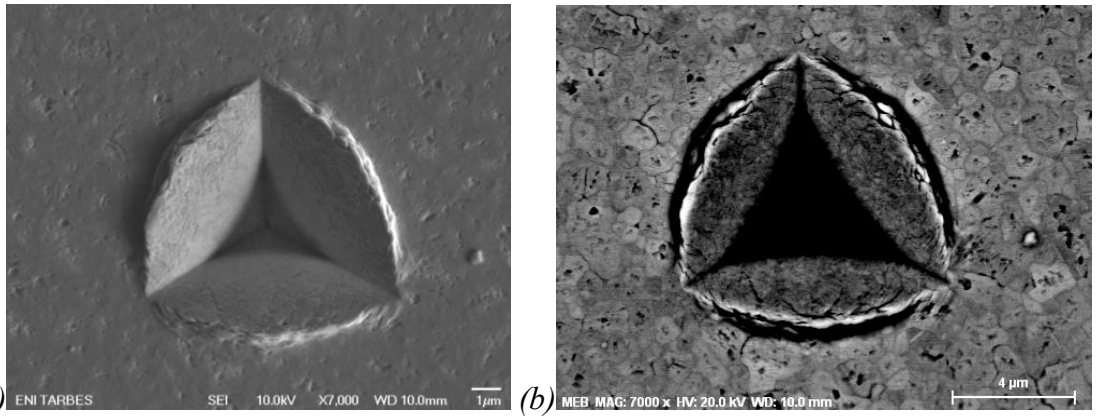


Figure 49 : Observations au MEB de l'empreinte réalisée sur le dépôt Ti/Cr/Au, (a) en mode électrons secondaires, (b) en mode électrons rétrodiffusés.

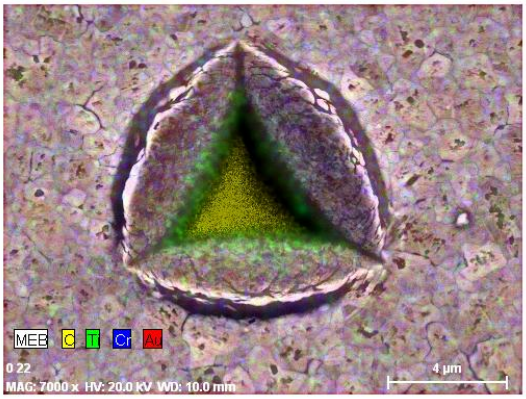


Figure 50 : Cartographie EDX de l'empreinte réalisée sur dépôt Ti/Cr/Au.

Aucune fissure n'a été détectée ni dans les couches de dépôt ni dans le substrat diamant lui-même (Figure 49). Un « bourrelet » important est observé aux bords de l'empreinte compte tenu de la déformation plastique de l'or. L'analyse chimique par spectroscopie EDX ne permet pas de détecter l'existence de la couche de chrome en raison de sa faible épaisseur. Les différents résultats de cette analyse sont étayés par les cartographies EDX présentées sur la Figure 50.

1.1.2.4.2.2 Essais de nano-indentation à faible charge

Les évolutions de la dureté et de la rigidité des dépôts en fonction de la profondeur de pénétration sont montrées sur la Figure 51. Un accroissement des propriétés mécaniques se produit à partir d'une profondeur de l'ordre de 20 nm comme le montre le graphique de la Figure 51. Un palier est observé aux environs de 50 nm de profondeur. Il correspond à une valeur du module de l'ordre de 80 GPa et une dureté de 1 GPa. Ces valeurs correspondent aux valeurs de la rigidité et de la dureté de l'or. Les valeurs de dureté et du module d'Young augmentent jusqu'à atteindre respectivement 3 GPa et 400 GPa.

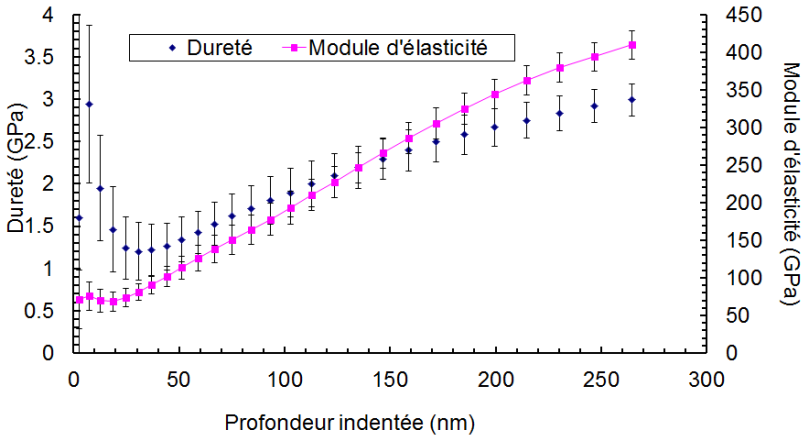


Figure 51 : Valeurs moyennes des propriétés mécaniques de dureté et de rigidité en fonction de la profondeur d'indentation pour le dépôt Ti/Cr/Au mesurées à faible charge.

Afin de déterminer les propriétés du dépôt *Cr*, des essais complémentaires ont été réalisés sur un dépôt *Ti/Cr*. La Figure 52 montre que la dureté et le module d'Young du dépôt commencent à augmenter progressivement à partir d'une valeur de pénétration de 20 nm jusqu'à atteindre une valeur de l'ordre de 20 GPa pour la dureté et 420 GPa pour le module d'Young. A partir de 70 nm, le module d'Young commence à chuter jusqu'à atteindre une valeur de 250 GPa à une distance de pénétration de 200 nm qui représente l'épaisseur du dépôt de chrome. La dureté décroit pour des profondeurs d'indentation importante de 20 à 17 GPa. Cette chute des propriétés mécaniques est observée en raison de la fissuration du chrome qui a un comportement fragile.

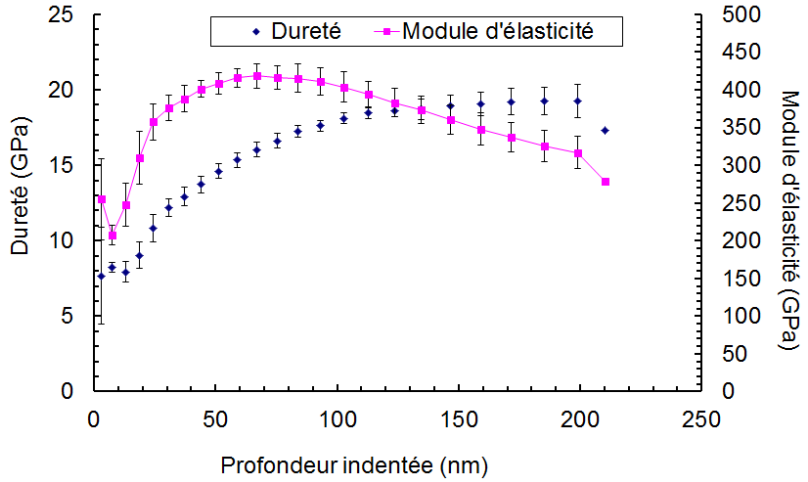


Figure 52 : Valeurs moyennes des propriétés mécaniques de dureté et de rigidité en fonction de la profondeur d'indentation pour le dépôt Ti/Cr mesurées à faible charge.

1.1.2.4.3 Adhérence des dépôts *Ti/Cr/Au*

1.1.2.4.3.1 Essais de nanorayage

Les courbes de nanorayage représentant l'évolution de la profondeur de pénétration en fonction de la distance de rayage réalisées sur le dépôt *Ti/Cr/Au* sont présentées sur la Figure 53. Une profondeur de pénétration totale de 700 nm en fin de rayure est enregistrée, soit une profondeur suffisante pour atteindre le diamant. Le profil du « post scan » montre que le retour élastique en fin d'essai est d'environ 200 nm. Ce retour correspond entièrement au retour élastique du diamant. Ceci s'explique donc par une rupture cohésive du dépôt mettant à nu le

diamant. Cette hypothèse est corroborée par le profil du « post scan ». Ce profil est parfaitement horizontal à partir de 560 nm de profondeur de pénétration qui correspond à une distance de rayage de 120 µm.

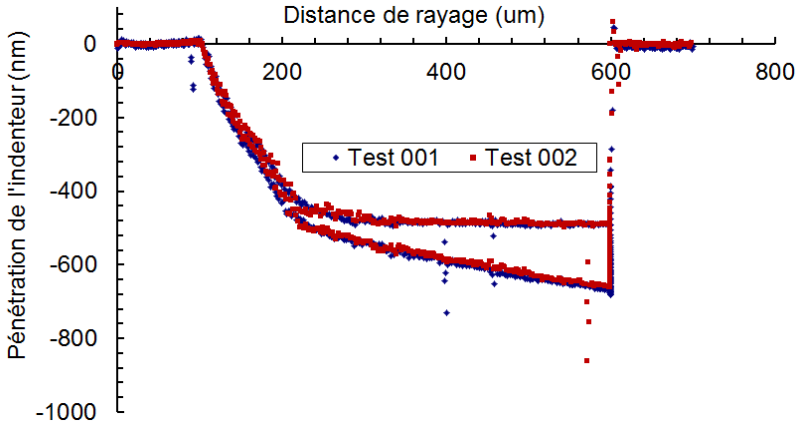
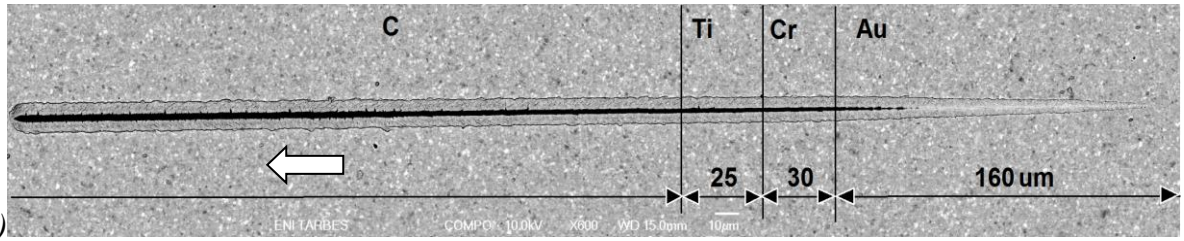


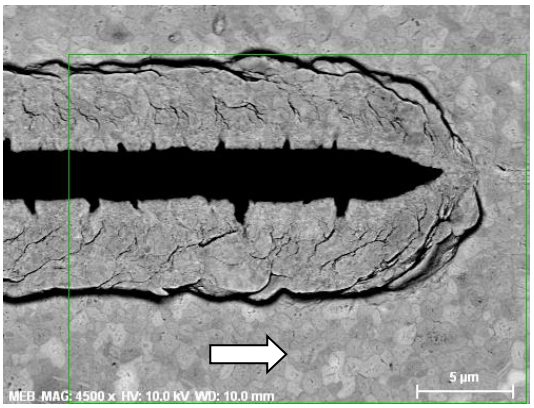
Figure 53 : Evolution de la profondeur de pénétration en fonction de la distance de rayage pour le dépôt Ti/Cr/Au.

1.1.2.4.3.2 Morphologie des rayures

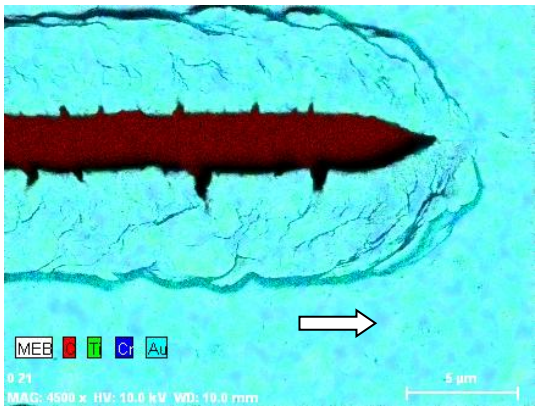
La morphologie de la rayure est présentée sur la Figure 54(a). Aucun copeau n'est produit lors de l'essai de nanorayage et la forme des bourrelets au bord de la rayure montre une déformation plastique de la couche d'or. Dès les faibles charges normales, le diamant est mis à nu. La charge critique normale est de Lc = 19,2 mN. Elle correspond à un déplacement de 120 µm de l'indenteur, valeur déjà mise en évidence sur les courbes de pénétration (Figure 54).



(a)



(b)



(c)

Figure 54 : Morphologie de la rayure sur dépôt Ti/Cr/Au à plusieurs grandissements, (a) micrographie de la rayure entière, (b) extrémité de la rayure observée en mode électrons secondaires, (c) cartographie EDX de la terminaison de la rayure.

1.1.2.4.4 Synthèse de l'étude des dépôts *Ti/Cr/Au*

Les dépôts *Ti/Cr/Au* ont été testés en utilisant des essais de nanorayage et de nano-indentation. Ces essais ont permis de constater une rupture cohésive du dépôt dès le premier

stade de l'essai. Contrairement au revêtement *Ti/Pt/Au*, les morphologies des rayures et des empreintes ne présentent pas des fissures ou des défauts. Seules quelques microfissures au fond des rayures, perpendiculaires à la direction du rayage, sont produites en raison de la ductilité de l'or. Elles ne peuvent pas être interprétées comme dues à une mauvaise qualité des films.

1.2 Etude des revêtements sur substrat cuivre

Trois types de revêtements sur des éprouvettes en cuivre ont été étudiés : *Ni/Au, Ni/Cr et Ni/Cr/Au*. Pour rappel, ces revêtements se situent entre le substrat DBC et la brasure. Le dépôt d'argent, qui formera avec le dépôt d'indium la jonction grâce au procédé couplant la refusion et la diffusion de l'indium, sera traité ultérieurement lors de l'analyse des jonctions. Le premier dépôt *Ni/Au* est réalisé sur cuivre uniquement par voie électrochimique. Le choix de cette métallisation est fait en raison de la très bonne adhérence de l'or sur le nickel et du rôle joué par le nickel comme barrière empêchant la diffusion de l'or dans le cuivre. L'épaisseur du dépôt de nickel à prévoir dans ce cas est supérieure à 3 µm. La deuxième combinaison de dépôts *Ni/Cr*, est réalisée par électrodéposition sur cuivre. Le choix de la deuxième métallisation découle de l'utilisation de brasure *AuGe*. Le chrome sert de barrière de diffusion au germanium. L'objectif de l'étude de ces revêtements est d'essayer de déterminer leur comportement mécanique et plus précisément leur adhérence afin d'extraire des critères de défaillances qui pourront être utiles pour la modélisation du système. Cette caractérisation mécanique sera étayée par une étude microstructurale afin de comprendre les phénomènes à l'origine des défaillances.

1.2.1 Procédure expérimentale

1.2.1.1 Réalisation des dépôts

La procédure de dépôt électrochimique commence toujours par une étape de préparation de la surface des substrats, essentielle pour l'adhérence des métallisations. Cette préparation, dans notre cas, consiste à un dégraissage du substrat cuivre dans une solution alcaline *NaOH* suivie d'une étape de rinçage et d'une étape de décapage dans l'acide chlorhydrique *HCl*. Après son rinçage, le substrat est déposé dans un bain de nickel fourni par Ampère industries dont la formulation impose une densité de courant de 5 A/dm^2. L'épaisseur du nickel déposée est de 3,2 µm. Le dépôt d'or, d'épaisseur 4,3 µm, est obtenu à partir d'un bain d'aurocyanure de potassium $KAu(CN)_2$ fourni par Enthone.

Les dépôts *Ni/Cr/Au* sont réalisés par électrodéposition sur cuivre. Ils sont réalisés en utilisant un bain d'auricyanure de potassium $K[Au(CN)_4]$ contrairement au dépôt direct sur le nickel où le bain est initialement un bain d'aurocyanure. Ce bain d'auricyanure est destiné initialement aux dépôts sur substrat inox. Il est choisi pour notre application en raison de sa capacité à empêcher une oxydation prématurée du chrome. Il permet d'obtenir une bonne accroche de l'or sur le chrome et d'avoir un bon état de surface du dépôt. Le dépôt électrochimique d'or est effectué sur du chrome électrolytique.

Le dépôt Argent est réalisé à partir d'un bain cyanuré composé d'hydroxyde, de carbonate et de cyanure de potassium ainsi que de cyanure d'argent à 80%. Le bain est agité mécaniquement pendant l'opération de dépôt.

Le dépôt d'indium est réalisé à partir d'un nouveau bain alcalin exempt de cyanure composé d'hydroxyde de sodium et d'acide sulfurique pour l'ajustement du pH. Le bain d'indium est formulé et délivré par la société Enthone.

Les principales conditions d'électrodéposition mises en œuvre sont détaillées dans le Tableau 10.

Dépôt	Bains	Densité de courant	Vitesse de dépôt	pH du bain	Température du bain	Temps de dépôt (1 µm)
Au sur Ni	$K[Au(CN)_2]$, [Au] =12 g/l,	0,3 A/dm^2	112 mg/A.min	6	60°C	5 min
Ag sur Cu	AgCN [Ag] =30 g/l,	1 A/dm^2	67 mg/A.min	12	20°C	1 min 30
In sur Ag	[In] = 30 g/l	3 A/dm^2	23,8 mg/A.min	10,2	60°C	2 min 30

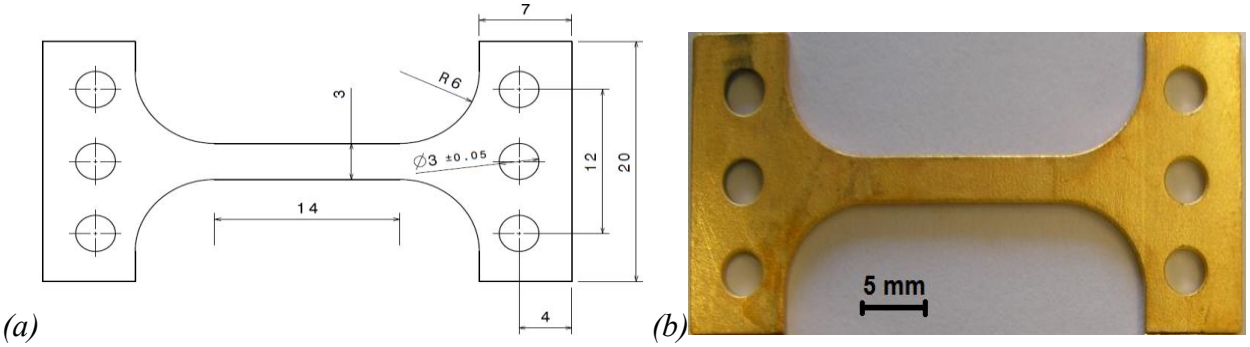
Tableau 10 : Conditions d'électrodéposition pour la réalisation des dépôts d'or, d'argent et d'indium.

1.2.1.2 Essais de microtraction sous MEB

L'adhérence des dépôts sur substrat cuivre est déterminée par essai de microtraction sous microscope électronique à balayage. L'essai de nanorayage n'a pas été choisi pour caractériser l'adhérence de ces dépôts pour plusieurs raisons : la nature ductile du substrat en cuivre, l'épaisseur plus importante des dépôts, la disponibilité plus importante des échantillons… De plus, l'essai de traction permet d'accéder à une contrainte de cisaillement interfaciale selon Agrawal et Raj (**A-R**) en cas de fissuration du revêtement contrairement à l'essai de rayage qui fournit uniquement une charge critique d'adhérence [Agrawal and Raj, 1989, Chen et al., 2000] . Selon les auteurs, la contrainte de cisaillement interfaciale s'écrit sous la forme :

$$\tau = \frac{\pi \delta \sigma_f}{\lambda} \qquad (1\text{-}4)$$

δ est l'épaisseur du revêtement, λ l'espace interfissures caractéristique de la saturation en fissures transversales et ζ_f la résistance à la traction du dépôt. Pour ce type d'essais, des éprouvettes de microtraction en cuivre ont été conçues ; leur géométrie est donnée sur la Figure 55.



(a) *(b)*

Figure 55 : Eprouvette de microtraction pour le test d'adhérence des revêtements sur substrat DBC, (a) géométrie, (b) éprouvette revêtue des dépôts Ni/Au.

Les essais de microtraction sont réalisés à température ambiante à l'aide d'une platine DEBEN MTEST5000W conçue pour être utilisée avec un microscope électronique à balayage (Figure 56). Le logiciel Microtest permet de suivre de manière synchrone, la vidéo de la déformation de l'éprouvette et la courbe force Ŕ déplacement imposé. Des micrographies seront extraites de la vidéo pour déterminer avec précision l'espace interfissure λ. La vitesse de

déplacement imposée au cours des essais est de 1 mm/min. La cellule de charge de 1 kN a été choisie en fonction de la géométrie de l'éprouvette et des propriétés mécaniques du cuivre.

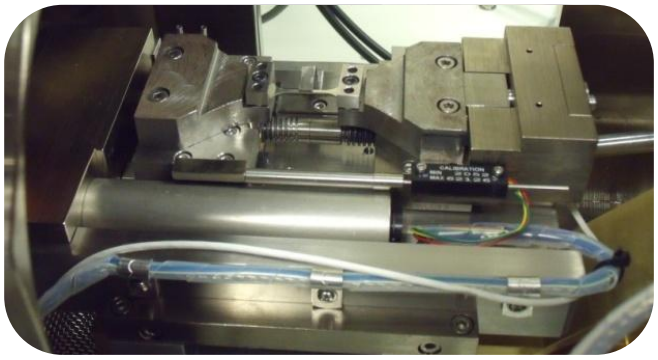
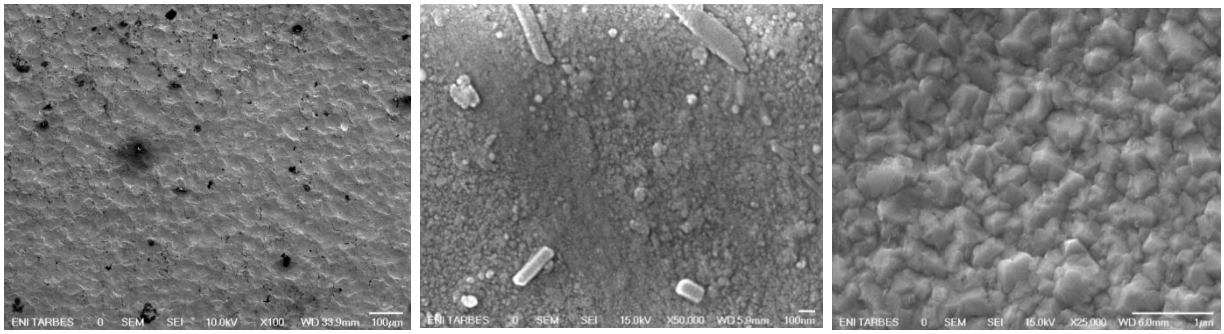


Figure 56: Banc d'essai de micro-traction.

1.2.2 Résultats d'essais

1.2.2.1 Dépôts électrochimiques Ni/Au sur cuivre

Trois essais de microtraction sous MEB sont réalisés sur les dépôts *Ni/Au* déposés sur cuivre. La morphologie du dépôt est illustrée sur la Figure 57. Bien que le dépôt soit homogène, il présente une surface rugueuse comme le montre la Figure 57(a) à faible grandissement. Cet état de surface a pour origine la procédure de sablage préliminaire avant l'opération de dépôt. Aucun défaut n'est détecté. La microstructure du dépôt est présentée à la micrographie de la Figure 57(c). La taille des grains du dépôt d'or est inférieure au micron.



(a) *(b)* *(c)*

Figure 57 : Morphologie des dépôts Ni/Au.

La déformation des éprouvettes est suivie au cours de l'essai in situ dans le microscope électronique à balayage. La Figure 58 présente une courbe de traction rationnelle sur laquelle sont rapportées des observations de l'initiation et de la progression de l'endommagement au cours de l'essai obtenues à partir de la vidéo réalisée. Des fissures curvilignes orientées perpendiculairement par rapport à l'axe de sollicitation apparaissent à la surface de l'échantillon revêtu au cours du chargement lorsque la contrainte atteint une valeur de 248 MPa. Leur nombre augmente lorsque le déplacement appliqué augmente. L'espacement inter-fissures ou « espacement fissures minimum » atteint un seuil de saturation de 30 µm à la fin de l'essai avec une contrainte de 289 MPa.

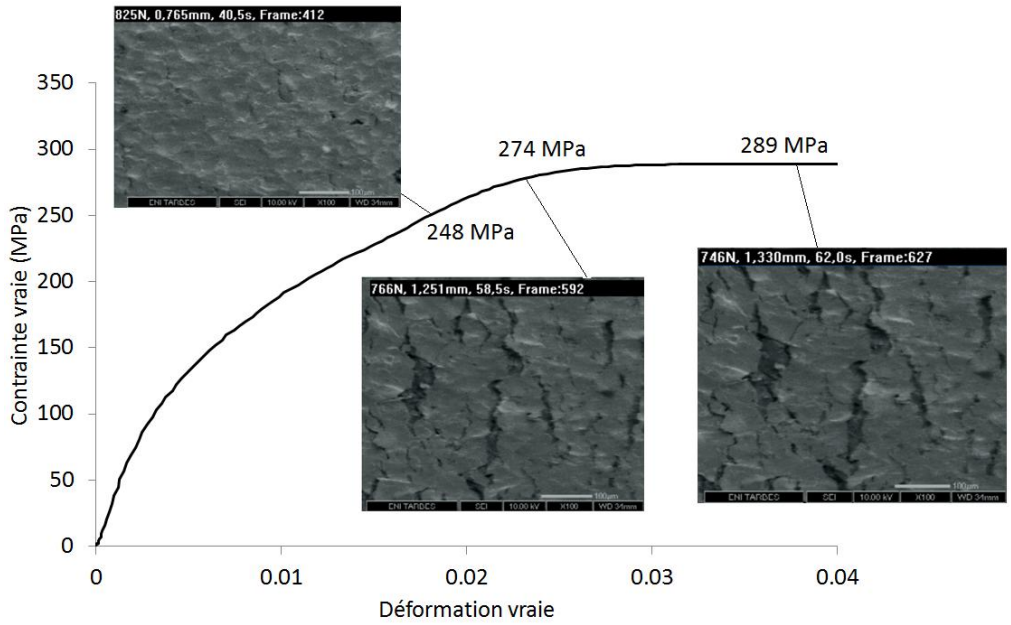


Figure 58 : Fissuration du revêtement Ni/Au au cours de l'essai de microtraction.

Le multicouche semble adhérent au substrat de cuivre car aucun délaminage n'est observée sur la surface de l'éprouvette si ce n'est dans la zone de striction, c'est-à-dire proche du faciès de rupture final. La zone de striction présente une réduction de la section de l'éprouvette de 75% environ comme illustré sur la Figure 59(a-b-c). La rupture de l'éprouvette de cuivre est ductile comme l'atteste la présence de nombreuses cupules sur le faciès de rupture.

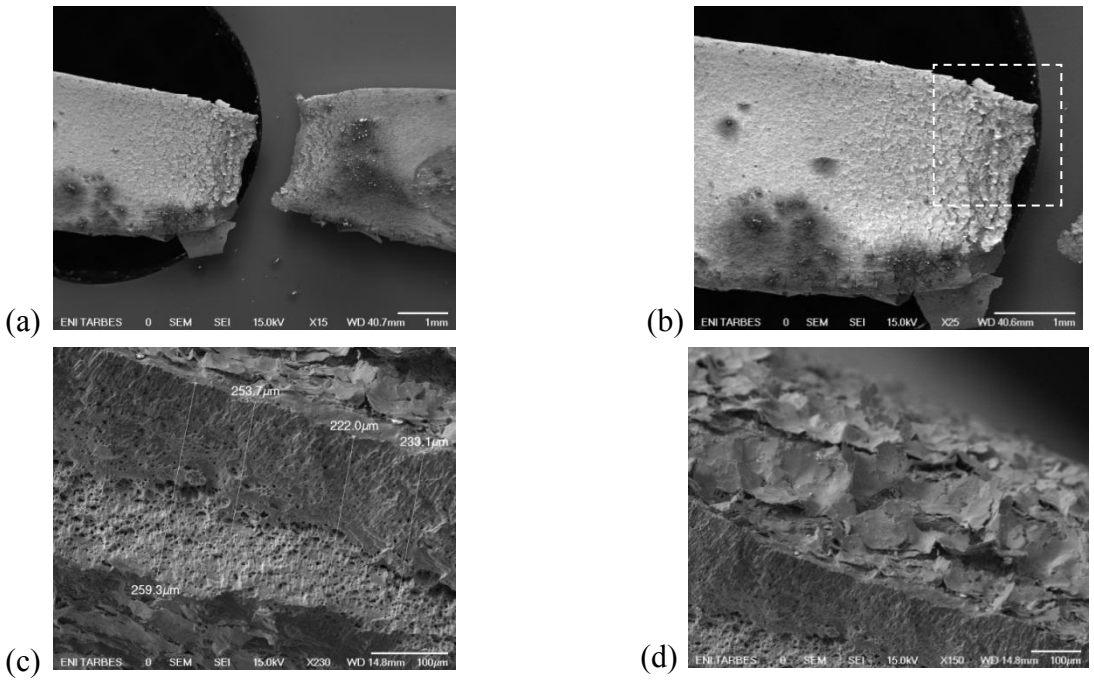


Figure 59 : Observations par microscopie électronique à balayage après essai de traction de l'éprouvette de cuivre revêtue des dépôts Ni/Au.

Des analyses EDX en mode cartographie ont été réalisées sur le faciès de rupture de l'éprouvette en cuivre afin de déterminer la zone de décohésion. Ces analyses, présentées sur la Figure 60, confirment la présence des dépôts proches de la zone de rupture et donc leur bonne adhérence au substrat cuivre.

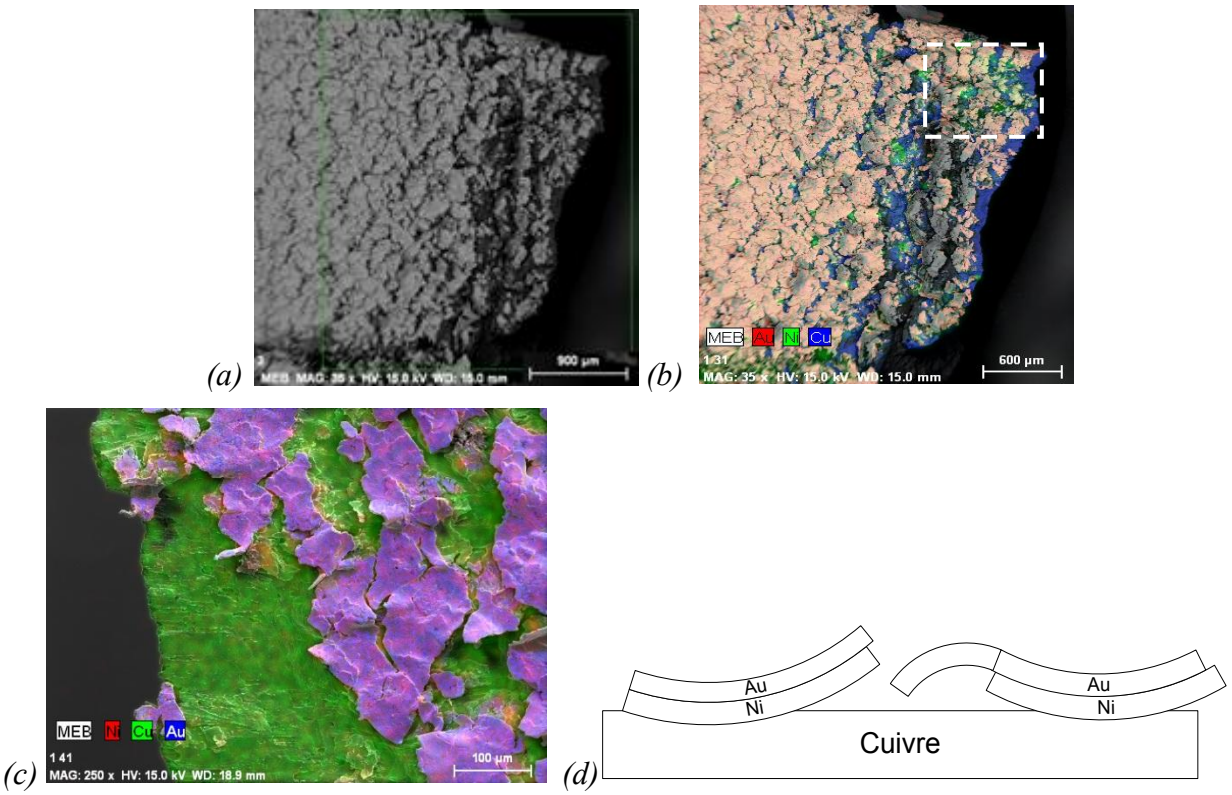


Figure 60 : (a, b, c) Cartographies EDX de la zone de rupture, (d) schématisation de la décohésion des dépôts Ni/Au.

Au vu des observations MEB et des analyses EDX, il semblerait que la décohésion ait lieu principalement à l'interface nickel Ŕcuivre (Figure 60(c)). De plus, la forme et la taille des zones de dépôts restant adhérents au substrat rappellent les motifs topographiques induits par le sablage réalisé avant les dépôts. Une schématisation de la décohésion des revêtements *Ni/Au* sur *Cu* est présentée sur la Figure 60(d).

1.2.2.2 Dépôts électrochimiques Ni/Cr sur cuivre

Pour rappel, le chrome a été choisi pour ses propriétés de barrière de diffusion au germanium présent dans les brasures *AuGe*. Des essais de microtraction identiques à ceux présentés précédemment ont été effectués. Des micrographies en section des dépôts de nickel et de chrome sont présentées sur la Figure 61. Les épaisseurs des couches sont homogènes ; elles sont respectivement de l'ordre de 1,5 µm et de 280 nm.

L'adhérence de ces dépôts a également été testée par microtraction in situ dans un microscope électronique à balayage. La Figure 62 présente la courbe rationnelle de traction sur laquelle des micrographies de la surface de l'échantillon ont été placées pour des chargements donnés. L'amorçage d'un nombre important de fissures rectilignes semble se produire dans le revêtement de chrome au vue de la Figure 62. L'amorçage des fissures dans le chrome se produit lorsque la contrainte atteint la valeur de 259 MPa. Une analyse plus fine en microscopie électronique à balayage montre une fissure qui se propage au sein de la couche de chrome en raison de sa fragilité et qui entraîne la rupture de la couche (Figure 63(a-b)). Des fissures s'amorcent ensuite au sein du dépôt de nickel conduisant à la décohésion totale des dépôts. La densité de fissures sature autour d'une contrainte de 270 MPa. L'espace interfissures n'évolue plus et se stabilise à une valeur de 20 µm.

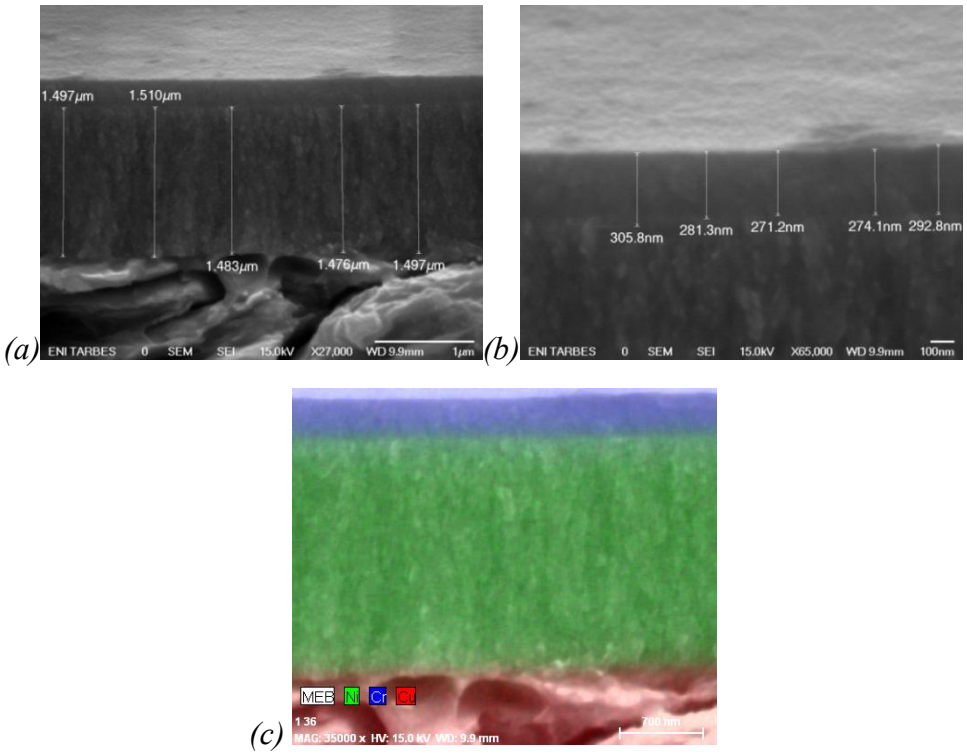


Figure 61 : Micrographies en section des revêtements NiCr.

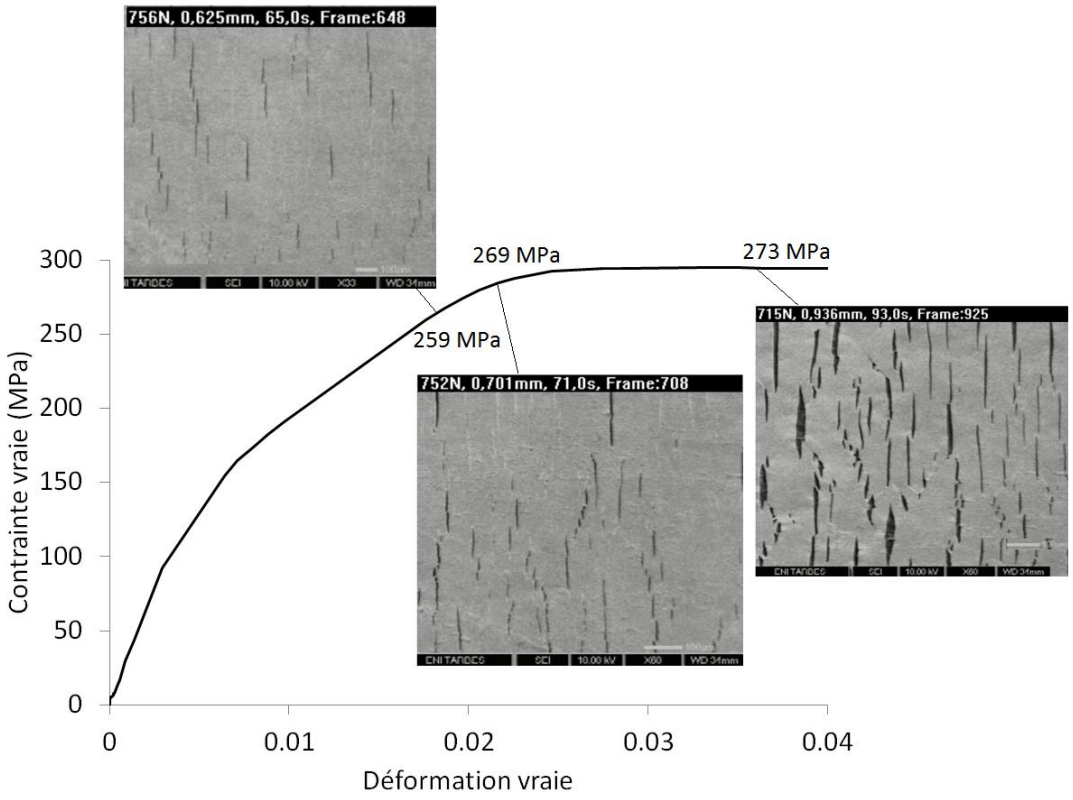
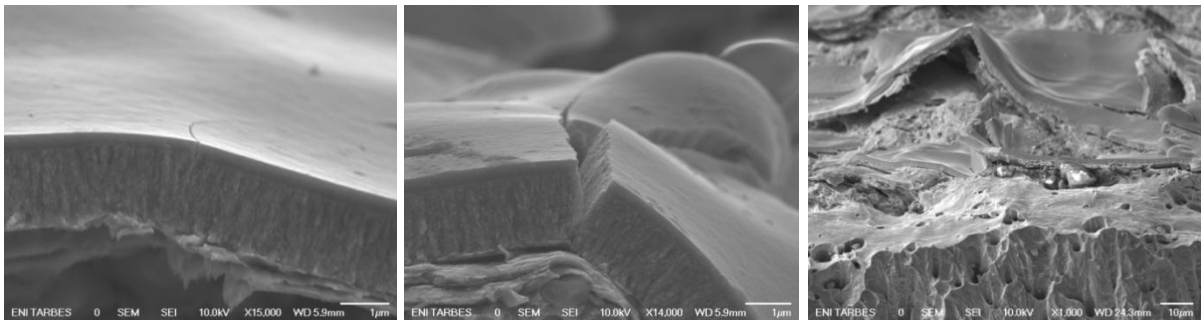


Figure 62 : Fissuration du revêtement Ni/Cr au cours de l'essai de microtraction.



(a) *(b)* *(c)*

Figure 63 : Fissuration dans le dépôt, (a) amorçage de fissure dans le chrome, (b) fissuration totale du dépôt, (c) délaminage du dépôt.

1.2.2.3 Dépôts électrochimiques Ni/Cr/Au sur cuivre

Afin d'éviter l'oxydation du chrome due à son exposition à l'air libre et de favoriser une meilleure adhérence de la brasure *AuGe*, un dépôt électrolytique d'or en utilisant un bain d'auricyanure est réalisé. La Figure 64 montre une importante densité de fissures quasi-rectilignes présentes entrainant une décomposition par blocks de 50 µm de largeur dans le dépôt *Ni/Cr/Au*. Ceci est obtenu en raison de la fragilité du chrome qui se fissure et fait propager cette fissure vers la couche or et vers l'interface nickel/chrome. La répartition des éléments chimiques présentée sur la cartographie EDX (Figure 64) conforte l'hypothèse d'une propagation de fissure à l'interface nickel/chrome et confirme la bonne adhérence entre le nickel et le cuivre. Le mécanisme de fissuration du dépôt est schématisé sur la Figure 65. Il explique l'amorçage de fissures dans le chrome suivi d'une propagation de fissures à l'interface *Cr/Au* et finalement le faïençage du revêtement. Des observations à plus fort grandissement d'une partie fissurée ou du faïençage sur la Figure 64 montrent plus clairement les fissures qui se propagent à l'interface or/chrome. L'initiation de fissures dans le dépôt commence lorsque la contrainte dans le cuivre atteint 270 MPa (Figure 67). Au fur et à mesure que le déplacement augmente, la densité de fissures se stabilise et l'espace interfissures se sature autour d'une valeur de 20 µm.

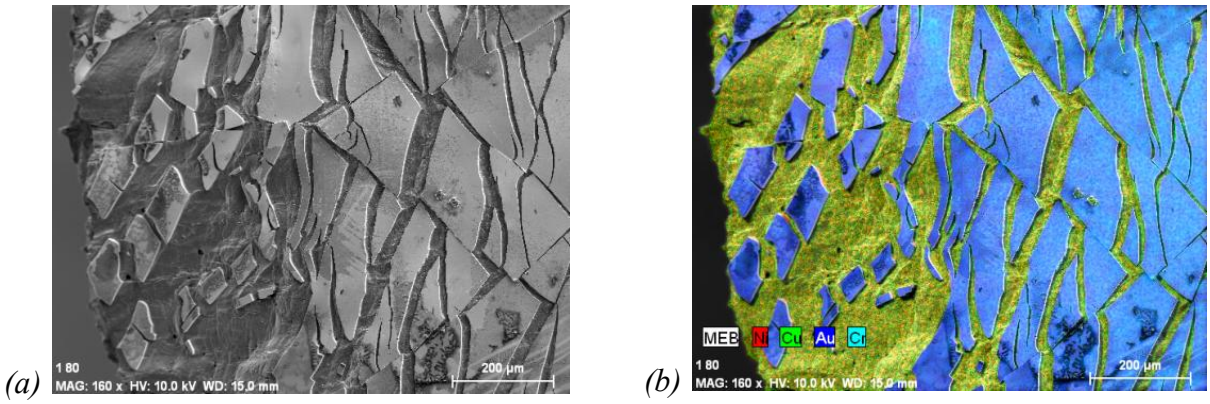


Figure 64 : Cartographie EDX de la fissuration du dépôt Ni/Cr/Au au voisinage du faciès de rupture.

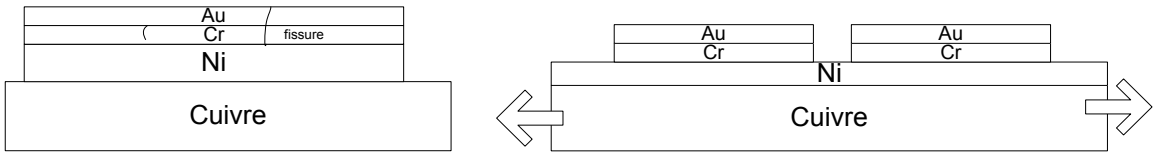


Figure 65 : Schématisation de la décohésion des dépôts Ni/Cr/Au.

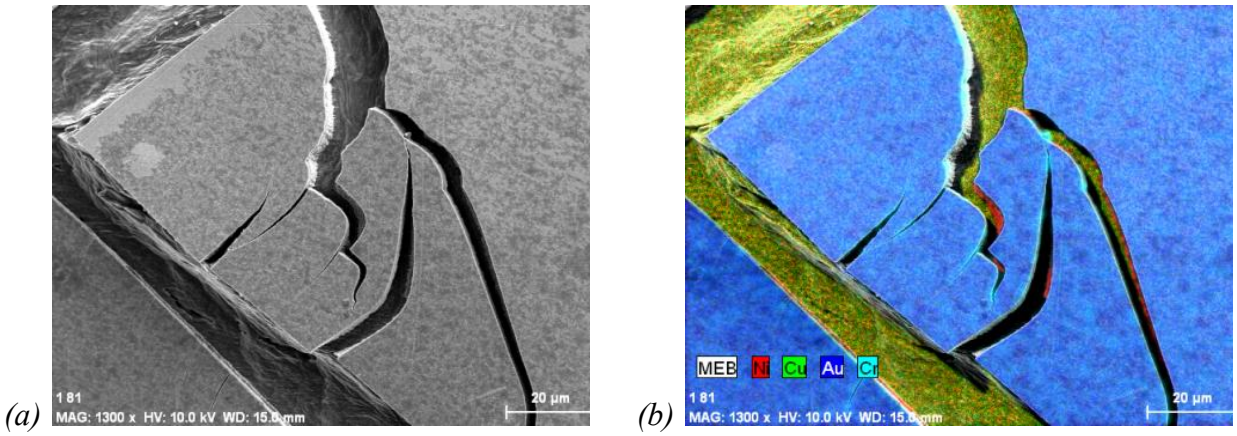


Figure 66 : Cartographie EDX de la région endommagée du dépôt Ni/Cr/Au loin de la zone de rupture.

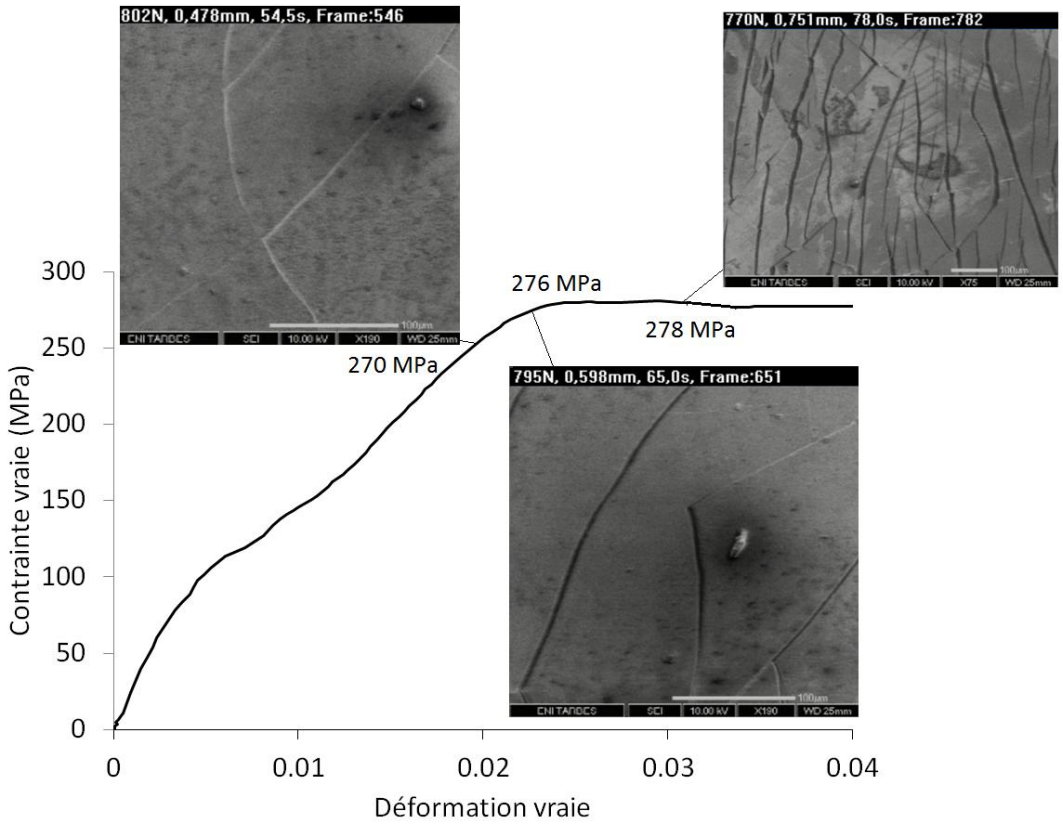


Figure 67 : Fissuration du revêtement Ni/Cr/Au au cours de l'essai de microtraction.

1.2.2.4 Calcul de la contrainte interfaciale pour chaque revêtement

Les contraintes de cisaillement interfaciales des métallisations *Ni/Au, Ni/Cr et Ni/Cr/Au* ont été déterminées en utilisant le modèle d'Agrawal et Raj précédemment cité (équation (1-4)). Cette contrainte dépend de la densité de fissures ($1/\lambda$) dont l'évolution en fonction de la déformation vraie est présentée sur la Figure 68.

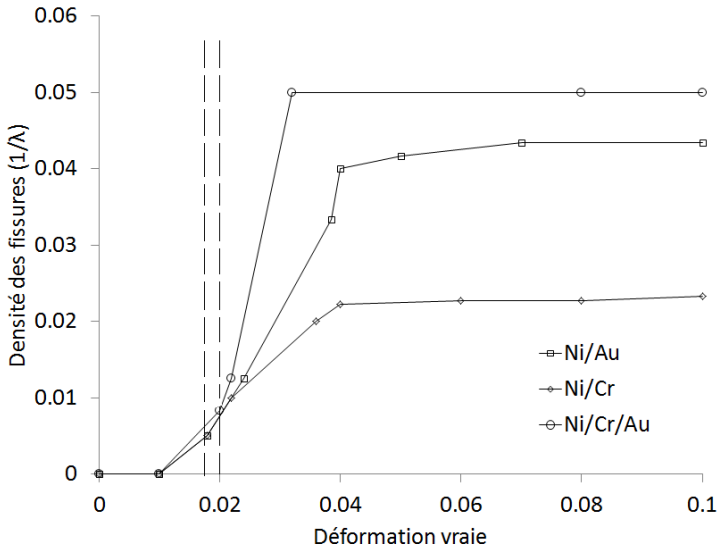


Figure 68 : Évolution de la densité de fissures en fonction de la déformation pour les trois revêtements lors de l'essai de microtraction.

Les contraintes à rupture des revêtements de nickel et du chrome déposés par voie électrochimique sont déduites à partir des valeurs de déformation lors de l'initiation de fissures et des réponses en traction du nickel et du chrome [Leahey, 2009, Collins et al., 2011]. L'ensemble des paramètres servant à calculer cette contrainte sont regroupés dans le Tableau 11.

	Ni/Au	*Ni/Cr*	*Ni/Cr/Au*
ε_f	0,019	0,019	0,02
ζ_f *(MPa)*	800	210	210
δ *(µm)*	5,58	1,82	3,35
λ *(µm)*	30	20	20
τ (MPa)	**467**	**60**	**110,4**

Tableau 11 : Calcul de la contrainte interfaciale à partir du modèle d'Agrawal and Raj pour les revêtements Ni/Au, Ni/Cr et Ni/Cr/Au.

Vue les résultats présentés au Tableau 11, le revêtement *Ni/Au* a la contrainte de cisaillement interfaciale la plus élevée.

1.3 Conclusion

Les propriétés mécaniques et la qualité des interfaces des dépôts monocouches *Ni, Cr, Al, W* et *Ti* et des dépôts multicouches *Si/Al, Ti/Pt/Au* et *Ti/Cr/Au* ont été évaluées à l'aide d'essais de nano-indentation, de nanorayage et de microtraction. La morphologie des dépôts, les empreintes ainsi que les éprouvettes de traction rompues ont été ensuite analysées à l'aide de la microscopie électronique à balayage couplée à des analyses par spectrométrie EDX.

En ce qui concerne les dépôts monocouches, la tenue du tungstène sur le diamant est limitée en raison de sa décohésion prématurée comme le montrent les résultats des essais de nanorayage. L'absence de recuit nécessaire pour former un carbure avec le diamant est un facteur de premier ordre pour expliquer ce comportement. L'aluminium ne forme pas, après recuit, une couche de carbure avec le diamant. Par conséquent, son adhérence est très faible. De plus, cette couche d'*Al* n'est pas très résistante et se dégrade rapidement dès les faibles charges

de nanorayage. Le mode d'endommagement du dépôt de chrome sous sollicitation de rayage est différent. Des fissures apparaissent sur les flancs des rayures dues à sa faible ténacité. Le comportement des couches de nickel et de titane au nanorayage est ductile ; aucune fissure n'est observée le long du profil de rayage. Seuls les dépôts de nickel et de titane pourraient être intéressants comme métallisation de finition. Cependant, il reste à évaluer leur comportement après recuit pour vérifier leur stabilité à haute température.

En ce qui concerne les dépôts multicouches étudiés *Si/Al, Ti/Cr/Au* et *Ti/Pt/Au*, seule la métallisation *Ti/Pt/Au* présente plusieurs défauts sous forme de cloques réparties sur toute la surface du substrat. Certains de ces défauts ont débouché et ont provoqué des décohésions de l'interface *Ti/C*. A l'issue des essais de nano-indentation, une fissuration est apparue à l'interface *Ti/C* ce qui a entrainé une chute de la rigidité et de la dureté mesurées. La fragilité de l'interface *Ti/C* est essentiellement due à la procédure de préparation de l'échantillon i.e. température de recuit, décapage,...

L'aluminium adhère mal au diamant mais l'utilisation du silicium comme couche d'adhérence entre le diamant et l'aluminium a amélioré nettement la tenue mécanique globale des dépôts *Si/Al*. En comparaison avec le dépôt d'*Al*, le dépôt *Si/Al* a permis de former un carbure de silicium très adhérent à la surface tout en gardant une bonne ductilité de l'*Al*. Le dépôt *Ti/Cr/Au* a une meilleure tenue que le dépôt chrome car un carbure de titane *TiC* a été formé grâce au traitement thermique. Contrairement au dépôt *Ti/Pt/Au*, le dépôt *Ti/Cr/Au* ne présente pas de fissures lors des essais de nano-indentation. Nous confirmons le choix des dépôts *Si/Al* et *Ti/Cr/Au* comme métallisations de finition pour le substrat diamant.

L'étude des différents revêtements DBC, montrent que le chrome constitue une bonne barrière contre l'interdiffusion de *Ge* et de *Ni*. Cependant, cette barrière reste fragile et source d'amorçage de fissure au sein du revêtement. La contrainte de cisaillement interfaciale admissible de 110 MPa du dépôt *Ni/Cr/Au* reste inférieure à celle du dépôt *Ni/Au* évaluée à 467 MPa. Après suppression du chrome, nous montrons que le dépôt *Ni/Au* reste homogène et exempt de fissures. Les propriétés de barrière par contre ne sont plus conservées. Pour limiter les phénomènes de diffusion, il faut augmenter l'épaisseur des dépôts d'*Au*.

2 Etude des alliages de brasure

Deux types d'alliages de brasure ont été étudiés au cours de ce travail : l'alliage *88Au12Ge* et l'alliage *88Al12Si*. Leurs microstructures sont présentées sur la Figure 69. La brasure *AlSi* présente deux phases bien distinctes : une phase riche en aluminium et une phase riche en silicium. La brasure *AuGe* présente également deux phases : une riche en or et une riche en germanium.

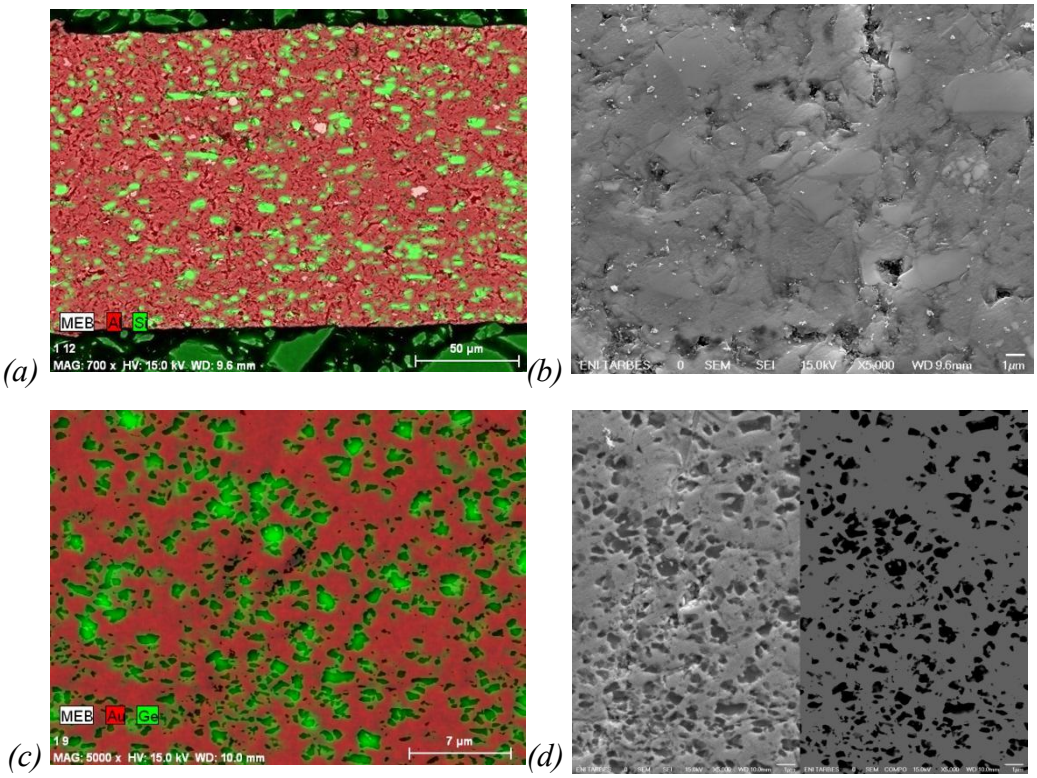


Figure 69 : Microstructure des alliages (a, b) AlSi et (c, d) AuGe.

Ces brasures ont été livrées sous forme de préformes de dimensions respectives 3×3×100 µm et 3×2×200 µm par BT Electronics. Les principales propriétés physiques, thermiques et électriques des alliages de brasure sont données dans les Tableau 12 et 13.

Caractéristiques mécaniques		**Caractéristiques physiques**	
Module d'élasticité (GPa)	Résistance à la traction à 20°C (MPa)	Densité (g.cm^{-3})	Point de fusion (°C)
69,3	180	14,67	356
Caractéristiques thermiques			**Caractéristiques électriques**
Capacité calorifique[26] C_p (J. K^{-1})	CTE à 20°C (× 10^{-6} K^{-1})	Conductivité thermique à 85°C (W.m^{-1}K^{-1})	Résistivité électrique (µΩ.cm)
134	12,3	44,4	5,56

Tableau 12 : Propriétés de l'alliage de brasure 88Au12Ge[27].

[26] Données calculées à partir de la DSC.
[27] Données BT Electronics

Caractéristiques mécaniques			Caractéristiques physiques	
Allongement à la rupture (%)	Module d'élasticité (GPa)	Résistance à la traction à 20°C (MPa)	Densité ($g.cm^{-3}$)	Point de fusion (°C)
< 20	71,1	241,5	2,66	577
Caractéristiques thermiques			**Caractéristiques électriques**	
CTE à 20-100°C ($\times 10^{-6}$ K^{-1})		Conductivité thermique à 23 °C ($W.m^{-1}K^{-1}$)	Résistivité électrique (µΩ.cm)	
20,4		121	5,56	

Tableau 13 : Propriétés de l'alliage de brasure 88Al12Si.

2.1 Propriétés mécaniques

2.1.1 Essais de nano-indentation

Des essais de nano-indentation « classique » (un seul cycle de chargement-déchargement) ont été réalisés ainsi que des essais avec des chargements cyclés. Les essais ont été réalisés sur des préformes de 3×3×0,1 mm. Après la calibration de l'indenteur Berkovich, les essais sont réalisés avec un indenteur XP à forte charge en utilisant les paramètres d'essai détaillés au Tableau 14.

Nature de l'essai	Nano-indentation monotone	Nano-indentation cyclique
Type d'indenteur	Tête XP	
Type de pointe	Berkovich	
Vitesse d'approche	10 nm/s	
Temps de maintien	10 s	
Nombre d'essais (ou cycles)	15	10
Profondeur de pénétration	2 µm	-
Distance entre empreintes	50 µm	
Taux de chargement	-	500 mN

Tableau 14 : Conditions opératoires pour les essais de nano-indentation monotone et cyclique sur les préformes.

L'essai de nano-indentation cyclique consiste à imposer, sans déplacement latéral, 10 cycles de chargement-déchargement en imposant une charge maximale de 500 mN à chaque cycle. Un maintien de 10 s est réalisé à la charge maximale. Le temps entre chaque cycle est de 60 s. Le profil cyclique de la charge est illustré sur la Figure 70. Les essais de nano-indentation monotone et cyclique permettent de déterminer les propriétés mécaniques des alliages de brasure étudiés et de mettre en avant leur comportement élastoplastique.

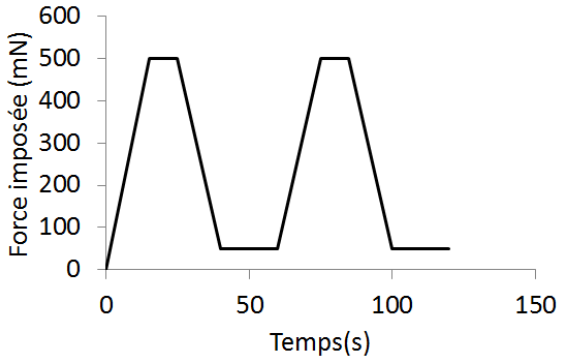


Figure 70 : Deux cycles de chargement lors des essais de nano-indentation cyclique à charge imposée.

2.1.2 Essais de nano-indentation sur l'alliage AuGe

2.1.2.1 Essais de nano-indentation à charge monotone

Les évolutions de la dureté et de la rigidité moyennes en fonction de la profondeur d'indentation sont présentées sur la Figure 71. Le module de Young atteint une valeur de 91 GPa pour une profondeur de 2000 nm. Cette valeur ne correspond pas à la valeur standard donnée pour cet alliage (72 GPa), mais plutôt à celle de la solution solide riche en germanium. La dureté, quant à elle, se stabilise à 2 GPa pour les profondeurs supérieures à 500 nm. Les dispersions enregistrées aux faibles profondeurs sont principalement dues au caractère biphasique de l'alliage et à l'écrouissage induit par le polissage de l'échantillon.

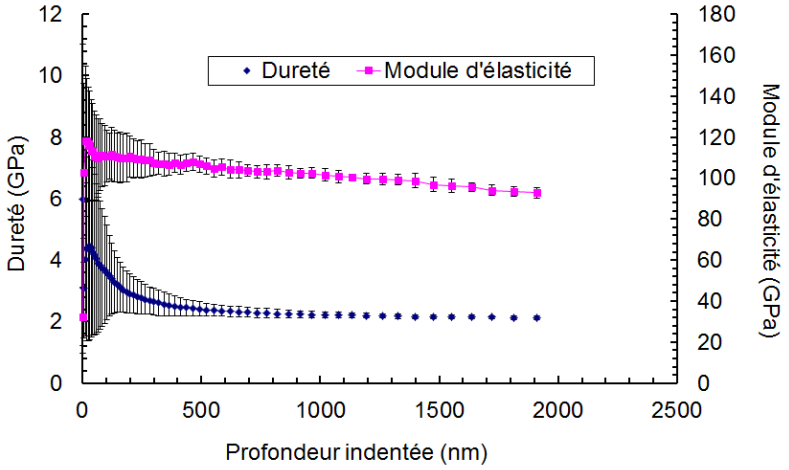


Figure 71: Evolution des propriétés mécaniques moyennes de l'alliage AuGe en fonction de la profondeur indentée.

Les courbes chargement-déchargement de la Figure 72 indiquent une bonne répétabilité des essais. Une faible proportion de fluage est enregistrée à une charge maximale de 190 mN. Lors du déchargement, un retour élastique de 200 nm est enregistré ce qui correspond à 10% du déplacement total de l'indenteur.

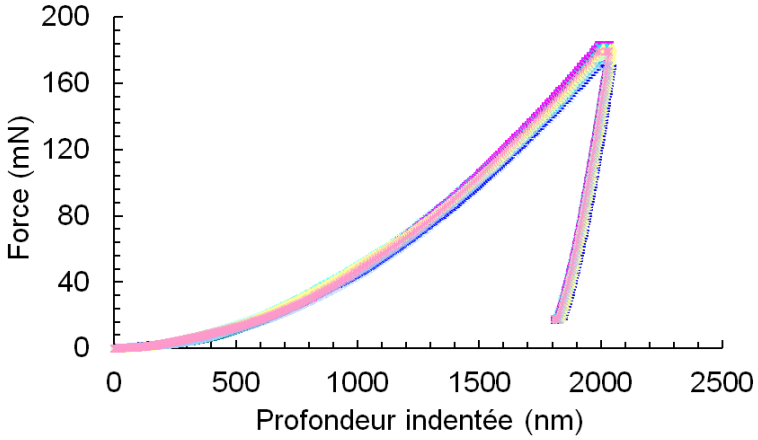


Figure 72: Courbes chargement-déchargement de l'alliage AuGe en fonction de la profondeur indentée.

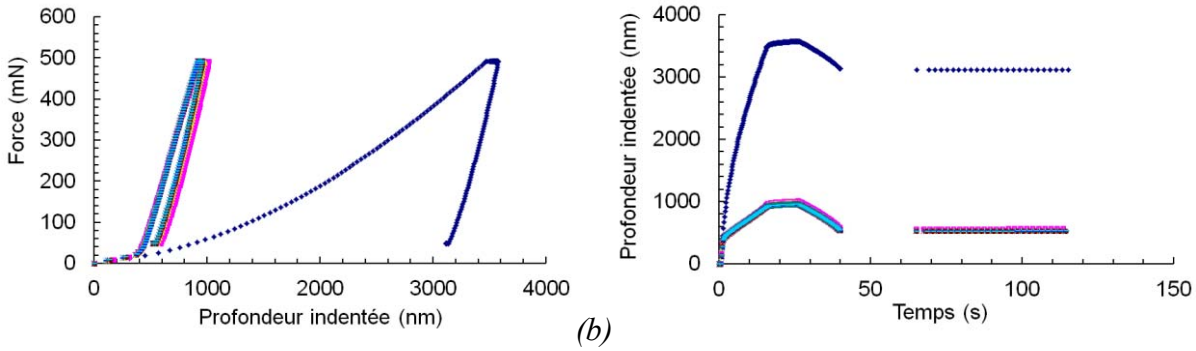
2.1.2.2 Essais de nano-indentation à charge cyclique

Les courbes chargement-déchargement obtenues en fonction du nombre de cycles sont présentées sur la Figure 73. Le comportement mécanique diffère radicalement entre le premier

chargement et les autres. La déformation plastique est très importante lors du premier cycle ($W_{plastique}$ = 19 mN.µm) et devient très faible dès le deuxième cycle ($W_{plastique}$ = 3,96 mN.µm). Par contre, le retour élastique est quasi constant quelque soit le cycle de chargement. Le déplacement maximal et la force maximale pour chaque cycle sont donnés dans le Tableau 15.

Cycle	Déplacement maximal atteint (nm)	Force maximale atteinte (mN)
1	3463	486
2	631	486
3	589	485
4	580	487
5	575	486
6	581	487
7	573	484
8	574	484
9	585	488
10	577	484
Moyenne	873	486

Tableau 15 : Profondeur d'indentation pour chaque cycle de chargement de l'AuGe.



(a) *(b)*

Figure 73: Comportement de l'AuGe lors des essais de nano-indentation cyclique, (a) courbes chargement-déchargement, (b) Évolution de la profondeur indentée au cours du temps.

2.1.3 Essais de nano-indentation sur l'alliage AlSi

2.1.3.1 Essais de nano-indentation à charge monotone

La même procédure expérimentale est adoptée pour l'alliage *AlSi*. La valeur du module d'élasticité se stabilise à 71 GPa pour des profondeurs supérieures à 1500 nm ce qui correspond à la valeur donnée par notre fournisseur BT Electronics. La dureté est estimée à 1 GPa pour des profondeurs d'indentation supérieures à 1000 nm. Les valeurs élevées pour les faibles charges sont attribuées, comme précédemment, à l'écrouissage induit par le polissage de l'échantillon (Figure 74).

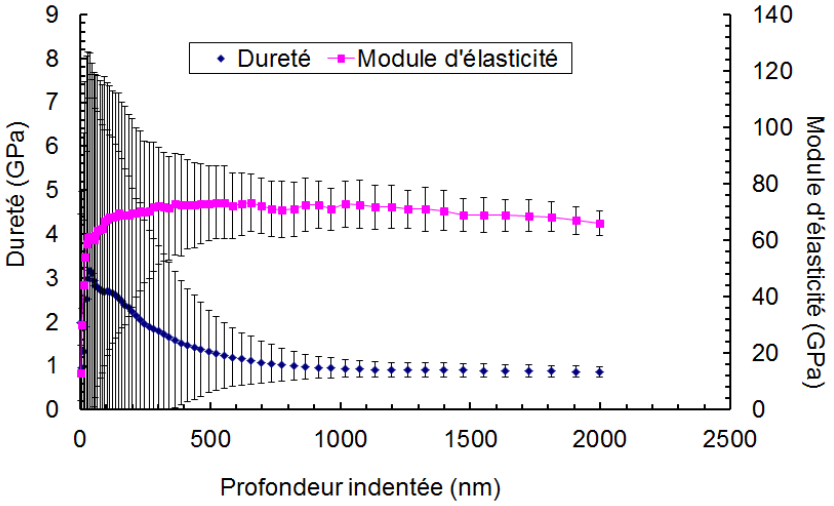


Figure 74: Evolution des propriétés mécaniques moyennes de l'alliage AlSi en fonction de la profondeur d'indentation.

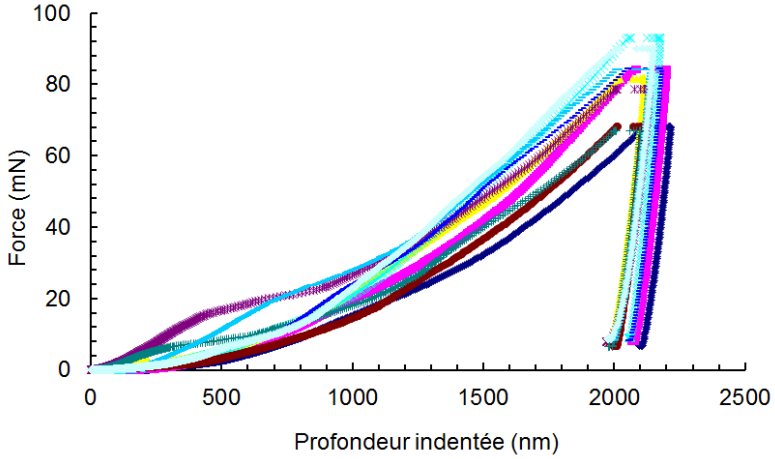


Figure 75: Courbes chargement-déchargement de l'alliage AlSi en fonction de la profondeur indentée.

Une très grande dispersion est observée entre les courbes chargement-déchargement obtenues pour l'alliage *AlSi*. Celle-ci peut être attribuable non seulement à la nature biphasique de l'alliage mais aussi à la préparation de l'échantillon. Le fluage enregistré pour une charge voisine de 80 mN est plus important (150 nm) que celui enregistré pour l'alliage *AuGe*. Un faible retour élastique de l'ordre de 100 nm est observé. Ce retour élastique reste le même pour tous les essais réalisés.

2.1.3.2 Essais de nano-indentation à charge cyclique

La Figure 76 présente les courbes chargement-déchargement obtenues au cours des essais cycliques. Comme pour l'alliage *AuGe*, la déformation plastique est beaucoup plus importante lors du premier cycle ($W_{plastique}$ = 31,25 mN.µm) que pour les suivants ($W_{plastique}$ = 4,9 mN.µm). Par contre, le déplacement maximal atteint diminue progressivement en fonction du nombre de cycles (Tableau 16). En général, cet écrouissage est comparable à celui observé lors du phénomène de rochet dans le cas d'un chargement asymétrique positif (cas d'un chargement mécanique cyclique uniaxial). Le retour élastique, quant à lui, garde la même valeur proche de 100 nm pour tous les cycles de chargement.

Cycle	Déplacement maximal atteint (nm)	Force maximale atteinte (mN)
1	5592	487
2	982	486
3	824	486
4	747	487
5	716	486
6	725	486
7	663	486
8	657	485
9	663	487
10	658	486
Moyenne	1305	486

Tableau 16 : Profondeur d'indentation pour chaque cycle de chargement de l'AlSi.

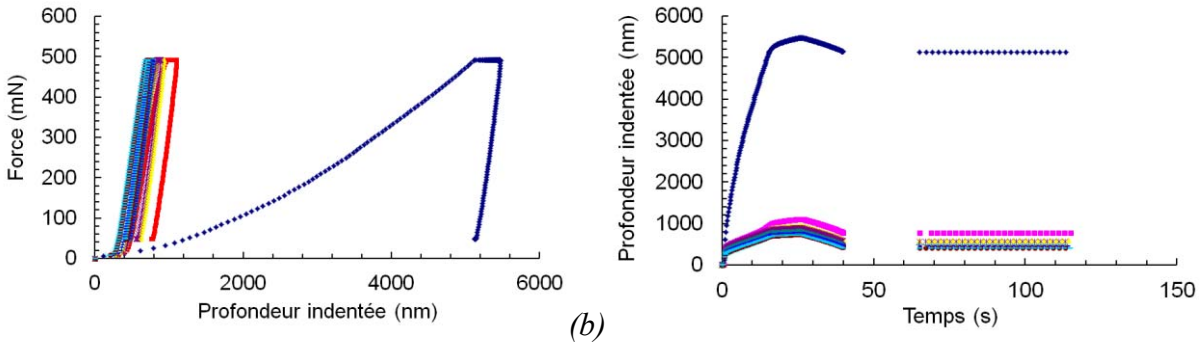


Figure 76: Comportement de l'alliage AlSi lors des essais de nano-indentation cyclique, (a) courbes chargement-déchargement, (b) Évolution de la profondeur indentée au cours du temps.

2.1.4 Conclusion

Les essais de nano-indentation à charge monotone et à charge cyclique ont permis d'extraire un ensemble d'informations concernant les propriétés mécaniques des deux alliages de brasure *AuGe* et *AlSi.* Les essais de nano-indentation à charge monotone ont permis globalement de retrouver les modules d'Young de l'*AuGe* et de l'*AlSi* (E_{AuGe} = 90 GPa, E_{AlSi} = 71 GPa) et de déterminer leur dureté (H_{AuGe} = 2 GPa, H_{AlSi} = 1 GPa). Le caractère écrouissable qui diffère d'un alliage à un autre est mis en évidence par les essais cycliques. Les profils des courbes de chargement déchargement montrent que pour les deux alliages, un écrouissage cyclique existe. Un taux de fluage plus élevé pour l'*AlSi* est aussi enregistré lorsque la charge atteint sa valeur maximale. Enfin, les essais à charge cyclique présente un point de divergence remarquable pour les deux alliages ; la réponse en déplacement pour l'*AuGe* se stabilise au bout du troisième cycle, celle de l'*AlSi* devient stable au bout du 8ème cycle. L'*AlSi* semble subir un écrouissage cyclique plus important que l'*AuGe*. Ces premiers résultats devront être confirmés par les essais de caractérisation thermomécaniques effectués sur les jonctions brasées.

2.2 Mise en œuvre des alliages

La procédure de brasage des alliages *AuGe* et *AlSi* comprend toujours une étape essentielle de préparation des surfaces des substrats pour éliminer les impuretés et les traces d'oxyde. Une fois cette étape réalisée, la séquence de brasage peut alors commencer. Pour effectuer l'opération de brasage, il faut définir le profil de température de refusion de l'alliage en fonction du temps.

Ce profil dépend de plusieurs paramètres d'entrée. Parmi ceux-ci, la nature du four, les conditions de refusion (température, pression, gaz) et la géométrie de l'outillage de refusion et des pièces à braser sont déterminants. Le profil de refusion est généralement composé de trois montées en température avec des rampes différentes dont la détermination est primordiale pour obtenir une bonne refusion de l'alliage. Enfin, cette température de refusion est bien sûr contrôlée tout au long de la procédure d'élaboration et doit être calibrée en fonction du gradient de température dans le four de brasage. Les conditions opératoires définies et mises en œuvre pour les alliages de brasure retenus au cours de cette étude sont présentées dans le paragraphe suivant

2.2.1 Procédure expérimentale

Les trois jonctions étudiées sont élaborées en partenariat avec la SCT qui dispose de moyens de traitement thermique sous atmosphère contrôlé voire sous vide. En ce qui concerne les brasures *AuGe* et *AlSi*, la gamme de préparation des substrats comprend un dégraissage dans un bain de soude, un rinçage à l'eau courante et un décapage à l'acide chlorhydrique. C'est une procédure fréquemment utilisée à la SCT pour le décapage des surfaces des alliages de cuivre. Ensuite, les échantillons ont été insérés dans un outillage de refusion en titane (Annexe B). Ce dernier est placé dans un four à sole élévatrice et à transfert de chaleur par rayonnement type « LALLIPUT». Ce four est composé de parois intérieures en molybdène et peut travailler jusqu'à 1350°C sous vide secondaire ou atmosphère contrôlé. La rampe maximale en température atteinte par ce four est de 1000°C/h. Le même type de four a été utilisé pour la mise en œuvre de la jonction *AgIn*.

2.2.2 Refusion de l'alliage AuGe

Le diagramme de phase à l'équilibre de l'alliage *AuGe* est présenté sur la Figure 77. C'est un diagramme d'équilibre à miscibilité partielle comprenant une transformation triphasée eutectique à 354,4°C pour des proportions massiques de 12,5% de germanium et 87,5% d'or.

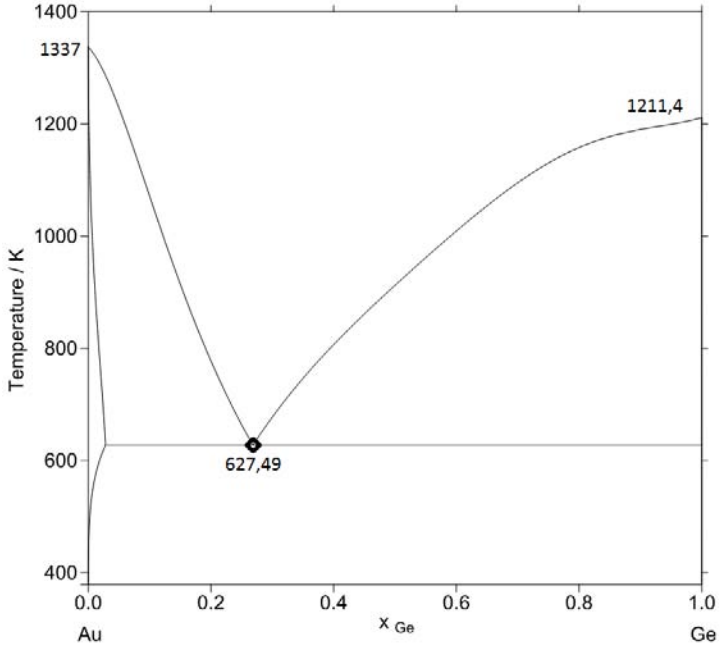


Figure 77 : Diagramme de phase de l'alliage AuGe [Chevalier, 1989].

Un profil typique de refusion de l'alliage *AuGe* déterminé par Liau (Liau, 2006) est présenté sur la Figure 78. Ce profil comporte deux phases importantes : un maintien « long » sous la température eutectique pour homogénéiser la température du système suivi d'un palier plus court de 1 mn à une température de 30 à 40°C au-dessus de l'eutectique pour effectuer la refusion de l'alliage. Ce cycle permet donc d'homogénéiser la température dans la pièce brasée, d'éviter le problème de porosités, et de minimiser la dissolution du dépôt d'or des échantillons.

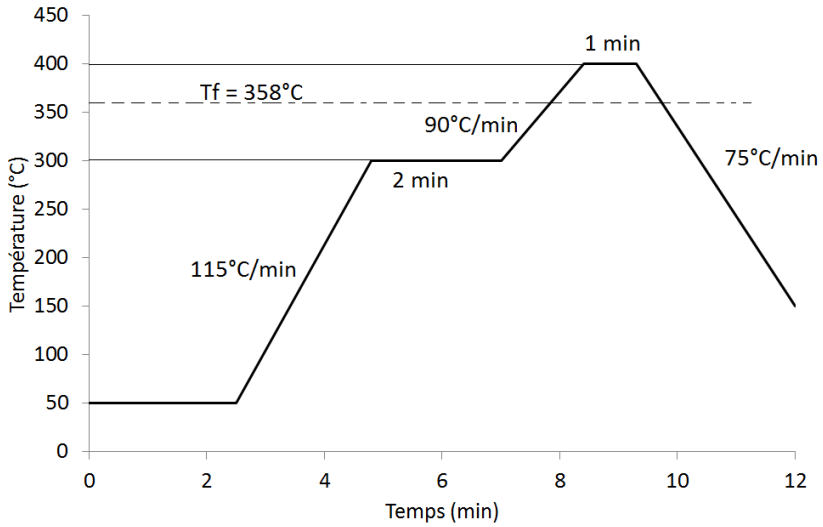


Figure 78 : Profil de refusion typique de l'alliage 88Au12Ge (Liau, 2006).

Les premières tentatives de refusion utilisant ce profil type ont échoué en raison notamment des moyens opératoires différents. La Figure 80 présente le profil thermique identifié. Pour déterminer la vitesse de montée en température, différents essais de calorimétrie différentielle (DSC[28]) ont été réalisés (Figure 79). La température de refusion de la préforme a été obtenue pour une vitesse de montée en température de 2°C/min. De plus, les refusions ont été obtenues avec un four à rayonnement sous vide secondaire et non avec un four à refusion. Enfin, les durées des paliers au-dessus de la température de la transformation eutectique ont été augmentées.

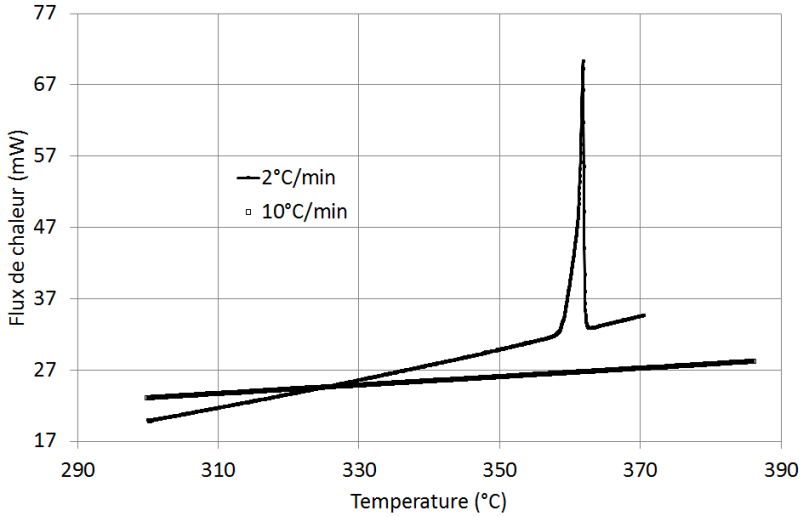


Figure 79 : Analyse calorimétrique de l'alliage 88Au12Ge réalisée avec des rampes de chauffage de 10°C/min et 2°C/min.

[28] Differential Scanning Calorimetry

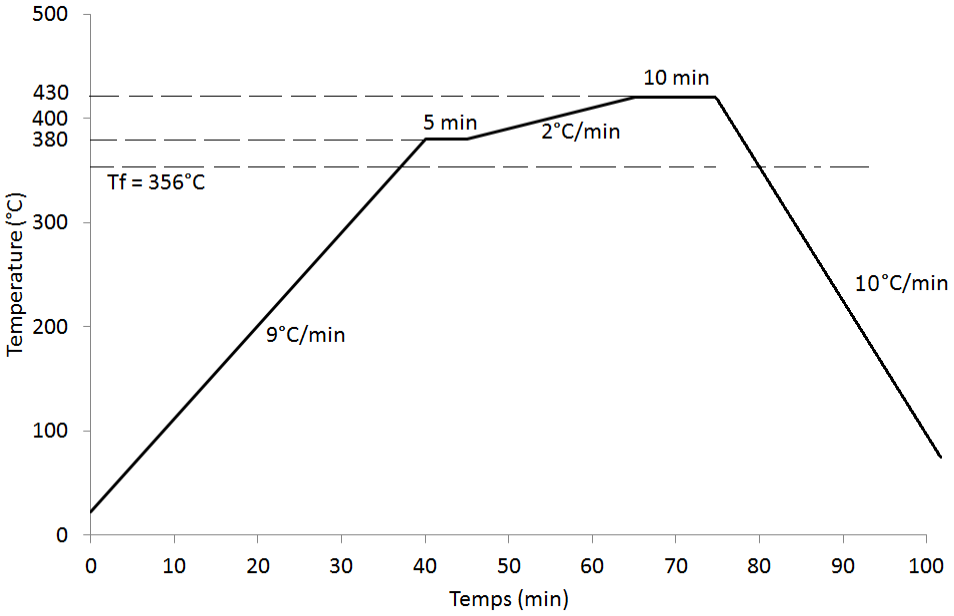


Figure 80 : Profil de refusion final de l'alliage 88Au12Ge utilisé pour le brasage des échantillons.

2.2.3 Refusion de l'alliage AlSi

L'alliage *AlSi* est un alliage qui possède des propriétés thermomécaniques intéressantes. Le diagramme binaire de l'alliage *AlSi* présente d'ailleurs un seul eutectique à 577°C pour un alliage de composition 12% de silicium et 88% d'aluminium en masse (Figure 81).

Le profil de refusion mis en œuvre pour l'alliage de brasure *AlSi* au cours de cette étude est présenté sur la Figure 82. Il tient compte des moyens de refusion disponibles ainsi que de la nature et de la taille des échantillons.

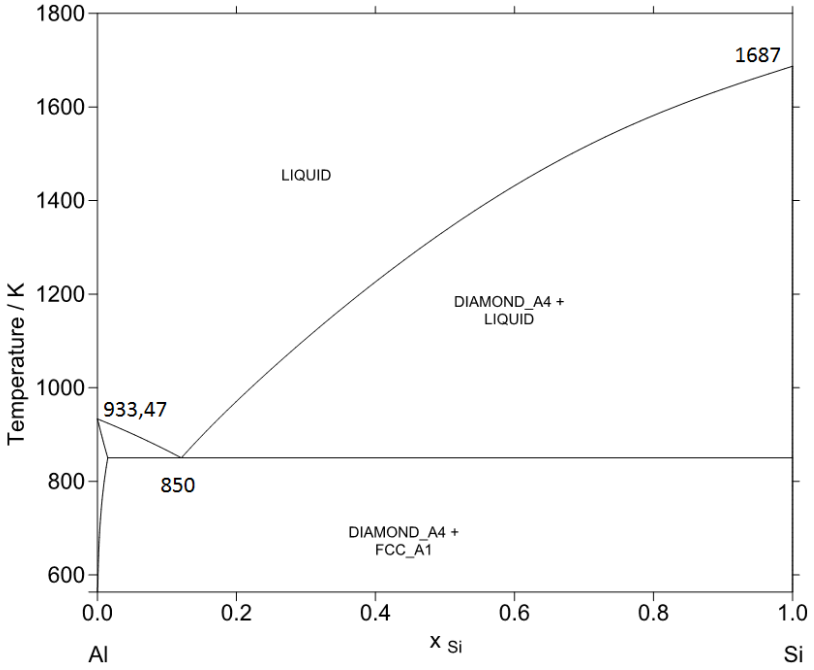


Figure 81 : Diagramme de phase de l'alliage AlSi.

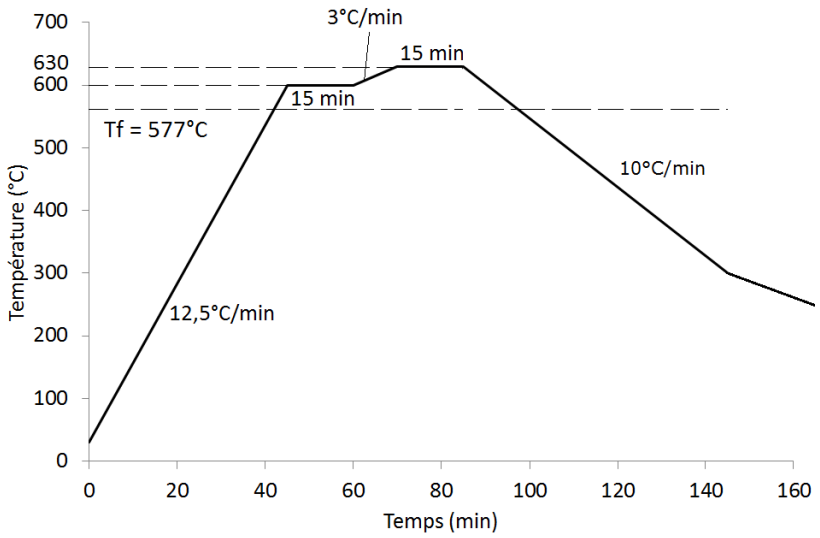


Figure 82 : Profil de refusion mis en place pour l'alliage 88Al12Si.

2.2.4 Elaboration de la jonction AgIn

L'intérêt de ce type de jonction est d'avoir une température de fusion et une conductivité thermique élevées tout en ayant une température d'élaboration la plus basse possible. Le choix de l'utilisation d'indium dans l'alliage est motivé par sa ductilité importante et sa température de fusion assez faible en comparaison avec celle de l'étain par exemple. Grâce à ces caractéristiques mécaniques élevées, l'argent peut compenser les contraintes engendrées par le cyclage thermique et donc limiter l'écrouissage du cuivre. Il permet aussi d'améliorer la conduction électrique et le dégagement de la chaleur dans un composant assemblé.

La première étape consiste à revêtir les substrats de revêtements d'argent et d'indium. Une couche d'argent d'épaisseur 230 µm est déposée par voie électrochimique sur le substrat cuivre. Le bain d'argent est un bain cyanuré avec un pH de 10,5.

Ensuite, une couche de 20 µm d'indium est déposée toujours par voie électrochimique à partir d'un bain alcalin exempt de cyanure formé de sulfamate d'indium. Le bain est agité mécaniquement durant la déposition.

Les plaquettes sont maintenues en contact avec un poids de 200 g et sont placées dans un four sous vide pour la refusion de l'indium à 200°C. Ensuite, une opération de recuit a été réalisée à 400°C pendant 50 heures. Les étapes de réalisation de la jonction *AgIn* sont résumées sur la Figure 83.

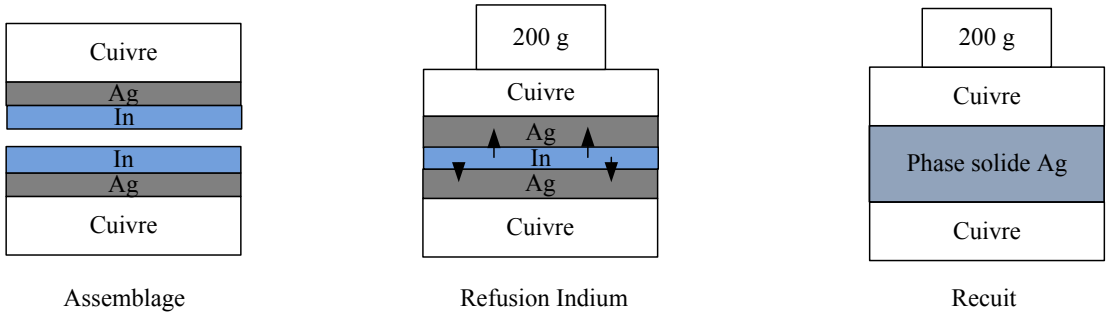


Figure 83 : Présentation des étapes de formation de la jonction constituée de la phase solide riche en Ag.

3 Etude d'assemblages brasés

L'étude des jonctions brasées a pour but de déterminer le comportement thermomécanique des jonctions et plus précisément des alliages de brasure. Cette campagne expérimentale servira ensuite à identifier les paramètres des lois de comportement qui font l'objet du chapitre 3. Le comportement mécanique des jonctions sera décrit en tenant compte de leurs microstructures et de l'étude des faciès de rupture obtenus.

3.1 Procédure expérimentale

Pour l'étude des assemblages, des éprouvettes de caractérisation en cuivre et en alliage de titane *Ti6Al4V* ont été conçues et réalisées. L'éprouvette est formée de deux plaques ou substrats métalliques revêtus et brasés avec des préformes de brasure de 3×2×0,2 mm. La géométrie des éprouvettes est présentée sur la Figure 84. Leur conception permet d'avoir une surface de jonction relativement faible de l'ordre de 6 mm^2 afin de pouvoir, d'une part, observer et analyser la jonction au MEB et d'autre part, de s'adapter à la capacité de la machine de fatigue en termes de charge maximale admissible. Ce type d'éprouvette permet, entre autres, de réaliser des essais d'écrouissage monotone et cyclique et des essais de fluage.

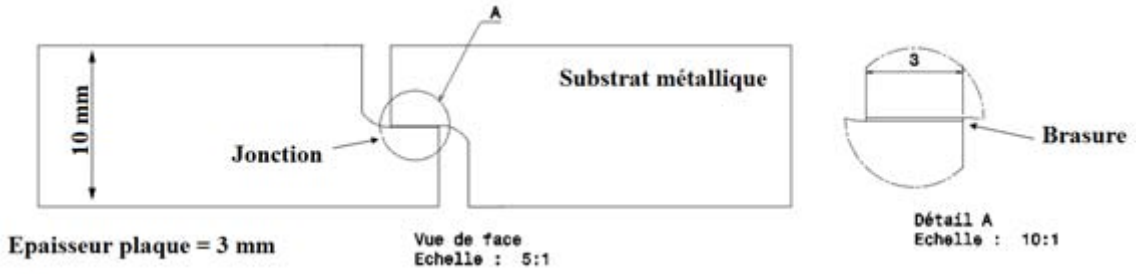
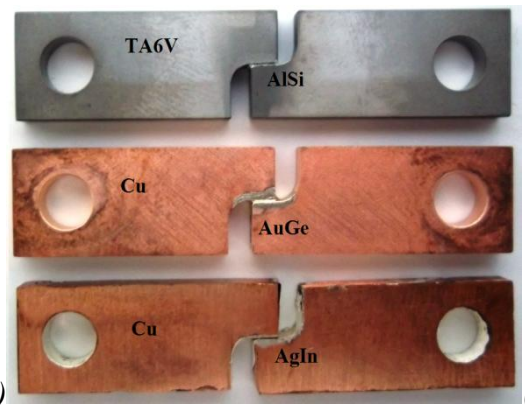


Figure 84 : Géométrie de l'éprouvette de caractérisation thermomécanique des jonctions.

	Substrats métalliques	
Alliages de brasure	**Cuivre**	**TA6V**
AuGe	*Cu, **Ni/Au**, Ag*	-
AlSi	*Ni*	***Al***
AgIn	***Ag/In***	-

Tableau 17 : Dépôts testés en fonction de la nature des alliages de brasure et des substrats métalliques.

Le Tableau 17 récapitule les combinaisons (substrats Ŕ métallisations Ŕ brasures) testées. Pour chaque type de jonctions, des essais d'écrouissage monotone et d'écrouissage cyclique ont été réalisés avec les éprouvettes de caractérisation thermomécanique (Figure 84, Figure 85(b)) à plusieurs températures (25°C, 200°C et 300°C) et avec des vitesses de déplacement imposé (10^{-2} mm/s, 10^{-3} mm/s et 10^{-4} mm/s). Pour les essais de fluage, des forces variant entre 100 N et 300 N sont appliquées pour chaque température. Les échantillons sont montés sur la machine de traction Electroforce® comme le montre la Figure 85(a,c). Une fois les essais terminés, les valeurs du temps, de la force et du déplacement de l'extensomètre sont extraites pour la procédure d'identification des paramètres du modèle de comportement.

(a)  (b) 

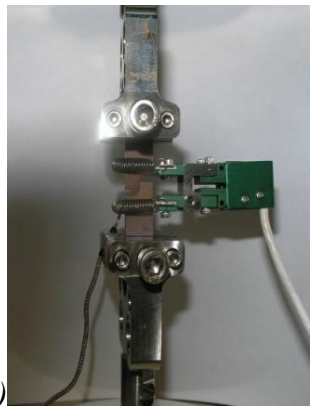
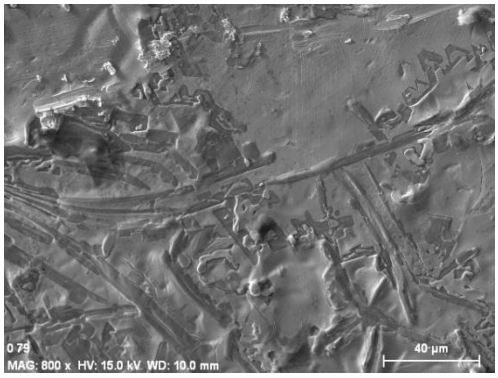
(c) 

Figure 85: Caractérisation thermomécanique des alliages, (a) banc d'essai de traction, (b) éprouvettes de caractérisation des alliages, (c) montage de l'éprouvette.

3.2 Etude des jonctions AuGe

3.2.1 Brasage sur Cuivre revêtu Ni/Au

La jonction réalisée a une tenue mécanique très faible. Les éprouvettes se rompent lors de leur montage sur la machine de traction. Afin de déterminer l'origine de ce comportement fragile, une étude fractographique a été menée. Les analyses EDX réalisées sur le faciès de rupture mettent en évidence la présence d'or, de germanium mais également de nickel (Figure 86).

(a) 

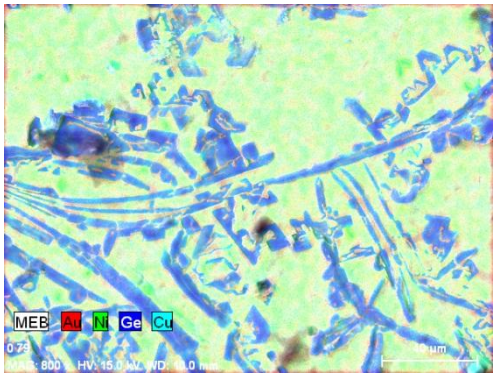
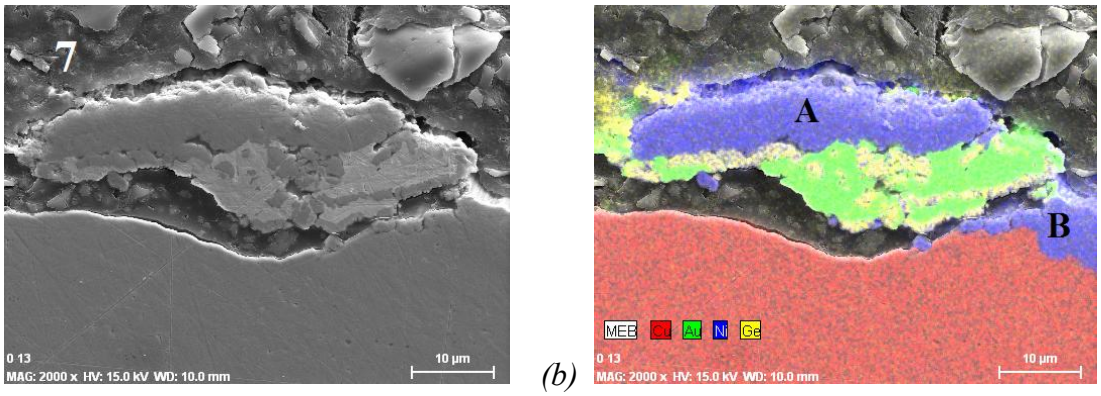
(b) 

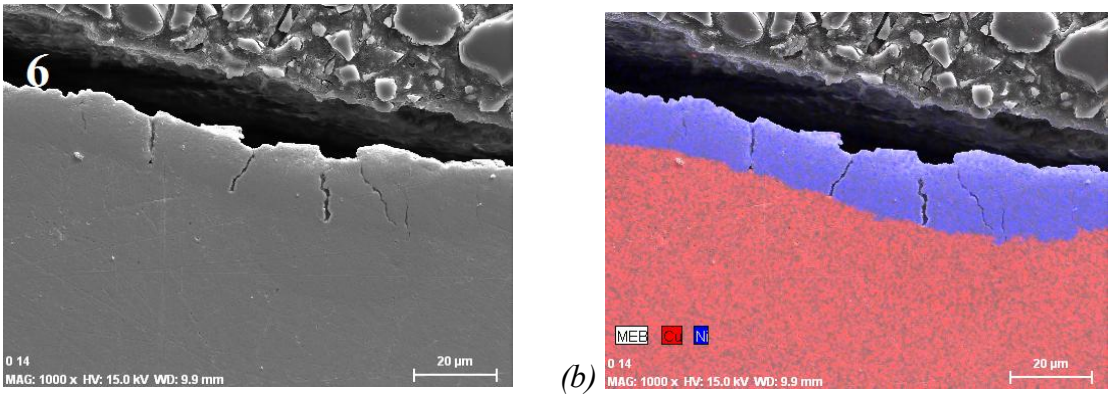
Figure 86 : Résultats d'analyse de la jonction réalisée par refusion de l'alliage AuGe sur un revêtement Ni/Au, (a) micrographie de la jonction, (b) cartographie EDX montrant la composition chimique.

Des observations et des analyses complémentaires ont été effectuées en section, sous le faciès de rupture. Elles ont permis de montrer la diffusion de germanium vers la couche de nickel (Figure 87). Cette diffusion est à l'origine de la formation de composés intermétalliques fragiles *NiGe* [Lang et al., 2009]. La couche d'or déposée sur le dépôt de nickel n'a pas pu remplir son rôle de barrière contre la diffusion de *Ge* et de *Ni*, très certainement à cause de sa faible épaisseur. De plus, de nombreuses fissures sont observées dans la couche de nickel. Ces microfissures détectées se propagent perpendiculairement à la direction de cisaillement jusqu'à l'interface *Cu/Ni* (Figure 88).



(a) *(b)*

Figure 87 : Analyse du facies de rupture, (a) micrographie du facies, (b) cartographie EDX.



(a) *(b)*

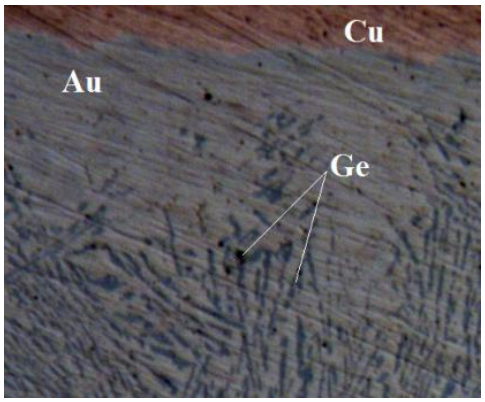
Figure 88 : Analyse du facies de rupture, (a) micrographie du facies, (b) cartographie EDX.

Par conséquent, les éprouvettes *Ni/Au* brasées avec *AuGe* n'ont pas été exploitées pour la caractérisation des brasures *AuGe* en vue de déterminer leur loi de comportement thermomécanique. Afin d'éviter les problèmes d'interdiffusion de *Ge* et *Ni*, il a été décidé de braser directement des éprouvettes en cuivre avec l'alliage *AuGe*.

3.2.2 Brasage sur substrat cuivre

Des substrats en cuivre ont été brasés en prenant comme conditions de brasage la gamme de refusion donnée sur la Figure 80. La liaison formée ne présente pas de défauts (Figure 89). Aucune porosité n'est observée à l'interface cuivre Ŕ brasure voire dans la brasure elle-même. Une phase riche en or est observée à l'interface, proche du substrat en cuivre. Au centre de la liaison, la structure eutectique est observée avec la présence de deux phases : une phase riche en or (en rouge sur la cartographie EDX de la Figure 89) et une phase riche en germanium (en bleu sur la cartographie EDX de la Figure 89). La jonction formée possède une tenue mécanique suffisante pour réaliser la campagne de caractérisation thermomécanique de la brasure *88Au12Ge*.

La Figure 90(a) montre les deux faciès de rupture d'une éprouvette brasée avec l'alliage *AuGe* et cyclée à 300°C. La morphologie des faciès sur cette figure montre une structure « striée » avec une déformation orientée dans le sens du cisaillement. Des porosités de formes sphériques et de taille non négligeable sont reparties sur toute la surface cisaillée. A plus fort grandissement, les stries paraissent de plus en plus nettes avec une présence de pores de 60 µm de diamètre (Figure 90(b)).

(a) 

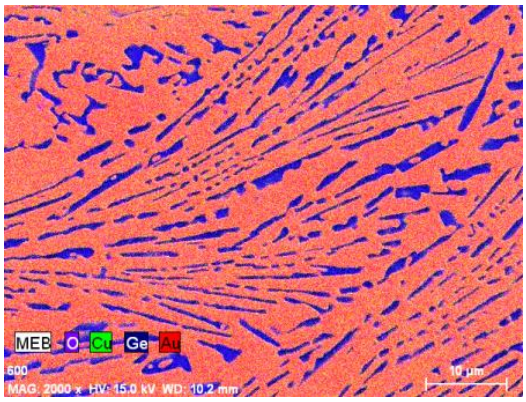
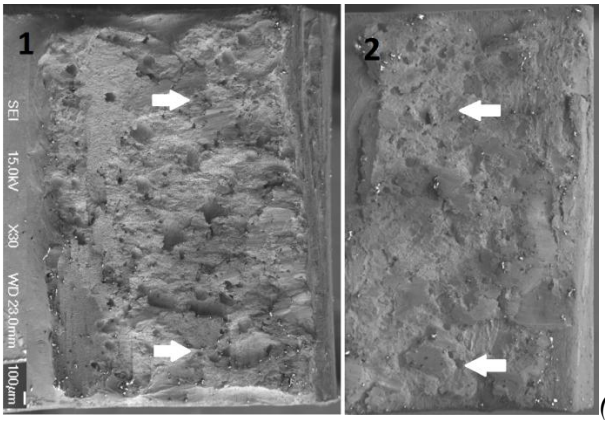
(b) 

Figure 89: Liaison brasée avec l'alliage 88Au12Ge :(a) microstructure, (b) cartographie EDX de la brasure.

(a) 

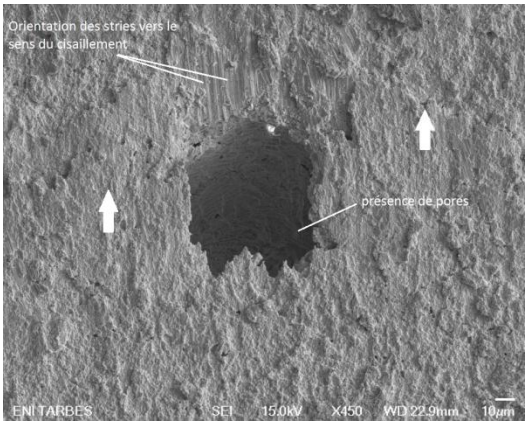
(b) 

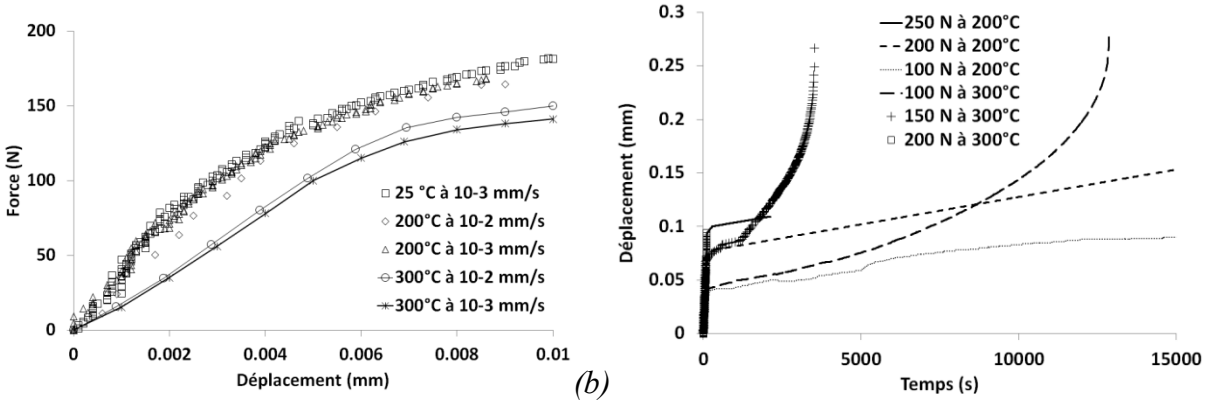
Figure 90 : Analyse des facies de rupture d'une éprouvette brasée avec l'alliage 88Au12Ge et cyclée à 300°C, (a) faciès de rupture des deux demi-éprouvettes, (b) rupture ductile de l'alliage avec présence de pores.

La Figure 91(a) présente les résultats des essais d'écrouissage monotone réalisés à plusieurs températures. L'alliage *AuGe* semble peu sensible à la vitesse de déplacement pour des températures inférieures ou égales à 200°C. En effet, entre les températures de 25°C et 200°C, la réponse en force ne varie pas quelle que soit la vitesse de déplacement imposée. Pour ces deux températures, la force atteint une valeur maximale très proche de 200 N pour un déplacement de 0,01 mm. A 300°C, la force maximale atteinte diminue et prend la valeur de 150 N.

Les courbes obtenues lors des essais de fluage sont présentées sur la Figure 91. Aucune rupture n'est observée pour des éprouvettes sollicitées à des températures inférieures ou égales à 200°C pour des temps inférieurs à 4 heures. Les éprouvettes testées à 200°C demeurent dans le stade de fluage secondaire même au bout de 15000 secondes. Par contre, la tenue en fluage diminue rapidement lorsque la force augmente pour la température de 300°C : la rupture se produit au bout de 220 min à 100 N et de 70 min à 150 N. Le déplacement n'atteint pas le regime de fluage tertiaire pour une force de 200 N.

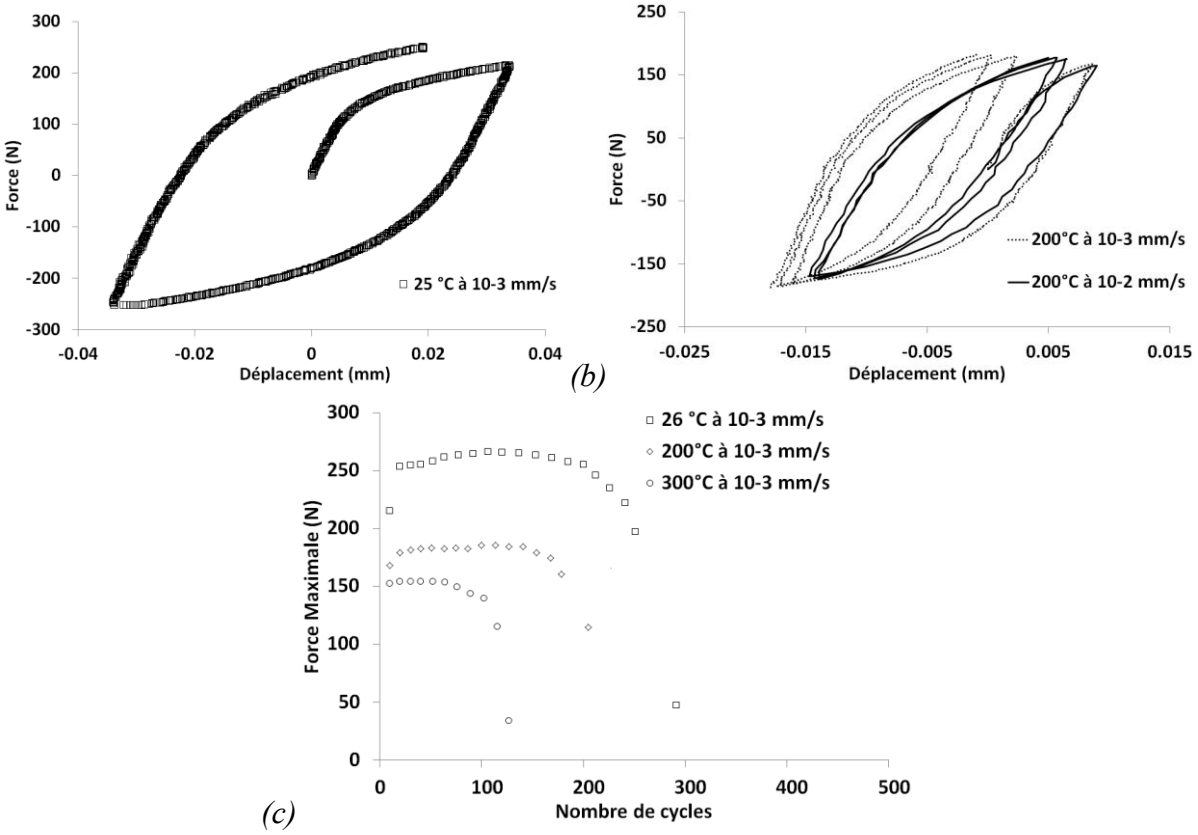
L'essai d'écrouissage cyclique réalisé à 25°C à une vitesse de déplacement imposé de 10^{-3} mm/s montre que l'alliage *AuGe* subit un durcissement au bout du premier cycle (Figure 92 (a)). Pour un déplacement de l'ordre de 0,03 mm, la force maximale atteinte passe de 200 N à une valeur de l'ordre de 250 N. Ce durcissement cyclique continue jusqu'à atteindre un seuil de saturation différent pour chaque température d'essai. En effet, à 25°C, l'écrouissage dû à

l'augmentation de la densité des dislocations a un effet prépondérant. La valeur de force se stabilise à 270 N au bout de 100 cycles tandis qu'à 200°C, cette valeur de saturation prend une valeur de 180 N lorsque le nombre de cycles atteint est de 30 cycles. La restauration est dominante à 300°C où nous pouvons remarquer une saturation prématurée dès le premier cycle. De plus, pour des cycles symétriques en force, nous observons une accommodation du déplacement sur les trois premiers cycles (Figure 92(b)). Pour les trois températures de 25°C, 200°C et 300°C, l'alliage *AuGe* commence à s'endommager à partir du 135, 145 et 85ème cycle respectivement. La rupture se produit respectivement au bout de 308, 210 et 130 cycles à ces mêmes températures.



(a) *(b)*

Figure 91: Résultats des essais expérimentaux sur l'alliage AuGe, a) essais d'écrouissage pour différentes vitesses et températures de sollicitation, b) essais de fluage pour différentes charges et températures de sollicitation.



(a) *(b)* *(c)*

Figure 92: Résultats des essais expérimentaux sur l'AuGe, (a,b) essais d'écrouissage cyclique à 25°C et à 200°C, c) courbes ζ_{max}-N à 10^{-3} mm/s pour différentes températures de sollicitation.

3.3 Etude des jonctions AlSi

Une analyse du faciès de rupture a été réalisée sur une éprouvette cyclée à 200°C avec une vitesse de déplacement imposée de 10^{-2} mm/s. La micrographie du faciès de rupture sur la Figure 93 montre sur toute la zone, une structure lamellaire caractéristique d'une déformation plastique ductile produite au sein de l'alliage de brasure dans la direction du chargement. Elle a pour origine le cisaillement de l'alliage de brasure.

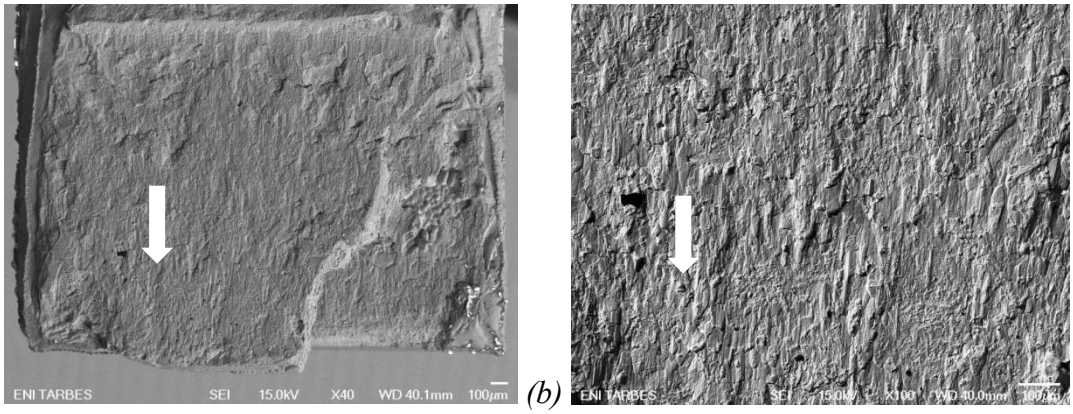
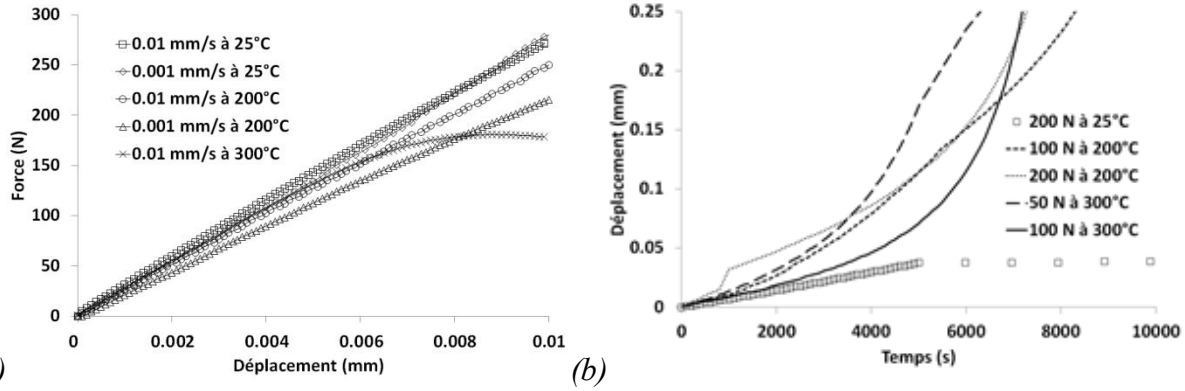


Figure 93 : Analyse du facies de rupture d'une éprouvette brasée avec l'alliage AlSi et cyclée à 200°C, (a) grandissement X40, (b) grandissement X100.

La Figure 94(a) présente les résultats des essais d'écrouissage monotone réalisés à plusieurs températures. En raison de sa limite d'élasticité élevée, l'*AlSi* montre à 25°C et à 200°C une faible plasticité. Les valeurs de force atteintes pour ces deux températures sont respectivement 290 N et 250 N pour un déplacement imposé de 0,01 mm. Ces valeurs sont très proches de la limite admissible de la machine et sont largement supérieures aux valeurs trouvées pour l'alliage *AuGe* tout en considérant le même déplacement et la même vitesse de déplacement imposée. A partir de 300°C, la limite d'élasticité et la force maximale chutent. Le matériau se caractérise par une faible sensibilité de la réponse à la vitesse de déplacement.

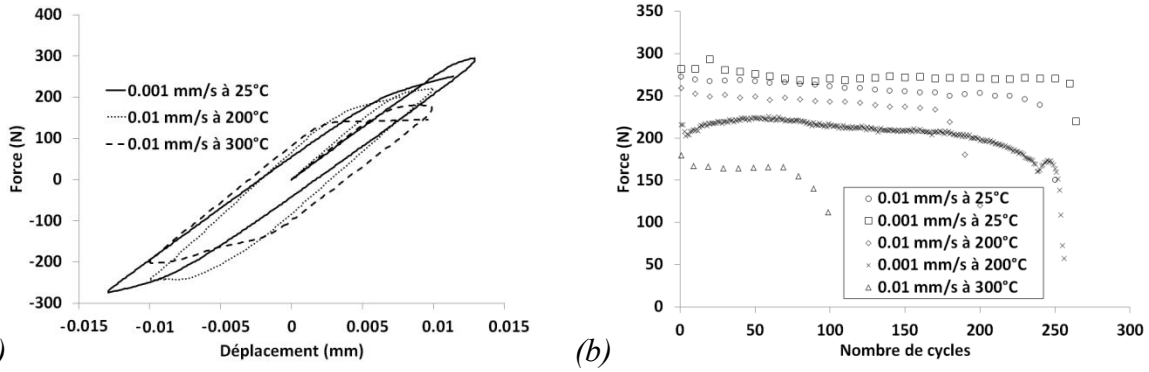
Les courbes de fluage présentées sur la Figure 94(b) ne permettent pas d'extraire suffisamment d'informations ; les courbes ne présentent aucun régime de fluage primaire à par celle à 25°C où le déplacement se stabilise à une valeur de 0,035 mm. Le temps à rupture en fluage pour les températures de 200°C et de 300°C varie très peu. Il est de l'ordre de 100 min en moyenne.

Trois cycles des plus représentatifs, produits aux températures d'essai sont présentés sur la Figure 95(a). Contrairement à l'*AuGe*, l'*AlSi* s'adoucit lors d'un chargement cyclique en vitesse de déplacement imposée. Cette figure illustre bien cet effet où nous pouvons constater que cet adoucissement se produit au premier cycle et garde la même valeur de 30 N pour les trois températures d'essai. L'adoucissement ne dure pas longtemps pour ces températures; au bout de 2 ou 3 cycles, la saturation est atteinte (Figure 94(b)). Elle dure 150 cycles en moyenne quelque soit la température pendant que l'endommagement se met en place. Celui-ci est détectable aux derniers cycles de chargement lorsque la valeur de la force décroit brusquement (Figure 94(b)). Pour les trois températures d'essai de 25°C, 200°C et 300°C, les nombres de cycles à la rupture sont respectivement 227, 248 et 107 cycles.



(a) (b)

Figure 94: Résultats des essais expérimentaux sur l'alliage AlSi, a) essais d'écrouissage monotone pour différentes vitesses et températures de sollicitation, b) essais de fluage pour différentes charges et températures de sollicitation.



(a) (b)

Figure 95: Résultats des essais expérimentaux sur l'alliage AlSi pour différentes vitesses et températures de sollicitation, a) essais d'écrouissage cyclique, b) courbes ζ_{max}-N pour différentes températures et vitesses de sollicitation.

3.4 Etude des jonctions AgIn

Les assemblages réalisés avec la jonction *AgIn* n'ont pas pu être testés à cause de leur très faible tenue mécanique. Les éprouvettes ont rompu lors de leur montage dans les mors. L'expertise menée sur des coupes métallographiques des éprouvettes non rompues et sur les faciès des éprouvettes rompues a permis d'identifier l'origine de cette faible résistance mécanique de la liaison. De nombreuses porosités sont présentes entre les deux demi-éprouvettes constituant la liaison (Figure 96(a)). La morphologie du faciès de rupture témoigne également de surface en contact très restreinte (Figure 96(b)). Ces porosités résultent très certainement de l'opération de refusion ; la contrainte appliquée lors de la refusion voire la mouillabilité de l'indium n'ont pas été suffisantes pour réaliser la liaison. Une couche d'argent de quelques nanomètres est généralement déposée par évaporation sur la couche d'indium pour empêcher son oxydation et favoriser la formation de la phase solide *Ag*. Cependant, en l'absence de moyens disponibles, il n'a pas été possible de réaliser cette couche nanométrique au cours de cette étude.

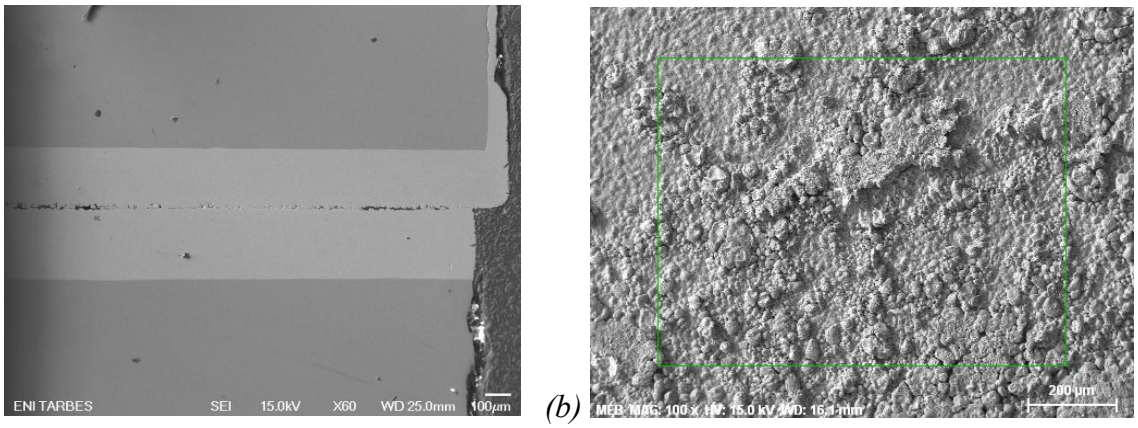


Figure 96 : Morphologie de la jonction AgIn, (a) observation en coupe avant rupture, (b) faciès de rupture.

Par contre, les cartographies EDX réalisées en section attestent que l'indium a diffusé dans le revêtement d'argent (Figure 97). Ceci est en accord avec les résultats de Chuang et al., concernant ce type de jonction sous les mêmes conditions d'élaboration [Chuang and Lee, 2002].

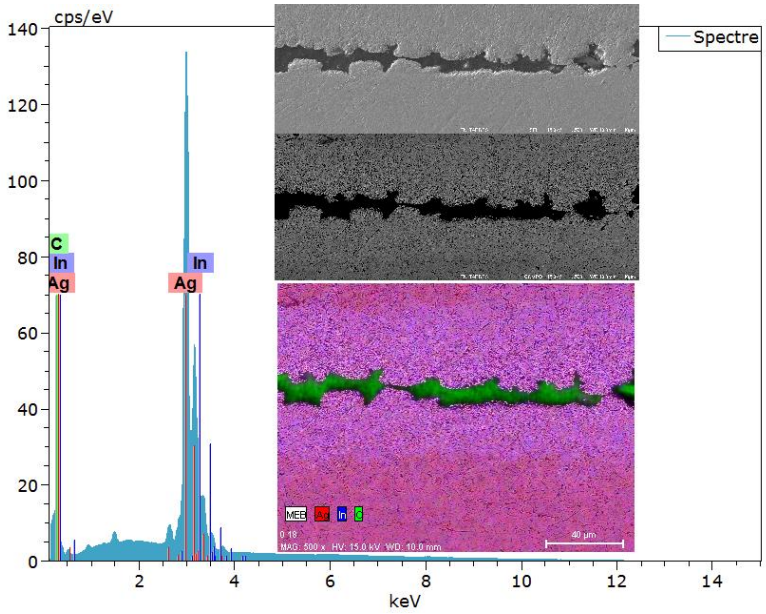


Figure 97 : Analyse de la composition chimique de la jonction AgIn réalisée.

La Figure 98 indique un taux élevée de *Cu* dans les premiers 50 µm. Ensuite, nous avons des compositions massiques de 80% et de 20% respectivement pour l'argent et l'indium. Ces pourcentages massiques correspondent à un composé $AgIn_2$. Ce composé est très proche de la phase solide à 90% d'argent et à une température de fusion de 850°C. *L'*$AgIn_2$ se transforme au bout de 250 µm en Ag_2In sur une épaisseur de l'ordre de 80 µm (Figure 99).

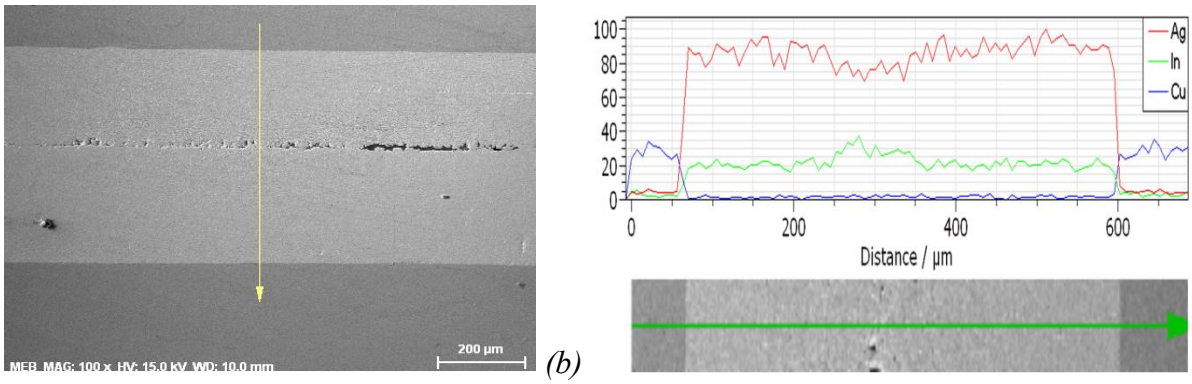


Figure 98 : Etude de la jonction AgIn, (a) micrographie de la liaison avant rupture, (b) évaluation de la composition chimique en section.

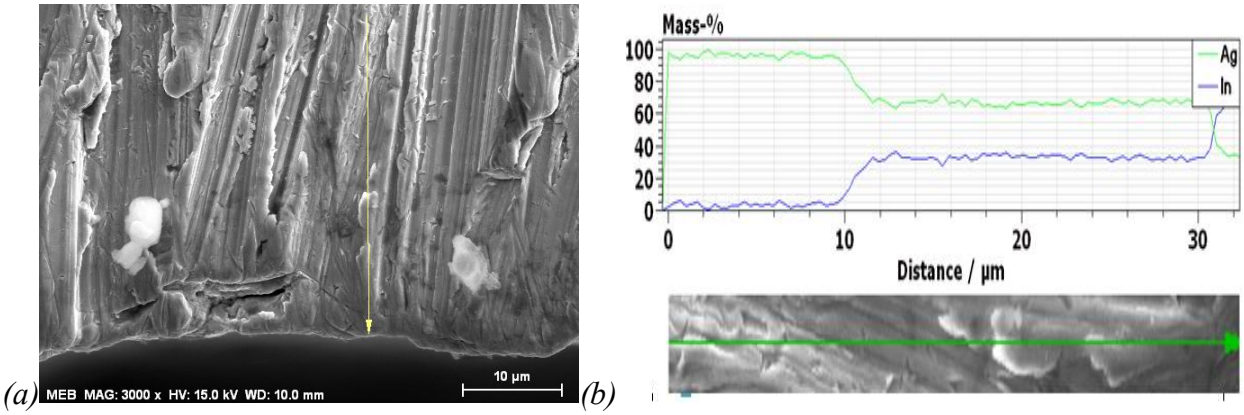


Figure 99 : Etude de la jonction AgIn, (a) micrographie de la liaison après rupture, (b) évaluation de la composition chimique proche de la zone de rupture.

3.5 Conclusion

La dernière partie de ce chapitre avait pour but de présenter les liaisons réalisées et de caractériser les alliages de brasures *AuGe* et *AlSi* ainsi que la liaison *AgIn*. Seules les brasures ont pu être évaluées thermomécaniquement pour déterminer les lois de comportement qui font l'objet du chapitre suivant. La campagne exploratoire concernant la jonction *AgIn* n'a pas pu être menée à son terme compte tenu du temps imparti et des moyens disponibles. Toutefois, l'origine des défauts responsables de la faible tenue mécanique de cette jonction a été identifiée.

Contrairement aux jonctions *AuGe*, celles d'*AlSi* sont très résistantes et peuvent supporter une charge en cisaillement au-delà de 300 N pour une surface brasée de 6 mm^2. L'alliage a un comportement ductile.

En général, ces alliages sont sollicités au-delà de $T_f/2$, ce qui a induit une sensibilité importante du comportement mécanique à la vitesse de sollicitation surtout à 300°C. Pour *l'AuGe* par exemple, l'effet Bauschinger est prédominant et les phénomènes viscoplastiques sont peu observables en dessous de 200°C. Cet alliage a un caractère durcissant au cours d'un chargement cyclique thermomécanique contrairement à l'*AlSi* qui s'adoucit. Pour ce dernier la stabilisation en chargement cyclique est plus rapidement atteinte, et présente un écrouissage plutôt de type isotrope. Les deux alliages ont des rigidités voisines mais *l'AlSi* présente un caractère plastique moins marqué que l'*AuGe*, pour des températures inférieures à 200°C.

Conclusion du Chapitre 2

Au cours de ce chapitre concernant la caractérisation expérimentale des matériaux du packaging, plusieurs métallisations de finition ont été étudiées. Les premiers résultats sur l'étude des dépôts monocouches montrent que le titane et le chrome semblent présenter une bonne adhérence au diamant. De plus, leur déformation plastique est moindre sous sollicitation de rayage.

Afin de remplir les multiples fonctions demandées aux métallisations (sous-couches d'adhérence au diamant, barrière de diffusion des constituants chimiques des brasures, couche protectrice contre l'oxydation,…), des dépôts multicouches ont été développés et étudiés. Ces dépôts sont : *Si/Al* pour la brasure *AlSi* et des dépôts *Ti/Cr/Au* et *Ti/Pt/Au* pour la brasure *AuGe*. De façon générale, l'ajout de couches d'adhérence a permis d'avoir une meilleure accroche que celle des monocouches en raison de la formation de carbure entre les matériaux réfractaires (*TiC*, *SiC*, …) et le substrat diamant. Cependant, des analyses par microscopie électronique à balayage ont permis d'observer des défauts sous forme de cloques sur la surface de l'échantillon revêtu *Ti/Pt/Au*. Ces défauts sont vraisemblablement issus des conditions opératoires du procédé d'évaporation. Les dépôts *Si/Al* et *Ti/Cr/Au* présentent quant à eux, une bonne adhérence au substrat et une meilleure tenue mécanique lors des essais de nano-indentation.

Parallèlement à ce travail, une étude des alliages de brasure a été menée pour déterminer les profils de refusion ainsi que les propriétés mécaniques et le comportement de chaque brasure sous sollicitations monotone et cyclique de nano-indentation. Les premiers résultats montrent un écrouissage cyclique des deux brasures eutectiques avec un caractère d'écrouissage plus prononcée pour l'alliage *AlSi*. Cet alliage paraît avoir un comportement isotrope très proche de celui de l'aluminium pur.

Les métallisations *Ni/Au*, *Ni/Cr* et *Ni/Cr/Au* sur substrat cuivre se sont avérées être des zones de défaillances lors des étapes de brasage des substrats revêtus avec l'alliage *88Au12Ge*. Les raisons multiples ont été identifiées. Concernant la métallisation *Ni/Au*, l'absence de revêtement intermédiaire couplé à l'épaisseur insuffisante d'or n'a pu empêcher la formation d'un composé intermétallique *NiGe* fragile responsable des défaillances. Pour le multicouches comprenant un dépôt chrome, l'origine des ruptures est due à l'épaisseur importante et à la faible ténacité des couches de *Cr* élaborées électrolytiquement. Il n'a pas été possible malheureusement au cours de ces travaux d'élaborer des dépôts de chrome beaucoup plus fins par voie sèche. Malgré tout, l'objectif principal qui était la caractérisation thermomécanique des brasures *AuGe* et *AlSi* a été atteint. Suite à ces observations, des assemblages de substrats cuivre non revêtus avec *AuGe* sont réalisés. Bien que ce type d'assemblage présenterait à long terme des phases intermétalliques Cu_xAu_y en raison de l'absence de barrière de diffusion ; à court terme, il a permis de solliciter la brasure et de caractériser son comportement thermomécanique. L'étude fractographique a montré enfin le caractère ductile de la déformation de la brasure. L'endommagement est apparu autour des porosités.

L'utilisation de l'alliage *AlSi* pour braser des plaquettes *TA6V* revêtues *Al* est intéressante par rapport à la tenue mécanique de l'assemblage. La jonction obtenue est très résistante. Seule la jonction *AgIn* n'a pu être caractérisée thermomécaniquement. Cette liaison novatrice demande encore quelques développements pour être mise au point. A l'état actuel, il semblerait que

l'étape de refusion de l'indium ne soit pas maîtrisée. Seuls les alliages *AuGe* et *AlSi* sont retenus pour la modélisation.

Dans le chapitre suivant, nous allons nous intéresser à la modélisation du comportement élastoviscoplastique et de l'endommagement des alliages de brasure. Ensuite, les lois constitutives développées seront identifiées à partir des données expérimentales présentées dans ce chapitre.

Chapitre 3. Développement d'un modèle de comportement pour les jonctions brasées

NOTATIONS **104**

1 COMPORTEMENT DES BRASURES SOUS DES CHARGEMENTS THERMOMECANIQUES **105**

1.1 ÉCROUISSAGE VISCOPLASTIQUE 106
1.2 FLUAGE/RELAXATION 107
1.3 CHARGEMENTS CYCLIQUES 108
1.4 ENDOMMAGEMENT 110

2 MODELISATION DES JONCTIONS BRASEES **110**

2.1 FORMULATION GENERALE DES MODELES DE COMPORTEMENT VISCOPLASTIQUES UNIFIES 111
2.1.1 Équation d'écoulement inélastique *111*
2.1.2 Approche des variables internes *112*
2.1.2.1 Contrainte de traînage ou « drag stress » 112
2.1.2.2 Contrainte de retour ou « back stress » 112
2.2 COUPLAGE DU MODELE VISCOPLASTIQUE A UN MODELE D'ENDOMMAGEMENT 113
2.2.1 Présentation du modèle viscoplastique unifié *113*
2.2.1.1 Formulation thermodynamique du modèle 113
2.2.1.2 Formulation des équations constitutives 115
2.2.2 Couplage du modèle viscoplastique à un modèle d'endommagement ductile *117*
2.2.3 Intégration du modèle de comportement *119*
2.2.3.1 Principe d'intégration 119
2.2.3.2 Calcul du tenseur tangent 122
2.2.4 Résultats d'implémentation *122*
2.2.4.1 Validation de l'intégration du modèle de comportement 122
2.2.4.2 Convergence du modèle viscoplastique sous chargement thermique cyclique 124
2.2.4.3 Évolution du modèle d'endommagement 127

3 IDENTIFICATION DES PARAMETRES DU MODELE POUR LES DIFFERENTES JONCTIONS **128**

3.1 DEMARCHE D'IDENTIFICATION DES PARAMETRES 129
3.1.1 Considérations issues de la bibliographie *129*
3.1.2 Méthodologie adoptée *130*
3.2 RESULTATS D'IDENTIFICATION DES PARAMETRES DU MODELE 133

CONCLUSION DU CHAPITRE 3 ..... **136**

Notations

Opérateurs Mathématiques et symboles

$(\dot{x})$	La dérivée de x par rapport au temps
(x_{ij})	x représente ici un tenseur d'ordre 2 (i et j)
$(x_{ij} : x_{ij})$	Produit Contracté de deux tenseurs x_{ij}
$(x_{ij} \otimes x_{ij})$	Produit tensoriel de deux tenseurs x_{ij}

Variables et constantes

η	Contrainte de cisaillement
G	Module de cisaillement
E	Module d'Young
v	Coefficient de Poisson
n	Paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation
Q	Energie d'activation
R_G	Constante des gaz parfaits (8,314 J/mol.K)
R	Contrainte de traînage (écrouissage isotrope)
T	Température absolue
T_f	Température de fusion
k	Constante de Boltzmann
R^0	Limite d'élasticité
D	Résistance isotrope à la déformation plastique
$J = \sqrt{\frac{3}{2} o'_{ij} : o'_{ij}}$	Second invariant du tenseur déviateur de o
ζ_{ij}, s_{ij}	Tenseur de contrainte, tenseur déviateur de contrainte
X_{ij}	Tenseur de la contrainte de retour (écrouissage cinématique)
ε_{ij}^{in}	Tenseur de déformation inélastique
$\dot{\varepsilon}_{ij}^{in}$	Tenseur de la vitesse de déformation inélastique
$\dot{p} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_{ij}^{in} : \dot{\varepsilon}_{ij}^{in}}$	Vitesse de déformation inélastique cumulée
ζ_{VM}	La contrainte équivalente de Von Mises
A_0	Paramètre pré-exponentiel du matériau
$n_{ij} = \frac{s_{ij} - X_{ij}}{J\ \sigma_{ij} - X_{ij}}$	Vecteur direction d'écoulement
Δp	Incrément de déformation inélastique cumulée
ε^{fp}	Déformation uniaxiale de fluage primaire
ε^{fs}	Déformation de fluage secondaire
ε^{f}	Déformation totale due au fluage

Introduction

Les assemblages de composants d'électronique de puissance sont soumis à des chargements variés, tant au cours de la procédure de fabrication que tout au long de leur période de service. Ces chargements dépendent essentiellement de l'environnement (température, pression, ...), du temps de fonctionnement et de l'interaction entre les composants eux-mêmes. Pour modéliser le comportement thermomécanique et la fiabilité en service de ces composants soumis à ces chargements variés, il est nécessaire d'identifier correctement les conditions dont dépend le chargement ainsi que les propriétés intrinsèques des matériaux constitutifs des composants et ce, tant pour ce qui concerne le comportement plastique que visqueux. L'identification de ces paramètres va permettre de mener à bien l'analyse thermomécanique et de prévoir le plus exactement possible la durée de vie des assemblages. Les conditions auxquelles les composants électroniques sont soumis sont extrêmement complexes notamment en ce qui concerne les profils de température, de pression, de contraintes résiduelles générées [Sakai et al., 2000]. Notons que chaque composant se comporte différemment de son voisin et peut avoir une incidence sur l'ensemble du packaging. Les différences de température de fusion des brasures, de CTE, de rigidité et de résistance à la rupture des différents matériaux sont des points clés influant sur le comportement des assemblages. La modélisation doit donc nécessairement tenir compte de ces divers paramètres pour être fidèle et c'est au travers du choix des modèles de comportement que l'on peut dans un premier temps agir.

Dans ce chapitre, nous présentons les équations constitutives d'un modèle de comportement viscoplastique permettant la modélisation de ces phénomènes avec la prise en compte aussi du comportement en cyclage des matériaux. Ensuite, nous développons le couplage de ce modèle avec un modèle d'endommagement ductile afin d'intégrer à nos simulations une meilleure prise en compte de ces phénomènes. Le schéma d'intégration numérique des équations du modèle couplé est détaillé. Suite à une validation de ce schéma à partir d'une série d'essais numériques, les paramètres des matériaux définis pour le modèle couplé sont déterminés à partir d'une procédure d'identification particulière. Les résultats numériques issus de cette identification sont analysés et confrontés avec les résultats des simulations.

1 Comportement des brasures sous des chargements thermomécaniques

L'endommagement des alliages de brasure est à l'origine d'une part importante des défaillances des modules d'électronique de puissance. En général, comme présenté au chapitre 1, cette dégradation est due aux contraintes thermomécaniques provoquées par la différence des coefficients de dilatation thermique (CTE) entre les matériaux des composants assemblés [Evans, 2007].

Ces contraintes engendrent des niveaux de déformation dans la structure qui peuvent amener à l'endommagement et à la fissuration des brasures voir au délaminage des composants. A titre d'exemple, un cas de figure susceptible d'apparaître est présenté sur la Figure 100.

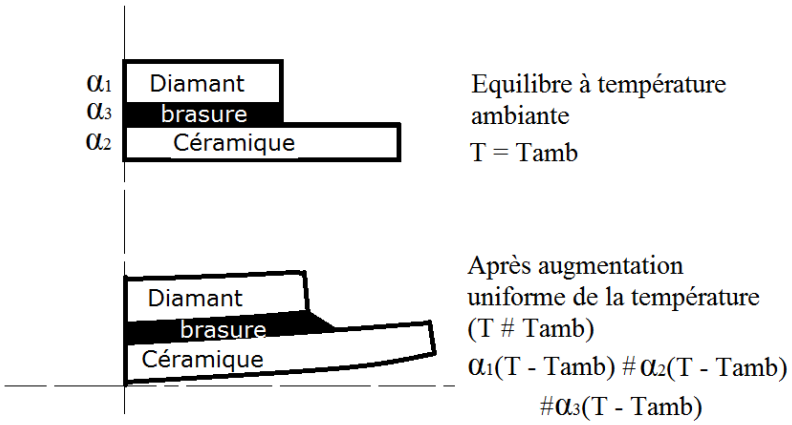


Figure 100 : Comportement d'un assemblage de différents matériaux pour une variation de température donnée.

Au sein des alliages de brasure, plusieurs phénomènes sont observés au cours de la mise en service du composant. Nous avons tout d'abord une déformation viscoplastique due à la température de jonction élevée de la puce et à la différence des CTE entre les constituants empilés du module. Un fluage et une relaxation sont présents suite à la période de maintien du chargement. Des variations rapides associées à de basses températures favorisent la déformation plastique au détriment de celle de fluage. Le mécanisme principal mis en jeu est donc un comportement cyclique en cisaillement accompagné de fluage. Ce comportement dépend de la nature des alliages mis en jeu, de la structure du joint, de la plage de température de fonctionnement et de la période de maintien.

1.1 Écrouissage viscoplastique

En raison des niveaux élevés de température ainsi que de la différence de CTE entre les différents composants de l'assemblage, l'alliage de brasure subit des niveaux de contraintes élevés qui atteignent le seuil d'écoulement du matériau. Ce comportement viscoplastique est aussi dépendant de la vitesse de déformation qui peut varier en fonction du profil de température imposé au matériau. Comme le montre la Figure 101 pour un alliage *Sn3.5Ag*, l'effet visqueux est prédominant pour de telles conditions de sollicitation.

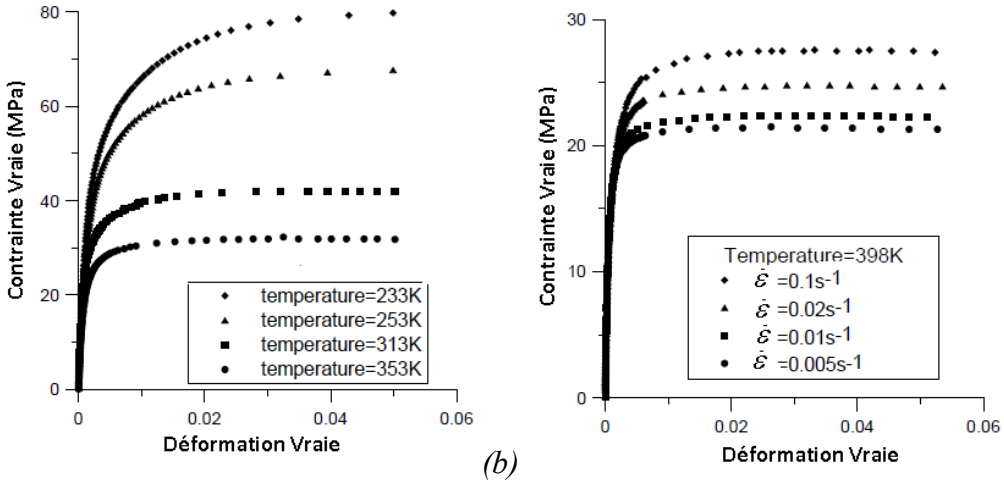


Figure 101 : Effet des phénomènes viscoplastiques sur le comportement en traction d'un alliage Sn3.5Ag (a) sensibilité à la température d'essai, (b) sensibilité à la vitesse de déformation [Chen et al., 2004].

Du point de vue métallurgique et contrairement au maclage qui régit la déformation des matériaux fragiles où le nombre de systèmes de glissement est réduit, le mouvement des dislocations est un mécanisme déterminant dans le comportement des matériaux ductiles comme les alliages de brasure. Lorsque la température est inférieure à $0{,}6T_f$, la déformation plastique est dominante et régie par le glissement des dislocations. La densité des dislocations augmente au sein du matériau ce qui engendre un durcissement proportionnel à la déformation plastique créée [Stouffer and Dame, 1996]. Les dislocations qui se créent sont souvent confrontées à des joints de grains, des précipités ou autres dislocations entraînant soit l'empilement de celles-ci, soit le cisaillement ou le contournement des obstacles. Comme cela est illustré sur la Figure 102 : cet empilement génère une contrainte de retour (écrouissage cinématique, X) d'autant plus élevée que le nombre de dislocations qui s'ajoutent à l'empilement est important. Cette contrainte est essentiellement due à l'interaction entre les dislocations et dépend de la direction de glissement.

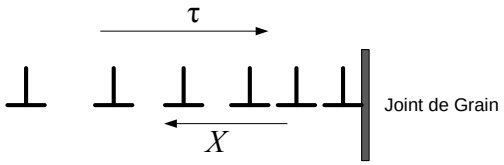


Figure 102 : Empilement des dislocations contre un joint de grain générant la contrainte de retour.

Au fur et à mesure que la température augmente, l'annihilation des dislocations se produit dans le matériau. Les phénomènes de restauration dynamique (variables en fonction de la charge appliquée) et de restauration statique thermique (charge constante) sont de plus en plus importants. L'effet de ces phénomènes se traduit sur la courbe de traction par une portion plate à faible taux d'écrouissage dans le domaine plastique comme nous pouvons le voir sur la Figure 101. Le seuil d'écoulement diminue également de façon importante.

1.2 Fluage/relaxation

Le fluage et la relaxation sont deux phénomènes prépondérants pour des températures supérieures à $2T_f/3$, lorsque la structure est maintenue en charge. Ce ne sont pas les mêmes mécanismes de mouvement des dislocations qui gèrent ici la déformation du matériau. Le fluage par restauration et le fluage par montée des dislocations sont plus importants à haute température [Stouffer and Dame, 1996]. La déformation est principalement intergranulaire. La restauration mise en jeu est une restauration statique qui se présente comme « le réarrangement » de la matière par traitement thermique. Ainsi, l'écrouissage est compensé par la restauration du matériau. On observe généralement trois régimes de fluage :

- le régime de fluage primaire est défini comme le temps entre l'application de la charge et la stabilisation de la vitesse de déformation de fluage à sa valeur minimale,
- le régime de fluage secondaire correspond au temps durant lequel la vitesse de déformation est stabilisée à sa valeur minimale,
- le régime de fluage tertiaire se traduit par l'augmentation de la vitesse de déformation jusqu'à la rupture.

Le fluage est différent de la plasticité monotone ou cyclique dont la déformation est contrôlée par le glissement des dislocations. Il est contrôlé par une déformation à haute température avec diffusion des atomes et des lacunes à travers le réseau et les joints de grains.

C'est un comportement qui est caractérisé par la vitesse minimale de déformation de fluage à l'état stable $\dot{\varepsilon}^{f}_{\min}$:

$$\dot{\varepsilon}^{f}_{\min} = f\ \sigma\ \exp\left(-\frac{Q}{R_G T}\right) \qquad (1\text{-}1)$$

Où $f(\zeta)$ est le paramètre de Zener qui dépend du mécanisme de fluage [Freed and Walker, 1995]. L'énergie d'activation Q est en général fonction de la température et de la contrainte. Dans le cas contraire, elle est égale à l'énergie d'autodiffusion surtout lorsque $T > 0{,}5T_f$. Le paramètre de Zener peut prendre différentes formes suivant le mécanisme prépondérant :

$$f\ \sigma\ = A_0 \exp\left(-\frac{|\sigma|}{D}\right) \qquad \text{Glissement des dislocations} \qquad (1\text{-}2)$$

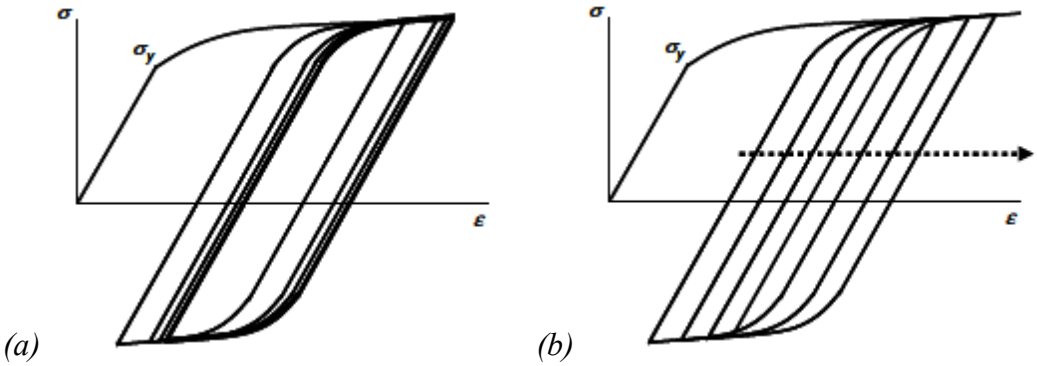
$$f\ \sigma\ = A_0 \left(\frac{|\sigma|}{D}\right)^n \qquad \text{Montée des dislocations} \qquad (1\text{-}3)$$

$$f\ \sigma\ = A_0 \sinh\left[\left(\frac{|\sigma|}{D}\right)^n\right] \qquad \text{Phénomènes mixtes} \qquad (1\text{-}4)$$

Les modèles sont basés pour la plupart sur ces trois types de formulation pour modéliser les différents régimes de fluage [Stouffer and Dame, 1996]. Il est important de noter que la vitesse initiale de chargement en fluage (régime primaire de fluage) a une grande influence sur le fluage secondaire ; en effet, plus la vitesse de fluage primaire est importante, plus la vitesse de fluage secondaire sera élevée.

1.3 Chargements cycliques

Pour un chargement cyclique de traction/compression à contrainte imposée, deux types de réponse sont observés : l'accommodation et le rochet comme le montre la Figure 103. L'accommodation est définie lorsque la réponse du matériau se stabilise. Dans ce cas, il n'y a plus de déplacement suivant l'axe de la déformation. Contrairement à l'accommodation, le rochet se caractérise par un profil de la réponse du matériau se déplaçant suivant l'axe de la déformation dû aux effets du fluage et de la contrainte moyenne non nulle.



(a) (b)

Figure 103 : Réponses du matériau à un chargement cyclique en cisaillement (a) accommodation, (b) rochet [Lemaître and Chaboche, 2009].

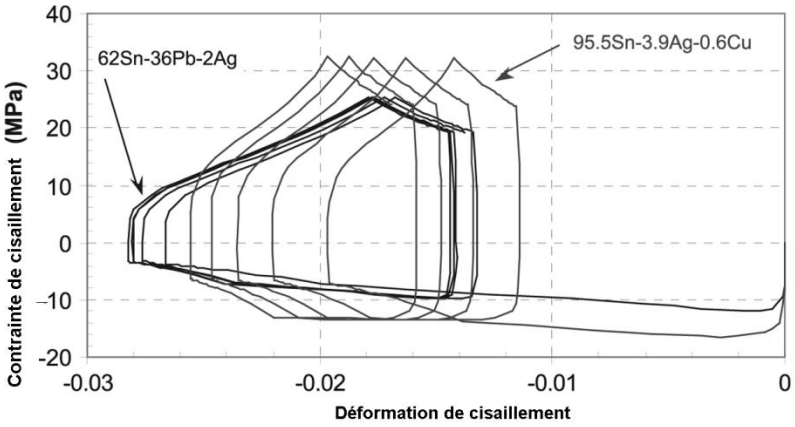


Figure 104 : Réponse à la fatigue thermomécanique en cisaillement de deux alliages d'étain [Lau et al., 2004].

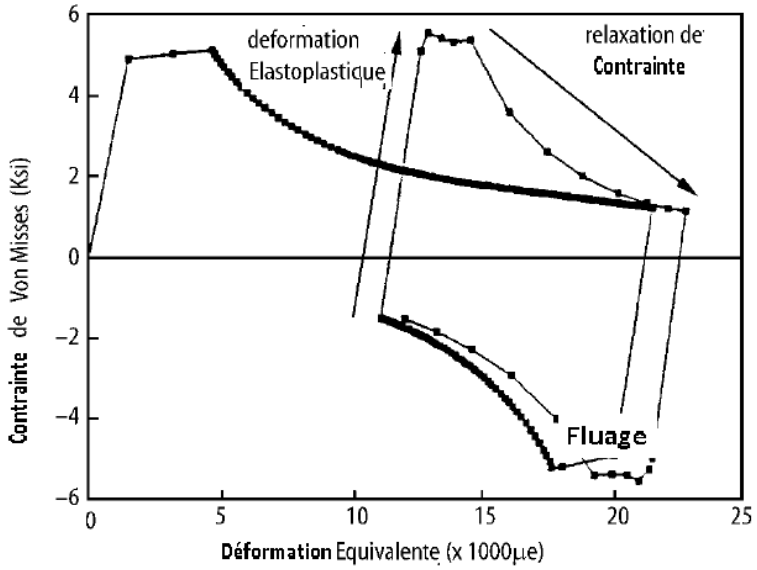


Figure 105 : Les différents comportements subis par un alliage de brasure lors d'un cyclage en température [Evans, 2007].

La fatigue thermomécanique est le phénomène d'endommagement responsable des ruptures les plus fréquentes des alliages de brasure. Les alliages sont en effet cycliquement sollicités à des hautes et basses températures avec des rampes importantes en température. Dans le cas des chargements thermomécaniques cycliques (TMF[29]) ou thermiques accélérés (ATC[30]), les mécanismes de fatigue et du fluage interagissent. Le mouvement des dislocations est à l'origine, d'une part de « l'écoulement » de la matière à haute température en fonction du temps comme le fluage et la relaxation et d'autre part de l'amorçage des fissures en raison des chargements cycliques appliqués (Figure 104). Les chargements cycliques peuvent produire soit du durcissement, soit de l'adoucissement cyclique du matériau. La prédominance de la fatigue sur le fluage, ou inversement, dépend des niveaux de température et de force appliquée. Pour tenir compte de cette interaction, la dissociation par l'addition des effets dus à ces phénomènes s'avère être insuffisante. Par contre, un couplage via l'utilisation d'une variable unique qui contrôle à la fois la déformation plastique et celle de fluage est la solution la plus commune. La

[29] Abréviation de « **T**hermo**M**echanical **F**atigue »
[30] Abréviation de « **A**ccelerated **T**hermal **C**ycling »

Figure 105 résume les différents états que peut subir un alliage de brasure lors du chargement thermomécanique.

1.4 Endommagement

Les composants électroniques sont sollicités selon plusieurs chargements, parmi lesquels, on trouve le cyclage thermique, le cyclage actif et les chocs. Les conséquences de ces chargements complexes qui combinent la fatigue et le fluage peuvent être néfastes. Nous observons la flexion des composants, le délaminage des couches de métallisation et la fissuration des substrats et des jonctions de brasures. Au cours de phases de fonctionnement défectueux, le joint de brasure peut être le lieu d'amorçage de fissures suite à un certain nombre de cycles de chargement. La prédiction de la fissuration et la nature de son évolution sont régies par des modèles d'endommagement, des modèles de fatigue et des modèles de propagation de fissures servant à mieux cerner la période critique de défaillance du joint. La présence de porosités est aussi prise en compte par des critères d'endommagement appropriés, permettant pour certains de décrire la nucléation, la croissance et la coalescence des défauts.

Le cyclage thermomécanique engendre de la fatigue et du fluage à haute température dans le matériau qui, conjugués à plusieurs autres facteurs, ont un rôle important dans la perte de durée de vie du matériau. Parmi ces facteurs, nous trouvons l'aspect métallurgique, l'état initial de l'alliage, le pourcentage de pores dans la jonction et le profil de température mis en jeu au cours de l'étape de production. Tous ces facteurs entraînent une modification du comportement du matériau par rapport à son état vierge réduisant la durée de vie de l'alliage et du packaging dans son ensemble. La figure 5 montre une micrographie de l'alliage *AuGe* après l'opération de refusion. La fraction volumique de pores initialement présente dans l'alliage peut ne pas être négligeable et doit être prise en compte. Il en résulte un affaiblissement de la jonction et sa rupture prématurée.

(a) 

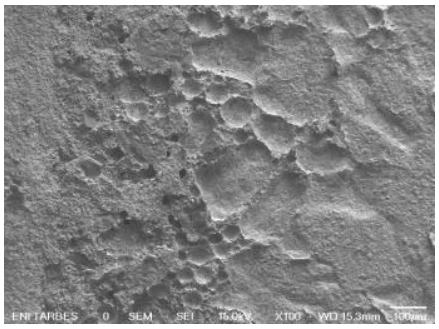
(b) 

Figure 106 : Présence de pores dans la couche de brasure AuGe (ici en bleu) utilisée pour braser deux plaquettes de cuivre, (a) avant rupture, (b) après rupture.

Dans les procédures actuelles d'élaboration, seule une fraction volumique de pores de 5% est admise, ce qui constitue déjà un taux élevé. Pour arriver à prendre en compte la présence de cette fraction volumique initiale de pores dans le matériau et afin de tenir compte de la dégradation des alliages de brasure au cours de leur service, nous présenterons un modèle d'endommagement poreux qui sera couplé avec la loi de comportement viscoplastique du matériau.

2 Modélisation des jonctions brasées

Plusieurs approches peuvent être adoptées pour la modélisation des joints de brasure. La première qui est la plus simple est basée sur la partition de la déformation inélastique en une déformation plastique indépendante du temps et une déformation de fluage dépendante du temps. Cette approche permet de simplifier énormément la modélisation suivant la plage de température donnée et de se restreindre à des modèles de comportement simples. Par contre, elle ne peut pas prendre en compte l'interaction entre la plasticité et le fluage [Krausz and Krausz, 1996]. La modélisation de cette interaction permet de décrire la sensibilité des matériaux à différents enchainements de séquences de chargement [Lemaître and Chaboche, 2009, Domagoj, 1996].

La deuxième approche, basée sur le traitement unifié des déformations en une seule composante inélastique, permet de décrire le comportement du matériau sur toute la plage de température souhaitée en tenant compte de l'interaction fluage/plasticité. Cette approche suit le concept des variables internes phénoménologiques dont les équations d'évolution permettent en plus de reproduire des effets importants tels que fluage, relaxation, écrouissages cinématique et isotrope, restauration, rochet, …, [Stouffer and Dame, 1996]. Cependant, la difficulté d'utilisation de ces modèles découle de leur écriture sous forme d'équations différentielles du premier ordre fortement couplées, difficiles à résoudre sans la mise en œuvre de méthodes d'intégration numérique avancées.

2.1 Formulation générale des modèles de comportements viscoplastiques unifiés

Un modèle de comportement viscoplastique est dit unifié, si la dépendance et l'indépendance par rapport au temps sont décrites par le seul et même ensemble d'équations. Tous les modèles viscoplastiques unifiés sont écrits sous forme d'équations différentielles du premier ordre ou parfois d'équations algébriques, contenant des paramètres qui doivent être identifiés pour un matériau donné par les essais expérimentaux. Nous trouvons généralement des essais uniaxiaux avec déformations homogènes, des essais de fatigue ou de fluage et des essais de cycles de stabilisation. Ces modèles possèdent l'avantage de regrouper les effets de fatigue et de fluage sous une seule variable de déformation dite déformation inélastique. Ils prennent en compte l'influence de l'histoire du chargement quelque soit sa complexité.

Afin de prévoir la déformation inélastique subie par le matériau, plusieurs modèles utilisent des variables internes qui décrivent la microstructure du matériau comme la densité des dislocations, leurs interactions avec les joints de grains, les précipités et les interactions entre dislocations [Krausz and Krausz, 1996]. Ces variables internes sont classées en deux groupes ; les variables internes implicites qui décrivent les événements macroscopiques associés au développement de la microstructure comme la propagation des dislocations et leurs interactions avec les précipités ; les variables internes explicites qui définissent les détails locaux de la microstructure comme la taille des grains, l'orientation des précipités et les propriétés des dislocations [Stouffer and Dame, 1996].

2.1.1 Équation d'écoulement inélastique

Sous couvert d'hypothèses des petites déformations, et dans le cas particulier d'une réponse isotherme uniaxiale, la déformation totale est décomposée en une partie élastique et une partie inélastique dépendante de la contrainte et des variables internes ξ_k :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^{in} \quad \sigma, \xi_k \tag{2-1}$$

La déformation élastique est décrite par la loi de Hooke :

$$\varepsilon^e = \frac{\sigma}{E} \tag{2-2}$$

En combinant les équations (2.1) et (2.2), on obtient

$$\sigma = E\ \ \varepsilon - \varepsilon^{in} \tag{2-3}$$

L'équation cinétique de la vitesse de déformation inélastique s'écrit généralement sous une forme semblable à celle de la vitesse de déformation plastique, soit :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{in} = \lambda\ \ \sigma_{kl}, T, \xi_k, .. \times\ s_{ij} - X_{ij} \tag{2-4}$$

où λ représente un multiplicateur de fluage. Une représentation classique de la forme mathématique du multiplicateur λ peut être donnée par une expression analogue au multiplicateur plastique. Dans ce cas :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{in} = \frac{3}{2}\frac{\dot{p}}{J\ \ \sigma_{ij} - X_{ij}}\ \ s_{ij} - X_{ij} \tag{2-5}$$

Plusieurs représentations explicites de $\dot{p}$ ont été proposées dans la littérature. Elles se ramènent aux trois catégories de fonctions de fluage données par les équations (1.3), (1.4) et (1.5). Chacune de ces expressions sera respectivement qualifiée de modèle : puissance, exponentielle, ou sinus hyperbolique.

2.1.2 Approche des variables internes

Nous définissons ici la contrainte de traînage et la contrainte de retour. La contrainte de traînage est introduite pour caractériser la résistance initiale au glissement de précipités, de grains et de défauts dans la microstructure. Elle permet aussi la représentation du durcissement ou de l'adoucissement cyclique qui provient de la structure des dislocations comme les cellules de dislocation et les sous grains en fatigue. La contrainte de retour permet de caractériser le durcissement en déformation et l'effet Bauschinger qui apparaît suite au regroupement des dislocations et qui représente le déplacement de la surface seuil.

2.1.2.1 Contrainte de traînage ou « drag stress »

Les précipités et les atomes des solutions solides dans le réseau cristallin augmentent la résistance au glissement et engendrent des mécanismes durcissant [Mercier et al., 1999]. L'interaction entre les dislocations et les précipités peut produire soit un durcissement, soit un adoucissement du matériau. L'interaction des dislocations avec les précipités, les atomes des solutions solides, les grains, les cellules, et les sous grains a des effets isotropes qui peuvent être représentés par une variable d'écrouissage scalaire isotrope ou contrainte de traînage. Nous la notons *R*.

2.1.2.2 Contrainte de retour ou « back stress »

Un des concepts fondamentaux dans l'explication du durcissement des matériaux, concerne l'interaction entre les dislocations en présence sur un même plan, lorsqu'elles se regroupent contre une barrière au sein du réseau cristallin [Mercier et al., 1999]. Cet empilement produit une contrainte de retour opposée à la contrainte de cisaillement appliquée dans le plan de glissement. C'est ce type de contrainte qui est à l'origine de l'écrouissage cinématique du matériau. Le concept de la contrainte de retour est motivé par l'interaction des dislocations mobiles avec une barrière comme un joint de grain, un précipité ou d'autres dislocations. Dans

ce cas et à haute température homologue (température absolue divisée par la température de fusion absolue), le glissement dans la direction inverse est possible si la contrainte appliquée est réduite ou annulée. Il en découle que la contrainte nette qui produit le glissement est la différence entre la contrainte de cisaillement et la contrainte de retour due à l'interaction entre les dislocations. L'évolution de la contrainte de retour X s'écrit généralement dans le cas uniaxial comme suit :

$$\dot{X} = C_1 \dot{\varepsilon}^{in} - \gamma_1 X \left| \dot{\varepsilon}^{in} \right| \qquad (2\text{-}6)$$

Le paramètre C_1 contrôle la valeur de la vitesse de déformation nécessaire pour atteindre la saturation ; γ_1 est un coefficient de restauration.

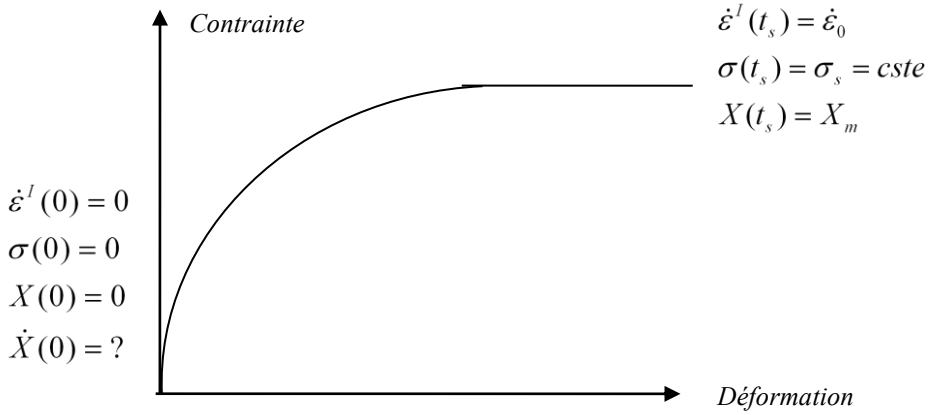


Figure 107: Représentation des états initiaux et à saturation pour un essai de traction uniaxiale [Stouffer and Dame, 1996].

Lorsque la contrainte et la vitesse de déformation inélastique sont constantes, l'état de saturation pour la traction et le régime de fluage secondaire sont atteints (Figure 107). X_{ij} se rapproche de sa valeur maximale constante X_m et donc $\dot{X}_{ij} = 0$:

$$\dot{X}_{ij} = C_1 \dot{\varepsilon}^{in} - \frac{C_1}{\alpha_m} \left| \dot{\varepsilon}^{in} \right| X_{ij} \qquad (2\text{-}7)$$

2.2 Couplage du modèle viscoplastique à un modèle d'endommagement

Dans ce paragraphe, nous proposons une formulation d'un modèle de comportement viscoplastique unifié couplé avec un modèle d'endommagement. Le modèle viscoplastique endommageable est ensuite intégré puis implémenté dans le code de calcul par éléments finis Abaqus®.

2.2.1 Présentation du modèle viscoplastique unifié

Pour la description du comportement thermomécanique des jonctions brasées, nous avons retenu le modèle élastoviscoplastique de McDowell. Il s'agit d'un modèle multiaxial à variables internes, qui est utilisé pour la modélisation du comportement des jonctions brasées et des métallisations épaisses. Ce modèle diffère de celui d'Anand d'une part en raison du paramètre de Zener-Hollomon sous forme exponentielle en association avec un terme de forme puissance [Stolkarts et al., 2001, Shengmin et al., 2001] (le modèle d'Anand utilise une fonction sinus hyperbolique de Garofalo en contrainte), et d'autre part par son aptitude à décrire l'écrouissage combiné isotrope et cinématique.

2.2.1.1 Formulation thermodynamique du modèle

Cette formulation est basée sur l'hypothèse de la linéarité des déplacements par rapport aux forces thermodynamiques conjuguées [McDowell, 1992]. Cette hypothèse entraîne que l'énergie libre puisse être décomposée en une partie élastique et une partie inélastique suivant le schéma :

$$\Psi = \Psi^e \ \ \varepsilon^e, T \ \ + \Psi^n \ \ \beta_i, T \tag{2-8}$$

Où les β_i sont les variables internes. Les forces thermodynamiques conjuguées sont exprimées comme les dérivées partielles de l'énergie libre par rapport aux variables internes et sachant que la partie inélastique de l'énergie libre est quadratique en β_i, nous aurons :

$$F_i = \frac{\partial \Psi}{\partial \beta_i} = \frac{\partial \Psi^n}{\partial \beta_i} = \sum_j G_{ij} \beta_j \tag{2-9}$$

Sachant que la matrice G_{ij} est une matrice symétrique et positive qui dépend des coefficients d'écrouissage et de la température, on peut dériver l'équation pour aboutir à l'expression

$$\dot{F}_i = \sum_j G_{ij} \dot{\beta}_j + \sum_j \frac{\partial G_{ij}}{\partial T} \beta_j \dot{T} = \sum_j G_{ij} \dot{\beta}_j + \sum_{j,k} \frac{\partial G_{ij}}{\partial T} G^{-1}_{jk} F_k \dot{T} \tag{2-10}$$

Les forces conjuguées peuvent être alors écrites de la façon suivante :

$$\dot{F}_i = \left(\frac{\partial F_i}{\partial \beta_j} \right)_T \dot{\beta}_j + \left(\frac{\partial F}{\partial T} \right)_{\beta_j} \dot{T} \tag{2-11}$$

D'autre part, dans le modèle de McDowell, les variables du champ de déplacement a_{ij} et K sont choisies pour représenter l'évolution des dislocations et donc de la déformation plastique dans le matériau. En particulier, K est directement lié à la densité de dislocation dans le matériau. Les variables a_{ij} et K peuvent s'écrire sous la forme :

$$\dot{a}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij} - \left(\frac{X_{ij}}{b_i} \right) \dot{p} - \Omega\Theta \ \ T \ \ X_{ij} \tag{2-12}$$

$$\dot{K} = \frac{1}{\xi_0} \left(1 - \frac{\chi}{\bar{\chi}} \right) \dot{p} \tag{2-13}$$

Le facteur d'échelle ξ_0 est constant. Les forces thermodynamiques conjuguées correspondantes sont les deux variables X_{ij} et χ qui ne présentent pas de couplage avec les variables du champ de déplacement.

Si l'énergie libre s'exprime sous la forme :

$$\Psi^n = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^{N} Cba_{ij} : a_{ij} + \frac{1}{2} \mu \bar{\chi} \xi_0 K^2 \tag{2-14}$$

Et connaissant que les variables χ et K sont associées à la production d'entropie due à l'écrouissage isotrope, le dernier terme serait donc la contribution de l'écrouissage isotrope dans l'énergie libre. Cette dernière équation permet d'avoir directement les expressions des forces conjuguées :

$$X_{ij} = \frac{\partial \Psi^n}{\partial a_{ij}} = Cba_{ij} \quad \text{et} \quad \chi = \frac{\partial \Psi^n}{\partial K} = \mu \bar{\chi} \xi_0 K \tag{2-15}$$

En dérivant ces expressions, on obtient les modèles d'évolution des forces thermodynamiques conjuguées, soient :

$$\dot{X}_{ij} = Cb\dot{a}_{ij} + \frac{X_{ij}}{Cb}\frac{\partial\ Cb}{\partial T}\dot{T} \text{ et } \dot{\chi} = \mu\bar{\chi}\xi_0\dot{K} + \frac{\chi}{\mu\bar{\chi}}\frac{\partial\ \mu\bar{\chi}}{\partial T}\dot{T} \qquad (2\text{-}16)$$

Sachant que l'inégalité de dissipation de l'énergie s'exprime sous la forme :

$$\sigma : \dot{\varepsilon}^p \geq \sum_i F_i\dot{\beta}_i \qquad (2\text{-}17)$$

Il en suit que :

$$\sigma : \dot{\varepsilon}^p \geq \sum_{i=1}^{N} X_{ij} : X_{ij}\left(\frac{\dot{p}}{b} + \Omega\Theta\ \ T\ \right) + \frac{\chi}{\xi_0}\left(1 - \frac{\chi}{\bar{\chi}}\right)\dot{p} \qquad (2\text{-}18)$$

L'influence des termes de restauration statique augmente avec la température et par suite aura plus d'effet sur la dissipation de l'énergie. La contribution de l'écrouissage isotrope vis-à-vis du stockage d'énergie a tendance à décroître.

Connaissant que $\sigma_{ij} - X_{ij}\ : \dot{\varepsilon}_{ij}^{in} = \ S_{ij} - X_{ij}\ : \dot{p}n_{ij} = \left\|S_{ij} - X_{ij}\right\|\dot{p}$, et en négligeant la contribution des termes $\sum_{i=1}^{N} X_{ij} : X_{ij} / b$, et les termes de restauration statique (termes négatifs), l'inégalité de dissipation devient plus représentative dans le cas de la thermoplasticité et se réduit à :

$$R \geq \sqrt{\frac{3}{2}}\frac{\chi}{\xi_0}\left(1 - \frac{\chi}{\bar{\chi}}\right)\dot{p} \qquad (2\text{-}19)$$

En général, l'introduction de la variable ξ_0 dans ce type de modèle entraîne une sous-estimation de l'énergie dissipée dans le matériau. L'évolution de l'énergie interne par rapport à l'énergie dissipée est donc mal décrite et elle est difficile à prévoir sans faire des essais de caractérisation calorimétrique.

2.2.1.2 Formulation des équations constitutives

La dépendance du modèle par rapport à la température est exprimée à l'aide du terme d'Arrhenius, qui permettra de représenter le comportement thermomécanique du matériau. Le comportement en fluage est exprimé par la fonction exponentielle [Fu et al., 1998b].

La loi d'écoulement

La loi d'écoulement dérive d'un potentiel viscoplastique dont l'expression est donnée en suivant

$$\Phi = \frac{D}{B\ \ n+1}\Theta\ \ T\ \ A_0 \exp\left(B\left(\frac{\langle S_v\rangle}{D}\right)^{n+1}\right) \qquad (2\text{-}20)$$

Sachant que

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{in} = \frac{\partial\Phi}{\partial\sigma_{ij}} \qquad (2\text{-}21)$$

On obtient

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{in} = \frac{3}{2}A_0\left(\frac{\langle S_v\rangle}{D}\right)^n \exp\left(B\left(\frac{\langle S_v\rangle}{D}\right)^{n+1}\right)\Theta\ \ T\ \ \frac{s_{ij} - X_{ij}}{J\ \ \sigma_{ij} - X_{ij}} \qquad (2\text{-}22)$$

Avec

$$S_v = J\ \ \sigma_{ij} - X_{ij}\ \ - R - R^0 \qquad (2\text{-}23)$$

Où B est un paramètre matériau, D est ici constante pour les brasures ou proportionnelle à la limite élastique pour le cuivre *($D = A' \times R$) [Peryzna, 1964],* et Θ un paramètre de diffusivité thermique souvent représenté comme une fonction d'Arrhenius

$$\begin{cases} \Theta = \exp\left(-\dfrac{Q}{kT}\right) & \text{pour } T \geq \dfrac{T_f}{2} \\ \Theta = \exp\left(-\dfrac{2Q}{kT_f}\left\{\ln\left(\dfrac{T_f}{2T}\right)+1\right\}\right) & \text{pour } T \leq \dfrac{T_f}{2} \end{cases} \tag{2-24}$$

$\langle . \rangle$ est défini telque $\langle g \rangle = g$ si $g \geq 0$ sinon $\langle g \rangle = 0$.

Équations d'évolution

Ces équations décrivent l'évolution des variables internes. Elles découlent par la substitution des équations (2.15) dans l'équation (2.16). On présente d'abord l'équation d'évolution de la variable χ qui représente la contribution des écrouissages cinématique et isotrope dans le modèle de comportement :

$$\dot{\chi} = \mu' \left(\bar{\chi} - \chi\right) \dot{p} + \frac{\chi}{\mu' \bar{\chi}} \frac{\partial \left(\mu \bar{\chi}\right)}{\partial T} \dot{T} \tag{2-25}$$

μ' un paramètre qui représente la vitesse de saturation de χ, $\bar{\chi}$ la valeur de saturation ou asymptotique de χ.

La contribution de χ s'illustre par les équations suivantes en supposant que ω est le taux de contribution compris entre 0 et 1 :

$$\dot{R} = \sqrt{\frac{3}{2}} \left(1-\omega\right) \dot{\chi} \tag{2-26}$$

$$\dot{b}^{iso} = \omega \dot{\chi} \tag{2-27}$$

Sachant que $X_{ij} = X_{ij}^s + X_{ij}^*$, la première équation définit l'évolution du paramètre d'écrouissage cinématique X_{ij}^s

$$\dot{X}_{ij}^s = \frac{2}{3} Cb\, \dot{\varepsilon}_{ij}^{in} - CX_{ij}^s \dot{p} + \left\{ \left[\omega \frac{X_{ij}^s}{b} \frac{\chi}{\mu' \bar{\chi}} \frac{\partial \left(\mu' \bar{\chi}\right)}{\partial T} + \frac{X_{ij}^s}{C} \frac{\partial C}{\partial T} + \frac{X_{ij}^s}{b} \frac{\partial b^0}{\partial T} \right] \dot{T} - Cb\Omega^s \Theta X_{ij}^s \right\} \tag{2-28}$$

Avec $b = b^{iso} + b^0$, $\Omega^s = C^s \left(X_{ij}^s X_{ij}^s\right)^{\left(M^s/2\right)}$, C^s, M^s, C et b^0 des paramètres matériau.

L'équation d'évolution de X_{ij}^s contient un premier terme d'écrouissage en $\dot{\varepsilon}_{ij}^{in}$, un second terme de restauration dynamique en $\dot{p}$ et un troisième terme de restauration statique thermique en X_{ij}^s. Ce dernier aura proportionnellement plus d'effet après le maintien ou la suppression de la charge appliquée. La seconde équation décrit l'évolution du paramètre d'écrouissage X_{ij}^*

$$\dot{X}_{ij}^* = \frac{2}{3} H^* \dot{\varepsilon}_{ij}^{in} + \frac{X_{ij}^*}{H^*} \frac{\partial H^*}{\partial T} \dot{T} - H^* \Omega^* \Theta X_{ij}^* \tag{2-29}$$

Où $\Omega^* = C^* \left(X_{ij}^* X_{ij}^*\right)^{\left(M^*/2\right)}$, C^*, M^* sont des paramètres matériau et H^* est le module d'écrouissage.

Le modèle de McDowell est utilisé pour décrire les comportements de la métallisation en cuivre et des alliages de brasure à base d'étain ou plomb. Sous sa présente forme, le modèle de McDowell prend une formulation proche du cadre des modèles viscoplastiques à variables internes comme celle présentée par Nouailhas [Nouailhas, 1988]. Un exemple de paramètres de ce modèle pour quatre matériaux différents est donné dans le Tableau 18.

Alliage	***Cuivre OHFC***	***62Sn36Pb2Ag***	***60Sn40Pb***	***Sn-0.7Ag***
E(MPa)	127000-41(T -273)-0,027(T -273)^2	65070-77,7T	29-25tanh[0,009(T-345)]	65070-77,7T
v	0,34	0,34	0,4	0,37
n	5	3	3,5	3
A_0	1	5000	900	90000
B	$2{,}2\times10^{-14}$	0,001	0,0002	0,06
C	-	250	760+350tanh[0,01(T-310)]	70
D(MPa)	-	4	3.5	6
H*(MPa)	138+2000 exp(-0,0105T)	13+2500exp(-0,0132T)	110+100tanh[0,026(T-270)]	40
ω	0,7	1	1	1
C^s	-	0	0	1
C^*(MPa/s)	-	600	1	1
M^s	-	1	5	6
M^*	-	1	5	1
Q(J/mol)	2×10^5	50000	53000	50000
R^0(MPa)	0	9	0	12.86
b^0(MPa)	22,2-0,017T+41,6exp(-0,008T)	294exp(-0,012T)	15+13tanh[0,01(T-210)]	294exp(-0,012T)
$\overline{\chi}$	$\chi(0) = 3$	0	0	0
μ'	3	0	0	0

Tableau 18 : Paramètres du modèle de McDowell identifiés pour différents matériaux. [Fu et al., 1998a, Neu et al., 2000, Fu et al., 1998b].

2.2.2 Couplage du modèle viscoplastique à un modèle d'endommagement ductile

La prise en compte de l'endommagement se fait directement dans le potentiel viscoplastique du matériau vierge de défauts. En utilisant l'approche de Duva et Hutchinson [Duva and Hutchinson, 1984], le potentiel viscoplastique du matériau endommagé est pris comme suit :

$$\Phi_p = F \times \Phi \qquad (2\text{-}30)$$

L'expression de F est donnée par Haghi et Anand [Haghi and Anand, 1992] comme une fonction de la triaxialité de contrainte réduite et prend la forme

$$F = 1 + \frac{f}{m}\left(C^{\frac{2}{\frac{1}{m}+1}} \left\{ \frac{3}{2} mX \right\}^2 + g \right)^{\frac{\frac{1}{m}+1}{2}} \qquad (2\text{-}31)$$

Avec $X = \dfrac{\sigma_{mm} - \alpha_{mm}}{J\ \sigma_{ij} - \alpha_{ij}}$ et $C = \dfrac{1}{1 - f^{m\ \frac{1}{m}}}$. C permet dans cette expression la prise en compte des effets d'interaction entre pores. La fonction g est souvent prise comme constante et prend la valeur de 1,3 pour une valeur de m de 0,161. Pour Zavaliangos et Anand [Zavaliangos and Anand, 1993], une forme alternative de *g(f,m)* et applicable pour une plage étendue de m. L'expression de cette fonction est donnée comme suit :

$$g\ \ f,m\ = \left[\frac{m}{f}\ F_0 - 1 \right]^{\frac{2}{1+\frac{1}{m}}} \qquad (2\text{-}32)$$

Avec

$$F_0 = \left(\frac{1 + 3{,}34f + 0{,}25f^2}{1 - f^2} \right)^{1/\ 2m} \qquad (2\text{-}33)$$

L'évolution de la fraction volumique de pores f est régie par un modèle classique de type Gurson. Cette évolution est activée par les phénomènes de croissance et de nucléation partant d'une valeur initiale f_0 de f. Ceci est tout à fait cohérent avec le comportement des alliages de brasure pour lesquels ces deux mécanismes de dégradation sont présents [Yunus et al., 2003, Wang and Panton, 2006]. La loi d'évolution de f prend la forme suivante :

$$\dot{f} = \dot{f}_G + \dot{f}_N = \ 1 - f\ \ \dot{\varepsilon}^{in}_{mm} + A_N E_M \qquad (2\text{-}34)$$

On utilise un critère de nucléation de pores proposé par Chu et Needlman [Chu and Needleman, 1980], pour lequel A_N s'exprime de la façon suivante :

$$A_N = \frac{f_N}{s_N \sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2}\left(\frac{p - \varepsilon_N}{s_N} \right)^2 \right) \qquad (2\text{-}35)$$

Ce critère montre que la nucléation est gouvernée par une distribution de Gauss telle que s_N est l'écart type et ε_N la déformation limite à la nucléation. $E_M = \sqrt{\frac{2}{3}\dot{E}^{in}_{ij} : \dot{E}^{in}_{ij}}$ est la déformation inélastique effective dans la matrice. Le tenseur $\dot{E}^{in}_{ij}$ est donné par l'équation (2-38).

Finalement, la loi de normalité permet de déterminer la loi d'écoulement inélastique en dérivant l'expression du potentielle viscoplastique pour le matériau poreux,

$$\dot{\varepsilon}^{in}_{ij} = \frac{\partial \Phi_p}{\partial \sigma_{ij}} \qquad (2\text{-}36)$$

En prenant en compte l'équation (2.30), l'expression de la loi d'écoulement est développée pour donner

$$\dot{\varepsilon}^{in}_{ij} = \frac{\partial F\Phi}{\partial \sigma_{ij}} = F\frac{\partial \Phi}{\partial \sigma_{ij}} + \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}}\Phi = F\dot{E}^{in}_{ij} + \frac{\partial F}{\partial X}\frac{\partial X}{\partial \sigma_{ij}}\Phi \qquad (2\text{-}37)$$

$\dot{E}_{ij}^{in}$ est un tenseur déviateur qui représente la vitesse de déformation inélastique de la matrice et donné par

$$\dot{E}_{ij}^{in} = \frac{3}{2} A\Theta\xi^{\frac{1}{m}} \exp\left[B\xi^{\frac{1}{m}+1} \right] \underline{n}_{ij} \tag{2-38}$$

Sachant que $\underline{n}_{ij} = \dfrac{s_{ij} - \alpha_{ij}^{'}}{J\ \sigma_{ij} - \alpha_{ij}}$ est la direction de la contrainte réduite et $\alpha_{ij}^{'}$ le tenseur déviateur de la contrainte de retour. Les autres dérivées s'expriment comme suit

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} = \frac{9}{4} C^{\frac{2}{\frac{1}{m}+1}} q^{\frac{\frac{1}{m}-1}{2}} \frac{m+1\ fX}{J\ s_{ij} - \alpha_{ij}} \underline{N}_{ij} \tag{2-39}$$

Où $\underline{N}_{ij} = \delta_{ij} - \dfrac{3}{2} X \underline{n}_{ij}$ est la direction d'écoulement pour le matériau endommagé. q est formulé par Haghi et Anand [Haghi and Anand, 1992],

$$q = C^{2/(1/m)+1} \left\{ \frac{3}{2} mX \right\}^2 + g \tag{2-40}$$

Dans sa forme actuelle, le modèle viscoplastique endommageable permet la prise en compte des écrouissages cinématique et isotrope, les phénomènes visqueux et de la dégradation due à l'évolution de la fraction volumique de pores.

2.2.3 Intégration du modèle de comportement

Afin de pouvoir conduire des calculs structuraux au moyen de la méthode des éléments finis et en utilisant le modèle thermo-viscoplastique de McDowell, il est nécessaire de résoudre les équations différentielles du modèle en utilisant un algorithme d'intégration.

Pour ce type de modèles, plusieurs algorithmes existent dans la littérature. Parmi ceux-ci, nous trouvons les méthodes d'Euler implicite et explicite [Chaboche, 1986], l'intégration asymptotique [Chulya and Walker, 1991], la méthode de Runge-Kutta [Msolli, 2009] et la méthode NONSS[31] [Miller and Tanaka, 1988], etc. Plus particulièrement pour les modèles de matériaux denses sous déformations isothermes, Weber et Anand ont développé un schéma d'intégration particulier [Weber and Anand, 1990]. Ce dernier a été repris et modifié par Zavaliangos et Anand pour traiter les cas des modèles viscoplastiques poreux [Zavaliangos and Anand, 1991, Zavaliangos, 1992]. Ces deux schémas ont été utilisés pour les cas de grandes déformations. Récemment, [Yang et al., 2004] ont présenté un algorithme d'intégration implicite compatible avec les chargements non-proportionnels. Cet algorithme prend en compte le changement de la direction d'écoulement. Notre démarche sera limitée à l'utilisation de cet algorithme pour le modèle viscoplastique endommageable. Nous présentons dans le paragraphe suivant la démarche de résolution des équations constitutives à l'aide de cet algorithme.

2.2.3.1 Principe d'intégration

Le but de notre algorithme d'intégration est de trouver la solution de l'équation suivante :

$$h\ \Delta\varepsilon_{ij}^{in} = \Delta\varepsilon_{ij}^{in} - \frac{d\Phi_p}{d\sigma_{ij}} \Delta t \tag{2-41}$$

[31] NONSS abréviation de « **NON**linear **S**ystem **S**olver »

En raison de la variation de la direction d'écoulement dans les matériaux poreux, une solution doit être trouvée en fonction de la variable vectorielle $\Delta\varepsilon_{ij}^{in}$ au lieu de la variable scalaire Δp. Si nous supposons que $\Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n+1}$ est la solution de l'itération $n+1$, nous pouvons alors écrire :

$$h\left(\Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n+1}\right) = h\left(\Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n}\right) + \frac{\partial h_{ij}}{\Delta\varepsilon_{kl}^{in}} : \left(\Delta\varepsilon_{kl}^{in\ n+1} - \Delta\varepsilon_{kl}^{in\ n}\right) = 0 \qquad (2\text{-}42)$$

Ceci nous permet de déterminer la solution à l'itération $n+1$ en transformant l'équation (2.42),

$$\Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n+1} = \Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n} - \Delta\left(\Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n}\right) \qquad (2\text{-}43)$$

Avec

$$\Delta\left(\Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n}\right) = \left[\frac{\partial h_{ij}}{\Delta\varepsilon_{kl}^{in}}\right]^{-1} : h\left(\Delta\varepsilon_{kl}^{in\ n}\right) \qquad (2\text{-}44)$$

Pour améliorer la vitesse de convergence de l'algorithme, une approche par itération de type « line search » est adoptée. Ainsi, l'équation (2.42) est modifiée en introduisant un paramètre scalaire η de sorte que :

$$\Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n+1} = \Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n} - \eta\left[\frac{\partial h_{ij}}{\Delta\varepsilon_{kl}^{in}}\right]^{-1} : h\left(\Delta\varepsilon_{kl}^{in\ n}\right) \qquad (2\text{-}45)$$

Le paramètre η est déterminé de façon à ce que la norme de la fonction objectif $\left\| h\left(\Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n+1}\right)\right\|$ atteigne un minimum. Sachant que la minimisation de cette fonction est effectuée dans la direction du vecteur de correction calculé par l'équation (2.44), le but est de trouver le paramètre η afin d'aboutir à :

$$s\ \eta = h_{ij} : \Delta\left(\Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n}\right) \quad 0 \qquad (2\text{-}46)$$

Une valeur satisfaisante de η est obtenue quand la condition principale suivante est respectée :

$$\left|\frac{s\ \eta}{s\ \eta = 0}\right| < TOL \qquad (2\text{-}47)$$

Pour [Crisfield, 1982], une valeur souhaitable de *TOL* est de 0,8. Quand $\eta=0$, le rapport (2.47) est exprimé par $\frac{s\ \eta = 0}{s\ \eta = 0} = \frac{s_0}{s_0} = 1$. Pour $\eta=1$, ce qui correspond au schéma initial de Newton-Raphson, une deuxième valeur du rapport $\frac{s\ \eta = 1}{s\ \eta = 0} = \frac{s_1}{s_0}$ est obtenue. A partir de ces deux conditions, une nouvelle valeur η_1 de η est calculée soit par interpolation, soit par extrapolation. Pour éviter la divergence des calculs et un nombre excessif d'itérations, η_1 est pris égal à *1* lorsque ce paramètre prend une valeur négative, ou lorsque le rapport de l'équation (2.47) est proche de 1. Pour des valeurs très faibles de η_1, nous prenons $\eta_1 = 0{,}01$. La valeur de $\Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n+1}$ est alors calculée par le schéma d'itération de Newton-Raphson. La condition de convergence est

satisfaite si l'erreur relative $\left\| \frac{\Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n+1} - \Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n}}{\Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n+1}} \right\| \leq \varepsilon^{tol}$. Dans ce cas, la solution est retenue. Pour ce qui nous concerne, ε^{tol} a été pris égal à 10^{-4}.

Toutes les quantités exprimées dans l'équation (2.45) sont connues, exceptée la dérivée $\frac{\partial h_{ij}}{\partial \Delta\varepsilon_{kl}^{in}}\ \partial\Delta\varepsilon_{kl}^{in}, \sigma_{ij}, f$ qui est donnée par :

$$\frac{\partial h_{ij}}{\partial \Delta\varepsilon_{kl}^{in}}\ \partial\Delta\varepsilon_{kl}^{in}, \sigma_{ij}, f\ = I_{ijkl} - \Delta t \times$$
$$\left(\frac{\partial}{\partial \sigma_{mn}} \left(\frac{\partial \Phi_p}{\partial \sigma_{ij}} \right) \frac{\partial \Delta\sigma_{mn}}{\partial \Delta\varepsilon_{kl}^{in}} + \frac{\partial}{\partial \alpha_{mn}} \left(\frac{\partial \Phi_p}{\partial \sigma_{ij}} \right) \frac{\partial \Delta\alpha_{mn}}{\partial \Delta\varepsilon_{kl}^{in}} + \frac{\partial}{\partial R} \left(\frac{\partial \Phi_p}{\partial \sigma_{ij}} \right) \frac{\partial \Delta R}{\partial \Delta\varepsilon_{kl}^{in}} + \frac{\partial}{\partial f} \left(\frac{\partial \Phi_p}{\partial \sigma_{ij}} \right) \frac{\partial \Delta f}{\partial \Delta\varepsilon_{kl}^{in}} \right) \quad (2\text{-}48)$$

En utilisant la loi de Hooke, on obtient l'incrément de contrainte :

$$\Delta\sigma_{ij} = \tilde{\square} : \Delta\varepsilon_{ij} - \Delta\varepsilon_{ij}^{in} \quad (2\text{-}49)$$

Si on considère la forme déviatrice du tenseur de contrainte

$$\Delta s_{ij} = \Delta\sigma_{ij} - \frac{1}{3}\Delta\sigma_{mm}\delta_{ij} \quad (2\text{-}50)$$

Nous pouvons calculer le tenseur d'élasticité du matériau endommagé en utilisant l'équation (2.49) de telle sorte que :

$$\frac{\partial \Delta\sigma_{ij}}{\partial \Delta\varepsilon_{kl}^{in}} = -\tilde{\square} \quad (2\text{-}51)$$

D'autre part,

$$\frac{\partial \Delta\alpha_{mn}}{\partial \Delta\varepsilon_{kl}^{in}} = C_k b_k I_{mnkl} - \frac{2C_k}{3\Delta p}\alpha_{mn}^k \otimes \Delta\varepsilon_{kl}^{in} \quad (2\text{-}52)$$

$$\frac{\partial \Delta R}{\partial \Delta\varepsilon_{kl}^{in}} = \omega\mu' \ \bar{\chi} - \chi \ \frac{2}{3\Delta p}\Delta\varepsilon_{kl}^{in} \quad (2\text{-}53)$$

Et pour la dépendance de l'écoulement viscoplastique à l'endommagement,

$$\frac{\partial \Delta f}{\partial \Delta\varepsilon_{kl}^{in}} = \ 1 - f \ \ \delta_{kl} - \frac{2A_N}{3\Delta p}\Delta\varepsilon_{kl}^{in} \quad (2\text{-}54)$$

Les autres dérivées de l'équation (2.48) sont plus complexes et peuvent être considérées comme une somme de tenseurs du 4ème ordre. Le calcul de ces dérivées est détaillé en annexe A.

L'algorithme d'intégration est résumé par les étapes suivantes :

① - Supposer une valeur de l'incrément du tenseur de déformation inélastique (variable de calcul).

② - Calculer la fraction volumique de pores en utilisant l'équation (2.34).

③ - Calculer les variables du modèle d'endommagement de Haghi et Anand en utilisant les équations (2.31), (2.32), et (2.33)

④ - Calculer la contrainte essai en utilisant la loi de Hooke.

⑤ - Calculer la triaxialité de la contrainte effective *X*.

⑥ - Calculer les variables internes à partir des équations (2.25), (2.28) et (2.29).

⑦ - Calculer la fonction residu $\left\| h_{ij} \right\|$

Si la fonction residu est inférieure à la tolérance fixée **alors**

a - Retenir comme solutions les valeurs calculées des variables internes et de la contrainte et aller vers l'incrément de temps suivant.

Sinon

b - Calculer le nouveau paramètre η à partir de l'algorithme « line search ».

c - Mettre à jour l'incrément de déformation inélastique en utilisant l'équation (2.45) et aller au step②.

2.2.3.2 Calcul du tenseur tangent

L'algorithme d'intégration pour le modèle proposé est programmé en langage FORTRAN puis implémenté comme sous routine UMAT dans le code de calcul par éléments finis ABAQUS®. Pour trouver la solution de l'équation d'équilibre des moments et des forces, le tenseur tangent doit être calculé afin de permettre la procédure d'implémentation. Dans le code de calcul par éléments finis, un solveur asymétrique est utilisé avec un schéma d'itération de Newton-Raphson pour les calculs. Ce choix découle du fait que le tenseur tangent est non symétrique. Les termes de second ordre sont négligés dans les calculs du tenseur tangent.

$$\Gamma_{ijkl} = \frac{\partial \Delta\sigma_{ij}}{\partial \Delta\varepsilon_{kl}} \tag{2-55}$$

En utilisant l'équation (2.36) et l'équation (2.49), l'équation (2.47) donne :

$$\Gamma_{ijkl} = \frac{\partial \Delta\sigma_{ij}}{\partial \Delta\varepsilon_{kl}} = \tilde{\mathbb{C}} : \left(I_{ijkl} - \frac{\partial}{\partial \sigma_{mn}} \left(\frac{\partial \Phi_p}{\partial \sigma_{ij}} \right) \frac{\partial \Delta\sigma_{mn}}{\partial \Delta\varepsilon_{kl}} \Delta t \right) \tag{2-56}$$

En regroupant les termes similaires, nous aboutissons à :

$$\Gamma_{ijkl} = \left(I_{ijkl} + \tilde{\mathbb{C}} : \frac{\partial}{\partial \sigma_{mn}} \left(\frac{\partial \Phi_p}{\partial \sigma_{ij}} \right) \Delta t \right)^{-1} \tilde{\mathbb{C}} \tag{2-57}$$

Pour les matériaux isotropes, le tenseur d'élasticité du matériau endommagé $\tilde{\mathbb{C}}$ est écrit en utilisant les coefficients de Lamé $\tilde{\mu}$ et $\tilde{\kappa}$:

$$\tilde{\mathbb{C}} = 2\tilde{\mu}\tilde{\mathbb{I}} + \tilde{\kappa}\delta_{ij} \otimes \delta_{kl} \tag{2-58}$$

Le tenseur $\tilde{\mathbb{I}}$ est la matrice de projection du déviateur et prend la forme $\tilde{\mathbb{I}} = I_{ijkl} - \frac{1}{3}\delta_{ij} \otimes \delta_{kl}$.

2.2.4 Résultats d'implémentation

2.2.4.1 Validation de l'intégration du modèle de comportement

Pour valider la sous-routine UMAT et vérifier la capacité de l'algorithme d'intégration, des simulations sont réalisées sur un point d'intégration d'un élément fini. Les données utilisées afin de pouvoir effectuer une comparaison pour le comportement viscoplastique sont issues de la bibliographie [Fu et al., 1998a].

L'élément est sollicité en traction simple puis séquentielles sous différentes températures et pour deux vitesses de déformation distinctes. Les données matériaux utilisées correspondent à celles de l'alliage *62Sn36Pb2Ag* utilisées par Fu et al. et présentées dans le Tableau 18 [Fu et al., 1998a].

Pour le premier test, nous avons simulé un essai de traction à température ambiante calculée pour une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} et obtenue avec différentes valeurs de pas de

temps (Figure 108). L'algorithme paraît efficace et reproduit la réponse avec une bonne stabilité même avec des pas de temps importants.

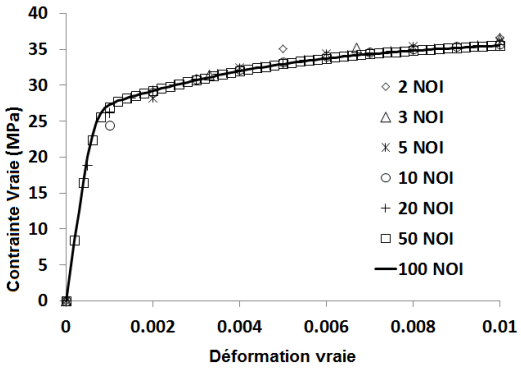


Figure 108 : Stabilité de l'algorithme d'intégration sous pas de temps variables.

Le second essai concerne dans un premier temps, un essai de traction simple effectué pour quatre températures différentes (20°C, 70°C, 110°C et 130°C), et deux vitesses de déformations distinctes (10^{-2} et 10^{-4} s^{-1}), et dans un second temps des essais de traction séquentielles réalisés sous différentes températures (20°C, 50°C, 100°C et 150°C) avec une vitesse de déformation évoluant de 10^{-5} à 10^{-2} s^{-1}. Dans les deux cas de figure, le nombre d'incréments de calcul est de 100 (100 NOI). La Figure 109 présente l'ensemble des courbes issues de ces essais. Une très bonne correspondance est observée entre les résultats de la bibliographie et ceux issus des simulations réalisées avec le code de calcul par éléments finis et utilisant la sous-routine UMAT.

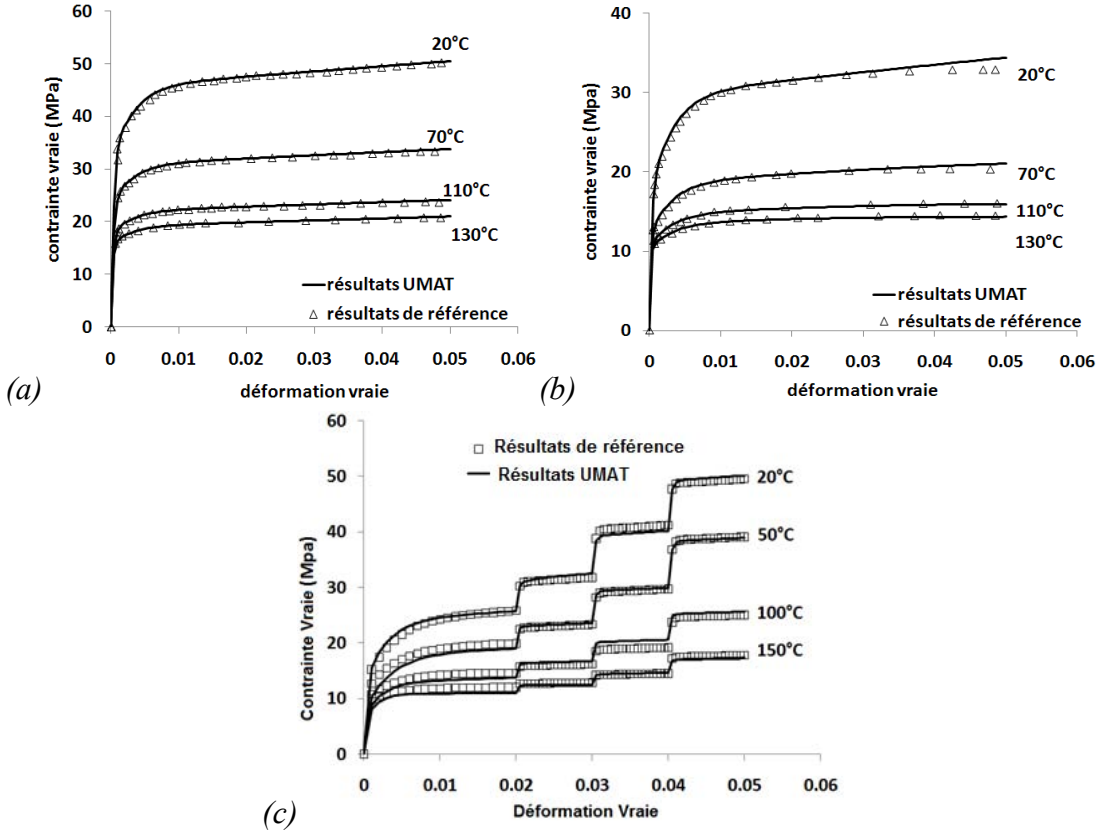


Figure 109 : Comparaison entre les résultats de simulation numérique et les résultats de référence, (a,b) traction sous des vitesses de déformation de 10^{-2}/s et 10^{-4}/s respectivement, (c) traction séquentielle de 10^{-5}/s à 10^{-2}/s.

Pour observer l'évolution de la fraction volumique de pores, un chargement cyclique en cisaillement a été simulé pour une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}. La Figure 110(a) présente l'évolution de la fraction volumique de pore *f* (indicateur identifié à l'endommagement), la part due à la nucléation f_n et celle due aux mécanismes de croissance f_g. f_0 correspond à la fraction volumique initiale de pores dans le matériau. Au cours des dix premiers cycles de chargement, la fraction volumique de pores est contrôlée par les mécanismes de croissance, f_n est quasiment nul. Bien que très faible, la valeur de *f* croit de façon continue et linéaire. Cette croissance n'est due qu'aux cycles d'ouverture et de fermeture des pores.

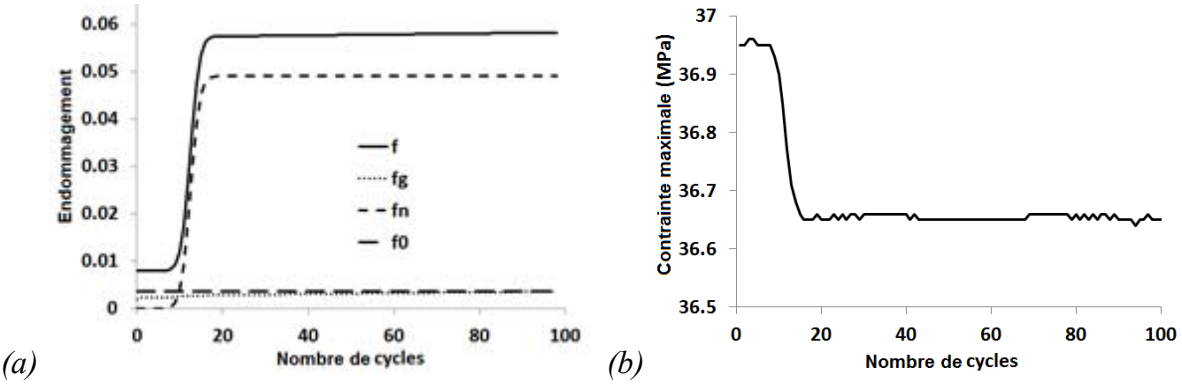


Figure 110 : Évolution de la réponse du matériau au cours du chargement cyclique, (a) évolution de la fraction volumique de pores f, (b) chute de la contrainte maximale.

La contribution de la nucléation dans l'endommagement apparaît après les dix premiers cycles, et se traduit par une forte augmentation de la valeur de l'endommagement total. Suite à cette période de transition, l'endommagement tend à se stabiliser autour d'une valeur moyenne de 0,06 ; sa croissance est faible mais continue. L'accumulation de la déformation plastique et de l'endommagement provoquent une diminution de la rigidité de l'alliage et une chute de la contrainte maximale au cours du chargement cyclique (Figure 110(b)).

2.2.4.2 Convergence du modèle viscoplastique sous chargement thermique cyclique

Un assemblage élémentaire est modélisé pour évaluer le comportement du modèle viscoplastique sous un chargement thermique cyclique. L'assemblage est composé d'une puce diamant brasée sur un substrat céramique *AlN* métallisé cuivre au moyen d'un alliage de brasure *62Sn36Pb2Ag* dont les paramètres du modèle de McDowell sont donnés dans le Tableau 18. Nous avons considéré que la puce diamant ainsi que le substrat métallisé avaient un comportement purement élastique. Le comportement du cuivre suit un modèle de Chaboche. C'est un modèle élastoplastique avec écrouissage combiné, cinématique et isotrope. Ce modèle est largement utilisé et prédéfini dans le code de calcul par éléments finis Abaqus®. La formulation du modèle est disponible [Chaboche, 1989] avec l'ensemble des paramètres du modèle pour le cuivre (b = 19,6, C = 918,1, γ = 5,3 et R_0 = 98,7) [Zèanh et al., 2008a]. Les propriétés matériau correspondantes sont données dans le tableau ci-dessous (Tableau 19).

Le modèle mis en œuvre est de type 2D déformations planes, pour lequel on considère un plan de symétrie. Le maillage est constitué d'éléments linéaires à quatre nœuds, à intégration pleine, et raffiné au niveau des éléments de la brasure (Figure 111). L'assemblage est sollicité en cyclage thermique entre -50°C et +300°C, avec une rampe de 20°C/min et un temps de maintien de 10 minutes.

	E (GPa)	ν	λ (W.m^{-1}.K^{-1})	ρ (Kg.m^{-3})	C_p (J.K^{-1})	α_T (µm/m.K)
Diamant	750	0,1	1600	3500	640	2
AlN	344	0,25	190	3300	750	4,5
Si_3N_4	310	0,27	60	3290	800	3,3
Cuivre	128	0,36	398	8850	380	17,3

Tableau 19 : Propriétés thermoélastiques des constituants de l'assemblage [Coppola et al., 2007, Zèanh et al., 2008a].

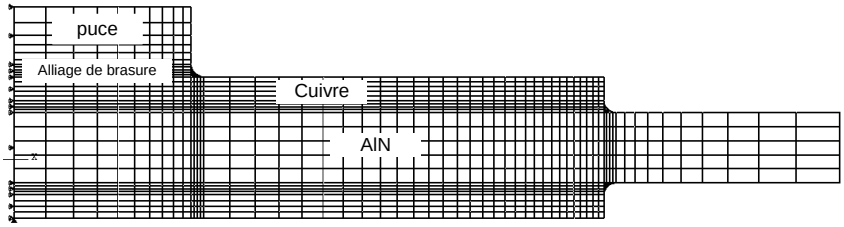


Figure 111 : Maillage éléments finis et conditions aux limites de l'assemblage élémentaire.

Le calcul par éléments finis se fait à partir d'un solveur asymétrique utilisant un schéma global de Newton noté ici solveur **AN**. Le choix de ce type de solveur est fait en raison de l'asymétrie du tenseur tangent utilisé dans le calcul de l'alliage de la brasure.

Le temps de calcul varie en fonction du chargement thermique imposé. Lorsque la température est faible, la viscosité de l'alliage de brasure diminue. Le terme d'activation thermique et la variable température prennent des valeurs peu élevées et la dépendance par rapport à la température est faible. La plasticité dans ce cas est dominante et ceci se traduit numériquement par des faibles valeurs de contraintes par rapport au régime viscoplastique. Le pas de temps nécessaire pour le calcul par éléments finis de l'assemblage ou nombre d'itérations d'équilibre (NOIE), atteint 10 minutes ; sachant que le temps total de calcul CPU pour quatre cycles thermiques est de 135 minutes. La dépendance du pas de temps par rapport au régime subit par l'alliage de brasure est illustrée par la Figure 112.

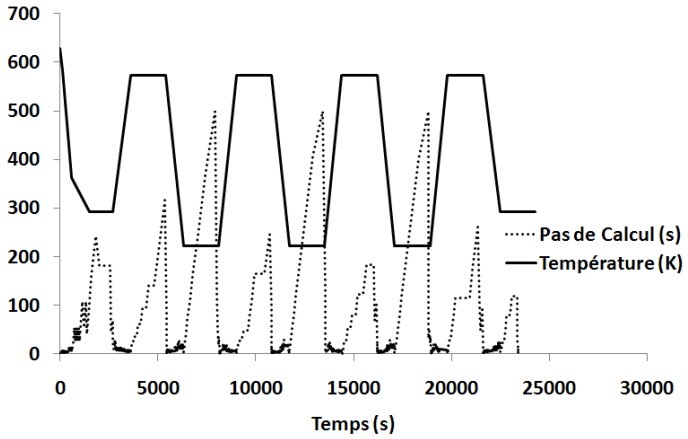
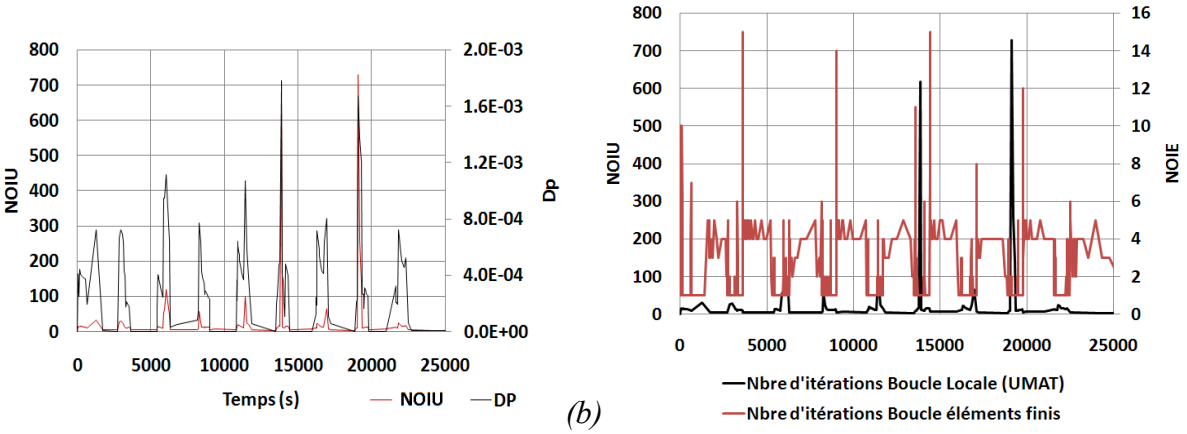


Figure 112 : Évolution du pas de calcul suivant le régime de chargement.

Lorsque la température augmente, le fluage viscoplastique devient prépondérant. Le terme d'activation thermique et les termes d'écoulement inélastique en exponentielle dans le modèle de McDowell sont amplifiés en raison de la température et des contraintes importantes. L'incrément de déformation inélastique cumulée est élevé à haute température entraînant plus d'itérations dans le schéma semi-implicite au niveau de la sous-routine (NOIU) et des pas de temps encore

plus faibles dans le calcul par éléments finis. Les évolutions du nombre d'itérations et de l'incrément du cumul inélastique sont montrées sur la Figure 113. Le maintien à haute température implique une augmentation du *Dp* et du NOIU sachant que *Dp* correspond à la norme de la correction de l'incrément de déformation inélastique. Il s'exprime sous la forme suivante :

$$Dp = \left\| \Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n+1} - \Delta\varepsilon_{ij}^{in\ n} \right\| \qquad (2\text{-}59)$$



(a) *(b)*

Figure 113 : Nombre d'itérations de calcul issu d'un solveur asymétrique utilisant une technique de résolution de Newton (a) Dp en fonction du temps (b) NOIE et du NOIU en fonction du temps.

La Figure 113 montre le nombre d'itérations consommé dans le calcul au niveau de la boucle locale et de la boucle éléments finis. Le NOIU moyen est de 30 itérations. Cependant, ce nombre augmente périodiquement et atteint des pics de 620 et 720 itérations au bout du deuxième et troisième cycle. Quant au NOIE, il augmente lors des périodes de maintien à haute température. Deux autres calculs sont réalisés en utilisant d'autres formes du tenseur tangent et de méthodes de résolution par éléments finis. Le premier calcul fait intervenir la méthode de quasi-Newton en travaillant avec la partie symétrique du tenseur tangent (**SQ**). Dans le deuxième, on utilise le tenseur d'élasticité avec la méthode globale de Newton (**EN**). Les résultats sont récapitulés dans le Tableau 20.

Solveur	**AN**	**SQ**	**EN**
NOI	**1481**	1466	1384
CPU (min)	**138**	135	123
NOIU Max	**720**	589	688
NOIE Max	**15**	16	16
Pas de temps max	**500**	100	100

Tableau 20 : Caractéristiques du calcul numérique en fonction du tenseur tangent et du type d'algorithme de calcul par éléments finis.

NOI	**4**	**5**	**6**	**7**	**8**	**9**	**10**	**11**	**12**	**13**	**14**
NOIE (AN)	10	10	10	10	10	10	9	7	5	5	3
NOIE (SQ)	6	7	7	5	5	5	4	4	7	5	2
NOIE (EN)	10	10	10	10	10	10	10	7	6	5	4

Tableau 21 : Évolution du NOIE en fonction du numéro de l'incrément pour chaque type de simulation.

Bien que le pas de calcul nécessaire pour la convergence doive être inférieur à 100 et que des difficultés numériques sont rencontrées comme le montre le Tableau 21 (NOIE élevé), le Tableau 20 montre que les calculs numériques faits à partir d'un tenseur tangent égal au tenseur d'élasticité, sont plus rapides par rapport à ceux obtenus à partir du tenseur tangent élasto-viscoplastique.

2.2.4.3 Évolution du modèle d'endommagement

Une dernière modélisation a été développée de façon à analyser le rendu du modèle d'endommagement pour un cas standard de la bibliographie. Il s'agit de la simulation d'une sollicitation de cyclage en traction sur une plaque trouée. Compte tenu des symétries, seul un quart de plaque est modélisé (Figure 114(a)). Le matériau mis en œuvre correspond au même alliage de brasure *62Sn36Pb2Ag* que celui utilisé pour les précédents modèles. L'éprouvette est sollicitée à température ambiante par un déplacement cyclique entre 0 et 0,1 mm dans la direction $\vec{y}$. Le maillage de la plaque est réalisé à partir d'éléments de déformations planes, quadrilatères à 4 nœuds, à intégration pleine.

Nous observons sur la Figure 114(b), la distribution de l'endommagement. Dès le premier cycle, il se localise dans la zone de concentration de contrainte proche du trou. L'endommagement se localise sur l'axe $\vec{x}$ et sa valeur augmente progressivement au cours du chargement cyclique.

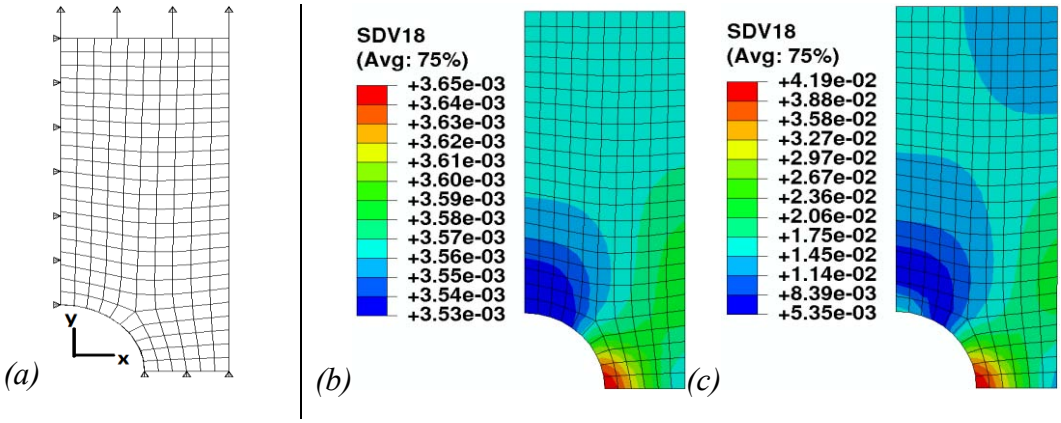


Figure 114 : Modèle éléments finis de la plaque trouée, (a) maillage et conditions aux limites, (b,c) cartographie de f respectivement pour le premier et le dernier cycle.

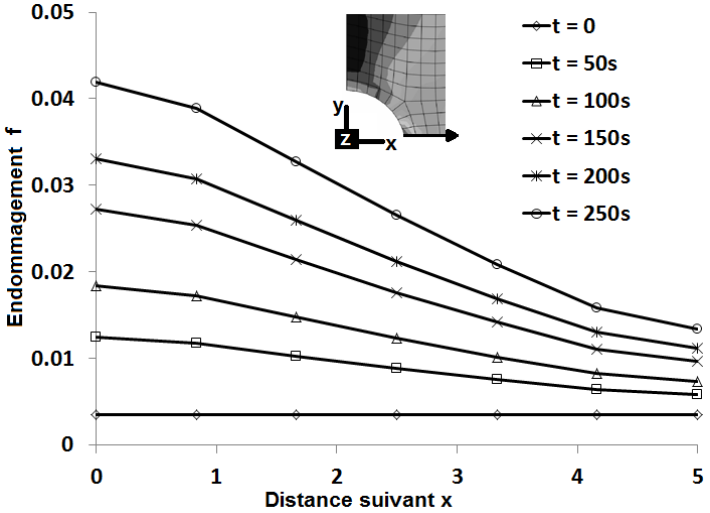


Figure 115 : Évolution de la fraction volumique de pores sur l'axe horizontal de la plaque.

La Figure 115 présente la variable *f* tracée selon la direction de l'axe $\vec{x}$. Lors des premiers cycles, l'endommagement est de l'ordre de $3{,}65\times10^{-3}$ proche de la valeur initiale de la fraction volumique de pores f_0. A la fin du chargement, l'endommagement prend une valeur maximale de $4{,}2\times10^{-2}$ dans la zone où la fissuration se produit généralement.

3 Identification des paramètres du modèle pour les différentes jonctions

Pour évaluer les valeurs des différents paramètres présents dans la loi de comportement, nous avons opté pour une méthode d'identification paramétrique. Celle-ci consiste, après avoir défini un ou plusieurs essais, à le/les simuler (par la méthode des éléments finis par exemple) en utilisant pour les coefficients inconnus de la loi de comportement un jeu de paramètres initiaux. On compare ensuite des résultats de l'essai expérimental avec les valeurs correspondantes issues de la modélisation à partir d'une fonction écart ou fonctionnelle coût. La mise en œuvre d'une procédure d'optimisation permettra ensuite de minimiser la fonctionnelle en faisant varier les coefficients de la loi de comportement. Les différentes étapes à développer pour mettre en place une telle procédure sont présentées ci-dessous.

- Mise au point d'une expérience mettant en évidence le comportement du matériau objet de l'étude. Cette expérience doit activer les mêmes phénomènes physiques que le problème que l'on désire simuler ultérieurement et/ou le même type de chargement mécanique.
- Choix du modèle mathématique du phénomène étudié. Ce choix est basé sur des résultats expérimentaux et sur les connaissances physiques des phénomènes mis en jeu.
- Mise en œuvre d'un algorithme d'optimisation pour minimiser l'écart entre les résultats expérimentaux et ceux de la simulation.
- Validation du modèle par comparaison des résultats obtenus lors d'autres expériences similaires.

Dans notre cas, les expériences utilisées sont celles décrites dans le chapitre 2. Il s'agit de différents essais d'écrouissage, de fluage et de cyclage en déplacement ou contrainte imposés. Ces essais sont effectués à plusieurs températures. La configuration de l'essai est de type cisaillement simple lorsque l'on sollicite une jonction, ou pour certain cas traction et/ou compression uniaxiale lorsque l'on travaille directement sur les préformes (bandes d'*AlSi* ou d'*AuGe*).

Le modèle pris en compte est le modèle viscoplastique endommageable précédemment présenté et l'expérience est simulée à l'aide du code de calcul éléments finis Abaqus® en utilisant la sous-routine UMAT développée.

La procédure d'identification réalisée a été implémentée à l'aide d'un programme écrit en Python (langage interprété orienté objet). Un script écrit lui aussi en Python permet l'extraction des résultats du modèle numérique. L'optimisation est assurée par la mise en œuvre d'un algorithme de Levenberg-Marquardt particulièrement adapté au cas non linéaire qui nous concerne [Finschi, 1996, Kleinermann, 2000].

La fonctionnelle cout $\Pi(\boldsymbol{V})$ ou fonction écart utilisée correspond à une norme euclidienne de l'écart entre une réponse expérimentale mesurée L_{exp} et la valeur correspondante simulée L_{sim} à l'aide du modèle éléments finis. La forme générique de cette fonction est la suivante :

$$\Pi\ \boldsymbol{V}\ = \sum_{k=1}^{n} \frac{1}{N_k} \sum_{i=1}^{N_k} \left[\omega_i\ \ L_{\exp}\ \ t_i\ \ - L_{sim}\ \ t_i, \boldsymbol{V}\ \ \right]^2 \qquad (3\text{-}1)$$

où n représente le nombre d'essai expérimentaux et N_k le nombre de mesures réalisées pour l'essai k. ω_i est un coefficient de pondération de l'essai.

Afin d'évaluer rapidement un jeu de paramètres initiaux fiable, une première identification a été conduite en remplaçant le modèle éléments finis de l'essai par une simulation sur un point de gauss des essais considérés comme homogène, c'est-à-dire en considérant le joint soumis à une sollicitation de cisaillement simple.

3.1 Démarche d'identification des paramètres

3.1.1 Considérations issues de la bibliographie

Afin de mettre en place la stratégie d'identification d'un modèle considéré, il est bien entendu nécessaire de connaitre dans le détail le modèle ainsi que la signification physique de chacun des paramètres recherchés. En plus de la description du paragraphe précédent, nous présentons en suivant quelques points particuliers servant à faciliter l'identification du modèle. Au total, le modèle de McDowell avec endommagement présente 15 paramètres à identifier, dont 11 pour la partie viscoplastique et 4 pour la partie endommagement. Pour la partie viscoplastique, 6 paramètres dépendent de la température (C, H^*, b_0, R_0, μ' and $\overline{\chi}$). Les significations physiques des paramètres ainsi que la procédure d'identification directe par McDowell sont brièvement présentées en suivant [McDowell et al., 1994].

1. Les valeurs des paramètres de viscosité n, D, du seuil initial d'élasticité R_0 et des paramètres d'écrouissage cinématiques C, b_0 et H^* sont déterminées à partir des courbes d'écrouissage monotone à différentes températures et vitesses de déformation imposées. Les paramètres b_0 et H^* peuvent être aussi déterminés à partir d'essais séquentiels en vitesse de déformation et C en corrélant toutes les courbes cycliques à chaque température [Neu et al., 2000].
2. Q, B et A_0 sont déterminés à partir des courbes de fluage primaire et secondaire.
3. C^s, M^s, C^* et M^* sont déterminés à partir des courbes de fluage représentant l'évolution de la contrainte en fonction de la vitesse de déformation du fluage secondaire pour différentes températures.
4. μ', $\overline{\chi}$ sont calculés à partir des courbes d'écrouissage cyclique représentant la contrainte en fonction de la déformation.
5. f_0 représente la fraction volumique initiale de pores et est déterminée à partir d'analyse de micro-sections réalisées après la procédure de refusion ou d'élaboration de la jonction.
6. Les paramètres restants f_N, ε_N et s_N sont déterminés à partir de la deuxième moitié de la courbe représentant la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles de chargement pour les différentes valeurs de température et de vitesse de déformation.

Certaines remarques concernant cette procédure d'identification peuvent être formulées comme suit :

- R représente le seuil de plasticité, et peut être constant et dans ce cas, $R^{iso}=0$ ($\omega = 1$) ; ou évalué en fonction de la température ou de la vitesse de déformation.

- A partir de la partie non linéaire des courbes d'écrouissage, et des cycles de contrainte-déformation, il faut identifier le type d'écrouissage (cinématique ou isotrope). Si l'écrouissage est purement cinématique, alors $\chi = \chi(0) = R^{iso} = b^{iso} = 0$ et $b = b_0(T)$.
- Supposer qu'il n'y a pas de restauration statique thermique implique que les paramètres (C^s, M^s) associés sont désactivés.
- Une première étape d'optimisation est nécessaire pour ajuster les paramètres indépendants de la température.

3.1.2 Méthodologie adoptée

Les propriétés élastiques des brasures ont été déterminées à température ambiante, à partir des essais de nano-indentation présentés au chapitre 2. Aux plus hautes températures, nous utiliserons des données fournisseur.

Pour les autres paramètres à identifier pour chaque alliage, plusieurs hypothèses ont été faites. Elles sont au nombre de trois et sont basées sur l'ensemble des résultats des essais de caractérisation thermomécanique. Ainsi :

a) La valeur du paramètre ω doit être différente de 1 en raison de l'existence de l'écrouissage isotrope dans le comportement des deux alliages. Ceci peut se déduire de l'allure du retour élastique lors des essais de nano-indentation mais aussi des courbes d'écrouissage cyclique. Cette constatation est plus marquée pour l'alliage *AlSi* qui montre un comportement d'une grande ressemblance avec l'aluminium pur. On observe une saturation rapide de la contrainte sur les courbes d'écrouissage, suivie d'un adoucissement cyclique pendant le cyclage. Nous avons fixé la valeur de ω à zéro car dans notre cas, les courbes d'écrouissage ne sont pas suffisamment étendues pour observer un changement de vitesse d'écrouissage au cours d'un essai monotone ou cyclique. Afin d'éviter de compliquer le terme d'écrouissage via son module $C \times b$, la valeur de ce dernier est maintenue constante en fixant b^{iso} à zéro, ce qui en fait exige que $\omega = 0$.

b) En prenant en compte le fait que l'alliage *AlSi* présente un comportement purement isotrope proche de celui de l'aluminium, les paramètres C, b^0 et H^* seront supposés nuls pour cet alliage.

c) Les essais de fluage montrent majoritairement une évolution très rapide du déplacement lors du fluage primaire pour l'*AuGe* et une quasi-absence de ce régime pour l'*AlSi*. De ce fait, les paramètres du terme de restauration statique (C^s, C^*, M^s et M^*) sont désactivés pour les deux alliages.

L'identification du jeu de paramètres $\boldsymbol{V} = \{n, D, Q, B, A_0, C, H^*, b^0, R_0, \mu', \overline{\chi}, f_0, f_N, \varepsilon_N, s_N\}$ est faite en utilisant une station de calcul DELL 64 bits à 8 processeurs Intel® Xeon® travaillant à une fréquence de 2,13 GHz et utilisant une mémoire de 12 Go. Pour chaque type de jonction, l'identification se fait en plusieurs étapes (Figure 117).

a) La première étape est l'identification en un point matériel sous MATLAB®, d'un jeu initial de paramètres viscoplastiques, qui servira comme point de départ de la procédure d'identification paramétrique. Ce jeu permettra de démarrer la procédure avec une valeur raisonnable de la fonction objectif permettant d'augmenter la probabilité de converger vers un minimum global dans un temps raisonnable. Il est obtenu grâce à l'algorithme de

Levenberg-Marquardt (**L-M**) en interaction avec un algorithme génétique. Ce dernier permet à la procédure d'éviter de rester bloquée sur un minimum local, risque encouru par l'utilisation de l'algorithme de Levenberg-Marquardt seul. Lors de cette première étape, tous les essais sont utilisés en adoptant l'hypothèse d'une sollicitation de cisaillement simple. A l'issu de cette étape, le jeu de paramètres obtenu à titre d'exemple pour l'*AuGe* est :

$\boldsymbol{V_1}$ = {5,1 ; 7,8 ; 42000 ; 3.10^{-4} ; 10^4 ; 221 ; 81 ; 1,9 ; 27,1 ; 12 ; 150,04; 0 ; 0 ; 0 ; 0}.

b) Une fois le jeu initial de paramètres V_1 obtenu, nous passons à la seconde étape. Il s'agit de l'identification simultanée du jeu de paramètres du modèle viscoplastique seul à partir de la méthode de recalage par éléments finis ou FEMU[32][Cailletaud and Pilvin, 1994, Ghouati, 1994, Gelin and Ghouati, 1995]. Les mesures expérimentales utilisées comme réponses sont respectivement la force pour les essais d'écrouissage monotone et cyclique et la vitesse de déplacement au cours du fluage secondaire pour les essais de fluage. Le modèle éléments finis de l'éprouvette, utilisé pour la procédure d'identification paramétrique est présenté sur la Figure 116. Pour cette étape, nous faisons varier, à la fois, les paramètres dépendent et indépendant de la température et ce, en utilisant tous les essais disponibles. Le jeu de paramètres obtenu est le suivant :

$\boldsymbol{V_2}$ ={3,9 ; 5,5 ; 57000 ; 10^{-3} ; $1,2.10^4$; 191 ; 72 ; 1,8 ; 24,3 ; 9,21 ; 137,04 ; 0 ; 0 ; 0 ; 0}.

c) Une fois cette étape franchie, la démarche d'identification pour le modèle de McDowell (paragraphe 3.1.1) est adoptée afin de tenter de raffiner le jeu de paramètres V_2. On identifie alors pour chaque type d'essai l'ensemble des paramètres qui y sont sensibles. A titre indicatif, un vecteur unique est obtenu pour les paramètres indépendants de la température. Pour les paramètres restants, un jeu est obtenu pour chaque température. En respectant cette stratégie, nous obtenons les jeux V_3 des paramètres viscoplastiques optimaux. A température ambiante, ce jeu est le suivant :

$\boldsymbol{V_3}$ ={3,1 ; 3,2 ; 48000 ; 2.10^{-3} ; 5000 ; 1744 ; 177 ; 16,9 ; 15 ; 17,3 ; 250,12 ; 0 ; 0 ; 0 ; 0}.

d) Finalement, pour la quatrième étape, nous fixons les valeurs des paramètres du modèle viscoplastique à leurs valeurs calculées à l'étape 3 ; et nous optimisons simultanément les paramètres d'endommagement du modèle (f_N, ε_N, s_N), pour chaque température, à partir des essais d'écrouissage cyclique et plus précisément à partir des courbes ζ_{max}-N entre la saturation et le début de la rupture. Nous avons considéré que les alliages sont initialement vierges de défauts ce qui implique une valeur nulle de f_0. L'identification dans ce cas est faite au niveau d'un point de Gauss en faisant l'hypothèse que les sollicitations appliquées sur l'éprouvette de caractérisation sont des sollicitations de cisaillement simple. La réponse observée est la contrainte maximale pour chaque cycle. A l'issu de cette étape, un jeu final de paramètres V_4 est trouvé pour chaque température. Ces résultats sont présentés dans le Tableau 23.

Cette dernière étape devait être exécutée avec la procédure de recalage par éléments finis. Cependant, le nombre de cycles à simuler étant très important, la démarche d'identification paramétrique est très couteuse en temps CPU et a été simplifiée. A titre d'exemple, nous présentons dans le Tableau 22, le temps de calcul de la fonction coût au cours des différentes étapes de la procédure d'identification.

[32] Finite Element Model Updating Method

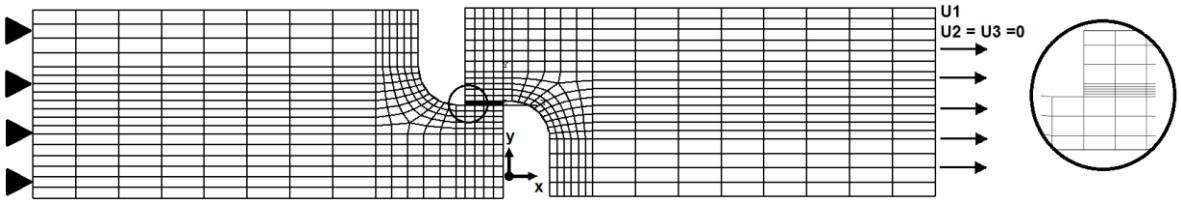


Figure 116: Modèle éléments finis de l'éprouvette de caractérisation.

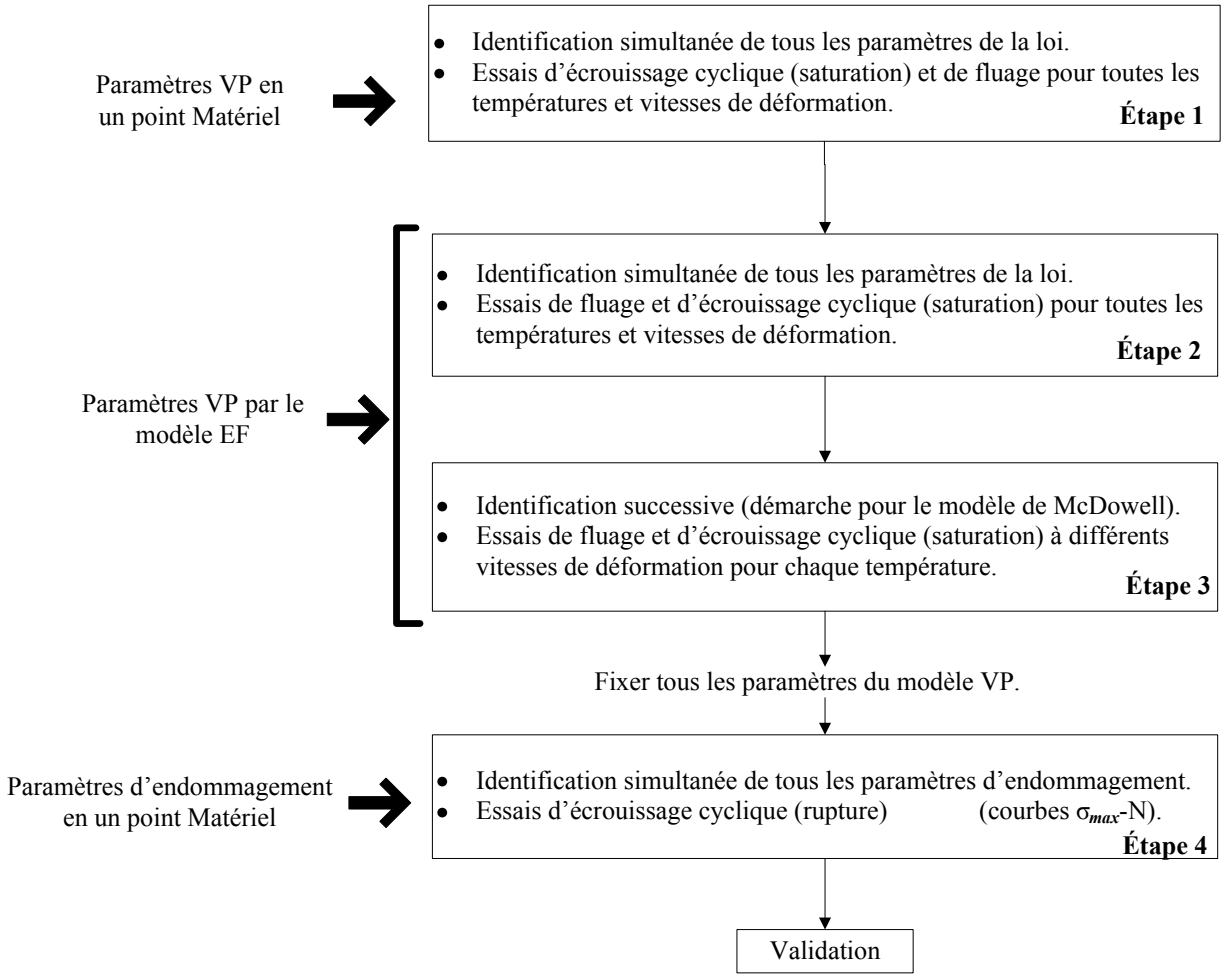


Figure 117 : Organigramme présentant les différentes étapes de la démarche d'identification des paramètres du modèle viscoplastique endommageable.

	Étape 1	Étape 2	Étape 3			Étape 4
			25°C	200°C	300°C	
CPU	15 min	148 h	~10 h	~50 h	~20 h	7 min
L	24,92	15,4	1,58	1,17	2,87	10,54

Tableau 22 : Valeurs du temps de calcul et de la fonction coût pour chaque étape de la procédure d'identification.

En raison de nombre de paramètres élevé, et du nombre d'essai à simuler, le temps d'identification à l'étape 2 est très important. L'étape 3 est plus rapide du fait de l'identification sélective par groupe de paramètres, justifiant en ce sens la démarche adoptée par McDowell. Pour les étapes 1 et 4, le calcul est relativement rapide en raison de l'identification à partir de la simulation du comportement d'un point matériel. Le temps de calcul du problème direct est très

court. Dans le Tableau 22, les valeurs de la fonction coût L sont difficiles à comparer entre les différentes étapes. En effet les vecteurs écarts n'ont pas la même dimension d'une étape à l'autre.

3.2 Résultats d'identification des paramètres du modèle

L'ensemble des paramètres identifiés pour chaque alliage est récapitulé dans le Tableau 5. Ces paramètres identifiés ont permis d'avoir globalement une bonne corrélation entre les essais expérimentaux et les simulations numériques présentées sur les Figure 118 et 119.

Alliage	***AuGe***			***AlSi***		
T(°C)	25°C	200°C	300°C	25°C	200°C	300°C
E(MPa)	69200	60115	54925	71470	71290	70580
ν	0,32			0,32		
ω	0			0		
n	3,1			1,04		
A_0	5000			7300		
B	0,002			0,067		
C	1744	1626	955	-		
D(MPa)	3,2			10,47		
H*(MPa)	177	161	125	-	-	-
C^s	-			-		
C^****(MPa/s)***	-			-		
M^s	-			-		
M^*	-			-		
Q(J/mol)	48000			76100		
R^0***(MPa)***	15	10,5	9,6	45	42,6	42,2
b^0***(MPa)***	16,9	11,3	10,9	-	-	-
$\overline{\chi}$	250,12	121,89	86,65	-27,84	-15,61	-13,2
μ'	17,3	20,7	20,7	18,8	11,04	10,69
f_0	0			0		
ε_N	0,57	0,52	0,43	0,063	0,024	0,019
s_N	0,0587	0,063	0,0942	0,017	0,0188	0,0192
f_N	0,0411	0,084	0,0935	0,0086	0,0145	0,0221

Tableau 23: Paramètres du modéle de McDowell identifiés pour les alliages AuGe et AlSi.

En raison de la faible qualité des courbes expérimentales de fluage pour l'alliage *AlSi*, une mauvaise coïncidence est enregistrée entre celles-ci et les courbes numériques. Une surestimation de la durée de vie peut être décelée sur les courbes ζ_{max}-N. En effet, nous remarquons que le modèle de comportement endommageable donne une prédiction plutôt conservative de la durée de vie allant de 1,5 à 2 fois la durée de vie réelle pour les deux alliages étudiés (Figure 118(d) et Figure 119(d)).

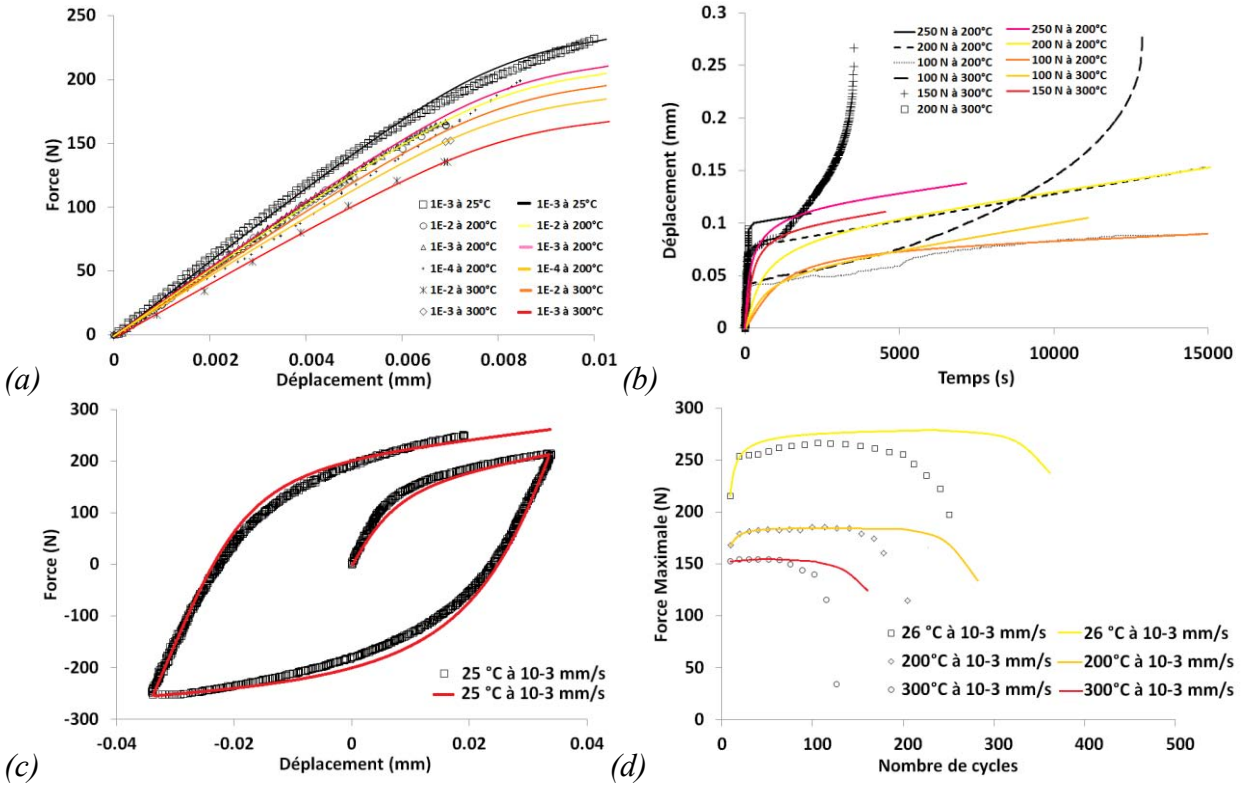


Figure 118: Résultats d'identification des paramètres du modèle viscoplastique endommageable pour l'AuGe à différentes T° de sollicitation, a) essais d'écrouissage pour différentes vitesses, b) essais de fluage pour différentes charges, c) essais de cyclage à 25°C et 10^{-3} mm/s, d) courbes ζ_{max}-N à 10^{-3} mm/s.

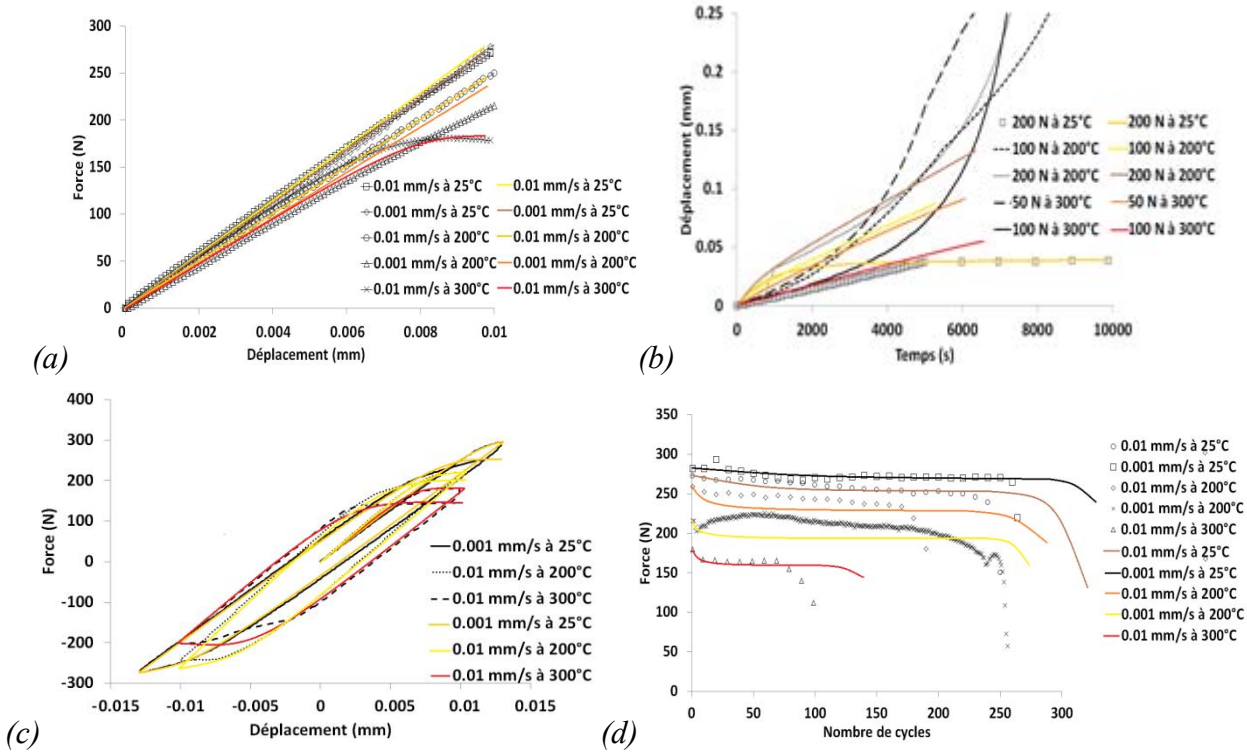


Figure 119: Résultats d'identification des paramètres du modèle viscoplastique endommageable pour l'AlSi à différentes T° de sollicitation, a) essais d'écrouissage pour différentes vitesses, b) essais de fluage pour différentes charges, c) essais de cyclage pour différentes vitesses, d) courbes ζ_{max}-N pour différentes vitesses.

Conclusion du Chapitre 3

Dans ce Chapitre, nous avons présenté, le développement, l'intégration et l'implémentation d'un modèle de comportement viscoplastique endommageable dans un code de calcul par éléments finis. Le modèle viscoplastique est celui initialement présenté par McDowell, auquel nous avons couplé un modèle d'endommagement ductile. Le modèle peut décrire les écrouissages cinématique et isotrope du matériau ainsi que les effets de rochet et la dépendance à la température et à la vitesse de déformation.

L'algorithme d'intégration développé est basé sur la méthode d'Euler semi-implicite et un schéma d'itération de Newton-Raphson. L'utilisation d'une approche d'itération de type « line search » a permis de réduire le nombre d'incréments de calcul nécessaire pour la convergence de la solution obtenue par éléments finis. L'ensemble a été validé par une confrontation avec plusieurs résultats numériques et expérimentaux issus de la bibliographie.

Le modèle a ensuite été identifié pour les cas de deux alliages de brasure mis en jeu dans ce travail, *l'AlSi* et *l'AuGe*. La procédure d'identification a débuté en utilisant des simulations dans un point matériel pour la détermination d'un jeu initial de paramètres. Ce jeu de paramètres obtenu par la méthode des moindres carrés en combinaison avec un algorithme génétique a permis d'amorcer l'étape d'identification suivante au niveau éléments finis. Cette dernière fait intervenir une démarche d'identification simultanée puis sélective des paramètres suivant la méthode d'identification décrite propre au modèle de McDowell. L'ensemble des paramètres d'endommagement ont été finalement identifiés dans un point matériel pour accélérer la convergence.

Une bonne corrélation est obtenue entre les courbes expérimentales et les réponses simulées pour la plupart des essais d'écrouissage réalisés à plusieurs températures et vitesses de déformation.

L'ensemble des paramètres identifiés sera utilisé pour la simulation d'assemblages élémentaires d'électronique de puissance 2D ainsi que d'un véhicule test 3D pour la jonction la plus prometteuse en terme de tenue mécanique.

Chapitre 4. Modélisation thermomécanique de l'assemblage d'un composant diamant

1 SIMULATION 2D D'UN ASSEMBLAGE ELEMENTAIRE D'UN COMPOSANT DIAMANT 138

1.1 PRESENTATION DES DONNEES MODELE DE L'ASSEMBLAGE ELEMENTAIRE 138
1.2 ÉVALUATION DES NIVEAUX DE CONTRAINTE ET DE DEFORMATION DANS L'ASSEMBLAGE 140
1.2.1 État de l'assemblage à l'issu de la phase d'élaboration 140
1.2.1.1 Variation globale de la contrainte au sein des assemblages 140
1.2.1.2 Comportement des alliages de brasure 141
1.2.2 État de l'assemblage pendant et après Chargement thermique 141
1.2.2.1 Variation globale de la contrainte au sein des assemblages 141
1.2.2.2 Comportement des alliages de brasure 142
1.2.2.3 Comportement de la céramique 144
1.3 CONCLUSION 144

2 SIMULATION 3D D'UN VEHICULE TEST 145

2.1 ANALYSE DES ASSEMBLAGES SUITE A LA PHASE D'ELABORATION 148
2.1.1 Cas de l'assemblage A1 (insert cuivre Ŕ métallisation cuivre) 148
2.1.2 Cas d'un assemblage A2 (insert molybdène Ŕ métallisation cuivre) 150
2.1.3 Cas de l'assemblage A3 (insert molybdène Ŕ métallisation molybdène) 152
2.2 ANALYSE DU COMPORTEMENT DE L'ASSEMBLAGE AU CYCLAGE THERMIQUE 154

CONCLUSION DU CHAPITRE 4 158

CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES 159

Ce chapitre concerne l'étude du comportement thermomécanique d'un assemblage d'un composant diamant sur un substrat métallisé. L'étude est conduite au moyen de simulations éléments finis intégrant le modèle de comportement élasto-viscoplastique couplé avec l'endommagement présenté dans le chapitre précédent.

Nous étudions tout d'abord un assemblage élémentaire d'une puce reportée sur un substrat métallisé. Le modèle est bidimensionnel et permet d'évaluer les deux jonctions caractérisés dans les précédents chapitres. Les résultats de simulation numérique sont comparés en termes de contrainte, de déformation et d'endommagement. Enfin, nous présentons dans la dernière partie la modélisation 3D du véhicule test défini au chapitre 1, véhicule devant être réalisé puis testé dans la suite du programme (Diamonix 2). Les jonctions sont constituées avec les deux solutions d'alliage précédemment évaluées. Les simulations numériques réalisées sur le véhicule test permettront de déterminer les zones critiques de défaillance à partir du suivi du profil d'endommagement dans la structure.

1 Simulation 2D d'un assemblage élémentaire d'un composant diamant

Un assemblage élémentaire d'électronique de puissance est modélisé en 2D à l'aide du code de calcul par éléments finis Abaqus®. Cet assemblage est constitué d'un composant diamant de dimensions 3×3×0,5 mm, brasé au moyen d'un alliage de brasure sur un substrat céramique Si_3N_4 métallisé cuivre. La modélisation est effectuée pour les deux types d'alliages étudiés *AuGe* et *AlSi*.

1.1 Présentation des données modèle de l'assemblage élémentaire

La configuration géométrique de l'assemblage est présentée sur la Figure 120. Toutes les parties sont modélisées avec continuité du maillage. Un raccord de rayon 0,1 mm, soit le 1/3 de l'épaisseur de la métallisation est présent entre la métallisation cuivre et la céramique. Cette valeur de rayon est généralement issue de la procédure de gravure du cuivre sur la céramique. L'angle de contact entre l'alliage de brasure et la métallisation cuivre est directement mesuré à partir de micrographies de zones de jonction entre deux éprouvettes. Il est de l'ordre de 21° pour l'*AuGe* et 25° pour l'*AlSi*.

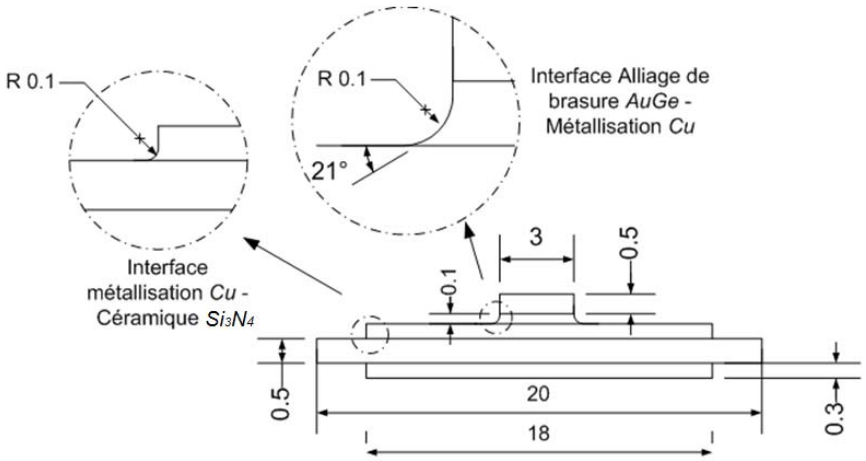


Figure 120 : Géométrie et dimensions de l'assemblage élémentaire du composant diamant (mm).

La puce diamant ainsi que le substrat céramique Si_3N_4 sont modélisés avec un comportement thermo-élastique. Les propriétés correspondantes sont données dans le Tableau 19 du chapitre 3. Pour la métallisation cuivre, nous avons adopté comme pour les calculs de

validation du chapitre précédent un modèle élastoplastique à écrouissage combiné de Chaboche [Chaboche, 1989]. Les paramètres thermo-élastiques du cuivre sont donnés dans le Tableau 19, tandis que les paramètres du modèle de Chaboche sont issus des travaux de Zèanh et al. [Zèanh et al., 2008b]. Pour le comportement des alliages de brasure, nous retiendrons le modèle viscoplastique endommageable précédemment présenté. Les paramètres utilisés sont données dans le Tableau 23.

L'assemblage est soumis à 10 cycles de chargement thermique accéléré entre -50°C et +300°C. Le profil de température prend en compte dans un premier temps le cycle de refusion de la brasure, puis les étapes de traitements thermiques. On considère dans le cas de la refusion des brasures, que l'assemblage se fait lors de la phase de refroidissement, lorsque la température décroit jusqu'à la température de solidification de l'alliage. Les profils de température de cyclage suivent des normes spécifiques. Nous avons utilisé la norme MIL-STD-202 DM 107C issue du « Military Standards Handbook». Elle définit pour un profil aéronautique un maintien des paliers de température durant 30 minutes aux niveaux extrêmes. Dans notre cas, nous avons extrapolé le profil standard à nos conditions de service, à savoir, des températures variant entre -50°C et +300°C. La rampe de température pour le profil de cyclage thermique accéléré est de 20°C/min. Les profils des températures d'élaboration de la jonction et les profils de la température de service pour les deux alliages de brasure sont représentés sur la Figure 121.

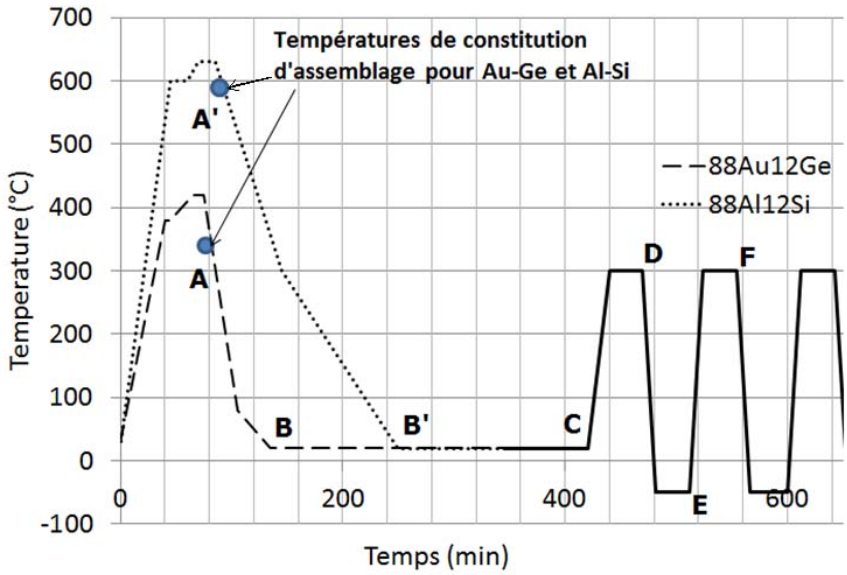


Figure 121 : Profils de température appliqués à l'assemblage pendant la mise en œuvre et le cyclage thermique entre -50°C et +300°C dans les cas des différents types de jonction.

Le maillage du modèle éléments finis de l'assemblage est présenté sur la Figure 122. Il est de type structuré, et est constitué d'éléments de déformation plane, quadrilatère bilinéaire à 4 nœuds à intégration pleine.

Pour les conditions aux limites, nous avons considéré un axe de symétrie Oy , la translation suivant y étant bloquée en un point de l'axe. L'assemblage est donc défini libre de se déformer au cours de la sollicitation thermique appliquée. Dans un autre contexte de mise en œuvre, le substrat métallisé pourrait être fixé sur une semelle, elle-même solidaire d'un radiateur.

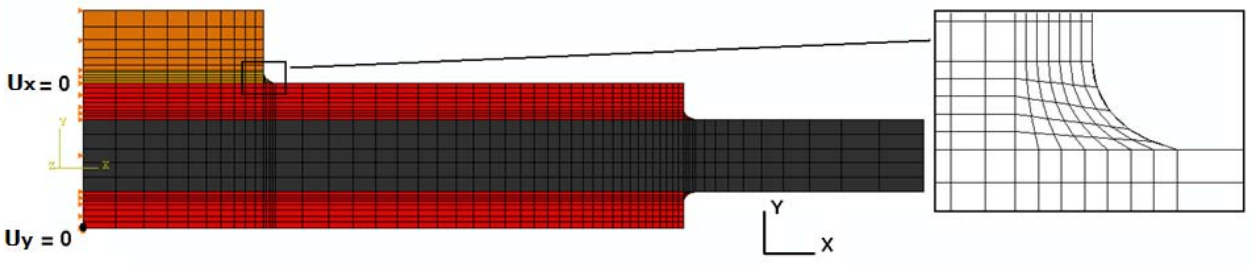


Figure 122 : Maillage de la structure de l'assemblage et conditions aux limites.

1.2 Évaluation des niveaux de contrainte et de déformation dans l'assemblage

L'état thermomécanique des alliages de brasure est évalué à l'issu de l'étape d'élaboration et pendant le chargement thermique cyclique.

1.2.1 État de l'assemblage à l'issu de la phase d'élaboration

1.2.1.1 Variation globale de la contrainte au sein des assemblages

La Figure 123 présente à la fin de l'étape d'élaboration (Point C sur la Figure 121), les valeurs de la contrainte équivalente de Von Mises pour chaque type d'assemblage élémentaire. Dans tous les cas, l'assemblage présente un niveau de contrainte élevé suite à l'étape d'élaboration. Les profils de contrainte sont très proches, les maximums étant situés dans le composant diamant qui est l'élément le plus rigide de l'assemblage. Pour le cas d'un assemblage avec brasure *AlSi*, le diamant voit une valeur de la contrainte de l'ordre de 1124 MPa. Au sein de la céramique, la contrainte est très élevée dépassant 500 MPa, pour une contrainte à rupture du Si_3N_4 de l'ordre de 930 MPa. Pour le cas d'un assemblage *AuGe,* les contraintes dans le diamant et la céramique chutent respectivement à 600 MPa et 375MPa.

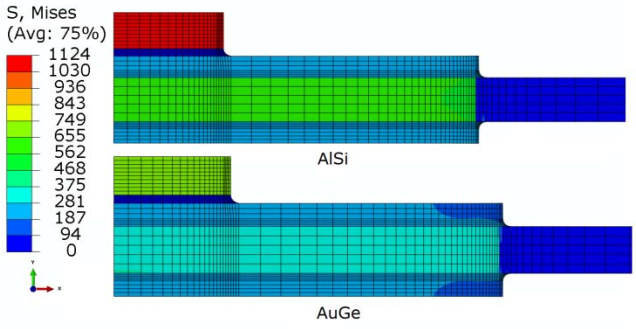


Figure 123 : Cartographie de la répartition de la contrainte équivalente de Von Mises (MPa) dans l'assemblage élémentaire pour les deux types d'alliages, (a) AuGe, (b) AlSi, consécutivement au cycle d'élaboration.

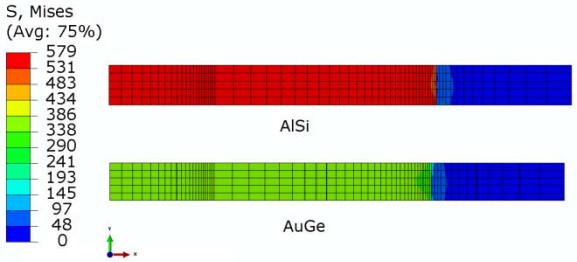


Figure 124:Cartographie de la répartition de la contrainte équivalente de Von Mises (MPa) dans la céramique pour les deux types d'alliages AuGe et AlSi consécutivement au cycle d'élaboration.

1.2.1.2 Comportement des alliages de brasure

A la fin du cycle d'élaboration, les profils de la contrainte équivalente de Von Mises en fonction de la déformation de cisaillement dans les brasures sont tracés (Figure 125). Nous observons une différence importante suivant l'alliage mis en œuvre. Pour l'alliage *AuGe*, la contrainte est maximale à l'interface proche du diamant, et est de l'ordre de 70 MPa. Pour le cas d'un assemblage avec l'alliage *AlSi*, la contrainte est plus élevée dans le raccord et a une valeur de 35 MPa.

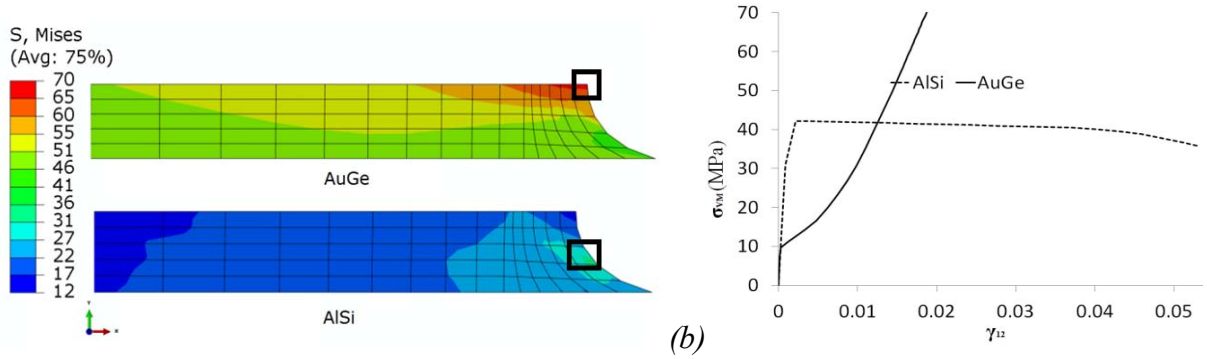


Figure 125 : Cartographie de la contrainte équivalente de Von Mises (MPa) dans les brasures à la fin de l'étape de l'élaboration, (a) cartographie des contraintes, (b) profil de la contrainte en fonction de la déformation de cisaillement.

En raison de son écrouissage purement isotrope, l'alliage *AlSi* induit moins de contraintes résiduelles que l'alliage *AuGe*. La contrainte au sein de ce dernier augmente continuellement jusqu'à la fin de l'élaboration.

1.2.2 État de l'assemblage pendant et après Chargement thermique

1.2.2.1 Variation globale de la contrainte au sein des assemblages

Les assemblages sont observés pendant le premier cycle du chargement thermique (Figure 126), en fin de la phase de refroidissement, puis en fin de la phase de chauffage (respectivement les points E et F de la Figure 121). Le composant diamant est parmi les éléments de l'assemblage les plus sollicités, surtout pour la jonction à base d'*AlSi*. La contrainte équivalente de Von Mises dans le diamant atteint 1260 MPa durant le maintien à -50°C.

Le substrat céramique est le plus fortement sollicité à cette basse température (point E sur la Figure 121). La valeur de la contrainte est dans ce cas de l'ordre de 420 MPa pour l'assemblage réalisé avec *AuGe* et de 630 MPa pour celui réalisé avec *AlSi*.

A haute température (point F sur la Figure 121), les contraintes équivalentes de Von Mises au sein de l'assemblage se relaxent. Pour le cas de l'assemblage avec *AlSi* la contrainte est néanmoins toujours maximale dans le diamant et a une valeur de 555 MPa. Pour le cas d'un assemblage avec un alliage *AuGe*, le pic de contrainte le plus élevé est situé dans les métallisations cuivre et prend la valeur de 222 MPa.

La géométrie est identique pour les deux types d'assemblage et donc le comportement de la brasure est un facteur important dans la variation de la contrainte au sein des éléments assemblés. En raison des importantes différences entre les CTE des alliages mis en jeu (12.10^{-6} ppm/K pour *AuGe* et 29.10^{-6} ppm/K pour *AlSi*), les contraintes exercées sur le diamant et les métallisations ne sont pas les mêmes pour les deux types d'assemblages. En effet, en

analysant la répartition des contraintes, nous remarquons que dans la phase de refroidissement (point E sur la Figure 121), les dilatations thermiques des éléments des assemblages n'ont pas de conséquences aussi fortes que dans le cas d'un chauffage. Les variations de température ne sont pas aussi importantes et les niveaux de contraintes restent élevés dans le diamant.

En phase de chauffage (point F sur la Figure 121), et pour le cas d'un assemblage *AuGe*, le CTE de l'alliage est plus proche de celui du diamant que de celui du cuivre, les contraintes sont plus sévères dans les métallisations et prennent des valeurs importantes. Pour un assemblage utilisant l'*AlSi*, le CTE de ce dernier est bien plus important que celui du diamant, mais proche de celui du cuivre. Dans ce cas, les contraintes exercées sur le diamant sont les plus importantes en phase de chauffage.

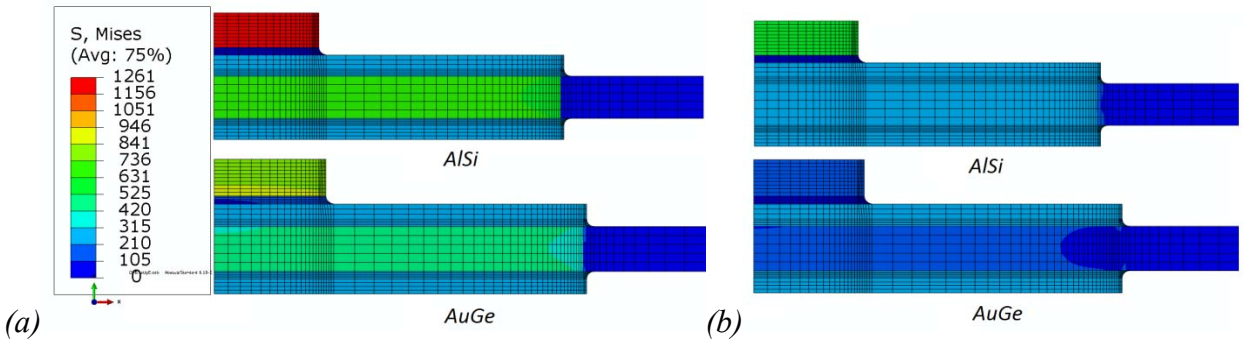


Figure 126 : Cartographie de la contrainte équivalente de Von Mises (MPa) dans l'assemblage, (a) pendant le refroidissement, (b) pendant le chauffage.

1.2.2.2 Comportement des alliages de brasure

Pour le comportement des alliages de brasure, plusieurs remarques importantes peuvent être faites à partir de l'examen de la Figure 127. L'alliage *AuGe* est le plus sollicité que l'on soit à haute ou à basse température. La valeur de contrainte équivalente de Von Mises pour cet alliage est maximale à l'interface avec l'élément le plus rigide de l'assemblage, le diamant. Pour un cycle chauffage-refroidissement, cette contrainte varie entre 83 MPa à basse température et 36 MPa à haute température. Pour l'*AlSi*, la contrainte varie entre 21 MPa et 31 MPa ce qui reste faible comparativement aux valeurs vues pour l'*AuGe*.

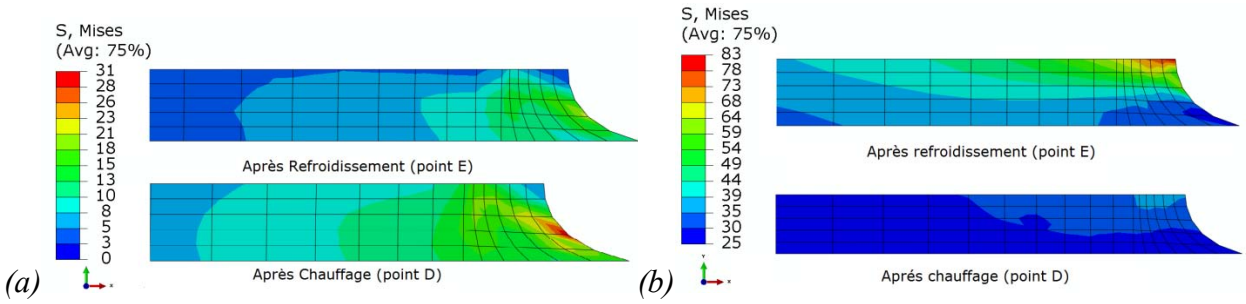


Figure 127 : Cartographie de la contrainte équivalente de Von Mises (MPa) dans les brasures à basse température et haute température, (a) AlSi, (b) AuGe .

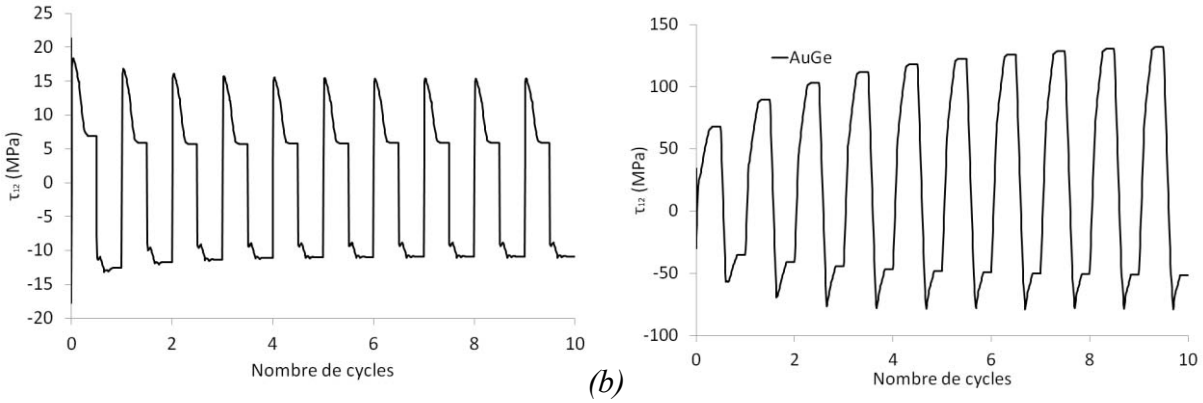


Figure 128 : Profil de la contrainte de cisaillement (MPa) dans les brasures, (a) AlSi, (b) AuGe.

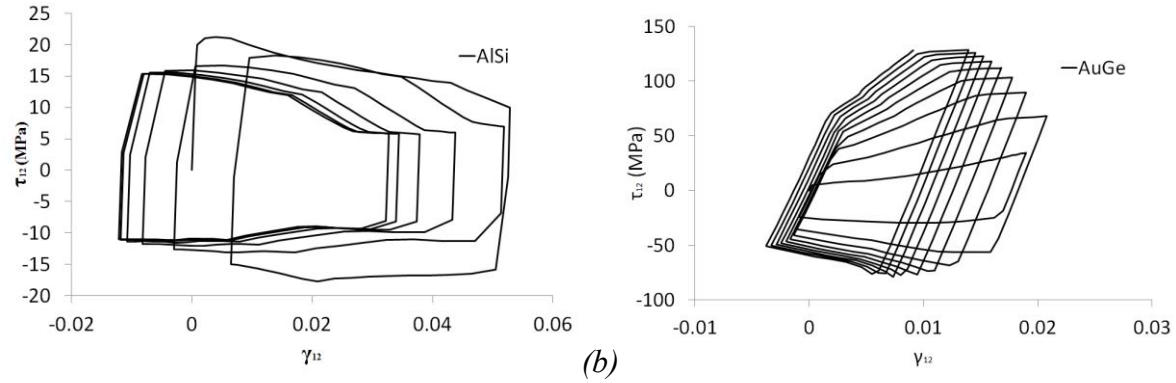


Figure 129 : Évolution de la contrainte de cisaillement (MPa) en fonction de la déformation de cisaillement pour les deux types d'alliage, (a) AlSi, (b) AuGe.

Les figures suivantes, Figure 128 et Figure 129, présentent l'évolution de la contrainte de cisaillement au sein des alliages *AlSi* et *AuGe,* respectivement en fonction du temps et de la déformation de cisaillement. En raison du caractère durcissant de l'*AuGe*, la contrainte de cisaillement augmente au voisinage de l'interface entre la brasure et le diamant et atteint au bout de 10 cycles une valeur maximale de 125 MPa. Cette valeur de contrainte ainsi que la densité d'énergie de déformation (surface d'un cycle sur le diagramme contrainte déformation) tendent à se stabiliser aux environs de 10 cycles. Contrairement à l'alliage *AuGe*, la densité d'énergie de déformation de l'alliage *AlSi* se stabilise dès le premier cycle de chargement ; la contrainte de cisaillement se stabilise au bout du 8 cycles à une valeur maximale de 15 MPa. Les déformations de cisaillement continuent toujours de décroître pour les deux alliages et deviennent quasi-constantes à la fin du cyclage passif (0,014 pour *AuGe* et 0,034 pour *AlSi*).

Pour ce qui concerne la dégradation à l'issu du chargement cyclique thermique, la fraction volumique de pores augmente rapidement au cours du premier cycle pour les deux alliages. Elle semble atteindre un seuil de saturation de $5{,}8.10^{-3}$ pour l'alliage *AlSi* tandis qu'elle continue à progresser lentement pour l'*AuGe* pour atteindre une valeur de $7{,}1.10^{-3}$ au bout de 10 cycles. Dans tous les cas, l'endommagement maximal se concentre dans la brasure du côté du composant diamant entraînant un plus fort risque de rupture au sein de l'alliage au voisinage de cette zone. Sur la Figure 130 est présentée l'évolution de l'endommagement dans les brasures.

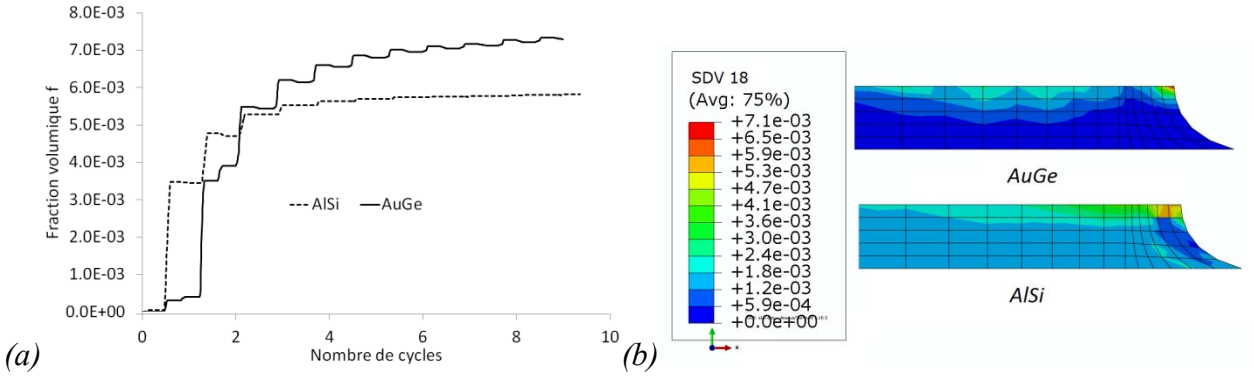


Figure 130 : Profil de l'endommagement dans les deux alliages de brasure, (a) évolution de f en fonction du temps de chargement, (b) cartographie de l'endommagement à la fin du chargement.

1.2.2.3 Comportement de la céramique

Le profil des contraintes dans le substrat céramique est présenté sur la Figure 131. La valeur de contrainte est très élevée tant au milieu de la céramique qu'en son bord. Lorsqu'il y a refroidissement et maintien à basse température, la contrainte est maximale au bord, à l'interface entre la métallisation cuivre et la céramique (zone B). Par contre, si la température augmente, les contraintes maximales migrent vers le centre de la céramique (zone A). Les différents cas de figures sont illustrés sur la Figure 131. Au centre de la céramique, la contrainte est principalement une contrainte de traction qui augmente avec la flèche de l'assemblage. Cette contrainte dépasse largement la limite à la rupture de l'*AlN* qui est de l'ordre de 360 MPa et ce même à la fin du premier cycle de chargement pour atteindre 615 MPa (Figure 131(b)). La forte contrainte dans la céramique à la fin de l'étape d'élaboration est due à la différence des CTE entre la céramique Si_3N_4 et le cuivre. En raison de cette différence, il se produit en phase de refroidissement une contrainte de cisaillement importante à l'interface entre la métallisation et la céramique qui est à l'origine de la flexion de cette dernière.

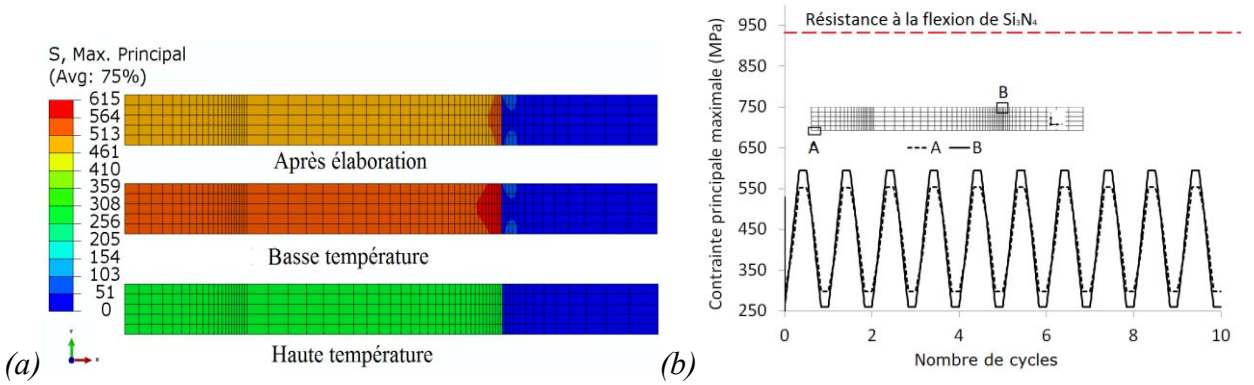


Figure 131 : Évolution de la contrainte principale maximale dans la céramique (MPa), (a) cartographie de la contrainte pour toutes les étapes de chargement, (b) profil de la contrainte dans les deux zones A et B les plus sollicitées de la céramique.

1.3 Conclusion

Les valeurs de contrainte sont maximales dans le diamant durant la phase d'élaboration et de cyclage passif en raison de sa forte rigidité. Les deux alliages sont très sollicités à l'interface avec le diamant. Les valeurs de contraintes de cisaillement maximales atteintes montrent que l'*AuGe* est l'alliage de brasure le plus contraint. Cet alliage tend à durcir pendant le cyclage

thermique contrairement à l'*AlSi* qui s'adoucit avec un comportement très proche de celui de l'aluminium. D'un autre côté, les valeurs d'endommagement pour les deux alliages évoluent rapidement pendant la phase d'élaboration et durant le premier cycle du chargement thermique cyclique même si ces valeurs restent très faibles et tendent à se stabiliser à la fin des 10 cycles. A la vue des résultats extraits pour les deux alliages, il est clair que la contrainte et l'endommagement générés dans l'alliage *AuGe* sont les plus importants. Des deux alliages, l'*AlSi* paraît le choix le plus adapté pour l'élaboration du véhicule test du point de vue mécanique, et ce malgré les températures d'élaboration élevées. Dans le paragraphe suivant, nous avons choisi cet alliage pour la description du comportement thermomécanique 3D du véhicule test.

2 Simulation 3D d'un véhicule test

Un véhicule test est modélisé en 3D avec le code éléments finis Abaqus®. L'assemblage correspond à une structure Sandwich pour laquelle la puce est montée entre deux substrats métallisés. La liaison entre la puce et les substrats DBC est réalisée par des brasures et comprend un élément intercalaire en cuivre ou molybdène. Le rôle de l'intercalaire est d'assurer une distance minimale entre les deux métallisations pour augmenter les tensions de claquage et maximiser la densité de courant véhiculée. Les couches de brasure utilisées dans la liaison sont obtenues à partir de préformes d'épaisseur 0,1 mm. Quatre « bumps » ou inserts cylindriques en cuivre ou molybdène sont utilisés pour renforcer la tenue mécanique de l'assemblage. Les inserts de type cylindre couché ont un diamètre de 1,5 mm et une longueur de 3 mm. La liaison avec les métallisations se fait par l'intermédiaire du même alliage de brasure que celui utilisé pour la puce. Les dimensions de l'insert sont présentées sur la Figure 132. La structure finale est illustrée par la Figure 133.

Nous observons que l'assemblage possède un plan de symétrie qui sera utilisé afin de réduire la taille du modèle. Ce plan de symétrie permet de plus, d'assurer au système le même type de conditions aux limites que celles décrites pour l'assemblage test présenté en première partie de chapitre. Les mêmes profils de température de cyclage passif adoptés dans le cas de l'assemblage élémentaire 2D sont appliqués.

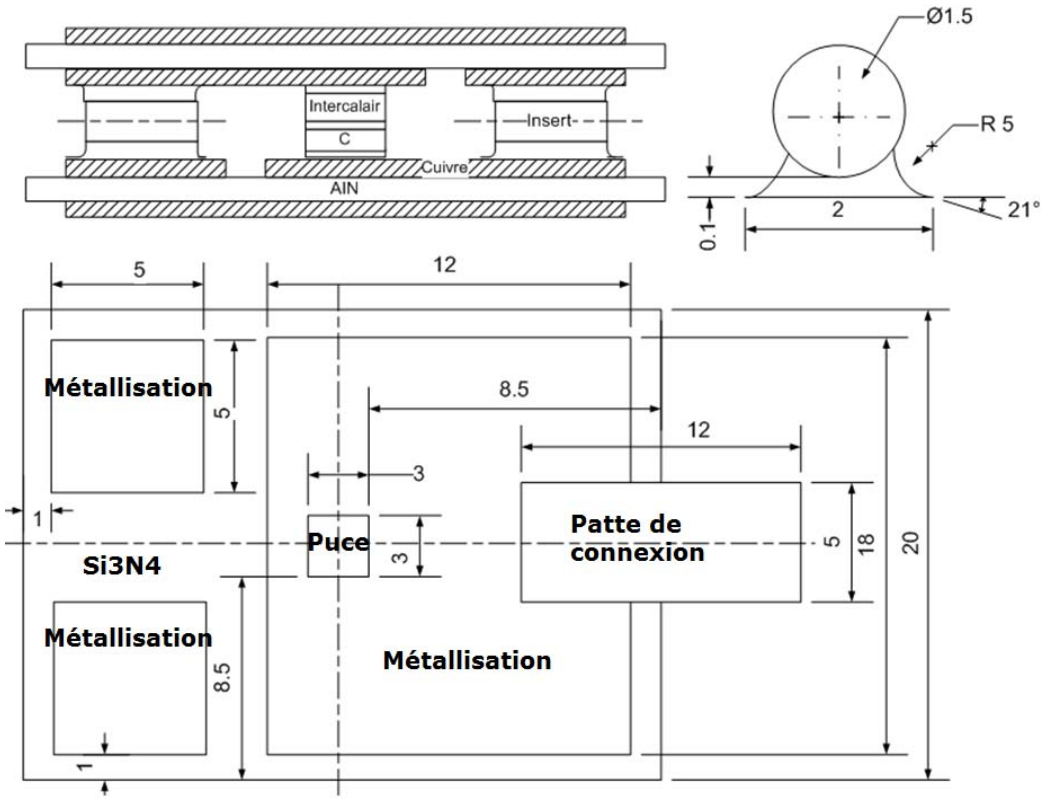


Figure 132 : Schéma et mise en plan du véhicule test 3D.

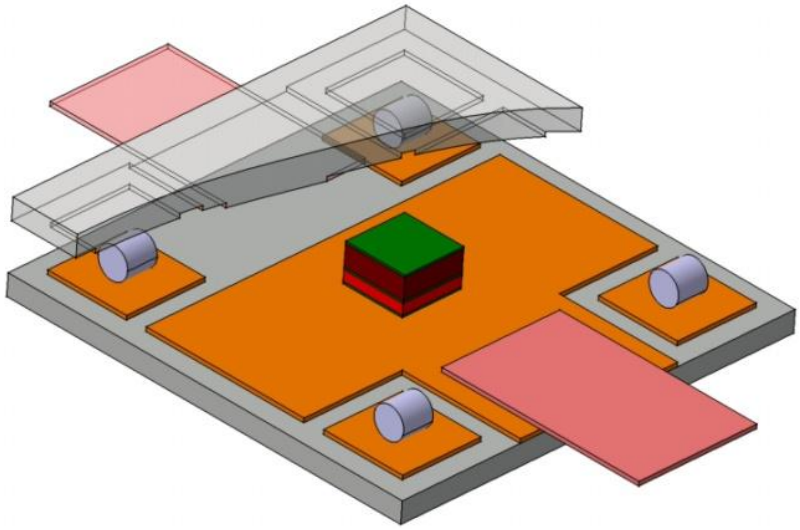


Figure 133 : Vue en perspective du véhicule test complet pour les calculs numériques par éléments finis, la plaque supérieur est partiellement enlevée.

Pour faciliter de construction du modèle, nous avons choisi de ne pas « merger » l'ensemble des pièces présentes. Seulement certaines parties de la géométrie seront associées et présenteront donc une continuité du maillage. C'est le cas notamment des groupes suivants :

- la céramique, les métallisations inférieures et la couche de brasure en contact avec la puce ou l'intercalaire,
- l'intercalaire, la puce et la couche de brasure intermédiaire,
- l'insert et les brasures inférieures et supérieures associées.

Au final, trois groupes d'éléments sont obtenus et assemblés au moyen du couplage des degrés de libertés.

Dans la suite du chapitre, nous définirons la couche de brasure entre le substrat métallisé et la puce diamant comme la couche $BR_{Metal/C}$, celle entre le substrat métallisé et l'intercalaire comme la couche $BR_{Metal/Metal}$, celle entre la puce et l'intercalaire comme la couche $BR_{P/I}$, et finalement, la brasure servant à assembler les inserts est notée $BR_{Insert.}$ Le maillage de la structure visible sur la Figure 134 est construit par balayage de section avec des hexaèdres, briques linéaires à 8 nœuds à intégration pleine. Une seule partie fait exception, c'est la céramique qui est maillée à partir d'éléments tétraédriques C3D4.

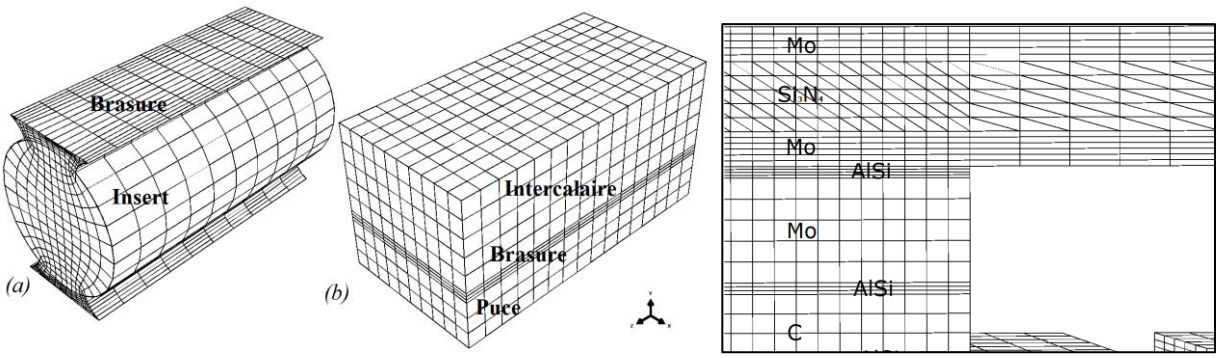


Figure 134 : Maillage des différentes sous parties de la structure (a) bump mécanique, (b) jonction puce, (c) substrat métallisé supérieur.

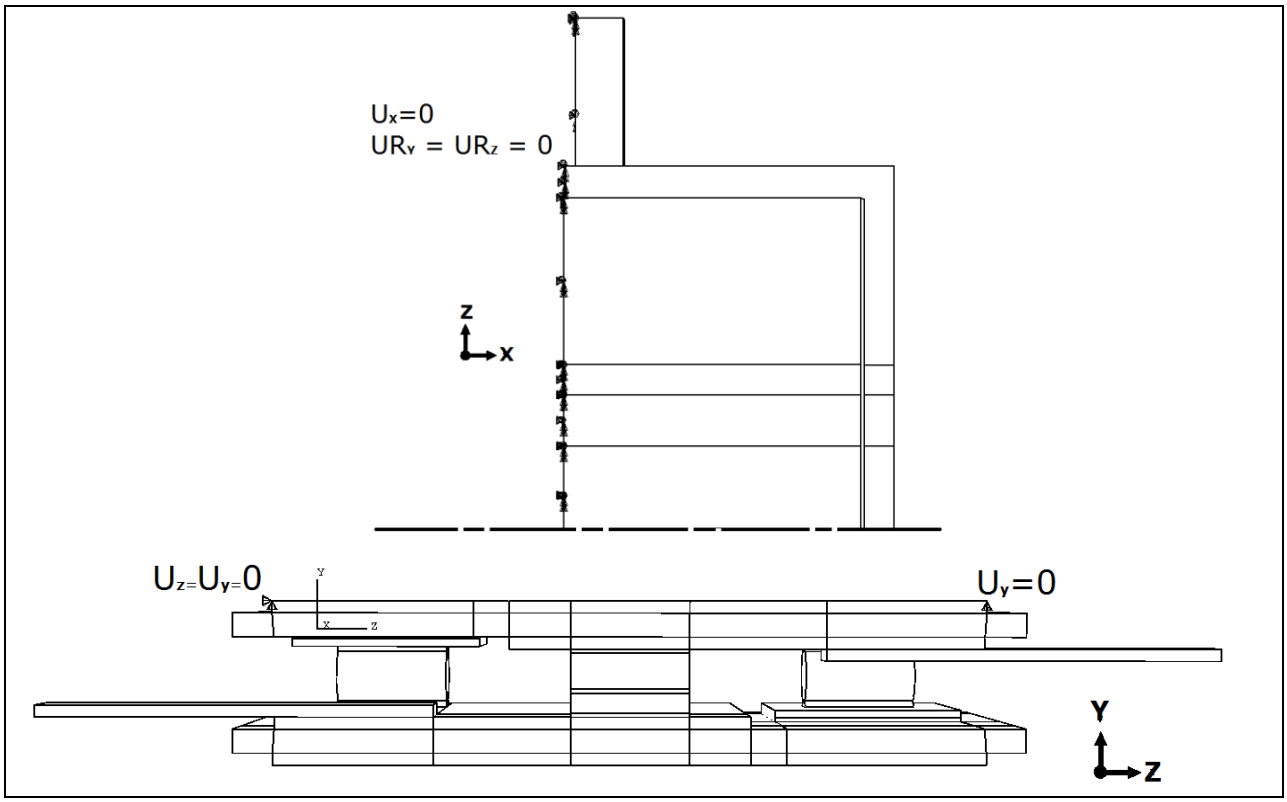


Figure 135 : Conditions aux limites appliquées à la structure.

Dans cette étude, trois calculs sont effectués. Tout d'abord, pour le premier cas, les métallisations, les inserts et l'intercalaire sont en cuivre. Cet assemblage est noté assemblage A1. Pour le second calcul, le cuivre des inserts et de l'intercalaire est remplacé par du molybdène, matériau à comportement purement élastique dans nos calculs. L'assemblage correspondant est noté A2. Enfin pour le troisième calcul, tout le cuivre de l'assemblage A1 est remplacé par du molybdène. Ces calculs serviront à évaluer et comparer trois versions d'assemblage, après élaboration des jonctions et application d'une séquence de cyclage thermique identique à celle définie précédemment.

2.1 Analyse des assemblages suite à la phase d'élaboration

Dans cette partie, nous nous intéressons à la réponse en contrainte des différents éléments pour les trois versions d'assemblages. L'endommagement des brasures sera étudié au point suivant en même temps que celui résultant de l'application du chargement cyclique.

2.1.1 Cas de l'assemblage A1 (insert et intercalaire cuivre – métallisation cuivre)

A l'issu de l'étape d'élaboration, l'assemblage A1 présente un niveau de contraintes élevé dans la céramique et la métallisation cuivre. La Figure 136(b) montre que le diamant est parmi les éléments les moins sollicités de l'assemblage bien que sa rigidité soit élevée. Une contrainte équivalente de Von Mises de 114 MPa est présente dans ce dernier à la fin de l'étape d'élaboration. Cette contrainte est bien inférieure à celle de la métallisation en cuivre (294 MPa) qui est homogène sur la surface (Figure 136(e)). La disposition géométrique du véhicule test a une influence sur les valeurs de contrainte dans le diamant. En effet, la structure « sandwich » permet d'améliorer l'équilibre des contraintes dans l'assemblage, de part et d'autre de la puce, et de réduire les déformations dans le diamant grâce à une combinaison de matériaux avec des propriétés thermo-élastiques proches.

La céramique est le siège de la plus forte contrainte évaluée dans l'assemblage. La contrainte équivalente de Von Mises est maximale dans la zone périphérique en bordure de la métallisation de cuivre. Sa valeur dépasse 543 MPa (Figure 136(c)).

Du côté du substrat inférieur, la couche de brasure intercalée entre la puce en diamant et la métallisation en cuivre ($BR_{Metal/C}$) est peu sollicitée comparativement aux éléments précédemment cités. Cette couche présente une contrainte maximale de l'ordre de 34 MPa. Bornée par la métallisation de cuivre elle subit l'influence forte des phénomènes d'écrouissage.

La contrainte dans la couche de brasure $BR_{Metal/Metal,}$ intercalée entre le substrat supérieur et l'intercalaire en cuivre est la plus élevée et vaut 39 MPa. En effet, lorsque le cuivre est présent de part et d'autre de la couche de brasure, l'effet de la différence de CTE s'avère important. La nature des matériaux jouxtant la brasure joue un rôle essentiel sur les niveaux de contrainte exercés sur celle-ci. Cependant, l'épaisseur de l'intercalaire en cuivre est aussi un facteur de premier ordre qui est responsable de la variation de la contrainte au sein de l'alliage voisin. En effet, vue l'épaisseur plus importante de l'intercalaire en cuivre par rapport à celle de la métallisation, la brasure séparant la puce et l'intercalaire subit moins de contrainte. On observe une valeur de 38 MPa.

Finalement, la brasure des inserts qui assurent la rigidité mécanique de la structure, subit des niveaux de contrainte élevés (40 MPa), valeur située au milieu de la surface de contact avec les inserts (Figure 136(d)).

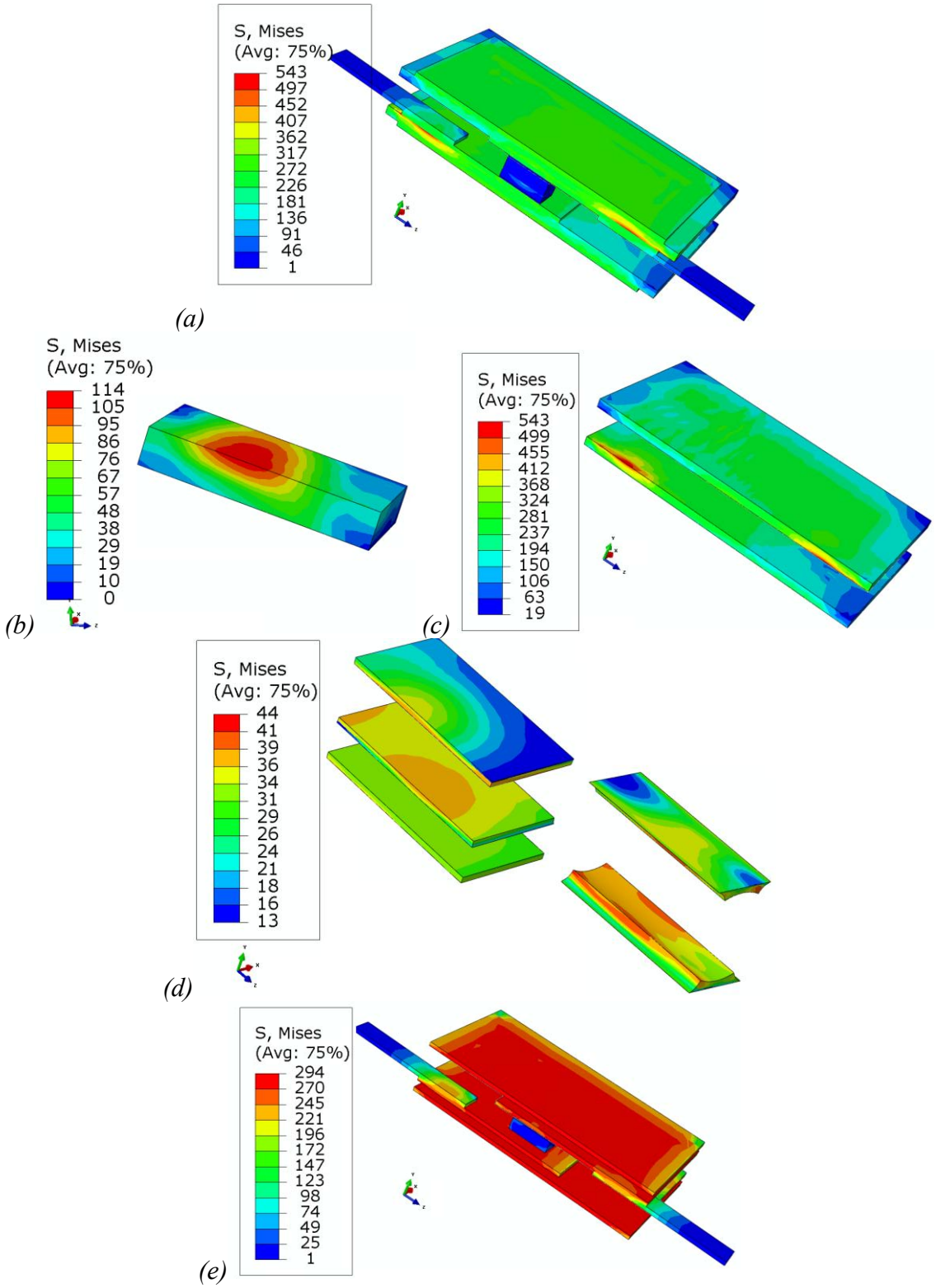


Figure 136 : Distribution de la contrainte équivalente de Von Mises (MPa) dans l'assemblage A1 après l'étape d'élaboration, (a) véhicule test complet, (b) puce diamant, (c) céramique, (d) brasures de l'assemblage, (e) métallisations supérieure et inférieure.

2.1.2 Cas d'un assemblage A2 (insert et intercalaire molybdène – métallisation cuivre)

Ici, le cuivre des inserts et de l'intercalaire est remplacé par du molybdène. Ce matériau possède un module d'Young de 329 GPa se rapprochant de celui du Si_3N_4 et un CTE faible d'une valeur de 4.10^{-6} ppm/K, proche de celui des autres éléments environnant. La substitution du cuivre par du molybdène permet donc de réduire les effets dus à la différence des CTE entre les matériaux du véhicule test.

Néanmoins, la distribution des contraintes équivalentes de Von Mises après la phase d'élaboration de l'assemblage, montre peu de différence par rapport aux valeurs relevées pour la configuration A1. La valeur maximale de la contrainte équivalente de Von Mises reste proche de 533 MPa est localisée dans la céramique (Figure 137(a)). Pour la puce diamant, la contrainte maximale est de l'ordre de 63 MPa (Figure 137(b)). Dans les métallisations cuivre, nous observons toujours le même ordre de grandeur aux environs de 300 MPa (Figure 137(e)).

Les contraintes dans les brasures gardent globalement les mêmes valeurs que celles de l'assemblage A1. La distribution de la contrainte équivalente de Von Mises dans les brasures inserts devient moins homogène (Figure 137(d)). L'analyse des valeurs de la contrainte principale maximale au sein des brasures (Figure 138), montre en périphérie une contrainte de traction élevée et au centre une contrainte de compression mais de valeur moindre. La contrainte de traction atteint une valeur non négligeable de 92 MPa. Celle de compression est loin d'être nulle, elle vaut -13 MPa. Ces valeurs sont élevées en raison du cisaillement des inserts sollicités par les substrats métallisés supérieur et inférieur.

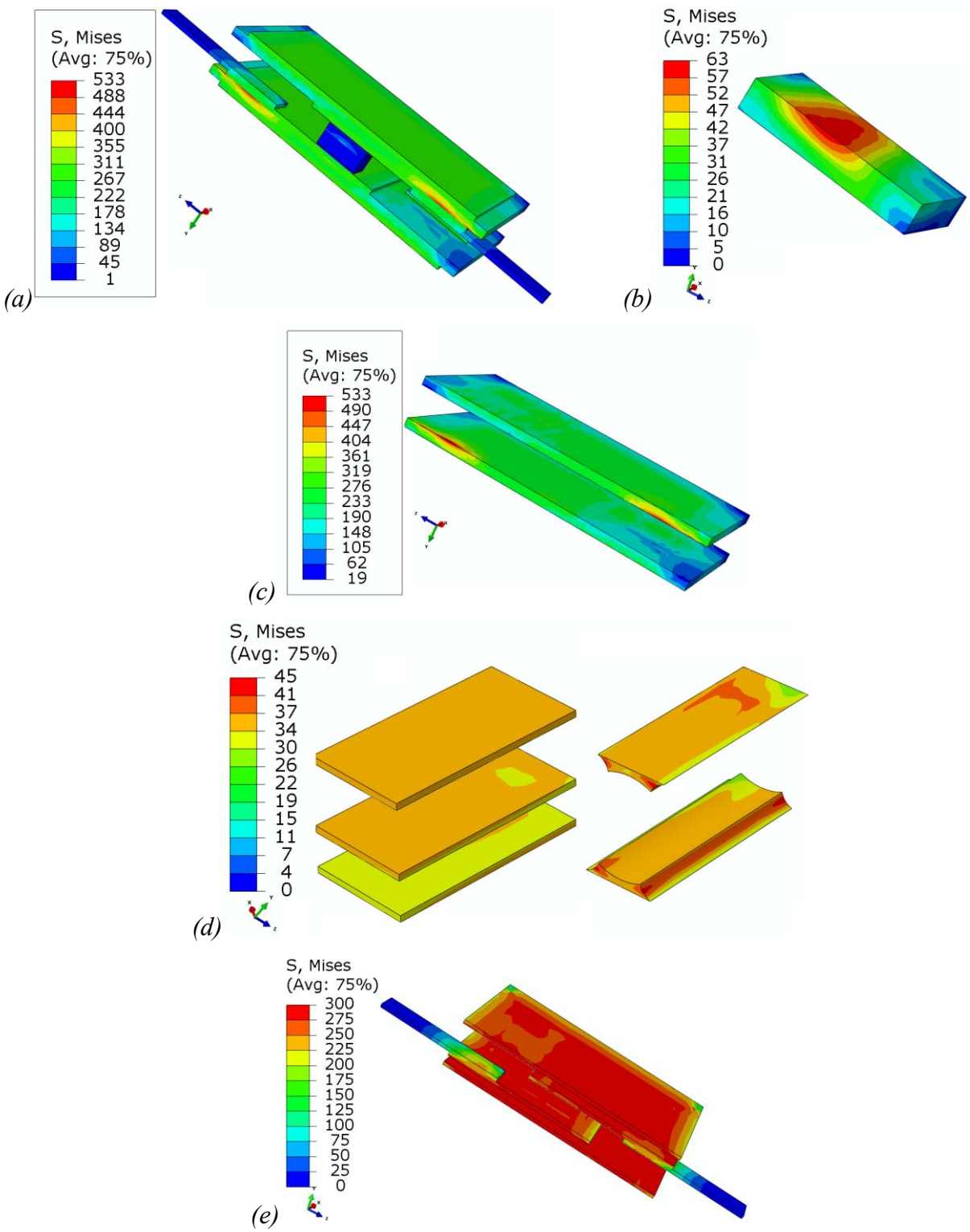


Figure 137 : Distribution de la contrainte équivalente de Von Mises (MPa) dans l'assemblage A2 après l'étape d'élaboration, (a) véhicule test complet, (b) puce diamant, (c) céramique, (d) brasures de l'assemblage, (e) métallisations supérieure et inférieure.

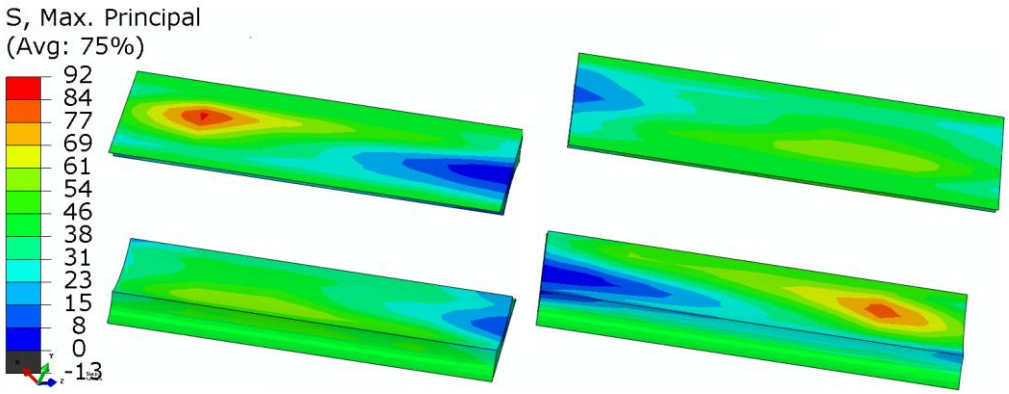


Figure 138 : Présentation de la contrainte principale maximale (MPa) dans les brasures des inserts dans le cas de l'assemblage A2.

2.1.3 Cas de l'assemblage A3 (insert et intercalaire molybdène – métallisation molybdène)

Le remplacement de tous les éléments de cuivre du véhicule test par du molybdène a fait décroitre de moitié la contrainte maximale au sein de l'assemblage par rapport à la configuration A1. Cependant, elle est toujours aussi élevée, dépassant les 361 MPa dans les métallisations molybdène (Figure 139(e)).

Pour cette configuration, la contrainte dans le diamant ne dépasse pas 51 MPa au centre de la puce (Figure 139(b)). La contrainte dans la céramique a chuté de plus de la moitié grâce aux propriétés du molybdène très proches de celle du Si_3N_4. Elle est désormais de 221 MPa (Figure 139(c)).

Des valeurs identiques de contrainte maximale ont été trouvées dans les brasures des inserts mécaniques. Ces valeurs ne dépassent pas 43 MPa (Figure 139(d)). Des valeurs moins élevées du maximum de la contrainte équivalente de Von Mises sont obtenues pour les brasures du véhicule test. Une variation importante de la contrainte est observée dans la brasure $BR_{Metal/Metal}$ par rapport à la valeur trouvée pour l'assemblage A1. Elle est ici, seulement de 35 MPa au lieu de 52 MPa. Bien que le molybdène soit très rigide, son faible CTE, nettement inférieur à celui du cuivre (24.10^{-6} ppm/K), lui permet de se dilater peu, et de réduire les contraintes exercées par celui-ci sur la brasure.

Un tableau récapitulatif permet la comparaison entre les valeurs maximales de la contrainte équivalente de Von Mises pour chaque élément ainsi que pour chacun des trois assemblages (Tableau 24). Ce tableau montre que les valeurs de contraintes sont importantes dans le diamant et la céramique lorsque le cuivre est utilisé, tant pour les inserts que les métallisations. La différence important entre le CTE du cuivre et celui des matériaux de l'assemblage est un handicap qui induit un accroissement des niveaux de contrainte au sein de l'assemblage.

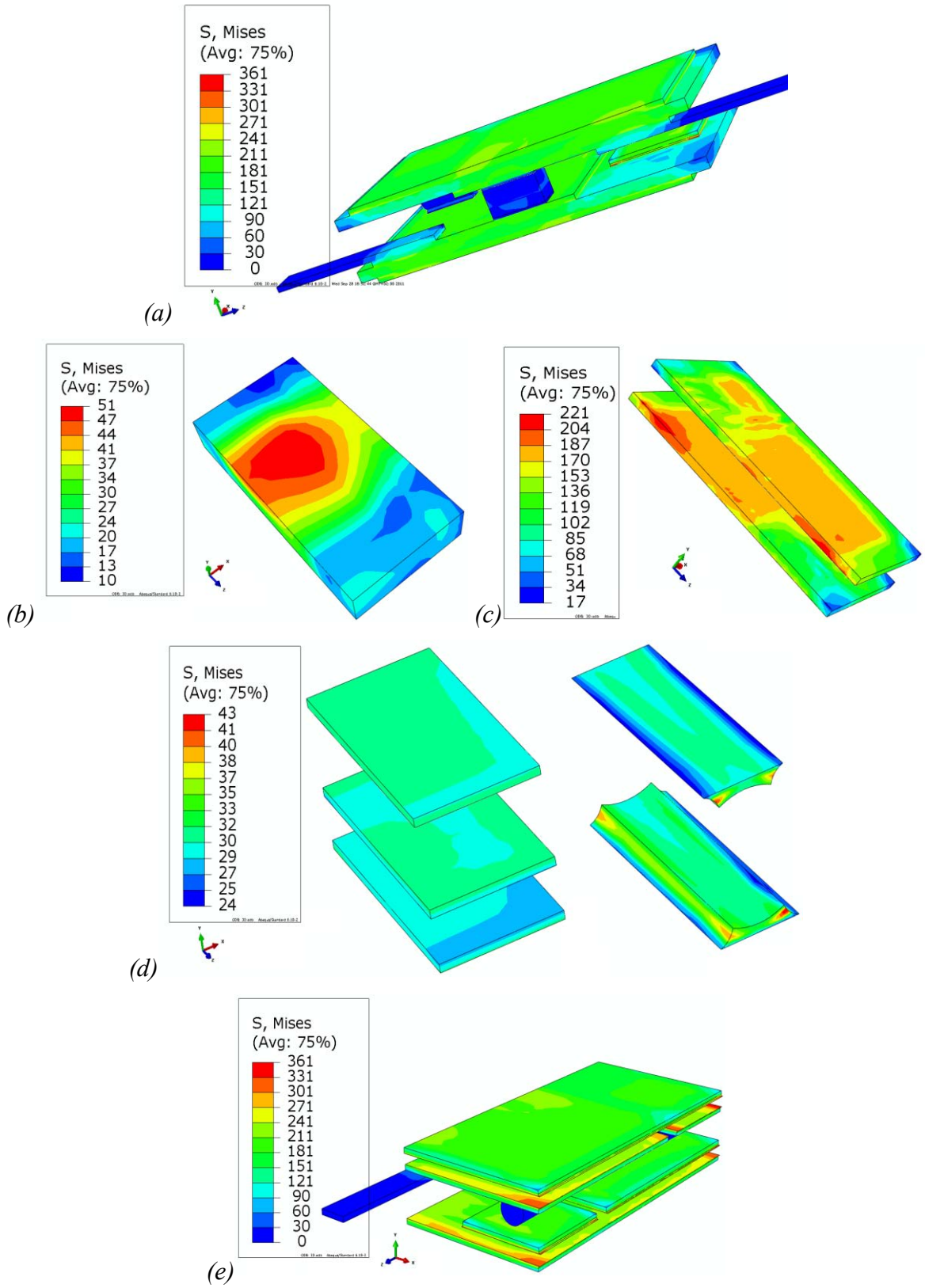


Figure 139: Distribution de la contrainte équivalente de Von Mises (MPa) dans l'assemblage A3 après l'étape d'élaboration, (a) véhicule test complet, (b) puce diamant, (c) céramique, (d) brasures de l'assemblage, (e) métallisations supérieure et inférieure.

	Contrainte équivalente de Von Mises (MPa)							
	Métallisations	***C***	***$BR_{P/I}$***	***$BR_{Metal/C}$***	***BR_{Insert}***	***$BR_{Metal/Metal}$***	***Intercalaire***	***Si_3N_4***
A1	*294*	*114*	*38*	*34*	*40*	*39*	*38*	*543*
A2	*300*	*63*	*34*	*33*	*45*	*34*	*44*	*533*
A3	*361*	*51*	*34*	*35*	*43*	*34*	*35*	*221*

Tableau 24 : Valeurs maximales de la contrainte équivalente de Von Mises atteintes dans les éléments des différents assemblages, aprés la phase d'élaboration.

Le fait de remplacer seulement le cuivre des inserts et de l'intercalaire par du molybdène n'a pas fait varier de façon exceptionnelle la distribution de la contrainte dans le système ; seule la contrainte dans le diamant baisse.

Enfin, remplacer tout le cuivre du véhicule test par le molybdène, métallisations comprises, a permis de réduire les niveaux de contraintes à la fois dans le diamant et dans la céramique. La réduction des contraintes a pour origine la faible différence de CTE entre le molybdène et la céramique. Les contraintes dans les brasures n'ont pas varié.

Dans la suite, nous nous intéresserons à l'assemblage A3, assemblage pour lequel les niveaux de contrainte sont les plus faibles.

2.2 Analyse du comportement de l'assemblage au cyclage thermique

Nous avons ici conservé le même profil de cyclage thermique que pour les calculs sur l'assemblage 2D. Les valeurs de la contrainte varient sensiblement pour l'ensemble des éléments du module au cours du cyclage thermique imposé entre -50°C et +300°C. Ces contraintes ne sont pas les mêmes pour la phase de refroidissement à -50°C que pour la phase de chauffage à 300°C.

La puce est observée à la fin des étapes de maintien à haute et basse températures (Figure 140(a-b)). A la fin du cyclage, les contraintes varient entre 18 MPa en refroidissement et 46 MPa en chauffage. La contrainte est maximale au centre de la puce.

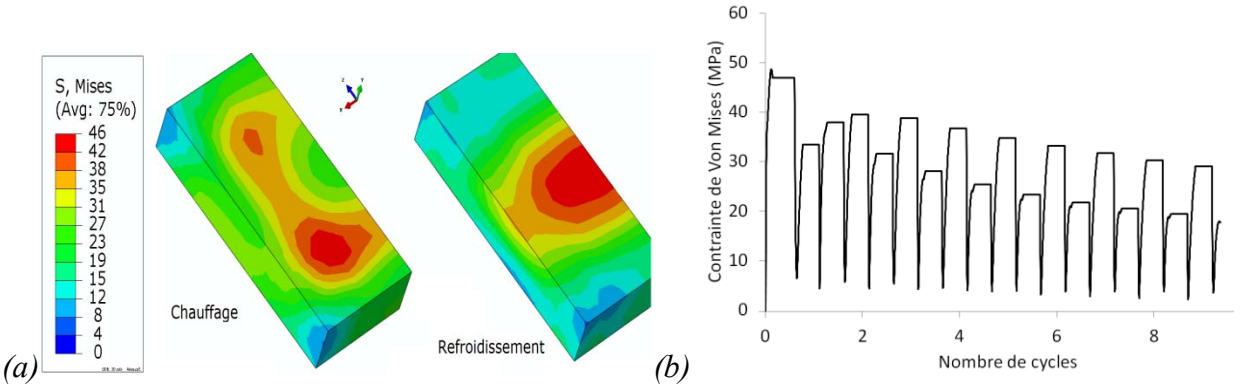
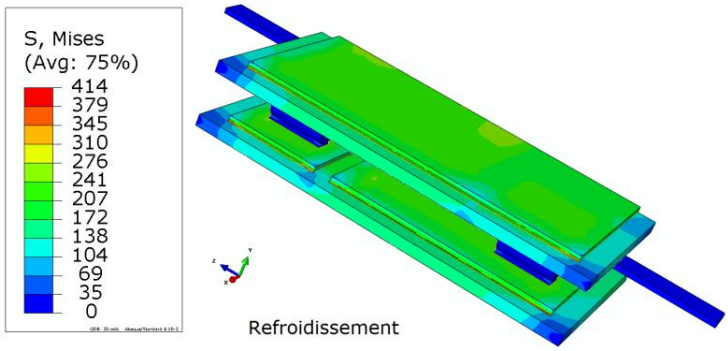


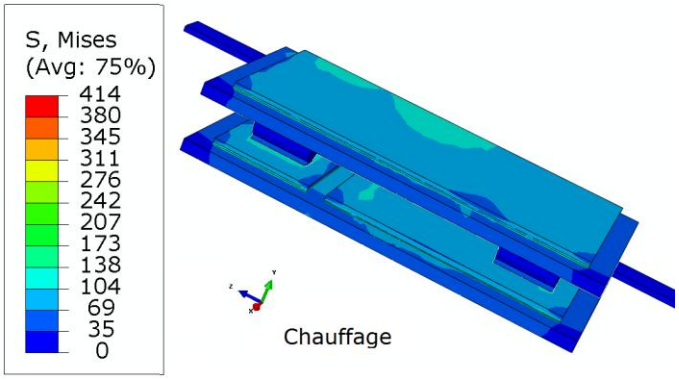
Figure 140 : Variation de la contrainte (MPa) dans le puce diamant pendant le cyclage thermique, (a) après maintiens à haute et basse température, (b) profil de la contrainte durant le cyclage thermique dans l'élément le plus sollicité.

Les métallisations molybdène sont les zones les plus sollicitées. La contrainte est maximale en bordure de métallisation, à l'interface avec la céramique, aussi bien à haute qu'à basse températures (Figure 141(a)). La variation de la contrainte dans un élément représentatif

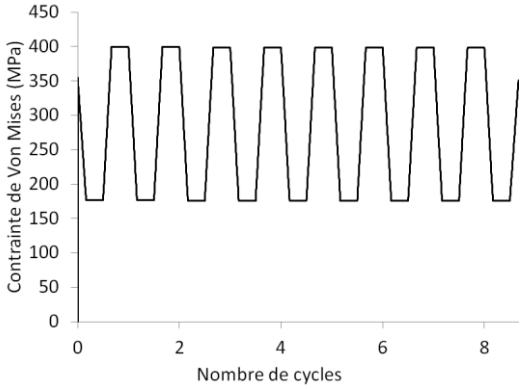
permet de distinguer un profil variant entre 196 MPa et 414 MPa, stable durant les 10 premiers cycles de chargement (Figure 141(b)).



(a)



(b)



(c)

Figure 141 : Variation de la contrainte équivalente de Von Mises (MPa) dans les métallisations pendant le cyclage thermique, (a) après maintien basse température, (b) après maintien à haute température , (c) profil de la contrainte dans l'élément le plus sollicité.

Pour ce qui concerne les brasures, la contrainte équivalente de Von Mises et l'endommagement sont tracés en fonction du temps pour 4 points d'intégration représentatifs (Figure 142(a)). Le premier profil de contrainte est extrait d'un point d'intégration de l'élément le plus sollicité de la brasure insert (zone 1). Le deuxième profil concerne un élément de la brasure intercalé entre la métallisation et la puce (zone 2). Le troisième profil est déterminé pour un élément de la brasure compris entre l'intercalaire et la puce (zone 3) et finalement, un dernier profil est tracé pour un élément de la brasure entre l'intercalaire et la métallisation (zone 4).

Bien que l'amplitude de ces contraintes diminue cycliquement, la valeur reste maximale dans les brasures des inserts. Le niveau de départ est de 42 MPa. Pour les autres brasures, le comportement au cyclage thermique est très proche mais le phénomène d'adoucissement est plus important. La contrainte dans ce cas semble tendre vers une stabilisation (Figure 142(b)).

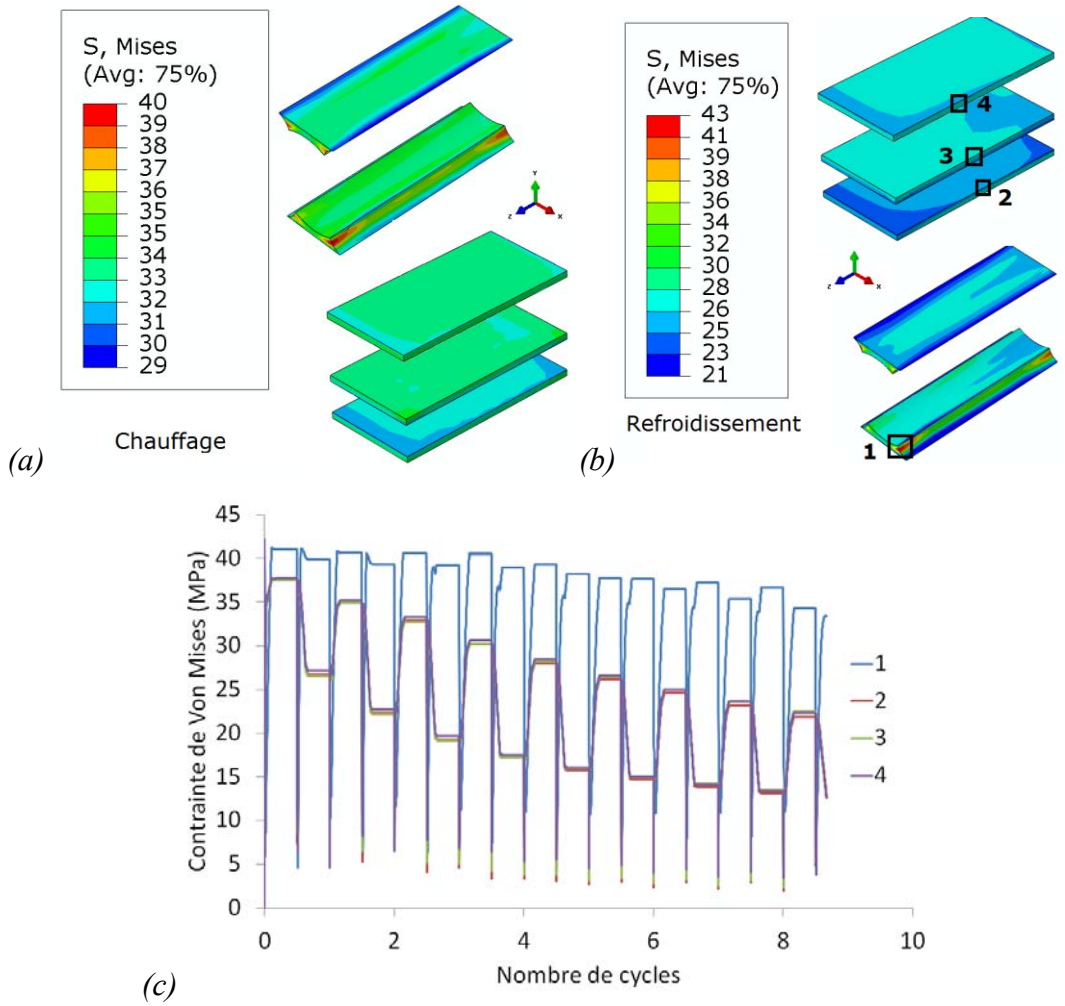


Figure 142 : Comportement des brasures sous cyclage thermique, (a) distribution de la contrainte de Von Mises dans les brasures après chauffage, (b) après refroidissement, (c) variation de la contrainte en fonction du temps pour les quatre éléments représentatifs des brasures.

La distribution de l'endommagement dans les brasures est visualisée sur la Figure 143(a-b). Pour les brasures de la jonction, la distribution de l'endommagement est assez homogène. Le profil d'endommagement est plus sévère tout au long des interfaces des brasures des inserts avec les métallisations (Figure 143(b)). Il atteint un seuil de 5% au bout du 8^{ième} cycle, soit pour une durée de 11 h 35 min. Les brasures des inserts sont ainsi les premières à s'endommager. Les valeurs d'endommagement sont moins élevées dans les brasures de la zone de jonction (Figure 143(a)).

Les critères de défaillance des assemblages reposent entre autres sur l'endommagement des brasures. D'après la méthode 2030 de la norme MIL-STD-883G propre au « Military Standards Handbook », un des critères d'acceptation des assemblages est le taux surfacique de pores dans la brasure. Cette valeur ne doit pas dépasser 50% de la surface de contact totale de jonction dans le cas d'une répartition uniforme des pores dans la brasure. Pour le cas d'une seule cavité dans la brasure, la surface de celle-ci ne doit pas dépasser 10% de la surface totale de contact.

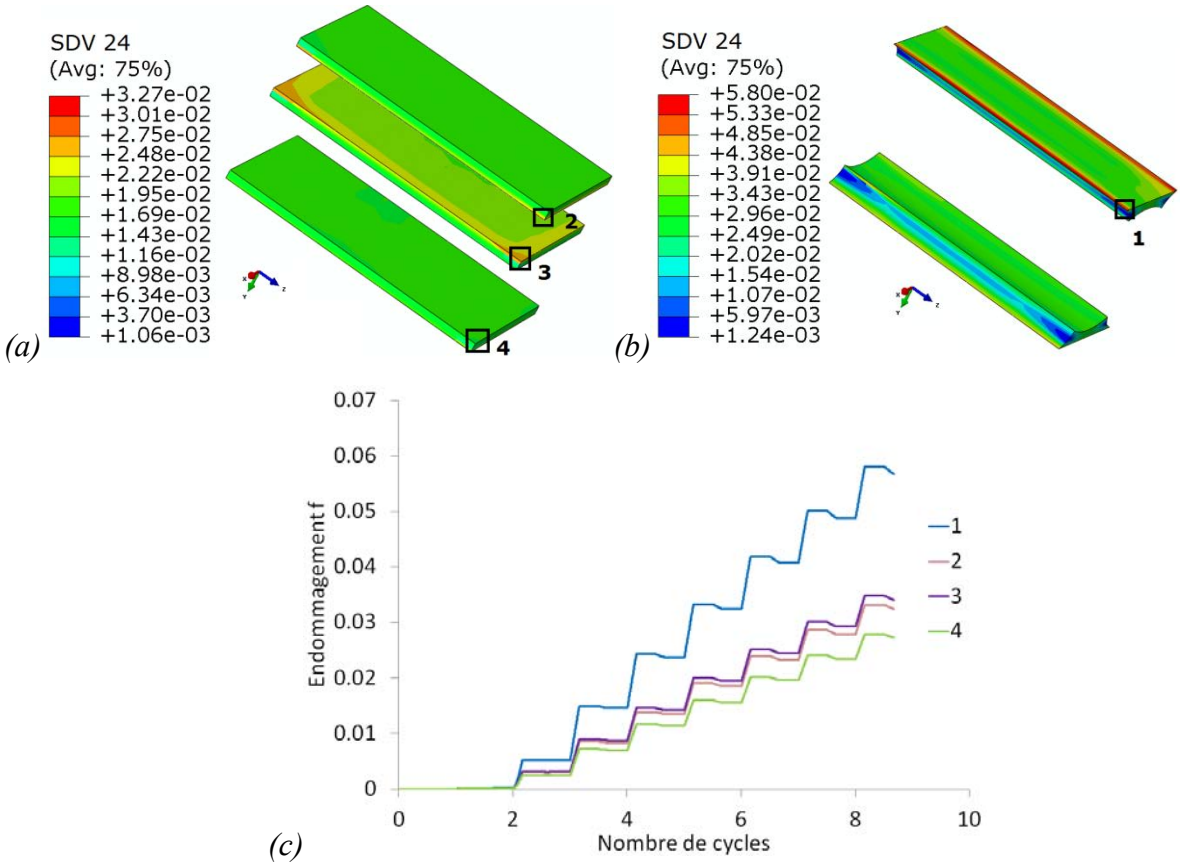


Figure 143 : État de l'endommagement dans les brasures, (a) cartographie de l'endommagement dans les brasures de la jonction, (b) dans les brasures des inserts, (c) évolution de l'endommagement au cours du temps pour différentes zones dans les brasures.

Si nous supposons que le taux surfacique de pores est homogène sur toute l'épaisseur de la brasure, une estimation conservative serait de supposer une évolution progressive de l'endommagement de la Figure 143(c) avec la même vitesse et de prévoir le nombre de cycle N_f à atteindre pour aboutir au critère de défaillance défini. Le taux d'endommagement atteint ainsi une valeur de 50% dans les brasures des inserts au bout de 97 h soit 62 cycles. Le même niveau d'endommagement est atteint au bout d'une durée de l'ordre de 168 h ou 110 cycles, pour les zones 2 et 3. La zone 4 s'endommage moins rapidement et présente une valeur critique après environ 200 h ou 131 cycles.

Malgré tout, pour le cas de cyclage actif le chargement thermique est majoritairement dû à la densité de courant traversant le composant diamant. Ainsi, le chargement thermique subit par les brasures des inserts est généralement différent et moins sévère que celui subit par les brasures de la jonction.

Conclusion du chapitre 4

Dans ce chapitre nous avons mis en œuvre des simulations éléments finis intégrant le modèle de comportement viscoplastique endommageable développé au cours de cette étude. Un premier modèle 2D simplifié a permis d'évaluer la configuration la plus adéquate pour résister aux cyclages thermomécaniques auquel est soumis l'assemblage. Il a permis notamment d'aiguiller le choix du matériau de la brasure vers la solution *AlSi*. Ce choix n'était pas à priori trivial car la température de refusion élevée de cet alliage pouvait laisser craindre des niveaux de contrainte rédhibitoires dès l'élaboration. Ensuite, le véhicule test défini suite à l'étude bibliographique a été évalué grâce à la mise en œuvre de son modèle 3D intégrant la brasure précédemment choisie. Plusieurs solutions pour les inserts et les métallisations ont été évaluées. Une méthode de détermination de la durée de vie des brasures a été proposée à partir des résultats issus de la loi d'endommagement. La solution finalement proposée est une configuration « sandwich » de l'assemblage à base de métallisations en molybdène. La solution permet d'avoir, non seulement un équilibre de contraintes entre le haut et le bas de la structure mais aussi des sollicitations moins sévères sur le diamant et la céramique. Les premiers signes de défaillance se distinguent dans les brasures des inserts. Ces brasures s'endommagent plus que les brasures des jonctions en raison du cisaillement des inserts en molybdène.

Conclusions et perspectives

Ce mémoire a présenté un travail de recherche contribuant à l'étude et à l'élaboration du packaging d'un composant diamant pour l'électronique de puissance. Dans ce cadre, nous avons défini deux voies distinctes de travail. La première concerne la définition d'un prototype à partir d'une étude de la bibliographie puis à l'évaluation expérimentale de certaines des solutions préconisées en terme de métallisation ou de brasure. La seconde voie a trait au développement d'outils de simulation pour évaluer le comportement thermomécanique de ces assemblages. Le travail s'est orienté vers le développement d'une loi de comportement spécifique, son intégration, puis sa mise en œuvre dans le cadre du dimensionnement d'un véhicule test.

Dans un premier chapitre, nous avons présenté un état de l'art des composants d'assemblage d'électronique de puissance haute température. La température de fonctionnement visée (300°C) rendait caduque bon nombre de matériaux d'assemblage actuellement utilisés dans l'électronique de puissance à plus basse température. Le principal challenge a donc été de définir une combinaison de matériaux apte à permettre l'assemblage de la puce diamant. Plusieurs solutions ont été proposées tant en terme de substrat métallisé, de brasure, que de métallisation de finition sur le diamant. Les principales difficultés ont concerné l'élaboration de contacts ohmiques de bonne qualité mécanique et la constitution de la liaison du diamant avec le substrat. Pour cette dernière tâche outre le choix de l'alliage, celui du procédé est important. En effet, la refusion d'alliages entraîne une température de référence de l'assemblage (température à laquelle il n'est pas contraint) souvent très élevée d'où des sollicitations excessives mais aussi la formation de composants intermétalliques défavorables à la bonne tenue mécanique de l'ensemble puce/substrat. De plus, les alliages haute température couramment utilisés sont souvent des alliages d'or dont le coût élevé peut être rédhibitoire. Ainsi, dans le cadre de notre travail, nous avons choisi deux types de procédés pour la réalisation de la jonction puce/substrat : la refusion pour les alliages *AuGe* et *AlSi*, et le procédé TLPS pour une jonction *AgIn*. Par la suite, nous avons choisi des métallisations de finition *Si/Al* et *Ti/Cr/Au* compatibles avec les brasures en tenant en compte, d'une part, des propriétés mécaniques des dépôts et de leur adhérence au diamant, et d'autre part, de la réactivité des entités chimiques des dépôts avec ceux des alliages de brasure.

L'étude métallographique ainsi que les essais de nanoindentation et de nanorayage ont montré que ces métallisations possèdent de bonnes propriétés mécaniques, et une bonne adhérence au substrat diamant. L'interface avec le diamant est résistante et la rupture de ces dépôts est plutôt cohésive. Grâce aux essais de nanoindentation, la rigidité et la dureté des dépôts ont pu être déterminées et les valeurs correspondantes coïncident avec celles communément utilisées. Coté DBC, des revêtements utilisés fréquemment comme le *Ni/Au* et le *Ni/Cr/Au* ont été mis en œuvre. Le choix de *Cr* est justifié par ses propriétés de barrière contre la diffusion du *Ge*. Des essais de microtraction in situ sous microscopie électronique à balayage ont été effectués. Ce type d'essais a permis d'observer le comportement des revêtements et de tester leur adhérence au substrat. L'analyse physicochimique par spectrométrie EDX a permis de connaître la composition des couches et des zones d'amorçage des fissures. L'adhérence des revêtements a été déterminée à partir de la contrainte interfaciale calculée avec le modèle d'Agrawal et Raj. A l'issue de cette étude, les dépôts *Ni/Au* semblent présenter la meilleure adhérence au substrat

cuivre puisque les contraintes de cisaillement τ calculées pour les revêtements Ni/Au et Ni/Cr/Au sont respectivement égales à 467 MPa et 110 MPa. La faible adhérence des revêtements Ni/Cr/Au semble s'expliquer par la faible ténacité des dépôts de chrome.

L'étude des revêtements a été suivie de l'étude des alliages de brasures. Un des premiers objectifs était de déterminer les profils de refusion des deux alliages étudiés ainsi que leurs propriétés mécaniques intrinsèques via les essais de nanoindentation monotone et cycliques. Ce dernier type d'essai a mis en évidence le caractère écrouissable des deux alliages. Contrairement à l'alliage *AuGe* dont la profondeur indentée sature au bout de 3 cycles, l'alliage *AlSi* a un comportement d'écrouissage cyclique plus progressif, et la stabilisation de son comportement est atteinte au bout de 8 cycles.

Des essais de caractérisation thermomécaniques ont été conduits sur des éprouvettes en cuivre non revêtues, revêtues *Ni/Au* pour la brasure *AuGe ou* revêtues *Ag/In* pour une jonction constituée de la phase solide riche en *Ag* et enfin des éprouvettes en titane *Ti6Al4V* revêtues *Al* pour le brasage avec *AlSi*. La géométrie et les dimensions des éprouvettes ont été adaptées aux capacités de la machine (force et déplacement maximaux admissibles) et aux dimensions de la puce en diamant. Les essais n'ont pas été tous concluants ; après brasage, les éprouvettes revêtues *Ni/Au* et *Ag/In* ont présenté une faible tenue mécanique. Le germanium des brasures *88Au12Ge* a diffusé dans la couche de nickel et a formé un composé *NiGe* fragile, responsable des décohésions interfaciales. Concernant la jonction *AgIn*, il semblerait que l'étape de refusion soit à l'origine des défaillances rencontrées. Malgré tout, l'objectif principal a été atteint : les essais de refusion sur cuivre et sur le *TA6V* ont permis d'obtenir des échantillons suffisamment résistants, avec lesquels nous avons pu évaluer le comportement thermomécanique des brasures *AuGe* et *AlSi*. La campagne d'essais de caractérisation thermomécanique comprenant des essais de fluage et des essais d'écrouissage monotone et cyclique des brasures a été réalisée. Cette campagne a permis de confirmer le caractère écrouissable des deux alliages et de mettre en évidence pour les alliages *AuGe* et *AlSi* des comportements en cyclage respectivement durcissant et adoucissant. A partir des résultats trouvés, nous montrons que l'alliage *AuGe* subit un écrouissage combiné qui se traduit par un durcissement cyclique et un effet Bauschinger. L'alliage *AlSi*, quant à lui, présente un comportement à écrouissage purement isotrope très proche de celui de l'aluminium bien que les essais d'écrouissage cyclique qui permettent de le distinguer ne soient pas nombreux. La plupart des essais d'écrouissage cyclique ont montré que la contrainte mesurée pour l'alliage *AlSi* sature au bout de 3 cycles. En raison des difficultés techniques liées aux moyens d'essai, les courbes de fluage sont peu exploitables dans le cas de cet alliage.

Le second volet de la thèse concernait la modélisation thermomécanique des composants d'électronique de puissance. Nous avons tout d'abord développé un modèle de comportement viscoplastique unifié couplé avec l'endommagement isotrope pour métaux poreux, modèle permettant de décrire finement le comportement des alliages de brasure sous sollicitations thermomécaniques. Ce modèle est capable de représenter aussi bien un écrouissage combiné que les phénomènes physiques dépendants du temps comme le fluage et la relaxation. Le modèle d'endommagement choisi est un modèle de type Gurson, basé sur le potentiel viscoplastique des matériaux poreux et prend en compte les phénomènes de croissance et de nucléation de pores. L'intégration du modèle couplé a été faite en utilisant un schéma d'Euler semi-implicite couplé

avec une procédure d'itération de Newton-Raphson. Pour accélérer la convergence et diminuer le nombre d'incréments de calcul, le modèle est amélioré par une technique d'itération de type « line search ». Cette technique permet de trouver une direction de convergence permettant de mieux corriger la variable d'incrémentation à résoudre et d'aboutir plus rapidement à la solution. Afin de mettre en œuvre le modèle dans le code de calcul éléments finis Abaqus®, l'algorithme d'intégration est implémenté sous forme d'une sous routine UMAT. L'ensemble a été testé et validé au moyen de plusieurs exemples numériques. Le schéma d'intégration est efficace avec des pas de temps larges et montre une stabilité de la réponse en contrainte, même pour des chargements cycliques.

Pour mettre en œuvre notre modèle de comportement et l'appliquer au cas de nos brasures nous avons mis en place une démarche d'identification des paramètres de la loi de comportement. Pour cela, nous utilisons les essais de caractérisation des brasures. La démarche débute par la détermination d'un jeu initial de paramètres. Afin de limiter le temps alloué à cette phase nous considérons les essais comme homogènes et calculons la loi sur un point d'intégration. La seconde étape permet l'identification paramétrique du jeu de paramètres à partir de simulations éléments finis des essais et de la comparaison expérience calcul. Cette procédure coûteuse en temps de calcul permet l'identification de la partie viscoplastique du modèle. Enfin, les paramètres d'endommagement sont déterminés à partir des courbes de la contrainte cyclique maximale en fonction du nombre de cycles de chargement. Cette étape se fait à nouveau en considérant l'essai homogène de façon à réduire le temps de calcul.

Une fois identifiés, les paramètres du modèle ont été utilisés pour simuler le comportement et prévoir l'endommagement d'un assemblage élémentaire 2D. Ces simulations ont servi à évaluer l'alliage de brasure le plus adapté à l'élaboration du véhicule test. Ce choix est guidé par les valeurs de contrainte évaluées dans les alliages et les niveaux d'endommagement mis en évidence. L'alliage *AuGe* s'endommage plus rapidement que l'alliage *AlSi*. De plus, les simulations ont montré que des contraintes élevées étaient présentes dans la céramique, remettant en cause l'emploi de l'*AlN* comme matériau de l'assemblage. On lui préfèrera le nitrure de silicium Si_3N_4. Enfin, le véhicule test devant servir de démonstrateur a été évalué au moyen de la simulation. Pour les brasures l'alliage *AlSi* a été choisi, tandis que plusieurs configurations ont été testées pour les métallisations et les inserts. La première configuration est basée sur un intercalaire, des inserts et des métallisations en cuivre. Pour la deuxième, nous avons remplacé les inserts et l'intercalaire en cuivre par des éléments en molybdène. Finalement, pour le troisième cas, nous avons généralisé l'utilisation du molybdène. Les résultats des simulations numériques montrent qu'après la phase d'élaboration, l'assemblage à base de molybdène est le moins contraint tant au niveau de la puce que de la céramique. Les valeurs de contraintes dans le diamant et la céramique sont divisées par deux par rapport à un assemblage avec des métallisations en cuivre. Les valeurs de contrainte dans les brasures ne sont pas affectées par ce changement. La contrainte dans les brasures des inserts reste maximale. Nous avons montré que les brasures s'endommagent plus au niveau des inserts. Après 10 cycles de chargement thermique, l'endommagement atteint une valeur de 5,8%. En faisant l'hypothèse d'une progression stable de l'endommagement après ces dix premiers cycles, un niveau d'endommagement de 50% sera atteint au bout de 97 h soit après 62 cycles de fonctionnement.

Recommandations et Perspectives

Ces travaux de recherche ouvrent de nombreuses perspectives tant sur le plan de la réalisation que sur l'optimisation des modélisations des assemblages pour l'électronique de puissance haute température.

Dans ce travail, les essais de caractérisation mécanique des dépôts que ce soit les métallisations de finition ou les revêtements du DBC ont été réalisés à température ambiante avant sollicitations thermiques. Le comportement mécanique de ces dépôts devrait être étudié après vieillissement et/ou cyclage thermique, les mêmes essais de caractérisation étant utilisés (nano-indentation, nanorayage et microtraction).

L'étude expérimentale concernant les métallisations du diamant et du cuivre a permis également de mettre en évidence certains points durs technologiques qui pourraient faire l'objet d'études complémentaires. L'optimisation des revêtements sur cuivre en vue de fiabiliser les jonctions brasées semble nécessiter, par exemple, une étude paramétrique sur la détermination d'une couche minime d'or afin de limiter la diffusion de *Ge*. Dans le même ordre d'idée, il semblerait intéressant de diminuer l'épaisseur du dépôt de chrome, jouant le rôle de barrière de diffusion, en élaborant celui-ci par voie sèche, par exemple. La technique TLPS semble également prometteuse pour la réalisation de jonctions de composants d'électronique de puissance. Pour contourner les difficultés rencontrées lors de la refusion de l'indium, il semble important d'optimiser la rugosité de ce dépôt en restant toujours sur une technologie de traitements de surface électrolytiques mais en utilisant par exemple les courants pulsés. Enfin, la technique de frittage de nanoparticules d'argent est une technique émergeant qui ne peut être éliminée. Les essais de nano-indentation monotone et cyclique sont très intéressants pour caractériser in-situ des matériaux élaborés par exemple sous forme de couches. L'identification à partir de ces essais des propriétés élastoplastiques des matériaux est encore un sujet de recherche ouvert mais d'un grand intérêt pour nos applications. Les éprouvettes de caractérisation en cisaillement ont été dimensionnés par rapport aux capacités machines, mais cela à engendré plusieurs problèmes techniques concernant l'élaboration des jonctions. Un compromis doit être trouvé afin de pouvoir produire une base consistante d'essais. Il serait de plus intéressant de pouvoir contrôler les défauts des jonctions par le scan acoustique ou radiographie X. Dans le même ordre d'idée, des essais de caractérisation, combinés à du contrôle non destructif, pourraient permettre de mieux étudier et caractériser l'endommagement des jonctions.

Pour évaluer précisément les zones de défaillance et valider les modèles numériques, des assemblages élémentaires avec substrat diamant ont été définis et restent à réaliser. Ces assemblages comprennent à la fois des véhicules test et des assemblages consistant au brasage de puces sur des éprouvettes de micro traction. Ces derniers essais seraient réalisés, sous microscopie électronique à balayage, technique permettant un suivi qualitatif et quantitatif en temps réel des phénomènes activés. A partir de ces essais, nous pourrions observer en temps réel la rupture de l'assemblage et déterminer les valeurs des contraintes à rupture par la modélisation numérique. D'autre part des essais en cyclage actif sont planifiés pour la suite du projet.

Un dernier point pour les suites à donner à ces travaux concerne l'élaboration de modèles numériques incluant les comportements des interfaces (puce/brasure, brasure/ métallisation), en

utilisant par exemple des éléments cohésifs. Les lois pilotant le comportement de ces éléments pourraient être issues des caractérisations des contraintes limites aux interfaces.

Annexes

Annexe A : Calcul du tenseur tangent.
Annexe B : Outillage du four destiné à la refusion des alliages

Annexe A: Calcul du tenseur tangent

La dérivée de l'équation (2.36) est écrite en fonction de tenseurs d'ordre 4

$$\frac{\partial}{\partial\sigma_{mn}}\left(\frac{\partial\Phi_p}{\partial\sigma_{ij}}\right)=\frac{\partial}{\partial\sigma_{mn}}\left(F\dot{E}_{ij}^{in}+\frac{\partial F}{\partial\sigma_{ij}}\Phi\right)=\Lambda_1+\Lambda_2+\Lambda_3+\Lambda_4 \tag{A.1}$$

Les expressions de ces tenseurs sont données en suivant :

$$\Lambda_1=F\frac{\partial\dot{E}_{ij}^{in}}{\partial\sigma_{mn}}=\frac{3}{2}A\Theta F\exp\left(B\xi^{\frac{1}{m}+1}\right)\left\{\Sigma\underline{n}_{ij}\otimes\underline{n}_{ij}+\frac{\xi^{\frac{1}{m}}}{J\ \ s_{ij}-\alpha_{ij}}\left(I_{ijmn}-\frac{1}{3}\delta_{ij}\otimes\delta_{mn}\right)\right\} \tag{A.2}$$

Avec

$$\Sigma=\frac{3}{2Dm}\left(\xi^{\frac{1}{m}-1}+B\xi^{\frac{2}{m}}\ \ m+1\ \ -\frac{Dm\xi^{\frac{1}{m}}}{J\ \ s_{ij}-\alpha_{ij}}\right) \tag{A.3}$$

$$\Lambda_2=\dot{E}_{ij}^{in}\otimes\frac{\partial F}{\partial\sigma_{mn}}+\frac{\partial F}{\partial\sigma_{ij}}\otimes\dot{E}_{mn}^{in}=\frac{9}{4}C^{\frac{2}{\frac{1}{m}+1}}q^{\frac{\frac{1}{m}-1}{2}}\frac{m+1\ \ fX}{J\ \ s_{ij}-\alpha_{ij}}\ \ \dot{E}_{ij}^{in}\otimes\underline{N}_{mn}+\underline{N}_{ij}\otimes\dot{E}_{mn}^{in} \tag{A.4}$$

$$\Lambda_3=\frac{9}{4}C^{\frac{2}{\frac{1}{m}+1}}\frac{m+1\ \ f\Phi}{\left[J\ \ s_{ij}-\alpha_{ij}\ \right]^2}\left(q^{\frac{\frac{1}{m}-1}{2}}+\frac{9}{4}\ \ 1-m\ \ mq^{\frac{\frac{1}{m}-3}{2}}C^{\frac{2}{\frac{1}{m}+1}}X^2\right)\underline{N}_{ij}\otimes\underline{N}_{mn} \tag{A.5}$$

$$\Lambda_4=-\frac{27}{8}C^{\frac{2}{\frac{1}{m}+1}}q^{\frac{\frac{1}{m}-1}{2}}\frac{\Phi}{\left[J\ \ s_{ij}-\alpha_{ij}\ \right]^2}\ \ m+1\ \ Xf\times$$
$$\left(\underline{n}_{ij}\otimes\underline{N}_{mn}+\underline{n}_{mn}\otimes\underline{N}_{ij}+XI_{ijmn}-\frac{1}{3}X\delta_{ij}\otimes\delta_{mn}-\frac{3}{2}X\underline{n}_{ij}\otimes\underline{n}_{mn}\right) \tag{A.6}$$

D'autre part,

$$\frac{\partial}{\partial\alpha_{mn}}\left(\frac{\partial\Phi_p}{\partial\sigma_{ij}}\right)=\frac{\partial}{\partial\alpha_{mn}}\left(F\dot{E}_{ij}^{in}+\frac{\partial F}{\partial\sigma_{ij}}\Phi\right)=\Pi_1+\Pi_2+\Pi_3+\Pi_4 \tag{A.7}$$

Avec

$$\Pi_1=F\frac{\partial\dot{E}_{ij}^{in}}{\partial\alpha_{mn}}=-\frac{3}{2}A\Theta F\exp\left(B\xi^{\frac{1}{m}+1}\right)\left\{\Sigma\underline{n}_{ij}\otimes\underline{n}_{ij}+\frac{\xi^{\frac{1}{m}}}{J\ \ s_{ij}-\alpha_{ij}}\left(I_{ijmn}-\frac{1}{3}\delta_{ij}\otimes\delta_{mn}\right)\right\} \tag{A.8}$$

$$\Pi_2 = \dot{E}_{ij}^{in} \otimes \frac{\partial F}{\partial \alpha_{mn}} + \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \otimes \frac{\partial \Phi}{\partial \alpha_{mn}} = -\frac{9}{4} C^{\frac{2}{\frac{1}{m}+1}} q^{\frac{\frac{1}{m}-1}{2}} \frac{m+1 \;\; fX}{J \;\; s_{ij} - \alpha_{ij}} \;\; \dot{E}_{ij}^{in} \otimes \underline{N}_{mn} + \underline{N}_{ij} \otimes \dot{E}_{ij}^{in} \tag{A.9}$$

$$\Pi_3 = -\frac{9}{4} C^{\frac{2}{\frac{1}{m}+1}} \frac{m+1 \;\; f\Phi}{\left[J \;\; s_{ij} - \alpha_{ij} \right]^2} \left(q^{\frac{\frac{1}{m}-1}{2}} + \frac{9}{4} \;\; 1-m \;\; mq^{\frac{\frac{1}{m}-3}{2}} C^{\frac{2}{\frac{1}{m}+1}} X^2 \right) \underline{N}_{ij} \otimes \underline{N}_{mn} \tag{A.10}$$

$$\Pi_4 = \frac{27}{8} C^{\frac{2}{\frac{1}{m}+1}} q^{\frac{\frac{1}{m}-1}{2}} \frac{\Phi}{\left[J \;\; s_{ij} - \alpha_{ij} \right]^2} \;\; m+1 \;\; Xf \times \left(\underline{n}_{ij} \otimes \underline{N}_{mn} + \underline{n}_{mn} \otimes \underline{N}_{ij} + XI_{ijmn} - \frac{1}{3} X \delta_{ij} \otimes \delta_{mn} - \frac{3}{2} X \underline{n}_{ij} \otimes \underline{n}_{mn} \right) \tag{A.11}$$

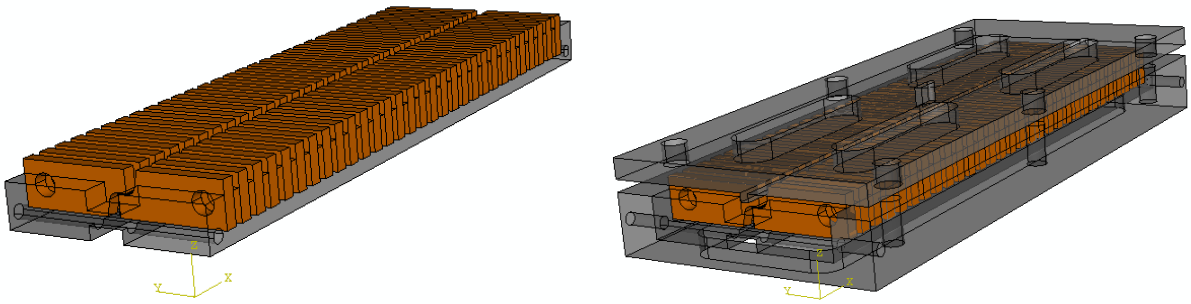
La dépendance de la vitesse de déformation inélastique et du potentiel viscoplastique à l'écrouissage isotrope est l'unique terme actif de la dérivée.

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial R}\left(\frac{\partial \Phi_p}{\partial \sigma_{ij}} \right) &= F \frac{\partial \dot{E}_{ij}^{in}}{\partial R} + \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \frac{\partial \Phi}{\partial R} \\ &= -A\Theta \exp\left(B\xi^{\frac{1}{m}+1} \right) \left\{ \frac{3}{2} \frac{1}{Dm} F \xi^{\frac{1}{m}-1} \left(1 + B \;\; m+1 \;\; \xi^{\frac{1}{m}+1} \right) \underline{n}_{ij} + \xi^{\frac{1}{m}} \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \right\} \end{aligned} \tag{A.12}$$

Finalement, la dépendance de la déformation inélastique à la fraction volumique de pores est exprimée de la façon suivante:

$$\frac{\partial}{\partial f}\left(\frac{\partial \Phi_p}{\partial \sigma_{ij}} \right) = \frac{\partial F}{\partial f} \dot{E}_{ij}^{in} + \Phi \frac{\partial}{\partial f}\left(\frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \right) = q^{\frac{\frac{1}{m}-1}{2}} \left[\frac{q-g}{m} \dot{E}_{ij}^{in} + \frac{9}{4} \Phi C^{\frac{2}{\frac{1}{m}+1}} \frac{m+1 \;\; X}{J \;\; s_{ij} - \alpha_{ij}} \underline{N}_{ij} \right] \tag{A.13}$$

Annexe B : Outillage du four destiné à la refusion des alliages.



Bibliographie

[Agrawal and Raj, 1989] D.C. Agrawal and R. Raj. Measurement of the ultimate shear strength of a metal-ceramic interface. *Acta Metallurgica*, 37(4):1265Ŕ1270, 1989.

[Amro et al., 2005] R. Amro, J. Lutz, J. Rudzki, M. Thoben, and A. Lindemann. Double-sided low-temperature joining technique for power cycling capability at high temperature. pages 1Ŕ10. European Conference on Power Electronics and Applications, 2005.

[Barcena *et al.*, 2006] J.M.J. Barcena, J. Maudes, J. Coleto, and I. Obieta. Novel copper/carbon nanofibres composites for high thermal conductivity electronic packaging. Technical report, Intelligent Systems and Microtechnoloy Department, INASMET Foundation Nanotechnologies Department, INASMET Foundation, 2006.

[Beckedahl *et al.*, 2006] P. Beckedahl, H. Braml, and C. Göbl. Low temperature sinter technology die attachment for automotive power electronic applications. pages 1Ŕ5. Automotive Power Electronics Conference, 2006.

[Brown *et al.*, 1996] W.D. Brown, R.A. Beera, H.A. Naseem, and A.P. Malshe. State-of-the-art synthesis and post-deposition processing of large area CVD diamond substrates for thermal management. *Surface and Coatings Technology*, 86-87:698Ŕ707, 1996.

[Buttay *et al.*, 2009] C. Buttay, D. Planson, B. Allard, D. Bergogne, P. Bevilacqua, C. Joubert, M. Lazar, C. Martin, H. Morel, D. Tournier, and C. Raynaud. State of the art of high temperature power electronics. Microtherm, Lodz (Poland), 2009.

[Cailletaud and Pilvin, 1994] G. Cailletaud and P. Pilvin. Identification and inverse problems related to material behaviour. pages 79Ŕ86. International Symposium on Inverse Problems, 1994.

[Calata *et al.*, 2007] J.N. Calata, T. Lei, J. Claassens, G. Lu, and K. Ngo. Insulated metal substrate for high-temperature power electronics packaging. pages 41Ŕ46. IMPAS, 2007.

[Calata *et al.*, 2008] J. N. Calata, G.L. Thomas, and G. Lei. Low-temperature sintering of nanoscale silver paste for high-temperature power chip attachment. pages 65Ŕ70. International Conference on Integrated Power Electronic Systems, 2008.

[Castillo *et al.*, 2007] L. Del Castillo, D.V. Schatzel, C. Tudryn, T. Hatake, Y. Chen, M. Mojarradi, and E. Kolawa. Extreme environment electronic packaging for Venus and Mars landed missions. Technical report, Jet Propulsion Laboratory. California, 2007.

[Chaboche, 1989] J.L. Chaboche. Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *International Journal of Plasticity*, 5:247Ŕ302, 1989.

[Chang, 1986] Chin-An Chang. Interactions between Au and Cu across a Ni barrier layer. *Journal of Applied Physics*, 60:1220Ŕ1222, 1986.

[Chechenin *et al.*, 1997] N.G. Chechenin, J. Bottiger, and J.P. Krog. Nano-indentation of amorphous aluminum oxide films III. The influence of the substrate on the elastic properties. *Thin Solid Films*, 304:70Ŕ77, 1997.

[Chen and Chin, 1993] Y.W. Chen and C. Chin. Au-In bonding below the eutectic temperature. volume 16, pages 311Ŕ316. Components, Hybrids, And Manufacturing Technology, 1993.

[Chen *et al.*, 2000] B.F Chen, J. Hwang, I.F Chen, G.P Yu, and J.-H Huang. A tensile-film-cracking model for evaluating interfacial shear strength of elastic film on ductile substrate. *Surface and Coatings Technology*, 126(2-3):91Ŕ95, 2000.

[Chen *et al.*, 2001] L.Y. Chen, G.W. Hunter, and P.G. Neudeck. Silicon carbide die-attach scheme for 500°C operation. volume 622. Wide-Bandgap Electronic Devices Symposium, 2001.

[Chen *et al.*, 2004] G. Chen, M. Sakane, and C. Xu. Modified Anand constitutive model for lead free solder Sn-3.5Ag. pages 447Ŕ452. inter Society Conference on thermal phenomena (IEEE), 2004.

[Chen *et al.*, 2007] L.Y. Chen, G.W. Hunter, and P.G. Neudeck. High-temperature operation of SiC power devices by low-temperature sintered silver die-attachment. volume 30. IEEE Transactions on Advanced Packaging, 2007.

[Chevalier, 1989] P. Y. Chevalier. A thermodynamic evaluation of the Au-Ge and Au-Si systems. *Thermochimica Acta*, 141:217Ŕ226, 1989.

[Chouanine *et al.*, 2005] L. Chouanine, M. Takano, O. Kamiya, and M. Nishida. Nanomechanical characterization of thin Ti-Pt-Au multilayers deposited on top of linbo3 wafer. *Composites science and technology*, 65(9):1414Ŕ1420, 2005.

[Chu and Needleman, 1980] C.C. Chu and A. Needleman. Void nucleation effects in biaxially stretched sheets. *Journal of engineering materials and technology*, 102:249Ŕ256., 1980.

[Chuang and Lee, 2002] R.W. Chuang and C.C. Lee. Silver-indium joints produced at low temperature for high temperature devices. volume 25. IEEE Transactions on Components and Packaging technologies, 2002.

[Chulya and Walker, 1991] A. Chulya and K.P. Walker. A new uniformly valid asymptotic integration algorithm for elasto-plastic creep and unified viscoplastic theories including continuum damage. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 32(2):385Ŕ418, 1991.

[Ciappa, 2001] M. Ciappa. *Some Reliability Aspects of I Modules for High-Power Applications (Series in microelectronics)*. Hartung-Gorre, 2001.

[Cilio *et al.*, 2006] E. Cilio, J. Garret, J. Fraley, J. Hornberger, B. McPherson, R. Schupbach, and A. Lostetter. high temperature electronics (> 485°C) for Venus exploration. IPPW4, 2006.

[Civrac *et al.*, 2010] G. Civrac, S. Msolli, J. Alexis, O. Dalverny, and H. Schneider. Electrical and mechanical characterisation of Si/Al ohmic contacts on diamond. *Electronics letters*, 46(11), 2010.

[Collins *et al.*, 2011] J.G. Collins, M.-C. Wright, and C.L. Muhlstein. Cyclic stabilization of electrodeposited nickel structural films. *Journal of Microelectromechanical Systems*, 20(3):753Ŕ763, 2011.

[Coppola *et al.*, 2007] L. Coppola, D. Huff, F. Wang, R. Burgos, and D. Boroyevich. Survey on high-temperature packaging materials for SiC-based power electronics modules. pages 2234Ŕ2240. IEEE Transactions, 2007.

[Crisfield, 1982] M.A. Crisfield. Accelerated solution techniques and concrete cracking. *Computational Methods in Applied Mechanics*, 33:585Ŕ607, 1982.

[Dagdag, 2005] S. Dagdag. *Matériaux et revêtements céramiques multifonctionnels par PECVD et SPS pour l'intégration de puissance haute température-haute tension*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Toulouse, 2005.

[Do et al., 2006] M.T. Do, J.-L. Augé, and O. Lesaint. Dielectric losses and breakdown in silicone gel. pages 541Ŕ544. Annual Report Conference on Electrical Insulation and Dielectric Phenomena, 2006.

[Domagoj, 1996] Rubesa Domagoj. *Lifetime prediction and constitutive modelling for creep-fatigue interaction*. Materialkundlich-Technische Reihe, 1996.

[Dupont et al., 2005] L. Dupont, Z. Khatir, S. Lefebvre, R. Meuret, B. Parmentier, and S. Bontemps. Electrical characterizations and evaluation of thermo-mechanical stresses of a power module dedicated to high temperature applications. EPE, 2005.

[Dupont et al., 2006] L. Dupont, Z. Khatir, S. Lefebvre, and S. Bontemps. Effects of metallization thickness of ceramic substrates on thereliability of power assemblies under high temperature cycling. *Microelectronics Reliability*, page 1766Ŕ1771, 2006.

[Duva and Hutchinson, 1984] J.M. Duva and J.W. Hutchinson. Constitutive potentials for dilutely voided nonlinear materials. *Mechanics of Materials*, 3(41):41Ŕ54, 1984.

[Evans, 2007] J. W. Evans. *A Guide to Lead-free Solders*. Springer, 2007.

[Fazio et al., 2001] L. De Fazio, S. Syngellakis, R.J.K. Wood, F.M. Fugiuele, and G. Sciume. Nano-indentation of CVD diamond: comparison of an FE model with analytical and experimental data. *Diamond and Related Materials*, 10:765Ŕ769, 2001.

[Finschi, 1996] L. Finschi. An implementation of the levenberg-marquardt algorithm. Technical report, Institut für Operations Research, Zurich., 1996.

[Freed and Walker, 1995] A. D. Freed and K. P. Walker. Viscoplastic model development with an eye toward characterization. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 117(1):8Ŕ13, 1995.

[Fu et al., 1998a] C. Fu, D.L. McDowell, and I.C Ume. A finite element procedure of a cyclic thermoviscoplasticity model for solder and copper interconnects. *Journal of Electronic Packaging*, 120(24):24Ŕ34, 1998.

[Fu et al., 1998b] C. Fu, I.C. Ume, and D.L. McDowell. Thermal stress and fatigue analysis of plated-through holes using an internal state variable constitutive model. *Finite Elements in Analysis and Design*, 30(1-2):1Ŕ17, 1998.

[Geffroy et al., 2008] P.M. Geffroy, J.D. Mathias, and J.F. Silvain. Heat sink material selection in electronic devices by computational approach. *Advanced Engineering materials*, 10(4):400 Ŕ405, 2008.

[Gelin and Ghouati, 1995] J.C. Gelin and O. Ghouati. Une méthode d'identification inverse des paramètres matériels pour les comportements non-lineaires. volume 4, pages 463Ŕ485. Revue européenne des éléments finis, 1995.

[Ghaffarian, 1999] R. Ghaffarian. Chip scale package implementation challenges. pages 619Ŕ626. Electronic Components and Technology Conference, 1999.

[Ghouati, 1994] O. Ghouati. *Identification et Modelisation Numerique Directe et Inverse du comportement Viscoplastique des Alliages d'Aluiminium*. PhD thesis, U.F.R. des Sciences et Techniques de l'Universite de Franche-Comte, 1994.

[Godignon, 2006] P. Godignon. Silicon carbide for power semiconductor devices. SAAIE 2006, 2006.

[Gollentz and Dirand, 2007] B. Gollentz and O. Dirand. High power inverter using press pack IGBT for high speed applications. pages 1Ŕ8. European Conference on Power Electronics and Applications, 2007.

[Haghi and Anand, 1992] M. Haghi and L. Anand. A constitutive model for isotropic, porous, elastic-viscoplastic metals. *Mechanics of Materials*, 13(1):37Ŕ53, 1992.

[Harman, 2003] G. Harman. Metallurgical interconnections for extreme high and low temperature environments. Workshop on Extreme Environments Technologies for Space Exploration, 2003.

[Hoff et al., 1996] H. A. Hoff, G. L. Waytena, C. L. Vold, J. S. Suehle, I. P. Isaacson, M. L. Rebbert, D. I. Ma, and K. Harris. Ohmic contacts to semiconducting diamond using a Ti/Pt/Au trilayer metallization scheme. *Diamond and Related Materials*, 5:1450Ŕ1456, 1996.

[Hornberger et al., 2005] J. Hornberger, S. Mounce, R. Schupbach, B. McPherson, H. Mustain, A. Mantooth, W. Brown, and A.B.; Lostetter. High-temperature integration of silicon carbide (SiC) and silicon-on-insulator (SOI) electronics in multichip power modules (mcpms). EPE, 2005.

[Johnson and Williams, 2004] R. W. Johnson and J. Williams. Power device packaging technologies for extreme environments. pages 1Ŕ6. IEEEAC, 2004.

[Katz et al., 1993] A. Katz, K.-W. Wang, F.A. Baiocchi, W.C. Dautremont-Smith, E. Lane, H.S. Luftman, R.R. Varma, and H. Curnan. Ti/Pt/Au-Sn metallization scheme for bonding of inp-based laser diodes to chemical vapor deposited diamond submounts. *Materials chemistry and physics*, 33(3-4):281Ŕ288, 1993.

[Kim et al., 2008] J.S. Kim, C.C. Lee, and P.J. Wang. A new bonding technology dealing with large CTE mismatch between large Si chips and Cu substrates. pages 1562Ŕ1568. Electronic Components and Technology Conference, 2008.

[Kleinermann, 2000] J. P. Kleinermann. *Identification paramétrique et optimisation des procèdes de mise à forme par problèmes inverses*. PhD thesis, Liège, 2000.

[Krausz and Krausz, 1996] K. Krausz and A.S. Krausz. *Unified Constitutive Laws of Plastic Deformation*. Academic press, 1996.

[Lall et al., 2005] P. Lall, D. Panchagade, P. Choudhary, J. Suhling, and S. Gupte. Failure-envelope approach to modeling shock and vibration survivability of electronic and MEMS packaging. pages 480Ŕ 490. Electronic Components and Technology Conference, 2005.

[Lang et al., 2009] F. Lang, S. Tanimoto, H. Ohashi, and H. Yamaguchi. Long-term joint reliability of SiC power devices at 330°C. pages 1Ŕ5. European Conference on Microelectronics and Packaging, 2009.

[Lau et al., 2004] J. Lau, W. Dauksher, J. Smetana, R. Horsley, D. Shangguan, T. Castello, I. Menis, D. Love, and B. Sullivan. Design for lead-free solder joint reliability of high-density packages. *Soldering & Surface Mount Technology*, 16(1):12Ŕ26, 2004.

[Leahey, 2009] M.H. Leahey. Replacement of hard chrome electroplating by tungsten carbide based high velocity oxygen fueled thermal spray. Master's thesis, Faculty of Rensselaer Polytechnic Institute, 2009.

[Lee and So, 2000] C.C. Lee and W.W. So. High temperature silver-indium joints manufactured at low temperature. *Thin solid films*, 366(1-2):196Ŕ201, 2000.

[LeFranc, 2005] P. LeFranc. *Etude, conception et réalisation de circuits de commande d'IGBT de forte puissance*. PhD thesis, L'institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2005.

[Leinenbach et al., 2011] C. Leinenbach, F. Valenza, D. Giuranno, H.R. Elsener, S. Jin, and R. Novakovic. Wetting and soldering behavior of eutectic Au-Ge alloy on Cu and Ni substrates. *Journal of Electronic Materials*, 40(7):1533Ŕ1541, 2011.

[Lemaître and Chaboche, 2009] J. Lemaître and J.L. Chaboche. *Mécanique des matériaux solides*. Dunod, 2009.

[Li et al., 2007] C. Li, X. Wang, and W. Yuan. Properties of two new medium temperature solders. HDP, 2007.

[Liu et al., 2000] X. Liu, X. Jing, and G-Q. Lu. A comparative study of wire bonding versus solder bumping of power semiconductor devices. pages 74Ŕ78. International Workshop on Integrated Power Packaging, Power Electronics Packaging Laboratory Center for Power Electronics Systems Virginia Tech, 2000.

[Mavoori and Jin, 1998] H. Mavoori and S. Jin. Low-thermal-expansion copper composites via negative CTE metallic elements. *Thermal Management Design*, pages 70 Ŕ 72, 1998.

[McCluskey, 2007] P. McCluskey. Power module investigation for high temperature (175°C-200°C) automotive application. Technical report, ORNL, 2007.

[McDowell et al., 1994] D.L. McDowell, M.P. Miller, and D.C. Brooks. *Fatigue of electronic materials*, chapter A Unified Creep-Plasticity Theory for Solder Alloy, pages 42Ŕ58. ASTM, 1994.

[McDowell, 1992] D.N. McDowell. A nonlinear kinematic hardening theory for cyclic thermoplasticity and thermoviscoplasticity. *International Journal of Plasticity*, 8(6):695Ŕ728, 1992.

[Melkonyan, 2007] A. Melkonyan. *High Efficiency Power Supply using new SiC devices*. PhD thesis, kassel University, 2007.

[Mercier et al., 1999] J.P. Mercier, G. Zambelli, and W. Kurz. *Introduction à la science des matériaux*. Presses Polytechniques et Universitaires Romandes (PPUR), 1999.

[Meyyappan et al., 2003] K. Meyyappan, P. McCluskey, and L. Y. Chen. Thermomechanical analysis of gold-based SiC die-attach assembly. volume 3, page 152Ŕ158. IEEE Transactions on Device Materials Reliability, 2003.

[Miller and Tanaka, 1988] A.K. Miller and T.G. Tanaka. Nonss: A new method for integrating unified constitutive equations under complex histories. *Journal of engineering materials and technology*, 110:205Ŕ211, 1988.

[Mittal, 1993] K.L. Mittal. *Adhesion measurement of films and coatings*. An imprint of BRILL, 1993.

[Moazed et al., 1990] K.L. Moazed, J. R. Zeidler, and M. J. Taylor. A thermally activated solid state reaction process for fabricating ohmic contacts to semiconducting diamond. *Journal of Applied Physics*, 68:2246Ŕ2254, 1990.

[Msolli, 2009] S. Msolli. Integration of a Chaboche's viscoplastic model using a fifth-order Rung-Kutta method. International Conference on Structural Analysis of Advanced Materials, 2009.

[Mustain et al., 2005] H.A. Mustain, A.B. Lostetter, and W.D. Brown. Evaluation of gold and aluminum wire bond performance for high temperature (500°C) silicon carbide (SiC) power modules. pages 1623Ŕ1628. Electronic Components and Technology Conference, 2005.

[Mustain et al., 2009] H. A. Mustain, W.D. Brown, and S.S. Ang. Tungsten carbide as a diffusion barrier on silicon nitride active-metal-brazed substrates for silicon carbide power devices. *Journal of Electronic Packaging*, 131:1Ŕ3, 2009.

[Neu et al., 2000] R.W. Neu, D.T. Scott, and M.W. Woodmansee. Measurement and modeling of back stress at intermediate to high homologous temperatures. *International Journal of Plasticity*, 16(3-4):283Ŕ301, 2000.

[Neubauer et al., 2005] E. Neubauer, P. Angerer, and G.; Korb. Heat sink materials with tailored properties for thermal management. pages 258Ŕ263. international Spring Seminar on Electronics Technology, 2005.

[Nouailhas, 1988] D. Nouailhas. Modélisation de l'écrouissage et de la restauration en viscoplasticité cyclique. *Revue de Physique Appliquée*, 23:339Ŕ349, 1988.

[Oliver and Pharr, 1992] W.C Oliver and 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.

[Olszewski, 2007] M. Olszewski. High-temperature high-power packaging techniques for HEV traction applications. Technical report, ORNL, 2007.

[Palmer, 1977] D. Palmer. Hybrid microcircuitry for 300°C operation. volume 13, pages 252Ŕ257. IEEE Transactions on Parts, Hybrids, and Packaging, 1977.

[Peryzna, 1964] P. Peryzna. *Advances in Applied Mechanics*, volume 11, chapter Thermodynamic Theory of Viscoplasticity. 1964.

[Quintero, 2008] P.O. Quintero. *Development of a shifting melting point Ag-In paste via transiant liquid phase Sintering for high temperature ENVIRONMENTS*. PhD thesis, Faculty of the Graduate School of the University of Maryland, 2008.

[Ratchev et al., 2006] P. Ratchev, S. Stoukatch, and B. Swinnen. Mechanical reliability of Au and Cu wire bonds to Al, Ni/Au and Ni/Pd/Au capped Cu bond pads. *Microelectronics Reliability*, 46:1315Ŕ 1325, 2006.

[Sakai et al., 2000] H. Sakai, N. Yamaoka, K. Ujiie, M. Motegi, M. Shiratori, and Q. Yu. Thermal and thermomechanical phenomena in electronic systems. volume 2. Intersociety Conference on Thermal and Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems, 2000.

[Sakharova et al., 2010] N.A. Sakharova, J.V. Fernandes, M.C. Oliveira, and J.M. Antunes. Influence of ductile interlayers on mechanical behaviour of hard coatings under depth-sensing indentation: a numerical study on TiAlN. *Journal of Material Sciences*, 45:3812Ŕ3823, 2010.

[Savrun et al., 1998] E. Savrun, C. Toy, and M. Sarikaya. High thermal conductivity AlN packages for high temperature electronics. Technical report, Sienna Technologies University of Washington, 1998.

[Savvides and Bell, 1992] N. Savvides and T.J. Bell. Microhardness and Young's modulus of diamond and diamondlike carbon films. *Journal of Applied Physics*, 72:2791Ŕ2796, 1992.

[Scheuermann, 2008] U. Scheuermann. The road to the next generation power module Ŕ 100% solder free design. Technical report, SEMIKRON ELEKTRONIK GMBH, 2008.

[Schneider et al., 2005] H. Schneider, J.-L. Sanchez, and J.; Achard. The diamond for power electronic devices. EPE, 2005.

[Seki et al., 2010] Y. Seki, T. Hosen, and M. Yamazoe. The current status and future outlook for power semiconductors. Technical report, Semiconductors Group, Fuji Electric Systems Co., Ltd. Fuji Electric Systems Co., Ltd., 2010.

[Shengmin et al., 2001] W. Shengmin, L.M. Keer, and H. Mavoori. Constitutive and damage model for a lead-free solder. *Journal of Electronic Materials*, 30(9):1190Ŕ1196, 2001.

[So et al., 2000] W.W. So, S. Choe, R. Chuang, and C.C.; Lee. A barrier metallization technique on copper substrates for soldering applications. pages 855 Ŕ 860. Electronic Components and Technology Conference, 2000.

[Sokolovs and Galkin, 2010] A. Sokolovs and I. Galkin. Matrix converter bi-directional switch power loss and cooling condition estimation for integrated drives. *Scientific Journal of Riga Technical University*, 27:138Ŕ141, 2010.

[Stolkarts et al., 2001] V. Stolkarts, L.M. Keer, and M. E. Fine. Constitutive and cyclic damage model of 63Sn-37Pb solder. *Journal of Electronic Packaging*, 123(4):351Ŕ355, 2001.

[Stouffer and Dame, 1996] S. Stouffer and L. T. Dame. *Inelastic Deformation of Metals: Models, Mechanical Properties, and Metallurgy*. Springer, Newyork,, 1996.

[Sun and Andrew, 2004] W. Sun and A.O. Andrew. A numerical study of fatigue life of copper column interconnections in wafer level packages. pages 318Ŕ323. Electronics Packaging Technology Conference, 2004.

[Thomas et al., 2010] G. Thomas, J. Calata, G. Lu, X. Chen, and S. Luo. Low-temperature sintering of nanoscale silver paste for attaching large-area (>100 mm^2) chips. volume 33, pages 98Ŕ104. IEEE Transactions on Components and Packaging technology, 2010.

[Tjong et al., 2001] S.C. Tjong, H.P. Ho, and S.T. Lee. The interdiffusion of Sn from AuSn solder with the barrier metal deposited on diamond. *Materials Research Bulletin*, 36(1-2):153Ŕ160, 2001.

[Tolbert et al., 2001] L.M. Tolbert, B. Ozpineci, S.K. Islam, and F.Z. Peng. Impact of SiC power electronic devices for hybrid electric vehicles. Technical report, The University of Tennessee Oak Ridge National Laboratory Oak Ridge Institute for Science and Education Michigan State University, 2001.

[Wade et al., 2006] M. Wade, P. Muret, F. Omnès, and A. Deneuville. Technology and electrical properties of ohmic contacts and schottky diodes on homoepitaxial layers grown on (100) diamond surfaces. *Diamond and Related Materials*, 15:614Ŕ617, 2006.

[Wang and Panton, 2006] D.J. Wang and R.L. Panton. Experimental study of void formation in eutectic and lead-free solder bumps of flip-chip assemblies. *Journal of Electronic Packaging*, 128(3):202Ŕ207, 2006.

[Weber and Anand, 1990] G. Weber and L. Anand. Finite deformation constitutive equations and a time integration procedure for isotropic, hyperelastic-viscoplastic solids. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 79(2):173Ŕ202, 1990.

[Werner et al., 1995] M. Werner, O. Dorsch, H. U. Baerwind, E. Obermeier, C. Johnston, P. R. Chalker, and S. Romani. The effect of metallization on the ohmic contact resistivity to heavily B-doped polycrystalline diamond films. *IEEE Transactions on Electron Devices*, 42:1344Ŕ1351, 1995.

[Werner et al., 1996] M. Werner, C. Johnston, P. R. Chalker, S. Romani, and I. M. Buckley-Golder. Electrical characterization of Al/Si ohmic contacts to heavily boron doped polycrystalline diamond films. *Journal of Applied Physics*, 79:2535Ŕ2541, 1996.

[Williams et al., 2006] J. R. Williams, Johnson R. W., S.E. Mohney, and S.-H. Ryu. Contact metallization and packaging technology development for SiC bipolar junction transistors, pin diodes, and schottky diodes designed for long-term operations at 350ºC. Technical report, Auburn University_Space Research Institute The Pennsylvania State University Cree, Inc, 2006.

[Yamada et al., 2006] Y. Yamada, Y. Takaku, Y. Yagi, Y. Nishibe, I. Ohnuma, Y. Sutou, R. Kainuma, and K. Ishida. Pb-free high temperature solders for power device packaging. *Microelectronics Reliability*, 46:1932Ŕ1937, 2006.

[Yamada et al., 2007] Y. Yamada, Y. Takaku, Y. Yagi, I. Nakagawa, T. Atsumi, M. Shirai, I. Ohnuma, and K. Ishida. Reliability of wire-bonding and solder joint for high temperature operation of power semiconductor device. *Microelectronics Reliability*, 47:2147Ŕ2151, 2007.

[Yang et al., 2004] X. Yang, C.L Chow, and K. J. Lau. Time integration algorithm for a cyclic damage coupled thermo-viscoplasticity model for 63Sn-37Pb solder applications. *Journal of Electronic Packaging*, 126(1):148Ŕ158, 2004.

[Ye et al., 2002] H. Ye, M. Lin, and C. Basaran. Failure modes and FEM analysis of power electronic packaging. *Finite Elements in Analysis and Design*, 38(7):601Ŕ612, 2002.

[Yin et al., 2007] J. Yin, Z. Liang, and J. Van wyk. High temperature embedded sic chip module (ECM) for power electronics applications. volume 22, pages 392Ŕ398. IEEE transactions on power electronics, 2007.

[Yokozuka et al., 2007] T. Yokozuka, C.C. Lee, and J.S. Kim. Fluxless bonding of silicon to Ag-cladded copper using Sn-based alloys. *Materials Science and Engineering*, 458(1,2):116Ŕ122, 2007.

[Yunus et al., 2003] M. Yunus, K. Srihari, J.M. Pitarresi, and A. Primavera. Effect of voids on the reliability of BGA/CSP solder joints. *Microelectronics Reliability*, 43:2077Ŕ2086, 2003.

[Zèanh et al., 2008a] A. Zèanh, O. Dalverny, M. Karama, E. Woirgard, S. Azzopardi, A. Bouzourene, J. Casutt, and M. Mermet-Guyennet. Proposition of IGBT modules assembling technologies for aeronautical applications. International Conference on Integration of Power Electronics Systems, 2008.

[Zèanh et al., 2008b] A. Zèanh, O. Dalverny, M. Karama, E. Woirgard, S. Azzopardi, A. Bouzourene, J. Casutt, and M. Mermet-Guyennet. Thermomechanical modelling and reliability study of an IGBT module for an aeronautical application. International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems, 2008.

[Zavaliangos and Anand, 1991] A. Zavaliangos and L. Anand. Towards a capability for predicting the formation of defects during bulk deformation processing. volume 40, pages 267Ŕ271. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 1991.

[Zavaliangos and Anand, 1993] A. Zavaliangos and L. Anand. Thermo-elasto-viscoplasticity of isotropic porous materials. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 41(6):1087Ŕ1118, 1993.
[Zavaliangos, 1992]A. Zavaliangos. *elasto-viscoplasticity of isotropic porous materials*. PhD thesis, Massachusetts Institute Of Technology, 1992.

[Zelmat, 2006] S. Zelmat. *Etude des propriétés électriques d'un matériau polyimide à haute température : application à la passivation des composants de puissance en carbure de silicium*. PhD thesis, Université Paul Sabatier, 2006.

[Zhang and Lu, 2002] Z. Zhang and G. Lu. Pressure-assisted low-temperature sintering of silver paste as an alternative die-attach solution to solder reflow. volume 25. IEEE Transactions on Electronics Packaging Manufacturing, 2002.

Résumé

L'utilisation du diamant comme composant d'électronique de puissance est une perspective intéressante tant en ce qui concerne les applications hautes température que forte puissance. La problématique principale de ces travaux réalisés dans le cadre du programme Diamonix, réside dans l'étude et l'élaboration d'un packaging permettant la mise en œuvre d'une puce diamant devant fonctionner à des températures variant entre -50°C et 300°C. Nous nous sommes intéressés au choix des matériaux de connexion de la puce avec son environnement. Suite à l'étude bibliographique, nous proposons différentes solutions de matériaux envisageables pour le substrat métallisé, les brasures et les métallisations. Dans un second temps, les différents éléments ont été réalisés puis caractérisés à partir d'essais de nanoindentation et de nanorayage. Des essais mécaniques ont permis de caractériser le comportement élastoviscoplastique et l'endommagement des brasures. Ces derniers essais ont servi de base expérimentale à l'identification des paramètres d'un modèle de comportement viscoplastique couplé avec l'endommagement et qui a été spécialement élaboré pour cette étude. Le modèle de comportement a été implémenté dans un code de calcul par éléments finis via une sous-routine. Il permet notamment de simuler le processus de dégradation d'un assemblage. Enfin, ce modèle de comportement a été mis en œuvre dans des modélisations thermomécaniques de différentes configurations de véhicules test.

Mots clefs : *packaging électronique de puissance, diamant, viscoplasticité, endommagement, MEF, brasures, métallisations, haute température.*

Abstract

Use of diamond as constitutive component in power electronics devices is an interesting prospect for the high temperature and high power applications. The main challenge of this research work included in the Diamonix program is the study and the elaboration of a single-crystal diamond substrate with electronic quality and its associated packaging. The designed packaging has to resist to temperatures varying between -50°C and 300°C. We contributed to the choice of the connection materials intended to be used in the final test vehicle and which can handle such temperature gaps. In the first part, we present a state-of-the-art of the various materials solutions for extreme temperatures. Following this study, we propose a set of materials which considered as potential candidates for high temperature packaging. Special focus is given for the most critical elements in power electronic assemblies which are metallizations and solders. Once the materials choice carried out, thin substrate metallizations, solders and DBC coatings are studied using nanoindentation and nanoscratch tests. Mechanical tests were also carried out on solders to study their elastoviscoplastic and damage behavior. The experimental results are used as database for the identification of the parameters of the viscoplastic model coupled with a porous damage law, worked out for the case of solders. The behavior model is implemented as a user subroutine UMAT in a FE code to predict the degradation of a 2D power electronic assembly and various materials configuration for a 3D test vehicle.

Keywords: power electronics packaging, diamond, viscoplasticity, damage, FEM, solder joints, metallization, high temperature.