

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique



Ecole Nationale Polytechnique
Département de Métallurgie
Laboratoire des Sciences et
Génie des Matériaux



Thèse de Doctorat en Sciences des Matériaux

Adhérence et comportement mécanique
des multimatériaux à base de l'A-U4G et A-G3

Présentée par Abdallah SADKI

Sous la direction du Professeur Nadir MESRATI

Soutenue publiquement le 01/07/2018

Composition du Jury :

Président	M. Mohamed Elamine	DJEGHLAL	Professeur	ENP
Examineur	M. Mohamed	CHITROUB	Professeur	ENP
Examineur	M. Mourad	KEDDAM	Professeur	USTHB
Examinatrice	Mme Baya	ALILI	Professeur	USTHB
Examineur	M. Abdelhamid	SADEDDINE	MCA	U. Béjaia
Rapporteur	M. Nadir	MESRATI	Professeur	ENP

ENP 2018

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique



Ecole Nationale Polytechnique
Département de Métallurgie
Laboratoire des Sciences et
Génie des Matériaux



Thèse de Doctorat en Sciences des Matériaux

Adhérence et comportement mécanique
des multimatériaux à base de l'A-U4G et A-G3

Présentée par Abdallah SADKI

Sous la direction du Professeur Nadir MESRATI

Soutenue publiquement le 01/07/2018

Composition du Jury :

Président	M. Mohamed Elamine	DJEGHLAL	Professeur	ENP
Examineur	M. Mohamed	CHITROUB	Professeur	ENP
Examineur	M. Mourad	KEDDAM	Professeur	USTHB
Examinatrice	Mme Baya	ALILI	Professeur	USTHB
Examineur	M. Abdelhamid	SADEDDINE	MCA	U. Béjaia
Rapporteur	M. Nadir	MESRATI	Professeur	ENP

ENP 2018

DEDICACES

DEDICACES

A la mémoire de mon père **Ahmed**, mon oncle **Djelloul** et de ma sœur **Fatma** sans oublier mon très cher ami **ARROUS Djilali** et à ma mère **Achoura** disparue le 17/08/2018 juste après la soutenance de Doctorat ;

Aux êtres qui me sont les plus chers :

Ma mère Achoura pour tous ses sacrifices malgré son âge très avancé à l'époque ;

Mes frères, pour leurs dévouements ;

Mes beaux-parents, pour leur compréhension ;

Aux enfants de ma sœur qui me sont restés très attachés ;

A ma femme Houria qui, sans elle, je ne serai pas arrivé à ce stade scientifique ;

A mes enfants et leurs petites familles qui ont su trouver les mots, au bon moment, pour me surpasser ;

A Monsieur VALIN Bernard, son épouse BALLET Jocelyne, pour leur prise en charge, leur suivi pédagogique continu et leurs encouragements permanents. Je n'oublie pas leur fille **Mathilde** ;

A Mohand Amokrane BRADAI et sa famille, pour tout ce qu'il a fait pour moi.

Je dédie ce modeste travail.



Abdallah SADKI

REMERCIEMENTS

REMERCIEMENTS

En premier, je remercie le bon Dieu tout Puissant pour m'avoir donné la patience, la santé et le courage durant ces années de mémoire pour accomplir ce modeste travail. Dieu Merci.

Cette humble étude a été effectuée dans le laboratoire de Sciences et Génie des Matériaux (Département Métallurgie) de l'Ecole Nationale Polytechnique / Alger.

Je tiens à exprimer et à remercier très sincèrement Monsieur Mohamed Elamine DJEGHLAL, Professeur à l'Ecole Nationale Polytechnique / Alger, pour l'honneur qu'il m'a fait de présider le jury de ma thèse.

Ce résultat obtenu est le fruit d'un travail effectué sous la Direction de Monsieur Nadir MESRATI, Professeur à l'Ecole Nationale Polytechnique / Alger et Directeur Chargé des Affaires Pédagogiques auprès de l'Ecole Supérieure des Techniques de l'Aéronautique (ESTA/Alger). Je tiens à le remercier pour toute la confiance qu'il m'a témoignée ainsi que pour tous les conseils utiles et le soutien toujours permanent qu'il m'a toujours apportés tout au long de cette étude. Etre doctorant ou tout simplement travailler sous la direction de Monsieur le Professeur N. MESRATI, à qui j'exprime mes plus sincères remerciements pour m'avoir accueilli au sein de l'équipe qu'il anime, pour ses compétences et sa gentillesse ainsi que pour les précieux moments qu'il m'a consacrés, est plus qu'un honneur. Ses conseils, sa grande sagesse et son esprit scientifique ouvert de critique et de synthèse ont largement contribué à la réalisation de ce travail. Je ne vous en remercierai jamais assez.

Cette thèse n'aurait pas vu le jour sans la générosité et la patience de Messieurs BRADAI Mohand Amokrane et RASSIM Younès de l'Université Béjaïa , que je veux vivement remercier et leurs exprimer ma profonde reconnaissance de m'avoir accueilli virtuellement dans leur propre laboratoire et d'avoir suivi ce travail avec tant de rigueur, aussi, pour le temps et la confiance qu'ils m'ont accordés tout au long de ces trop longues années de thèse, d'avoir cru en mes capacités et de m'avoir fourni de bonnes conditions de travail, même à distance leur soutien m'ayant permis de mener à bien ce travail. Merci encore.

Je tiens à exprimer à Messieurs Mohamed CHITROUB, Professeur à l'Ecole Nationale Polytechnique / Alger et Chef de Département Métallurgie ainsi que Abdelhamid SADEDDINE, Maître de Conférences A à l'Université de Bejaïa, toute ma gratitude de m'avoir permis de bien mener cette étude. Je les remercie vivement pour leurs précieux conseils et l'intérêt particulier qu'ils ont manifesté à cette thèse, et qui, aujourd'hui encore ont bien voulu accepter d'examiner ce modeste travail et de faire partie du jury.

Je suis également très reconnaissant envers Monsieur Mourad KEDDAM et Madame Baya ALILI, Professeurs à l'Université des Sciences et Technologies Houari Boumediene / Alger pour l'intérêt qu'ils portent à ce travail en acceptant de faire partie du jury de cette thèse.

Que Monsieur Mohamed DAMOU, trouve ici l'expression de ma très sincère reconnaissance pour l'intérêt qu'il a toujours porté à la recherche. Qu'il me soit permis de lui exprimer encore une fois ma profonde reconnaissance, ma gratitude pour sa bienveillante attention et ses multiples conseils qui m'ont permis de mener à bien ma carrière professionnelle. Encore une fois de plus, malgré sa très grande charge de son calendrier de travail (même retraité), il a tenu à accepter d'assister à la soutenance. C'est un grand honneur pour moi de l'avoir eu comme enseignant puis comme responsable dans le domaine de la recherche-développement en aéronautique. J'en suis très fier à ce jour et je ne l'en remercierai jamais assez.

Que tous les enseignants du Département Métallurgie de l'Ecole Nationale Polytechnique / Alger, trouvent ici l'expression de mes sincères reconnaissances pour m'avoir permis d'être parmi eux où toutes les portes m'ont été grandes ouvertes et pour tous les efforts et les encouragements qu'ils n'ont cessés de me prodiguer depuis mon arrivée à l'Ecole. Je ne peux ne pas aujourd'hui avoir une pensée à tous les enseignants que j'ai eus le plaisir et la chance d'avoir le long de toute ma scolarité dont le souvenir reste toujours présent. Je ne vous oublierai jamais avec une pensée toute particulière à mes deux cheikhs de la Medersa.

Ma rencontre, à ma dernière année de l'école primaire de Sidi-Ghilès / Cherchell, avec un jeune couple d'enseignants français dont le mari est venu effectuer son service national sous forme civil, a été, je pense pour beaucoup dans ma carrière professionnelle qui a suivi après. Que Monsieur VALIN Bernard et Madame BALLEET Jocelyne, son épouse, trouvent ici toute ma profonde reconnaissance pour tout ce qu'ils ont entrepris pour moi. Les mots ne suffisent pas pour les remercier mais je leur dirai : je ne vous oublierai jamais.

Que tous les amis de la promotion de la post-graduation (magistère) soient rassurés de ma plus vive sympathie pour l'amitié que je garde (malgré la différence d'âge) et l'aide qu'ils m'ont témoignée pendant toute l'année que nous avons passée ensemble et par la suite dès que l'occasion s'y présente, et leur souhaite une bonne carrière professionnelle pleine de santé, beaucoup de santé et aussi de réussite.

Je désire associer l'ensemble des éléments de l'Unité de Recherche & Développement – Structures et Matériaux Aéronautiques et de l'Ecole Supérieure des Techniques de l'Aéronautique / Dar-El-Beida, d'abord pour avoir sincèrement été à la hauteur de mes espérances et avoir eu à se surpasser dans les moments oh ! combien difficiles et ensuite pour leurs encouragements et leurs aides à la réussite de cette thèse. Qu'ils trouvent ici l'expression de mes plus sincères et cordiales amitiés.

Que Monsieur le Général Mohamed FRAOUCENE, Commandant l'Ecole Supérieure des Techniques de l'Aéronautique, trouve ici l'expression de ma très sincère reconnaissance pour l'intérêt qu'il a toujours porté à mon travail. Encore une fois de plus, malgré sa très grande charge de son calendrier de travail et ses hautes responsabilités, il a tenu à accepter d'assister à la soutenance. C'est un grand honneur pour moi et sa présence n'a fait que m'encourager.

Que Monsieur A. BOUKLI et le collectif des travailleurs de l'entreprise Algérie Métallisation ainsi que Monsieur le Colonel MOKHBI Rédha, Directeur de l'Unité de Fabrication Industrielle et sa femme HALIMI Amel qui n'ont ménagé aucun effort lors de la réalisation des travaux expérimentaux, trouvent ici tous mes sincères remerciements.

Très particulièrement, je tiens à exprimer exceptionnellement tous mes remerciements à ma petite famille (ma femme et mes enfants). Je suis tout à fait conscient de la chance que j'ai eue d'avoir des personnes aussi disponibles et ouvertes d'esprit. J'ai énormément appris à leurs côtés car on ne cesse jamais d'apprendre même du plus petit que soi. Encore merci pour leurs conseils, leur soutien et la confiance qu'ils m'ont manifesté tout au long de ce travail. A vrai dire, je ne saurais jamais les remercier assez....

Enfin, je ne peux manquer de remercier sincèrement et chaleureusement tous ceux qui ont contribué de près ou de loin à la réalisation de ce modeste travail.



Abdallah SADKI est né le 21/03/1955 à Menaceur W. Tipaza. Il a obtenu son Baccalauréat série "Technique Mathématiques" en juin 1976. IL est Ingénieur d'État en Génie Mécanique, option "Machines Thermiques" de l'École Militaire Polytechnique de Bordj El-Bahri (Alger) en juin 1981. Il a obtenu le diplôme de Magistère en "Génie Métallurgie" de l'École Nationale Polytechnique d'El-Harrach (Alger) en octobre 1998. Il a été inscrit en Doctorat en "Sciences des Matériaux" à la même École depuis 1999.

الخلاصة

والغرض من هذه الدراسة هو دراسة التصاق X10CrMnNi18-8-5 نوع الأوستنيتي الفولاذ المقاوم للصدأ الطلاء المودعة على ركائز مختلفة من سبائك الألومنيوم مثل: AG3 و AU4G باستخدام قوس طريقة الرش الحراري. كهربائي الدور الرئيسي لهذه الطلاءات هو تحسين خصائص السطح، وخاصة مقاومة للتآكل وارتداء. وأجريت اختبارات التصاق باستخدام الانحناء من 4 نقاط، والانحناء 3 نقاط والاختبار غير المدمرة. يتم إجراء قياسات ميكروودوريس، تحت حمولة من 200 غرام، على الأسطح المصقول من هذه الودائع. تم تحليل هيكل، المجهرية والتراكيب من مراحل مختلفة من الطلاء تم الحصول عليها من قبل MO، MEB، EDS و DRX. وأظهرت نتائج سيم أن المجهرية من الطلاء (ASTM 301) كثيفة وتظهر مورفولوجيا رقائعية متجانسة مع وجود المسامية والجسيمات غير المطحون. الطيف زرد من الطلاء الفولاذ المقاوم للصدأ يكشف عن المرحلة الرئيسية المقابلة للحل الصلب من الوجه المركب تركيز الوجه (CFC) ووجود نسبة صغيرة من شكل مستحلب γ -Fe₂O₃ ونوع الأكاسيد FeO. وأظهرت نتائج اختبارات الانحناء أربع نقاط أن الطاقة الكسر بينية G_{IC} من النظام المركب B (الركيزة AU4G / طبقة الفرز 75E / ودائع الفولاذ المقاوم للصدأ) هو ثلاث مرات أكبر من النظام المركب A (الركيزة AG3 / الطبقة الفرعية 75E / ودائع الفولاذ المقاوم للصدأ). **كلمات مفتاحية** سبائك الألومنيوم - طئية - الرش الحراري - التزام - الضوابط غير المدمرة.

Abstract

The present investigation has been conducted to study the adhesion of X10CrMnNi 18-8-5 (ASTM 301) austenitic stainless steel coatings deposited on two different substrates of aluminum alloys such as A-U4G (ASTM 2017A) and A-G3 (ASTM 5754) by using arc spraying process (APS). The main impovement of carried out that coating is to increase surface properties specially mechanical, corrosive and tribological properties. The adhesion tests were performed using 4-point bending, 3-point bending tests and non-destructive testing. The structure, microstructure and phase composition coatings were analyzed by optical microscopy (MO) scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive X-ray (EDS) and X-ray diffraction (XRD). The SEM showed that the dense microstructures of austenitic stainless steel coatings have a homogeneous lamellar morphology with the presence of porosities and unmelted particles. The XRD spectrum of coatings revealed the main phase corresponding the solid solution as face-centered cubic (fcc) structure and also the presence of small proportion of the metastable form γ -Fe₂O₃ and FeO oxides. The 4-point bending tests results showed that the critical interfacial fracture energy G_{IC} of the composite B namely (A-U4G (ASTM 2017A) /75E bond coat Ni-Al / deposit stainless steel ASTM 301) is three times greater than the composite A (A-G3 (ASTM 5754) /75E bond coat Ni-Al / deposit stainless steel ASTM 301).

Key words: Aluminium alloy, Coating, thermal projection, adherence, non-destructive control.

Résumé

La présente étude a pour objectif d'étudier l'adhérence des revêtements en acier inoxydable austénitique type X10CrMnNi18-8-5 (ASTM 301) déposés sur deux substrats différents d'alliages d'aluminium tels que : A-U4G (ASTM 2017A) et A-G3 (ASTM 5754) en utilisant le procédé de projection thermique à arc électrique. Le rôle principal de ces revêtements est d'améliorer les propriétés de surface, particulièrement, la résistance à l'usure et à la corrosion. Des essais d'adhérence ont été effectués en utilisant des essais de flexion quatre points, flexion 3-points et contrôles non destructifs. La structure, la microstructure et les compositions des différentes phases des revêtements obtenus ont été analysés par MO, MEB, EDS et DRX. Les résultats MEB ont montré que les microstructures des revêtements (ASTM 301) sont denses et présentent une morphologie lamellaire homogène avec la présence de porosités et de particules non fondues. Le spectre DRX des revêtements en acier inoxydable révèle une phase principale correspondant à la solution solide de structure cubique à faces centrées (CFC) et la présence d'une faible proportion de la forme métastable γ -Fe₂O₃ et des oxydes type FeO. Les résultats des essais de flexion quatre points ont montré que l'énergie de rupture interfaciale G_{IC} du composite B (Substrat A-U4G (ASTM 2017A) /sous couche d'accrochage Ni-Al (75E) /ASTM 301) est trois fois supérieure au composite A (Substrat A-G3 (ASTM 5754) /sous couche d'accrochage Ni-Al (75E) / ASTM 301).

Mots clés : Alliages d'aluminium, Revêtements, projection thermique, adhérence, CND.

TABLE DES MATIERES

SOMMAIRE

INTRODUCTION GENERALE	29
 PARTIE THEORIQUE	
Chapitre I. Choix des matériaux et caractéristiques.	
I.1 Introduction.....	34
I.2 Définition.....	34
I.3 Obtention de l'aluminium.....	35
I.3.1 La bauxite.....	35
I.3.2 L'alumine Al_2O_3	35
I.3.3 L'aluminium.....	35
I.4 Alliages d'aluminium.....	36
I.5 Constitution des alliages d'aluminium.....	36
I.5.1 Eléments de base.....	36
I.5.2 Eléments d'alliages.....	36
I.5.3 Eléments d'addition.....	36
I.5.4 Impuretés.....	37
I.6 Classification des alliages d'aluminium.....	37
I.6.1 Classification basée sur l'élément d'alliage.....	37
I.6.2 Classification basée sur le mode de transformation.....	37
I.7 Propriétés de l'aluminium et de ses alliages.....	39
I.7.1 Propriétés atomiques et cristallines.....	40
I.7.2 Propriétés thermiques.....	40
I.7.3 Légèreté.....	42
I.7.4 Résistivité électrique.....	42
I.7.5 Susceptibilité magnétique.....	42
I.7.6 Propriétés optiques.....	42
I.7.7 Propriétés mécaniques.....	42
I.7.8 Recyclage.....	42
I.7.9 Tenue à la corrosion.....	43
I.7.10 Solidité.....	43
I.7.11 Protection.....	43

I.8 Alliages d'aluminium utilisés en aéronautique.....	43
I.8.1 La production mondiale de l'aluminium.....	44
I.8.2 Les alliages de la série 2000 (aluminium + cuivre).....	45
I.8.3 Les alliages de la série 4000 (aluminium + silicium).....	45
I.8.4 Les alliages de la série 5000 (aluminium + magnésium).....	46
I.8.5 Les alliages de la série 6000 (aluminium + magnésium + silicium).....	46
I.8.6 Les alliages de la série 7000 (aluminium + zinc).....	46
I.9 Domaines d'applications de l'aluminium.....	46
I.9.1 Automobiles.....	46
I.9.2 Transports aérospatiaux.....	47
I.9.3 Armement et équipements militaires.....	47
Chapitre II. Procédés des traitements de surfaces	
II.1 Introduction.....	50
II.2 La surface.....	50
II.3 Traitement de surface.....	50
II.4 Les principales techniques utilisées en traitements de surface.....	51
II.5 Objectifs des traitements de surface.....	51
II.6 Préparations des surfaces.....	52
II.7 La projection thermique.....	52
II.7.1 Introduction.....	52
II.7.2 Principe général de la projection	53
II.7.3 Les différentes techniques de la projection.....	54
II.7.3.1 Projection à l'arc électrique.....	54
II.7.3.2 Projection par flamme.....	56
II.7.3.3 Projection plasma.....	57
II.7.4 Les matériaux de projection.....	59
II.8 Types de revêtements.....	60
II.8.1 Les revêtements monocouche.....	60
II.8.2 Les revêtements bicouches.....	60
II.8.3 Les revêtements multicouches.....	60
II.9 Propriétés des multimatériaux.....	61
II.9.1 Mouillabilité et énergie d'adhésion	61
II.9.1.1 Energie d'adhésion.....	61
II.9.1.2 Mouillabilité.....	61

II.9.2 Diffusion.....	62
II.9.3 Liaisons interatomiques.....	62
II.9.4 Ancrage mécanique.....	62
II.10 Applications actuelles.....	63
II.11 Paramètres influents en projection thermique.....	64
II.12 Caractéristiques générales des dépôts	64
II.12.1 Microstructures.....	64
II.12.2 Teneurs en oxydes et porosités.....	65
II.12.3 Adhérence et dureté.....	65
II.13 Première image de la fissure : observation à l'œil nu.....	66

PARTIE EXPERIMENTALE

Chapitre III. Matériaux et techniques expérimentales.

III.1 Matériaux utilisés.....	70
III.1.1. Substrats.....	70
III.1.2. Dépôts.....	72
III.1.3. Préparation des échantillons.....	72
III.2. Projection thermique à arc électrique entre deux fils.....	74
III.3. Techniques de caractérisation des dépôts.....	77
III.3.1 Caractérisation microstructurale.....	77
III.3.1.1 Spectrométrie par fluorescence-X (Energy Dispersive X-Ray Fluorescence Spectrometry).....	77
III.3.1.2 Diffraction par les rayons-X (DRX).....	78
III.3.1.3 Microscopie optique (MO).....	79
III.3.1.4 Microscopie électronique à balayage (MEB).....	80
III.3.2 Caractérisation non destructive des multimatériaux.....	81
III.3.2.1 Rayons-X.....	81
III.3.2.2 Ultra-sons.....	83
III.3.2.3 Courants de Foucault.....	84
III.3.2.4 Traitement d'images.....	85
III.3.2.5 Contrôle par examen visuel.....	86

III.3.3	Caractérisation mécanique.....	87
III.3.3.1	Microdureté.....	87
III.3.3.2.	Essai de traction des multimatériaux élaborés.....	88
III.3.3.3	Flexion trois points.....	89
III.3.3.4	Flexion quatre points.....	90
III.3.3.5	Test d'indentation.....	91
III.3.3.6	Test d'arrachement.....	92
III.3.4	Caractérisation tribologique.....	93
III.3.4.1	Le rugosimètre.....	93
III.3.4.2	Tribomètre utilisé.....	94

Chapitre IV : Résultats et discussions

IV.1	Introduction.....	96
IV.2.	Analyses structurales et microstructurales des dépôts réalisés.....	97
IV.2.1.	Caractérisations physico-chimiques du substrat et du matériau d'apport..	97
IV.2.2.	Microstructures des différents dépôts.....	99
IV.3.	Caractérisation non destructive des composites élaborés.....	102
IV.3.1.	Analyse radiographique	102
IV.3.2.	Analyse par courants de Foucault	102
IV.3.2.1	Composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301.....	102
IV.3.2.2.	Composite ASTM 5754/75E/ASTM 301.....	103
IV.3.3.	Analyse par traitement d'images	103
IV.4.	Caractérisation mécanique.....	105
IV.4.1.	Mesures de microduretés.....	105
IV.4.2.	Comportement mécaniques des composites étudiés.....	107
IV.4.2.1.	Cas du composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301.....	108
IV.4.2.2	Cas du composite ASTM 5754/75E/ASTM301.....	110
IV.4.3	Essai d'indentation des composites réalisés (traction).....	113
IV.4.4	Test de délaminage par flexion quatre points.....	115
IV.4.5.	Effet de la rugosité sur les énergies d'adhérence	117

IV.5. Caractérisation tribologique.....	121
IV.5.1. Paramètres d'essai en frottement-usure du revêtement.....	121
IV.5.2. Comportement en frottement-usure du revêtement.....	121
IV.5.2.1. Frottement et volume d'usure du revêtement	121
IV.5.2.2. Frottement et analyses physicochimiques des différents couples étudiés.....	122
CONCLUSION GENERALE.....	128
BIBLIOGRAPHIE.....	132
ANNEXES ARTICLES.....	143

LISTE DES TABLEAUX

Liste des tableaux

Chapitre I : Choix des matériaux et caractéristiques

Tableau I.1 : L'effet des éléments d'alliages de l'aluminium.....	36
Tableau I.2 : Désignation des alliages d'aluminium corroyés.....	
Tableau I.3 : Classification d'alliages d'aluminium de fonderie.....	39
Tableau I.4 : Tension de vapeur de l'aluminium.....	40
Tableau I.5 : Variation du coefficient de dilatation thermique en fonction de la température.	
Tableau I.6 : Variation de la conductivité thermique en fonction de la température.....	41

Chapitre II : Procédés des traitements de surfaces

Tableau II.1 : Combinaison produits d'apport/procédés	59
Tableau II.2: Exemples d'applications de la projection thermique.....	63

Chapitre III : Matériaux et techniques expérimentales

Tableau III.1 : Composition chimique de l'AU4G	70
Tableau III.2 : Propriétés de l'AU4G	71
Tableau III.3 : Composition chimique de l'AG3	71
Tableau III.4 : Propriétés de l'AG3	72
Tableau III.5 : Composition de la Thermanit.....	72
Tableau III.6. Paramètres de projection à l'arc électrique.....	76
Tableau III.7 : Paramètres utilisés lors du contrôle.....	83

Chapitre IV : Résultats et discussions

Tableau IV.1: Résultats de l'essai d'indentation interfaciale.....	114
Tableau IV.2 : Résultats de l'essai d'indentation interfaciale.....	120
Tableau IV.3 : Volume d'usure en fonction de la charge appliquée, cas du composite AU4G/NiAl/Thermanit.....	122

LISTE DES FIGURES

Liste des figures

Chapitre I : Choix des matériaux et caractéristiques

Figure I.1 : Maille élémentaire de l'aluminium.....	34
Figure I.2 : Principaux stades et flux dans la fabrication de l'aluminium.....	35
Figure I.3 : Taux d'utilisation des matériaux dans les structures d'avions.....	44
Figure I.4 : Quelques matériaux de structure dans un avion.....	44
Figure I.5 : Évolution de production mondiale d'aluminium.....]	45
Figure I.6 : Contenu d'aluminium dans les véhicules en Amérique du Nord, en Europe et au Japon [18].....	47

Chapitre II : Procédés des traitements de surfaces.

Figure II.1. Représentation des diverses techniques de traitement de surface	51
Figure II.2. Principe de la projection thermique	53
Figure II.3 : Pistolet à arc électrique	54
Figure II.4 : Revêtement de métal après projection à l'arc électrique.....	54
Figure II-5 : Représentation d'un pistolet à arc électrique.....	56
Figure II.6: Dispositif de projection à l'arc électrique.....	56
Figure II.7 : Principe de fonctionnement d'un pistolet flamme poudre	57
Figure II.8 : Revêtement par projection à la flamme	57
Figure II-9 : Projection thermique HVOF.....	57
Figure II.10 : Principe de fonctionnement d'un pistolet de projection plasma	58
Figure II.11 : Revêtement APS (Air Plasma Spraying) avec couche de liant Ni-Cr et couche de finition en oxyde de titane	58
Figure II.12: Projection plasma.....	59
Figure II.13 : Revêtements monocouches	60

Figure II.14 : Revêtements bicouches.....	60
Figure II.15 : Revêtement multicouche	60
Figure II.16 : Mouillabilité (goutte de Cécile)	61
Figure II.17 : Illustration de l'accrochage mécanique.....	63
Figure II.18 : Paramètres influents en projection thermique, exemple de la projection plasma.	
Figure II.19 : Schéma de la coupe d'un dépôt projeté.....	65
Figure II.20 : Propagation de fissures sur un pare-brise.....	66
Figure II.21 : Fissure de fatigue.....	67

Chapitre III : Matériaux et techniques expérimentales

Figure III.1 : Éprouvette utilisée en micrographie.....	73
Figure III.2 : Éprouvette de flexion 3 points.....	73
Figure III.3 : Eprouvette d'essais de traction cylindrique normalisée.....	74
Figure III.4 : Eprouvette de traction brute.....	74
Figure III.5 : Principe de fonctionnement d'un pistolet arc électrique.....	75
Figure III.6 : Pistolet de projection à arc électrique "Mark61".....	76
Figure III.7 : Photo de l'EDX-800HS.....	78
Figure III.8 : Diffraction d'une onde incidente par une famille de plans atomiques d'un cristal	
Figure III.9 : Diffractomètre de type "X'PERT-PRO".....	79
Figure III.10 : Dispositif du microscope optique "Leitz".....	80
Figure III.11 : Microscope Électronique à Balayage "QUANTA 600FEI".....	81
Figure III.12 : Tube à rayons X « ERESKO 65 MF2 ».....	82
Figure III.13 : Principe de fonctionnement du tube à rayons X.....	82
Figure III.14 : Diagramme d'instruction du choix des paramètres de travail.....	83
Figure III.15 : Principe de balayage lors du contrôle par ultrasons.....	84
Figure III.16 : Représentation de l'inspection par courants de Foucault.....	85
Figure III.17 : Exploitation de la technique de traitement d'images.....	85
Figure III.18 : Orientation de l'angle de vue pour un contrôle visuel classique.....	87
Figure III.19 : Dispositif utilisé pour la mesure de la microdureté.....	87
Figure III.20 : Schéma d'empreinte de pénétrateur.....	88
Figure III.21 : Image expérimentale du type de rupture lors de l'essai de traction	88

Figure III.22: Eprouvette de flexion 3 points du Multimatérial élaboré.....	89
Figure III.23: Machine de traction utilisée.....	89
Figure III.24 : Schéma de l'essai de flexion 4-points.....	90
Figure III.25 : Machine de traction-compression " ZWICK/Roell".....	91
Figure III.26 : Banc d'essai de flexion 4-points.....	91
Figure III.27 : Schéma du dispositif d'essais d'arrachement.....	92
Figure III.28 : La machine de traction "INSTRON"	93
Figure III.29 : Rugosimètre type HOMMEL Tester T500.....	94
Figure III.30 : Tribomètre bille-plan	94

Chapitre IV : Résultats et discussions

Figure IV. 1 : Micrographie des interfaces des composites étudiés	
a- ASTM 2017A/75E/ASTM 301, b- ASTM 5457/75E/ASTM 301.....	98
Figure IV.2 : Diffractogramme des rayons X du fil en acier inoxydable.....	99
Figure IV.3 : Analyse EDAX du métal d'apport en acier inoxydable.....	99
Figure IV.4: Diffractogramme des rayons X de la surface du dépôt en acier inoxydable, après projection.	100
Figure IV.5 : Image par microscopie électronique des différents systèmes composites A et C	101
Figure IV.6 : Eprouvette de traction réalisée par projection thermique.....	102
Figure IV.7 : Composite ASTM 5754/75E/ASTM 301.....	102
Figure IV.8 : Composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301	102
Figure IV.9 : Analyse par CF du composite base ASTM 2017A. Distance de projection=10 cm.....	103
Figure IV.10 : Analyse par CF du composite base ASTM 5754. Distance de projection=10 cm	103
Figure IV.11 : Taux de porosité en fonction de la distance de projection. Composite à base de l'ASTM 2017A.....	104
Figure IV.12 : Taux de porosité en fonction de la distance de projection. Composite à base de l'ASTM 5754.....	104
Figure IV.13 : Taux d'oxyde en fonction de la distance de projection. Composite à base de l'ASTM 2017A.....	105

Figure IV.14 : Taux d'oxyde en fonction de la distance de projection.	
Composite à base de l'ASTM 5754.....	105
Figure IV.15: Microdureté HV0.2 pour les différents matériaux utilisés	106
Figure IV.16 : Profils de microdureté HV0.2 des systèmes composites réalisés.....	107
Figure IV.17 : Comportement mécanique du composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301 b-délaminage du revêtement	108
Figure IV.18 : Comportement en traction des composites A et B à base ASTM 2017A .	109
Figure IV.19 : Comportement mécanique du composite ASTM 5754/75E/ASTM 301 b-délaminage du revêtement	110
Figure IV.20 : Comportement en traction des composites C et D à base de l'ASTM 5754	111
Figure IV.21 : Comportement comparatif en traction des composites à base de l'ASTM 2017A et l'ASTM 5754 revêtus	112
Figure IV.22 : Indentation du système composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301.....	113
Figure IV.23 : Mesures de l'essai d'indentation interfaciale du composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301	113
Figure IV.24 : Indentation du système composite ASTM 5754/75E/ASTM 301.....	114
Figure IV.25 : Mesures de l'essai d'indentation interfaciale du composite ASTM 5754/75E/ASTM 301.....	114
Figure IV.26: Schéma présentant la géométrie d'un essai de flexion 4-points sur éprouvette pré-entaillée.....	115
Figure IV.27 : Evolution de la charge-déplacement durant l'essai de flexion quatre points pour l'ASTM 2017A/75E/ASTM 301.....	116
Figure IV.28 : Flexion 4 point de l'éprouvette ASTM 2017A/75E/ASTM301 (a et b) Délaminage interfacial représenté par le segment A-B, (c) Propagation de la fissure .	117
Figure IV.29: Énergie de rupture interfaciale critique en fonction de la rugosité pour les interfaces des composites ASTM 2017A/75E/ASTM 301, ASTM 2017A/75E/Zn + MgZn2/ASTM 301 et ASTM 2017A/ASTM 301.....	118
Figure IV.30 : Énergie de rupture interfaciale critique en fonction de la surface de rugosité, cas du composite ASTM 5754 /75E/ ASTM 301.....	119
Figure IV.31 : Mesures de l'essai d'indentation interfaciale du composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301.....	120

Figure IV.32 : Mesures de l'essai d'indentation interfaciale du composite ASTM 5754/75E/ASTM 301.....	121
Figure IV.33: Représentation schématique de la trace d'usure.....	122
Figure IV.34 : Image MEB de la trace d'usure du couple Thermanit/NiAl/AU4G et analyse en EDAX, F=40N et V= 60 tr/min.....	123
Figure IV.35: Image MEB de la trace d'usure du couple Thermanit/NiAl/AU4G et analyse en EDAX. F=70N et V= 60 tr/min.....	124
Figure IV.36 : Image MEB de la trace d'usure du couple Thermanit/NiAl/AU4G et analyse en EDAX. F=90N et V= 60 tr/min.....	125

LISTE DES ABREVIATIONS

Liste des abréviations

HVOF : High Velocity Oxygen Fuel)

EDX : Spectroscopie par fluorescence X (Energy Dispersive X-Ray fluorescence spectrometry)

DRX : Diffraction par les rayons X (DRX)

MO : Microscopie Optique (M.O)

MEB : Microscope Électronique à balayage (M.E.B)

Ni-Al : Sous couche d'accrochage ou 75E

Dépôt : Acier inoxydable ou Thermanit ou ASTM 301

A-U4G : Alliage d'aluminium ou ASTM 2017A

A-G3 : Alliage d'aluminium ou ASTM 5754

75E : Sous couche d'accrochage en NiAl

LISTE DES SIGLES

Liste des sigles

γ_D et Γ_s : Energies de surface du dépôt et du substrat

γ_{DS} : Energie d'interface Dépôt/Substrat

γ_{SG} : Energie de surface S/G

γ_{SL} : Energie de surface (tension interfaciale)

θ : Angle de contact

W_{adh} : Energie d'adhésion

λ : est la longueur d'onde du rayonnement incident

θ : l'angle d'incidence

d_{hkl} : la distance des plans (h, k, l)

n : un nombre entier

H_V : dureté Vickers exprimée en (Kg/mm^2)

P : la charge en (kg) appliquée par le pénétrateur

d : la longueur de la diagonale de l'empreinte en millimètre

μ : Coefficient de frottement est le rapport de la force tangentielle instantanée sur la force normale appliquée $F_T = \mu F_N$

V : volume d'usure

R : profondeur de la trace d'usure

L : longueur de la trace d'usure

b : largeur de la trace d'usure

INTRODUCTION GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

En construction aéronautique, l'impératif de légèreté fait que les conditions d'emploi des matériaux aéronautiques sont telles que toute modification dans la nature de l'alliage, de processus d'élaboration et de transformation et la gamme de mise en œuvre, se traduit par une variation importante du comportement en service de la cellule et du moteur de l'aéronef. Bien entendu, en règle générale, toute modification d'une propriété d'emploi se « paye » par l'abaissement d'une autre propriété toute aussi importante.

La multiplicité des paramètres à prendre en compte fait donc que le choix des propriétés aboutissant à un bon compromis en service est un problème technique délicat. En l'état actuel des choses, il a été constaté, d'après une enquête effectuée sur près de mille incidents majeurs c'est à dire ayant entraîné une indisponibilité de l'appareil que les matériaux concourent encore pour une part importante aux problèmes rencontrés en service. L'aluminium (ou plutôt l'ensemble des alliages d'aluminium) qu'utilise l'industrie aéronautique, occupe une part importante dans ce domaine avec des caractéristiques moyennes (mais résistant bien à la corrosion) et de leur mise en œuvre facile : par exemple une bonne tenue à la soudabilité.

Le but de ce travail est de cerner les problèmes des traitements de surfaces et de revêtements des alliages d'aluminium (A-U4G et A-G3) ou encore dénommés (ASTM 2017A et ASTM 5754) utilisés dans l'aéronautique, en particulier, sur certaines pièces importantes nécessitant à la fois un traitement contre la corrosion et l'usure.

Depuis toujours, l'aluminium et ses alliages ont été considérés comme des matériaux singulièrement résistants à la corrosion. Ils résistent notamment aux intempéries : à l'eau douce, à l'eau de mer et à de nombreux produits alimentaires et chimiques, à condition toutefois qu'on ait choisi convenablement le matériau, les traitements thermiques et le procédé d'assemblage. Néanmoins, et principalement en aéronautique, des protections sont effectuées sur les pièces utilisées. Il s'agit des protections cathodiques, chimiques, par peinture et bien sûr par le procédé d'anodisation (ou d'anodisation dure).

La surface de l'aluminium et ses alliages est recouverte d'une mince couche d'oxyde d' Al_2O_3 qui constitue en soi une protection naturelle (0,2 à 0,4 μ) du métal contre l'action des agents atmosphériques. Selon le cas, un traitement d'anodisation permet d'édifier la couche de protection jusqu'à environ 25 μ pour la décoration et la protection contre la corrosion, et à plus de 100 μ m par le procédé d'anodisation dure pour la protection contre la corrosion et

l'usure. Ce procédé de traitement de surface est le plus utilisé, suite aux différentes modifications et améliorations subies et ce depuis sa découverte en 1857.

Actuellement les multimatériaux prennent une place importante dans le monde industriel. Ceci est dû à leur apport en solution spécifique aux nombreux problèmes posés sur les phénomènes d'usure, de frottement et de corrosion. Néanmoins, leur élaboration reste un procédé complexe du fait que les matériaux de base prennent, au départ, de très grandes incompatibilités. Cependant, la complexité des structures des alliages utilisés, alliée à la complexité des poudres, rend difficile la maîtrise de tous les paramètres intervenant dans la qualité de la liaison.

Cette union, s'effectue par projection thermique qui donne à l'ensemble des propriétés des qualités insoupçonnées et extraordinaires. Des traitements de surface nombreux et variés ont été mis au point et sont utilisés industriellement pour faire face en particulier à ces exigences, notamment les dépôts par projection thermique. La projection thermique **est** devenue, ainsi, une technique mondialement appliquée. Son développement est dû à une industrie de pointe et elle est appliquée dans de nombreux domaines (aéronautique, isolements électriques, instruments de coupe...). Par ailleurs, la réalisation de cette union est fonction de la nature des matériaux utilisés c'est-à-dire alliages et poudres, de la possibilité d'une adhésion entre les matériaux et de la nature de cette adhésion. Pour certaines applications où des zones sont fortement sollicitées et où la résistance mécanique du substrat est faible, des revêtements épais (quelques centaines de microns) sont requis. Les techniques de projections thermiques, peuvent dans ce cas être utilisées. Elles consistent à introduire des particules solides (dont les diamètres sont de l'ordre de quelques dizaines de μ) dans une flamme ou un jet de plasma afin de les y accélérer et de les fondre avant qu'elles ne viennent s'écraser sur le substrat où elles forment un dépôt. Ce dernier est en fait constitué par un empilement de lamelles écrasées.

L'objectif de notre travail repose sur les considérations suscitées et consiste d'une part à élaborer des multi matériaux par projection thermique sur les substrats A-U4G et A-G3 et de choisir le produit (la poudre ou le fil) le mieux adéquat au phénomène de protection contre la corrosion et l'usure, et d'autre part à analyser le mode de protection (analyse de l'interface dépôt/substrat) par des différentes méthodes de caractérisations et de contrôles. Pour la réalisation des revêtements, nous avons déposé un acier inoxydable de nom industriel « Thermanit » sur deux alliages d'aluminium différents. Ce qui nous intéresse, c'est la qualité de l'interface (l'adhérence) entre les différentes couches et particulièrement entre le dépôt et le substrat. Ceci permettra sans nul doute une meilleure compréhension des phénomènes connexes liés à la nature physico-chimique et mécanique des matériaux.

Ainsi, afin de donner un aperçu global de ce travail, il a été jugé nécessaire et indispensable de le scinder en quatre chapitres. Le premier, en plus, de l'historique de l'obtention des alliages d'aluminium ainsi que de leurs caractéristiques principales et de leurs applications dans tous les domaines (l'automobile, l'industrie, l'aéronautique ...) et plus particulièrement l'A-U4G et l'A-G3, portera essentiellement sur la position du problème technique rencontré lors de la maintenance, révision générale ou révision moyenne et réparations des aéronefs. Dans ce cas précis, il sera évoqué le thème de la maintenance aéronautique, la place qu'occupe la fonction technique et ses objectifs. La protection des alliages d'aluminium par anodisation et anodisation dure sera également rappelée.

Le chapitre deux est consacré à l'histoire technologique des projections thermiques, aux méthodes de dépôt et les différents essais et caractérisations d'adhérence. En outre, il sera focalisé sur les différents paramètres de liaisons dépôt/substrat ainsi que sur la rugosité et le comportement mécanique.

Le chapitre trois est relatif aux techniques expérimentales qui porteront sur l'étude du comportement mécanique des multimatériaux étudiés. Il y est consacré la description des différentes techniques expérimentales utilisées pour la caractérisation des multimatériaux élaborés : physico-chimique, microstructure, tribologique et mécaniques. On y définit les protocoles expérimentaux suivis dans cette étude et basée, en grande partie, sur l'essai de flexion 3-points, flexion 4-points selon les différents états de surface choisis, suivi des essais d'indentation interfaciale et d'arrachement. Les essais de contrôles non destructifs seront présents dans ces caractérisations.

Enfin, dans un dernier chapitre, il est regroupé d'abord l'ensemble des procédures de caractérisations et ensuite l'essentiel des résultats obtenus par les différents essais réalisés avec leurs discussions.

Finalement, une conclusion générale clôt ce manuscrit, résumant les principaux résultats obtenus et développant quelques perspectives à l'ensemble de ce travail.

PARTIE
THEORIQUE

CHAPITRE I
CHOIX DES MATERIAUX ET
CARACTERISTIQUES

I.1. INTRODUCTION

L'aluminium a connu un développement spectaculaire depuis sa découverte en 1854 symbolisée par la présentation à l'académie des sciences, par voie chimiste Française Sainte Claire Deville, d'un petit lingot réalisé par voie chimique. Mais le véritable début de développement industriel de l'aluminium et ses alliages se produit en 1886 avec l'invention du procédé de l'électrolyse de l'aluminium par Paul Héroult en France et Charles Martin Hall aux Etats-Unis.

Un tel développement repose bien évidemment sur les propriétés particulières de l'aluminium qui est léger, tenace, résistant à la corrosion, conducteur de chaleur et de l'électricité, décoratif. Les alliages d'aluminium se prêtent également à tous les processus de mise en forme (laminage, filage, matriçage, moulage...) ainsi qu'aux différents modes de protections notamment les dépôts par projection thermique [1]. Ce dépôt est en fait constitué par un empilement de lamelles écrasées [2-3]. Ce qui explique leur utilisation aujourd'hui dans la plupart des grands marchés industriels (transports terrestres, maritimes ou aérospatiaux, bâtiment, électricité et mécanique...) [4].

I.2. DEFINITION

L'aluminium est un élément chimique, de symbole Al et de numéro atomique 13, classé dans le tableau de Mendeleïev dans le groupe IIIA, période 3, bloc P. C'est un malléable, de couleur argent (blanche lustre métallique), qui est remarquable pour sa résistance à l'oxydation et sa faible densité. C'est le métal le plus abondant de l'écorce terrestre et le troisième élément le plus abondant après l'oxygène et le silicium ; son existence ne fut prouvée qu'en 1808 par l'électro chimiste Sir Humphrey Davy, qu'il appela « aluminium », en électrolysant des sels fondus d'aluminium. Il représente en moyenne 8 % de la masse des matériaux de la surface solide de notre planète [5].

L'Aluminium se cristallise dans le réseau CFC et son paramètre de maille "a" est de 0,404 nm comme indiqué sur la **figure I.1**.

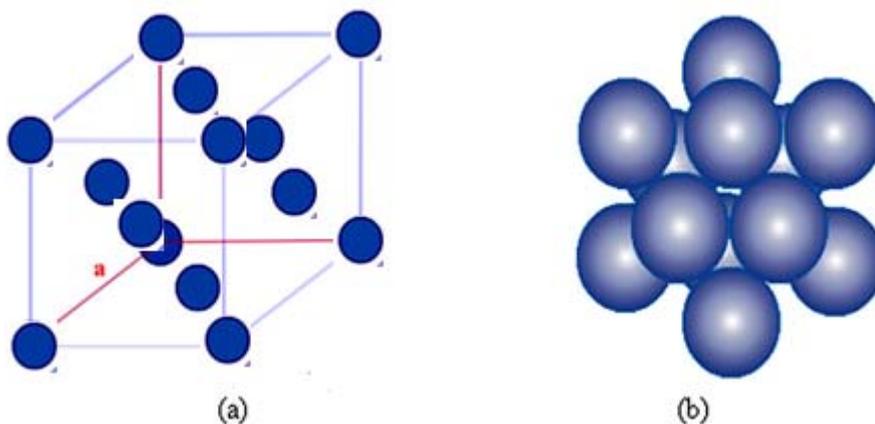


Figure I.1 : Maille élémentaire de l'aluminium.

I.3. OBTENTION DE L'ALUMINIUM

I.3.1. La bauxite

Les bauxites sont des roches riches en alumine (45 à 60%), 20 à 30 % d'oxyde ferrique Fe_2O_3 , le reste est formé de silice, d'oxyde de titane et d'eau. Elles constituent actuellement la source quasi exclusive de ce métal. C'est le seul minerai utilisé pour la production de l'aluminium [6].

I.3.2. L'alumine (Al_2O_3)

L'alumine est extraite de la bauxite par le procédé Bayer : la bauxite est broyée puis attaquée à chaud par de la soude. On obtient une liqueur qui après séparation des oxydes de fer et de silicium est envoyée dans des décomposeurs pour précipitation de l'alumine [6].

I.3.3. L'aluminium

L'aluminium est obtenu à partir de l'alumine par électrolyse dans une cuve comportant un garnissage en carbone (cathode).

Bien qu'en tonnage, la production d'aluminium ne représente qu'un peu plus de 2% de celle des aciers, ce métal (et les alliages qui en dérivent) arrive en seconde position concernant la production et l'utilisation des matériaux métalliques. L'aluminium doit cette place à un ensemble de propriétés qui, dans bien des circonstances, en font un matériau irremplaçable. Parmi celles-ci, les plus importantes sont résumées sur la **figure I.2** [7].

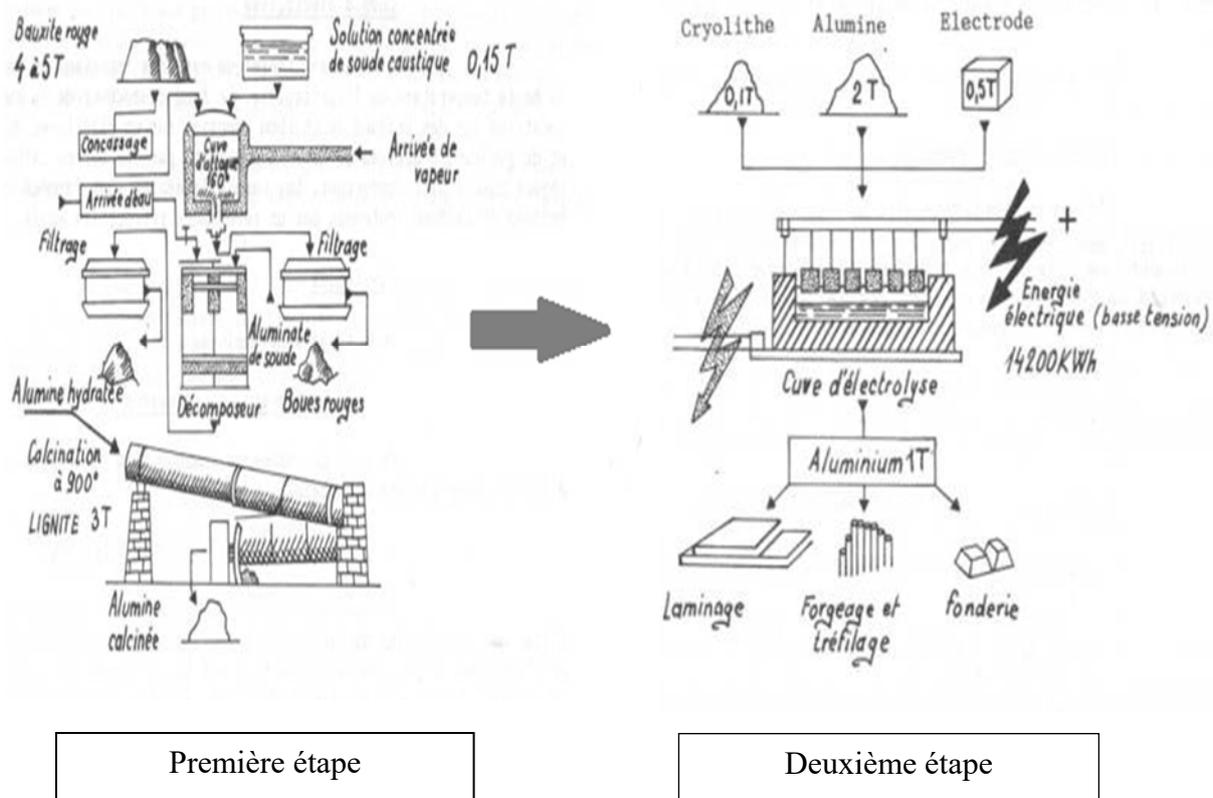


Figure I.2 : Principaux stades et flux dans la fabrication de l'aluminium.

I.4. ALLIAGES D'ALUMINIUM

Il existe environ 310 alliages d'aluminium différents. Certains alliages possèdent des caractéristiques mécaniques qui répondent très bien aux besoins du domaine aéronautique [9].

Les éléments ajoutés à l'aluminium, généralement en faible quantité, peuvent avoir pour objet d'améliorer sa coulabilité (Si, Pb, Bi...) ou son usinabilité, mais visent essentiellement à augmenter ses caractéristiques mécaniques.

Bien que la plupart des métaux et certains métalloïdes soient capables de former avec l'aluminium des solutions, les alliages d'aluminium sont en fait basés sur quelques systèmes seulement : Al-Cu, Al-Mn, Al-Mg, Al-Si, Al-Zn. Le **tableau I.1** montre l'effet des éléments d'alliages de l'aluminium.

Tableau I.1 : L'effet des éléments d'alliages de l'aluminium.

Eléments	Effets
Cuivre	Augmente la résistance mécanique
Manganèse	Augmente la résistance mécanique et modifie la granulométrie
Magnésium et Silicium	Augmente la résistance à la corrosion atmosphérique
Zinc	Augmente la résistance mécanique

I.5. CONSTITUTION DES ALLIAGES D'ALUMINIUM

Ils sont constitués de certains éléments.

I.5.1. Élément de base

L'aluminium, qui participe en une grande quantité dans cette constitution (le pourcentage de sa constitution varie d'un alliage à un autre mais qui reste toujours supérieur en le comparant aux autres constituants) [9].

I.5.2. Éléments d'alliages

Ils sont ajoutés en quantités de 1 à 7 % pour les alliages de corroyage, et jusqu'à 20 % dans les alliages de moulage. Ces éléments sont le Mg, Mn, Si, Cu et Zn, certains de ces éléments peuvent être ajoutés simultanément) [9].

I.5.3. Éléments d'addition

Ils sont ajoutés en plus faibles quantités (en générale environ 1 %) pour améliorer certaines propriétés telles que la finesse des grains, la trempabilité et la soudabilité. Les éléments d'addition classiques sont le Chrome, le Manganèse, le Nickel, le Plomb...etc [9].

I.5.4. Impuretés

Le fer et le silicium sont les deux principales impuretés utilisées, le rapport Fe/Si est environ de 2 % pour la plupart des alliages d'aluminium [6].

I.6. CLASSIFICATION DES ALLIAGES D'ALUMINIUM

Les alliages d'aluminium sont désignés à l'aide d'un système numérique de quatre chiffres. Ces quatre chiffres identifiant la composition chimique de l'alliage. Ce groupe de quatre chiffres est parfois suivi d'une lettre indiquant une variante nationale.

Les recherches menées dans le secteur de la métallurgie de l'aluminium, portant sur la composition, les gammes de transformation et les conditions des traitements thermiques ont poussé les chercheurs à proposer une large palette d'alliages qui peuvent être classés selon deux critères [10].

I.6.1. Classification basée sur l'élément d'alliage

Les principaux éléments additionnés à l'aluminium se résument généralement dans le cuivre, le manganèse, le magnésium, le silicium, le zinc et à un moindre degré, le nickel, le chrome, le cadmium, le bismuth, le fer, le titane, le zirconium et le cobalt. Ainsi, en plus de l'aluminium pur, dont la teneur est de 99,00 %, on reconnaît les sept grandes familles d'alliages suivantes :

- Aluminium sans élément d'addition : Série 1000 ;
- Aluminium + Cuivre : Série 2000 ;
- Aluminium + Manganèse : Série 3000 ;
- Aluminium + Silicium (Alliages de moulage) : Série 4000 ;
- Aluminium + Magnésium : Série 5000 ;
- Aluminium + Magnésium + Silicium : Série 6000 ;
- Aluminium + Zinc : Série 7000.

I.6.2. Classification basée sur le mode de transformation

On distingue les deux grandes classes d'alliages d'aluminium suivant leurs modes de transformation :

a) Les alliages d'aluminium pour corroyage

Ils sont des alliages à base d'aluminium destinés pour la majorité à être transformés par des techniques de déformation plastique à chaud ou à froid tels que le filage et laminage.

Classification des alliages d'aluminium corroyés : le premier chiffre indique l'élément d'alliage le plus important (Xxxx). Il est également utilisé pour désigner les différentes séries d'alliages d'aluminium telles que séries 1000, 2000 jusqu'à 8000. Le deuxième chiffre (xXxx), s'il n'est pas nul, indique s'il y a eu modification de l'alliage spécifique.

Les troisièmes et quatrièmes chiffres identifient un alliage spécifique dans la série. Par exemple, pour l'alliage 5183, le chiffre 5 indique qu'il s'agit d'un alliage de magnésium, le chiffre 1 indique qu'il s'agit de la première modification par rapport à l'alliage originel 5083 et le nombre 83 identifie l'alliage dans la série 5xxx. La seule exception dans la série est la série 1xxx (l'aluminium pur) où les deux derniers chiffres donnent la teneur en aluminium minimale au-dessus de 99%. L'alliage 1350 contient donc au moins 99.50% d'aluminium (voir tableau I-2).

Tableau I-2 : Désignation des alliages d'aluminium corroyés [10].

Série	Désignation	Élément d'alliage principal	Phase principale présente dans l'alliage
Série 1000	1XXX	99% d'aluminium au minimum	-
Série 2000	2XXX	Cuivre (Cu)	Al ₂ Cu – Al ₂ CuMg
Série 3000	3XXX	Manganèse (Mn)	Al ₆ Mn
Série 4000	4XXX	Silicium (Si)	-
Série 5000	5XXX	Magnésium (Mg)	Al ₃ Mg ₂
Série 6000	6XXX	Magnésium (Mg) et Silicium (Si)	Mg ₂ Si
Série 7000	7XXX	Zinc (Zn)	MgZn ₂
Série 8000	8XXX	Autres éléments	-
Série 9000	/	Non utilisé	-

b) Les alliages de moulage « fontes d'aluminium

Ils sont souvent appelés « alliages légers » du fait de leur masse volumique nettement inférieure à celles d'autres métaux utilisés dans l'industrie. Ils sont utilisés en fonderie pour la fabrication des pièces obtenues par la coulée du métal liquide dans des moules en sable (coulée en sable), des moules en acier, en fonte ou la coulée en coquille. Par ce procédé, on élabore des pièces aux formes plus ou moins complexes (poignées des portes et blocs moteurs).

Classification des alliages d'aluminium de fonderie : ce système contient trois chiffres plus une décimale (par ex. 356.0) ; Le premier chiffre (Xxx.x) désigne l'élément d'alliage principal. Les deuxièmes et troisièmes chiffres identifient l'alliage spécifique s'il s'agit d'une pièce moulée (.0) ou d'un lingot (.1 Ou .2). Voir le tableau I-3.

Tableau I-3 : Classification d'alliages d'aluminium de fonderie [10].

SÉRIES D'ALLIAGES	ÉLÉMENTS D'ALLIAGES PRINCIPAUX
1XX.X	99% d'aluminium minimum
2XX.X	cuivre
3XX.X	silicium + cuivre et/ou magnésium
4XX.X	silicium
5XX.X	magnésium
6XX.X	n'existe pas
7XX.X	zinc
8XX.X	étain
9XX.X	autres éléments

Parmi les alliages pour corroyage ou fonderie, on distingue :

c) Les alliages à durcissement structural (ou trempant) dans lesquels le durcissement est obtenu par une gamme de traitement thermique comportant une mise en solution vers 500 °C, une trempe suivie d'un revenu ou d'une maturation à température ambiante.

- Aluminium et cuivre, ou « AU », « duralumin ».
- Aluminium et zinc, ou « AZ », « zical ».
- Aluminium, magnésium et silicium, ou « almasilium ».

d) Les alliages non susceptibles de durcissement structural (ou non trempant) dans lesquels le niveau des caractéristiques mécaniques est obtenu par l'effet d'écrouissage dû aux déformations (laminage, filage...) ou par des recuits.

- Aluminium et silicium, ou « AS », « silumins », dont l'Alpax.
- Aluminium et magnésium, ou « AG », « duralinox ».

I.7. PROPRIETES DE L'ALUMINIUM ET DE SES ALLIAGES

On explique par un ensemble de propriétés (atouts décisifs) qui font que l'aluminium soit un matériau remarquable donc le plus choisi par les utilisateurs, en particulier dans le domaine de l'aéronautique et de l'aérospatial, du transport, de l'industrie électrique ...etc.

I.7.1. Propriétés atomiques et cristallines

Ces propriétés sont les suivantes [11] :

- Numéro atomique : 13 ;
- Masse atomique : 26,98 uma ;
- Principal isotope : ^{27}Al stable comprenant 14 neutrons et 13 protons ;
- Valence dans les composés chimiques : 3 ;
- Structure cristalline CFC stable à toute température.
- Paramètre cristallin : $4,049596 \times 10^{-10} \text{ m}$ à 25 °C ;
- Diamètre atomique : $2,86 \times 10^{-10} \text{ m}$;
- Volume atomique : $9,999 \times 10^{-6} \text{ m}^3$.

I.7.2. Propriétés thermiques

- **Fusion** : la température de fusion est d'environ 660°C pour un aluminium de pureté titrée à 99,996 %, l'intervalle de fusion est de (657 - 664 °C) pour un aluminium de pureté titrée de 99,00 à 99,50 %. L'enthalpie de fusion qui vaut $397 \text{ kJ} \cdot \text{kg}^{-1}$ [12].
- **Vaporisation** : la température d'ébullition est environ de 2500°C. La chaleur de vaporisation est de $10780 \text{ kJ} \cdot \text{kg}^{-1}$. À l'état liquide, l'aluminium a une très faible tension de vapeur à basse température, mais qui s'élève très vite avec celle-ci [12] (voir tableau 1-4).

Tableau 1-4 : Tension de vapeur de l'aluminium [12].

Tension de vapeur		Température
$7,4 \times 10^{-11}$	atm	à 727 °C
$3,0 \times 10^{-6}$	atm	à 1127 °C
$9,8 \times 10^{-4}$	atm	à 1527 °C
0,037	atm	à 1927 °C
0,728	atm	à 2427 °C

- **Dilatation thermique** : le coefficient de dilatation thermique (α_T) linéaire de l'aluminium vaut $23,1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ à la température de 20°C où la dilatation linéaire ($\Delta L/L_0$) égale à 0%, il varie en fonction de la température (Tableau 1-5).

Tableau 1-5 : Variation du coefficient de dilatation thermique en fonction de la température [12].

C.D. Thermique	Température
$8,1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	à $-198 \text{ }^{\circ}\text{C}$
$17,1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	à $-123 \text{ }^{\circ}\text{C}$
$20,2 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	à $-73 \text{ }^{\circ}\text{C}$
$24,9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	à $+127^{\circ}\text{C}$
$28,2 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	à $+327^{\circ}\text{C}$
$33,5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$	à $+527 \text{ }^{\circ}\text{C}$

- **Conductivité thermique** : la conductivité thermique est de $237 \text{ W m}^{-1}\cdot\text{k}^{-1}$ pour l'aluminium non allié à la température ambiante, elle varie en fonction de la température et l'élément d'alliage. L'aluminium est un très bon conducteur thermique, sa conductivité est inférieure de celle du cuivre (de 60 %). La conductivité thermique des alliages d'aluminium dépend de leur composition et de leur état métallurgique [12]. La conductivité thermique est de 237 W/m x K à la température ambiante. Elle varie en fonction de la température (Tableau 1-6).

Tableau 1-6 : Variation de la conductivité thermique en fonction de la température [9].

C. Thermique	Température
302 W/ m x K	à $-173 \text{ }^{\circ}\text{C}$
237 W/ m x K	à $+20 \text{ }^{\circ}\text{C}$
208 W/ m x K	à $+660 \text{ }^{\circ}\text{C}$ -état solide-
091 W/ m x K	à $+660 \text{ }^{\circ}\text{C}$ -état liquide-

Au-dessous de -173°C , la conductivité thermique de l'aluminium de pureté titrée à 99,99% et plus, est très sensible au niveau des impuretés.

I.7.3. Légèreté

L'aluminium est le plus léger de tous les métaux usuels après le magnésium, la masse volumique est comprises entre 2 696,6 et 2 698,8 kg/m³ à 25°C pour l'aluminium de titre supérieur à 99,99 % (soit presque trois fois moins que celle des aciers), et pour ses alliages elle est comprise entre 2600 et 2800 Kg /m³. Cette propriété lui permet d'être un matériau de premier choix pour de multiples utilisations ; aéronautique (Il constitue de ce fait 80 % du poids des avions actuels), transport et construction [12].

I.7.4. Résistivité électrique

L'aluminium conduit très bien l'électricité puisqu'il se place immédiatement après le cuivre dans les métaux communs. La résistivité électrique généralement admise pour l'aluminium de pureté titrée à 99,996 % est de $2,6548 \cdot 10^{-8} \Omega \cdot m$ à 25°C [13].

I.7.5. Susceptibilité magnétique

L'aluminium, du fait de sa valence impaire, est paramagnétique. La valeur généralement admise pour la susceptibilité magnétique spécifique à la température ambiante est égale à $0,6 \times 10^{-3} \text{mm}^3 \cdot \text{g}^{-1}$.

I.7.6. Propriétés optiques

L'aluminium poli présente un excellent pouvoir réflecteur qui varie avec la longueur d'onde. Dans le spectre visible, il est de l'ordre de 85 à 90 %. Cette propriété peut être améliorée par des traitements de surfaces comme le polissage et le brillantage, ainsi que par un titre plus élevé.

Le pouvoir émissif de l'aluminium revêtu de sa couche naturelle d'oxyde est très faible, de l'ordre de 5% à 20°C, ce facteur varie en fonction de la température [13].

I.7.7. Propriétés mécaniques

- **Module d'élasticité** : Il s'agit de 66,6 GPa pour l'aluminium pur et augmente en présence d'impuretés et d'éléments d'additions. Pour les alliages, le module est généralement compris entre 69 et 72 GPa.
- **Module de torsion** : Les valeurs données pour le module de torsion de l'aluminium pur (> 99,9 %) sont comprises entre 22,5 et 27,5 GPa, avec 25 GPa comme valeur la plus probable. Il varie relativement peu en fonction de la température.
- **Coefficient de Poisson** : Les valeurs citées dans la littérature sont comprises entre 0,32 et 0,40 avec 0,33 à 0,35 comme valeurs les plus probables.

I.7.8. Recyclage

L'aluminium est recyclable à 100 %, près de 2/3 du tonnage de métal gris produit depuis le début de siècle serait encore en circulation.

L'aluminium peut être recyclé de nombreuses fois sans être altéré. Le recyclage des produits en aluminium contribue à la protection de l'environnement : préservation des réserves naturelles de bauxite (une tonne d'aluminium recyclé permet d'économiser quatre tonnes de bauxite) et contribution à la diminution des dépenses énergétiques (puisque le recyclage utilise 20 fois moins d'énergie que pour la production d'aluminium primaire) et financières (le processus de transformation de l'aluminium est beaucoup moins coûteux que l'extraction à partir du minerai de bauxite).

I.7.9. Tenue à la corrosion

Dans les milieux corrosifs, les alliages peuvent subir les effets de la corrosion par piqûres, de la corrosion sous contrainte, fatigue- corrosion, voire la corrosion généralisée peut se développer.

Les alliages d'aluminium résistent à la corrosion grâce à une couche d'oxyde qui se forme en surface, un film d'oxyde Al_2O_3 qui se forme spontanément dès que l'aluminium entre en contact avec un oxydant (oxygène de l'air et de l'eau) [14].

I.7.10. Solidité

Si les caractéristiques de l'aluminium pur sont faibles, comme pratiquement celles de tous les métaux purs. L'aluminium allié à d'autres métaux ou traité à froid afin qu'il soit plus robuste et résistant aux contraintes d'utilisation envisagée.

En effet, les alliages les plus résistants peuvent avoir une charge de rupture supérieure à 700 MPa, donc largement équivalente à celles des aciers trempés voire même plus résistant que l'acier et c'est pourquoi il est utilisé principalement dans les blocs moteurs, les trains d'atterrissage, les ponts...etc.

I.7.11. Protection

Tous les emballages en aluminium autorisent un niveau optimal de conservation des liquides et des aliments frais ou appertisés. Ce métal constitue de plus une barrière fiable contre l'oxygène et les micro-organismes, contre les ultraviolets et l'humidité. Aux États-Unis, 100% des boîtes de boisson, aujourd'hui, sont en aluminium.

I.8. ALLIAGES D'ALUMINIUM UTILISES EN AERONAUTIQUE

Les alliages à base d'aluminium (alliages légers) sont largement utilisés dans le domaine aéronautique (on utilise des placages d'aluminium pour réaliser la protection contre la corrosion de tôles d'alliages légers) comme l'illustre l'histogramme.

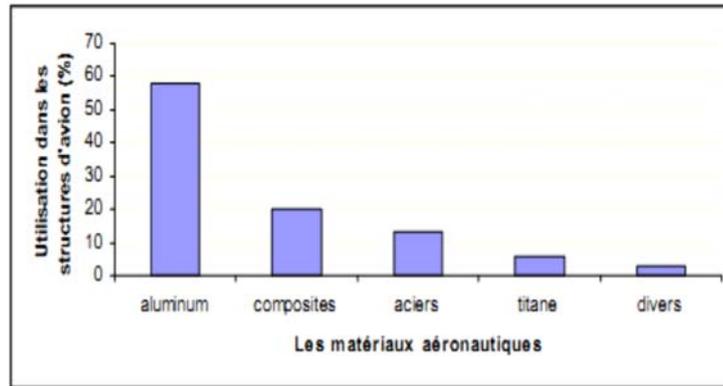


Figure I.3 : Taux d'utilisation des matériaux dans les structures d'avions [15].

La plupart des alliages d'aluminium utilisés dans les structures aéronautiques sont issus des séries 2000 et 7000. Cependant, des alliages des familles 5000 et 6000 sont parfois utilisés pour quelques applications bien spécifiques.

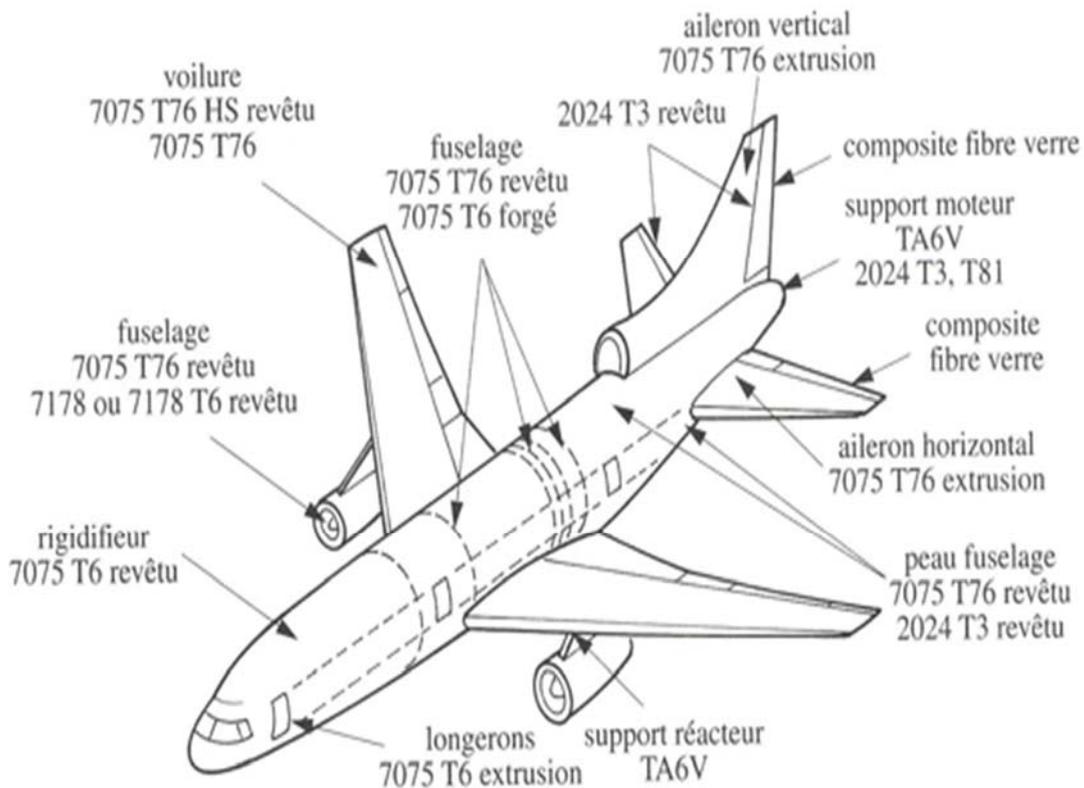


Figure I.4 : Quelques matériaux de structure dans un avion.

I.8.1 la production mondiale de l'aluminium

Avec 25 millions de tonnes de consommation mondiale annuelle, l'aluminium occupe la première place de la métallurgie des métaux non ferreux. La production mondiale d'aluminium a évolué comme suit :

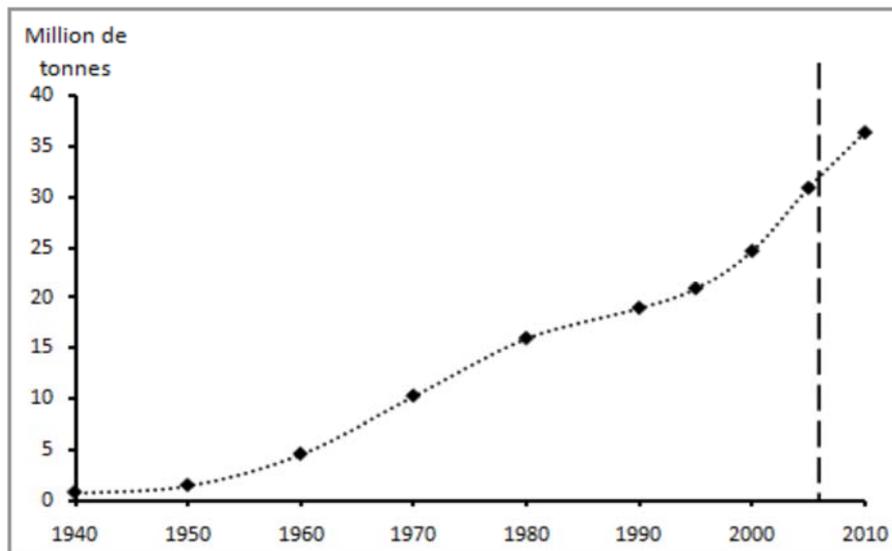


Figure I.5: Évolution de production mondiale d'aluminium [16].

I.8.2. Alliages de la série 2000 (Aluminium + Cuivre)

Dans cette famille d'alliages on trouve l'A-U5 GT, qui a une très bonne coulabilité et une meilleure résistance mécanique, l'alliage forgé A-U6T qui est utilisé pour fabriquer des pistons ou des aubes de compresseur, AU4G appelé « Duralumin ». Sinon la nuance A-U4G1 est la plus couramment utilisée dans le domaine aéronautique pour la fabrication de fuselage (tôles), de voilure, de pièces massives, semelles de longeron, revêtement structuraux fraisés, pales d'hélices, de bielles moteur, carter moteur étoile, roues de compresseur. Ce sont ses qualités de tolérance aux dommages qui en font l'alliage utilisé sur toutes les structures d'avion dimensionnées en fatigue ainsi que l'A-U4N utilisé dans les pièces travaillant à chaud comme les pistons et les culasses et A-U2GN utilisé dans les pièces forgées travaillant à chaud, ailettes de compresseur axial, roue de compresseur centrifuge, structure et revêtement du « CONCORDE » [17].

I.8.3. Alliages de la série 4000 (Aluminium + Silicium)

Les alliages de la série 4000 dont l'élément d'alliage est le silicium (le silicium améliore la coulabilité) sont nettement moins utilisés que les alliages des autres séries. Ils sont principalement utilisés en fonderie, on cite comme exemple l'A-S13 utilisé pour des pièces légères obtenues par fonderie, l'A-S22U qu'on fabrique avec des carters ou des pistons moteurs, l'alliage A-S1Fe qui est utilisé pour la soudure et pour les ustensiles émaillés, l'A-S5 utilisé en soudeur[17].

I.8.4. Alliages de la série 5000 (Aluminium + Magnésium)

Cette série est utilisée pour la fabrication des pièces non structurales pour lesquelles la formabilité et la résistance à la corrosion sont les principales qualités recherchées. Les alliages A-G3M, A-G4MC, A-G5M sont utilisés pour la fabrication des tôles par corroyage (travail à chaud) faciles à emboutir et à souder, des tuyauteries et des raccords pour circuits basse et moyenne pression (carburant BP, retour hydraulique, injection d'eau...) et les rivets [17].

I.8.5. Alliages de la série 6000 (Aluminium + Magnésium + Silicium)

Dans cette série, seul l'alliage A-G1SUC est utilisé dans la construction aéronautique. Ses caractéristiques mécaniques sont faibles mais il possède par contre un bon comportement en corrosion. Il est utilisé notamment pour réaliser des tubes hydrauliques [17].

I.8.6. Alliages de la série 7000(Aluminium + Zinc)

Les alliages de cette famille présentent d'excellentes caractéristiques mécaniques de traction, par contre leur comportement en fatigue est inférieur à celui du AU4G1. L'alliage A-Z5GU est le plus souvent utilisé dans la cellule d'avion, pièces matricées tel que les longerons d'ailes, pièces de train, tôles et profilés (revêtement et structure « coques ») [17].

I.9. APPLICATIONS DE L'ALUMINIUM

En quantité et en valeur, l'aluminium est le métal le plus utilisé après le fer, grâce à sa légèreté et sa bonne conductivité électrique et thermique. L'aluminium pur est mou et fragile, mais avec des petites quantités de cuivre, magnésium, manganèse, silicium et d'autres éléments, il peut former des alliages aux propriétés variées.

Parmi les secteurs utilisant l'aluminium, on peut citer :

-L'aluminium dans les transports : la nécessité de réduire le poids des véhicules en vue de diminuer leur consommation de carburant, ou d'augmenter leur charge utile ou leur rayon d'action, conduit la plupart des constructeurs à substituer de plus en plus d'aluminium à d'autres matériaux lourds, notamment à la fonte, l'acier, les métaux cuivreux.

1.9.1 Automobiles

Dans le domaine de l'automobile où la bataille entre matériaux est la plus spectaculaire, l'aluminium est en compétition avec la fonte sur les blocs moteurs, avec les céramiques sur les pistons, avec l'acier, les plastiques, le magnésium sur les carters, avec le cuivre sur les échangeurs, avec l'acier, les plastiques, les composites sur la carrosserie.

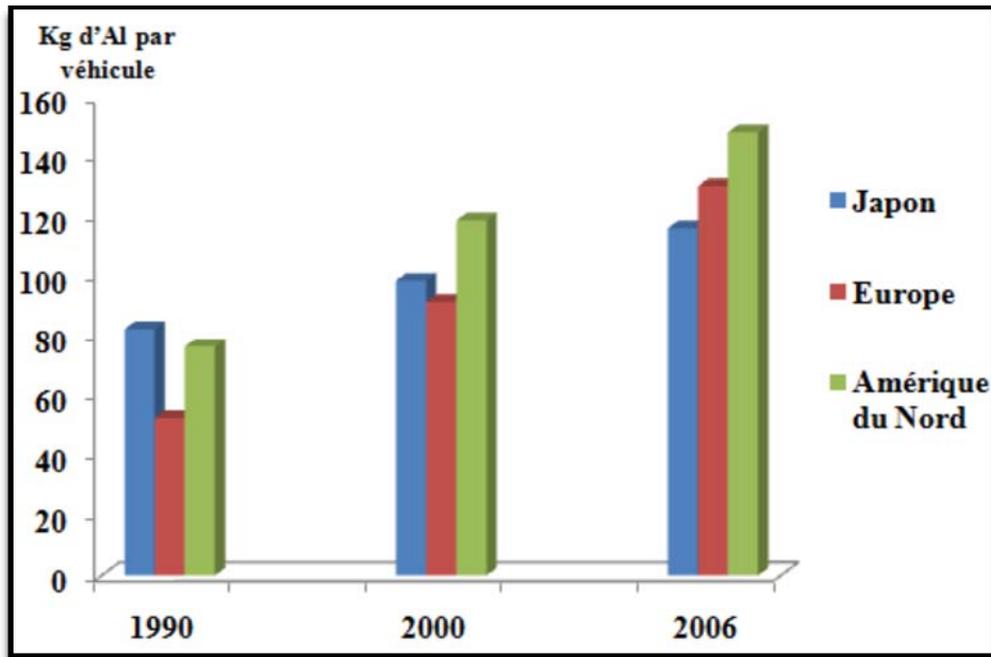


Figure I.6: Contenu d'aluminium dans les véhicules en Amérique du Nord, en Europe et au Japon [18].

1.9.2 Transports aérospatiaux

Aluminium et aéronautique ont toujours été, et sont encore, étroitement liés. Si l'aéronautique put commencer avec les appareils dont les structures en bois, son véritable démarrage ne fut rendu possible que grâce à l'invention en 1903 d'un alliage aluminium-cuivre-magnésium, commercialisé sous le nom de duralumin, aujourd'hui alliage 2017 ; dont les premières applications furent en 1914 les structures des dirigeables Zeppelin et, en 1917, les structures des avions militaires Breguet 14 construits en 12 000 exemplaires.

La prépondérance de l'aluminium dans l'aéronautique n'a pu être conservée que par une évolution considérable au fil des ans des alliages utilisés ; aujourd'hui encore l'aluminium représente près de 80% de la masse à vide des structures des avions modernes.

1.9.3 Armement et les équipements militaires

L'aluminium occupe une place importante dans ce domaine ; citons :

- Les chars et véhicules blindés : roues ou galets en alliage 2014 matricé, blindage (à égalité de poids, les alliages du type 7020 présentent des propriétés balistiques voisines de celles de l'acier de blindage) ;
- Les véhicules amphibies ;

- Les obusiers (exemple : M-102 la légèreté de l'aluminium permet le transport par hélicoptère) ;
 - Les munitions ;
 - Les pièces balistiques : fonds et corps de propulseurs en alliages 2014, 7049,7075
 - Les tubes (bazookas), les lance- rockets ;
 - Les matériels de génie militaire : engins de franchissement en alliage 7020 soudé.

CHAPITRE II

PROCEDES DES TRAITEMENTS DE SURFACE

II.1. INTRODUCTION

La problématique de l'ingénieur qui a la charge de concevoir un objet est double : il doit assurer, d'une part, une fonction structurale qu'il satisfait par le choix des matériaux et la conception de cet objet, d'autre part, une ou des fonctions superficielles (résistance à l'usure ou à la corrosion, aspect, réflectivité, résistance de contact...), le tout dans le cadre de contraintes économiques de plus en plus sévères.

La réponse à cette problématique conduit à des choix parfois contradictoires de sorte que la solution la plus pratique consiste à définir deux matériaux, l'un pour la structure, et l'autre pour la surface.

Le plus souvent, les propriétés superficielles ne concernent que les premiers micromètres (en général de 1 à 1000 μm) du matériau de sorte qu'elles peuvent être obtenues en modifiant la structure des couches superficielles par apport d'énergie ou de matière : c'est le traitement ou le revêtement de surface qui améliore la tenue en service des pièces mécaniques soumises à des diverses sollicitations.

Cette élaboration donne naissance à des matériaux qu'on peut appeler multimatériaux. Cette famille, permet d'améliorer les caractéristiques du matériau de base à l'échelle technique et même économique, de sorte qu'elle permet de remplacer les produits performants et coûteux.

On appelle « multimatériau » tout regroupement de deux ou plusieurs classes de matériaux sous forme de couches sur un métal de base. Chaque type de matériau possède des propriétés et des caractéristiques qui lui sont propres [19].

II.2. LA SURFACE

C'est la partie extérieure du solide faisant l'interface entre le milieu ambiant et le solide lui-même. Tous les solides ont une composition chimique liée à leur préparation et à leur interaction avec l'environnement.

Ces interactions peuvent être d'ordres :

- Mécanique : par exemple, différentes formes d'usure peuvent être induites par le jeu des frottements ;
- Chimique, souvent à l'origine de dégradations par corrosion ;
- Thermique, électrique, optique...etc.

II.3. TRAITEMENT DE SURFACE

Un traitement de surface est une opération mécanique, chimique, électrochimique ou physique qui a pour conséquence de faire une modification structurale superficielle ou fonctionnelle de la surface des matériaux afin de l'adapter aux conditions d'utilisation données et aux exigences correspondant aux fonctions de base (résistance à l'usure et/ou à la corrosion et donc la durabilité des pièces conçus) [20].

La modification de structure n'étant pas, en général, homogène suivant l'épaisseur et étant caractérisée par :

- Un effet thermique : traitement thermique de surface ;
- Diffusion d'un métal ou d'un métalloïde : traitement d'apport ;
- Formation d'un composé nouveau : traitement de conversion.

II.4. LES PRINCIPALES TECHNIQUES UTILISÉES EN TRAITEMENT DE SURFACE

Les techniques de traitement de surface se répartissent en quatre grandes familles comme le montre la **figure II.1**.

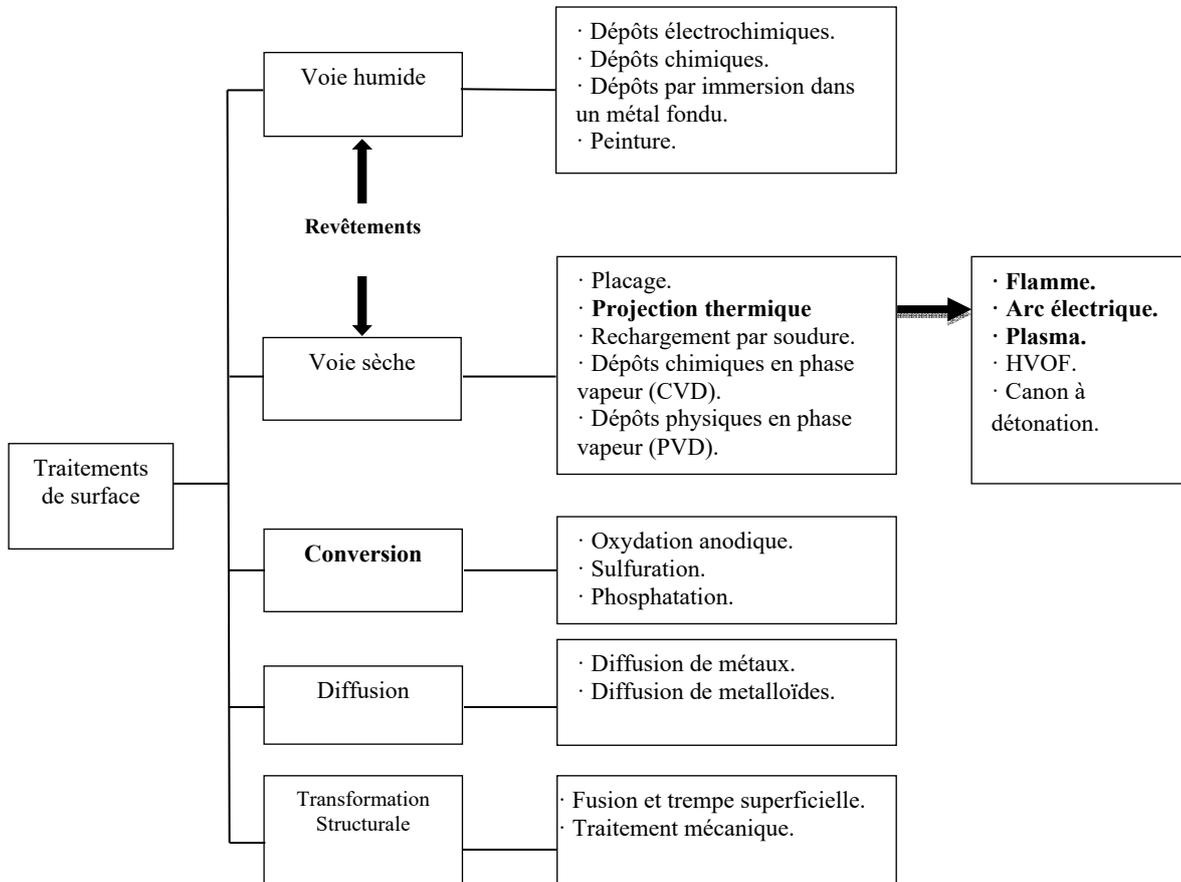


Figure II.1. Représentation des diverses techniques de traitement de surface [20].

II.5. OBJECTIFS DU TRAITEMENT DE SURFACE

Les procédés de revêtement de surface dont le but est de conférer à la surface d'une pièce ou d'un composant des propriétés différentes de celles de la masse, permettent de rendre un matériau apte à être sollicité dans un domaine donné.

Le plus souvent en termes de :

- Résistance à l'usure ;
- Résistance à la corrosion ;
- Tenue en fatigue (résistance à l'amorçage des fissures) ;
- Aspect extérieur, esthétique.

Ces traitements peuvent être localisés et/ou ne concerner qu'une partie de la surface de la pièce. Les revêtements peuvent être monocouches ou multicouches, les couches internes assurent une meilleure compatibilité et une meilleure adhérence au substrat, la couche externe assure la fonction superficielle. Les couches ont fréquemment des propriétés très différentes des matériaux massifs (dureté et limite d'élasticité élevées, module de Young un peu plus faible), liées à une porosité non négligeable, une microstructure très éloignée de l'équilibre thermodynamique et de fortes contraintes résiduelles, très sensibles aux conditions de dépôt. Leur adhérence est largement conditionnée par la préparation de surface du substrat (rugosité, décontamination, décapage...) [21].

II.6. PREPARATION DES SURFACES

La préparation de surface comprend trois étapes principales :

- Le nettoyage de la pièce traitée, nécessaire à l'élimination de toute matière contaminante (graisse, huile, poussières, polymères) réalisée par immersion, par pulvérisation, par ultrasons voire par élévation de température. Les nettoyeurs peuvent être des solvants ou des lessives.
- La création de rugosité en surface de la pièce traitée afin de permettre aux particules de s'ancrer dans les irrégularités de surface ainsi créées et d'assurer un bon accrochage mécanique. Cette création de rugosité peut être effectuée soit par sablage (au corindon ou à la grenaille métallique) permettant un nettoyage complémentaire de la pièce (enlèvement de peintures, d'oxydes...) et l'obtention d'une rugosité de surface comprise entre 6 à 10 μm environ soit par tournage avec création d'un profil rainuré de profondeur 0,5 mm environ. Cette méthode est réservée en général aux dépôts les plus épais, le tournage étant suivi d'un sablage complémentaire.
- Le masquage des zones non rechargées. Les produits les plus courants sont des adhésifs ou des caches métalliques (en général réservés aux pièces de série), les élastomères souples (permettent un masquage précis) [20].

II.7. LA PROJECTION THERMIQUE

II.7.1. Introduction

Les impératifs techniques et économiques des industriels de tous les secteurs imposent la réduction des coûts et l'amélioration des performances. Pour faire face à ces exigences, de nombreux traitements de surface de principes différents ont été mis au point, certains à chaud et dont l'adhérence sur leur substrat de base fait l'objet de ce travail.

Parmi ces traitements, figurent les dépôts par projection thermique. Généralement économique et de mise en œuvre simple, cette technique permet d'adapter les surfaces des pièces aux diverses sollicitations auxquelles elles sont exposées en cours d'exploitation.

La projection thermique a été inventée par Schoop [22] en 1909 et depuis, le champ d'application de cette technique n'a cessé de s'étendre. La grande diversité des différentes familles des matériaux susceptibles d'être projetés ainsi que la diversité de leurs supports ont permis l'extension des applications à de très nombreux domaines industriels comme la chimie, la médecine, l'électronique, le transport et l'aéronautique [23].

La projection thermique est un processus utilisant principalement les métaux, céramiques, carbures et composites ainsi que les mélanges de divers matériaux ceci sont appliqués à un substrat pour donner à une surface spécifique une qualité qu'elle n'a pas à l'origine.

Ainsi, la résistance apparente d'une pièce est garantie par le substrat et le revêtement revêtu offre des qualités de surface supérieures telles que la protection contre la corrosion et/ou pour la protection contre l'usure des structures et composants, un renforcement de la surface et la réparation des axes usés, pour le revêtement des petites pièces et des joints.

La technique des revêtements par projection thermique est largement exploitée dans l'industrie aérospatiale et l'industrie de production d'énergie électrique pour les sections neuves et préusinées ainsi que pour les pièces des moteurs d'avion, des turbines à gaz, des compresseurs et des pompes [24].

II.7.2. Principe général de la projection

La projection thermique regroupe l'ensemble des procédés grâce auxquels un matériau d'apport (fil, poudre ou baguette) fusionne dans la source de chaleur de température élevée du pistolet de projection et est accéléré par la flamme ou le jet de plasma, puis projeté vers le substrat. Un jet de particules en fusion et semi-fusion s'abat sur le substrat et forme un revêtement. Lorsque les particules impactent la pièce, elles adhèrent mécaniquement à la surface, se déforment et refroidissent rapidement. L'agglomération des particules individuelles s'accomplit par imbrication mécanique, ou dans certains cas, par adhérence ou diffusion métallurgique. Une vitesse élevée des particules mène à une meilleure adhérence et à une densité plus élevée du revêtement. Pour une bonne adhésion au substrat à couvrir. L'épaisseur du dépôt peut varier de plusieurs dizaines de μm à plusieurs millimètres [20].

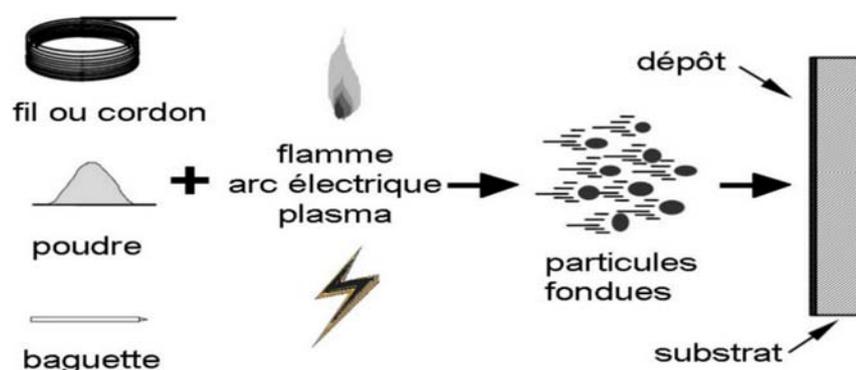


Figure II.2. Principe de la projection thermique [20].

La projection thermique consiste à propulser un matériau d'apport, totalement ou partiellement fondu par une source de chaleur, sur un substrat préalablement préparé par sablage.

Le sablage a pour but de nettoyer la surface et de conférer une rugosité favorable à l'accrochage mécanique des particules projetées. La matière à projeter peut-être sous forme de poudre, de fil, de cordon ou de baguette [25]. La Figure II-2 présente le principe général du procédé. La projection thermique permet à presque tous les matériaux d'être projetés à condition que leur température de fusion soit suffisamment inférieure à leur température de vaporisation.

II.7.3. Les différentes techniques de la projection

Les différents procédés en projection thermique sont définis principalement par la source de chaleur utilisée pour l'obtention de la fusion, ainsi que différentes vitesses des particules, qui, en plus de l'aspect économique, devront être pris en considération pour des applications spécifiques. Toutes les techniques de projection mettent en œuvre le même principe, fondre un matériau d'apport, puis le projeter sur le substrat. Les différents procédés en projection thermique sont définis principalement par la source de chaleur utilisée pour l'obtention de la fusion. Dans ce qui suit, les techniques de projection principales sont brièvement décrites et certaines des applications les plus connues des revêtements obtenus sont mentionnées et on distingue trois techniques :

- L'arc électrique ;
- La flamme (classique, supersonique / HVOF : High Velocity Oxygen Fuel) ;
- Le plasma (sous air, sous atmosphère contrôlée).

II.7.3.1. Projection à l'arc électrique

Le principe de la projection par arc électrique consiste à faire générer un arc électrique entre deux fils (faites en matériau de revêtement) qui vont être fondus (à une température d'environ 6000 °C) par application d'un courant électrique sur eux, l'air comprimé souffle sur les gouttelettes fondues du matériau de revêtement sur le substrat pour former un dépôt.

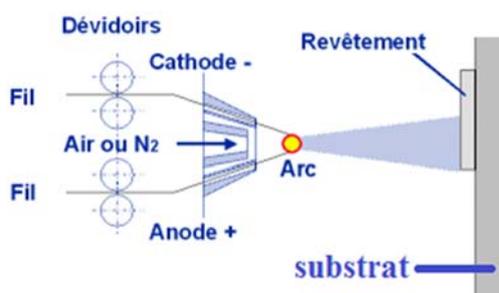


Figure II.3. Pistolet à arc électrique [25]



Figure II.4. Revêtement de métal après projection à l'arc électrique [25]

La température atteinte et l'énergie cinétique élevée acquise par les particules grâce au jet d'air comprimé permettent des projections avec des caractéristiques de dépôts performantes [26] :

- Porosité de 5 à 10 % ;
- Epaisseur des dépôts de 0,2 à 3 mm ;
- Contrainte d'accrochage : 20 à 40 MPA ;
- Débit horaire de dépôt de 5 à 30kg/h.

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

Le principe de la projection par arc électrique consiste à faire jaillir un arc électrique entre deux fils consommables, un jet d'air comprimé pulvérisant le métal fondu et le projetant sur le substrat [25].

Les pistolets à arc électrique sont alimentés par des générateurs à courant continu, sous des tensions d'arc comprises entre 25 et 40 V, pour des intensités allant de 100 à 500 A.

L'application d'un courant électrique sur les fils génère un arc électrique qui permet de les fondre (Température d'environ 6000 °C). Les fils fondus sont alors pulvérisés grâce à un jet d'air comprimé et projetés sur le substrat pour former le dépôt (**Figure II-5**).

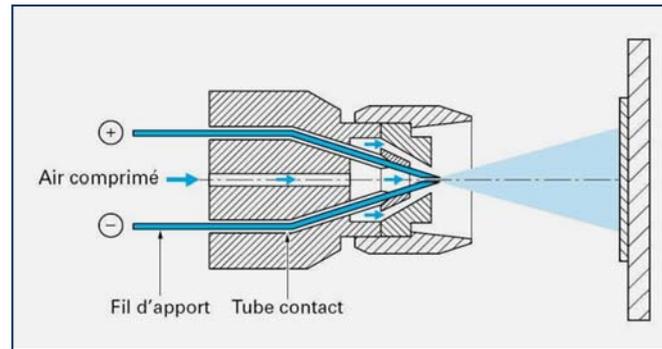


Figure II-5 : Représentation d'un pistolet à arc électrique

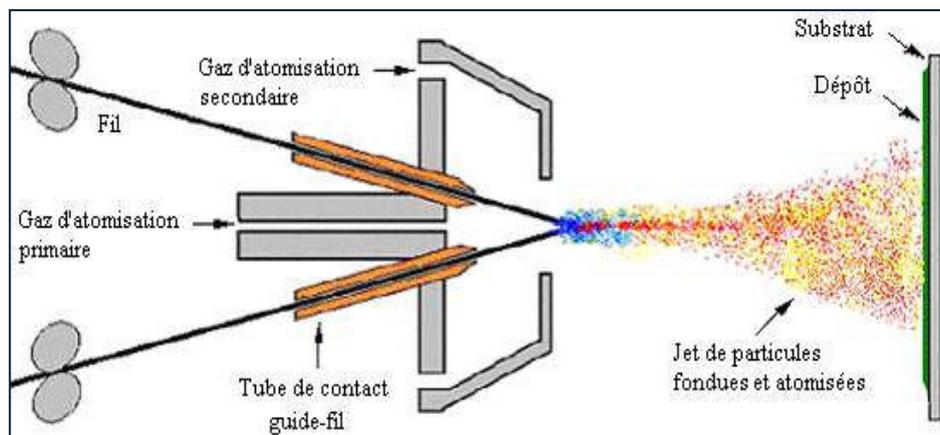


Figure II.6 : Dispositif de projection à l'arc électrique.

II.7.3.2. Projection par flamme

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

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

La projection **flamme-poudre** consiste à introduire un matériau sous forme de poudre dans une flamme oxy-combustible et à le propulser grâce à l'énergie cinétique transmise par les gaz de combustion (**Figure II.7**). Pour le procédé **flamme-fil**, la flamme ne sert qu'à fondre le métal d'apport, introduit en son centre sous forme de fil, de cordon, ou de baguette. Une fois fondu, le matériau d'apport est projeté sur le substrat par un courant d'air comprimé.

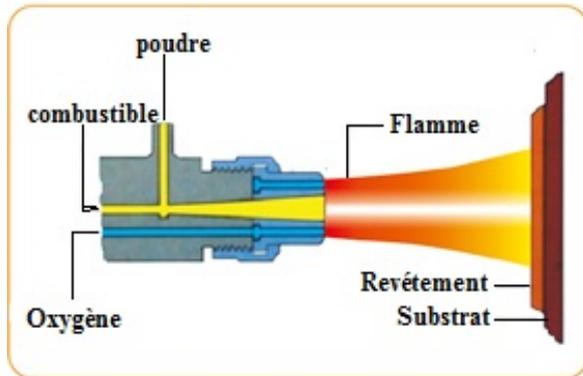


Figure II.7. Principe de fonctionnement d'un pistolet flamme-poudre [24].

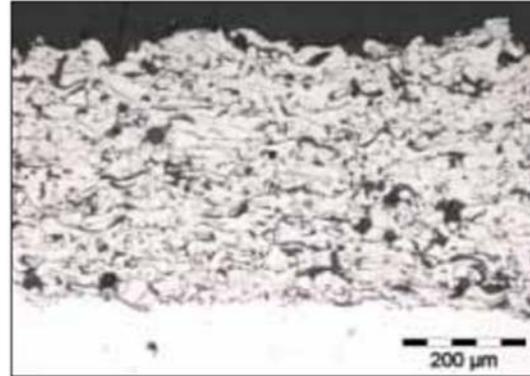


Figure II.8. Revêtement par projection à la flamme [24].

Dans le cas de la projection **HVOF**, les particules fondues subissent une forte accélération et sont projetées à une vitesse hypersonique (**Figure II-9**). Les revêtements réalisés par ce procédé possèdent d'excellentes qualités : faible porosité ($< 2\%$), bonne adhérence et faible rugosité de surface. Cependant, ce procédé de projection est limité à des températures relativement faibles. Dans ces conditions, la projection de matériaux céramiques à haut point de fusion n'est pas possible [26].

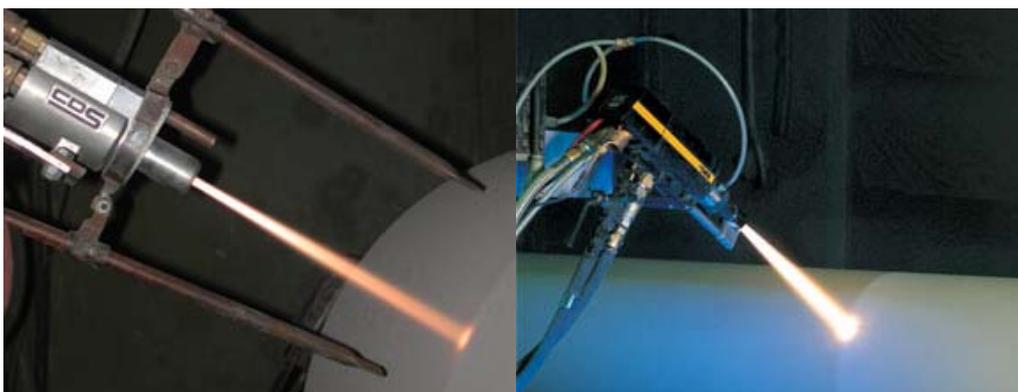


Figure II.9 : Projection thermique HVOF [26]

II.7.3.3. La projection plasma

La projection par plasma (projection plasma air ou projection sous atmosphère contrôlée) est une technique très utilisée mais fortement directionnelle et consommatrice de

poudres et difficile à mettre en œuvre pour des pièces de forme complexe.

Le procédé de projection par plasma a été breveté au début des années 1960.

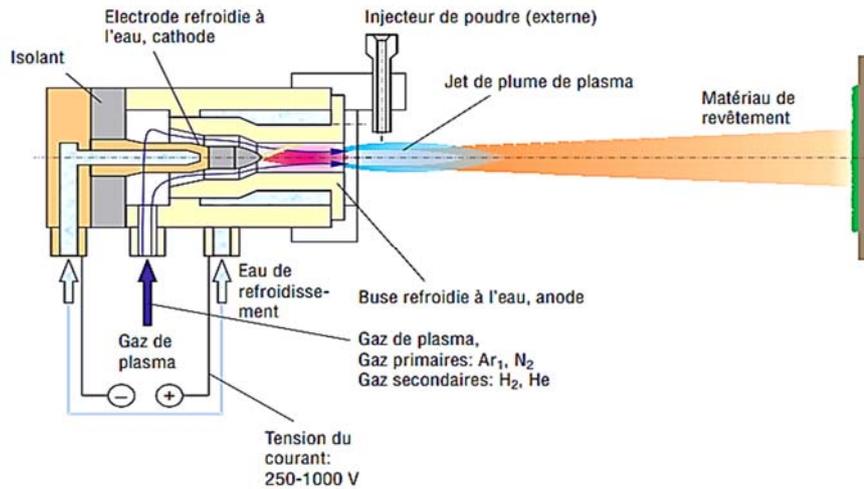


Figure II.10. Principe de fonctionnement d'un pistolet de projection plasma [24].

Dans la projection plasma, le matériau à déposer est introduit, au moyen d'un plasma thermique créé par l'ionisation partielle d'un gaz plasmagène (par ex. Argon + 10% H₂) projeté hors de la buse. Le jet d'une plume de plasma (caractérisé par des températures comprises entre 10000 et 14000 K, avec une vitesse maximale de 800 m/s sous forme de grains de poudre de 20 à 100 μ de diamètre) est conduit sur le substrat et forme un dépôt adhérent, faiblement tendu et qui puisse atteindre des épaisseurs importantes.

Cette méthode de projection est surtout utilisée lors de la réalisation des revêtements pour barrière thermique sur les chambres à combustion des turbines, les vannes et les pales.



Figure II.11. Revêtement APS (Air Plasma Spraying) avec couche de liant Ni-Cr et couche de finition en oxyde de titane [24].

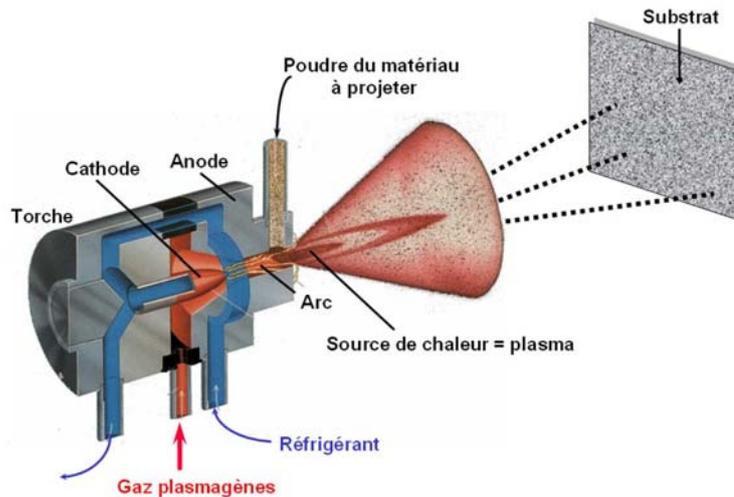


Figure II.12 : Projection plasma [27].

II.7.4. Les matériaux de projection

Les matériaux d'apport sont caractérisés par :

- Leur composition chimique ;
- Leur forme (poudre, fil, cordon, baguette...) ;
- Leur dimension (granulométrie des poudres, diamètre des fils...) ;
- Leur mode d'élaboration.

Ils sont classés suivant les normes A81-981 en groupes, chaque alliage étant défini ensuite par un code. La composition chimique, les formes disponibles et les procédés d'utilisation sont précisés pour chacun d'eux.

Le **tableau II.1** présente les groupes les plus utilisables en projection thermique ainsi que les procédés usuels.

Tableau II.1 : Combinaison produits d'apport/procédés [26].

Groupe	Dénomination	Flamme	Arc	Plasma
1	Aciers non alliés	X		
2	Aciers alliés	X		
3	Aciers fortement alliés : -Aciers inox martensitiques -Aciers inox Austénitiques	X	X	
		X	X	
6	Alliages base Co (auto-adhérents)	X		
7	Alliages base Ni -Nickel -Alliages A-A NiCrBSi -Alliages A-A chargés carbures -Inconel -Monel	X		
		X		
		X		
		X	X	X
		X	X	
8	Alliages base cuivre	X	X	

II.8. TYPES DE REVÊTEMENTS

Actuellement, on peut distinguer trois grands types de revêtements protecteurs qui permettent de résoudre partiellement les problèmes de tenue des pièces en service.

II.8.1. Les revêtements monocouches

Le revêtement est projeté directement sur un substrat. Dans ce cas, il est préférable que les coefficients de dilatation thermique de ces deux matériaux soient les plus proches possibles, sauf si une énergie d'adhésion forte peut être obtenue compte tenu des éléments en présence (**Figure II.13**) [28].

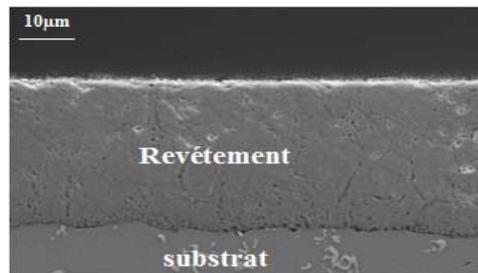


Figure II.13. Revêtements monocouches [29].

II.8.2 Les revêtements bicouches

Appelés « duplexes », constitués d'un revêtement assurant la protection vis-à-vis du milieu externe et associés à une sous couche d'accrochage qui peut jouer d'une part le rôle de barrière chimique et d'autre part d'accommoder les coefficients de dilatation thermique des deux matériaux (**Figure II.14**) [28].

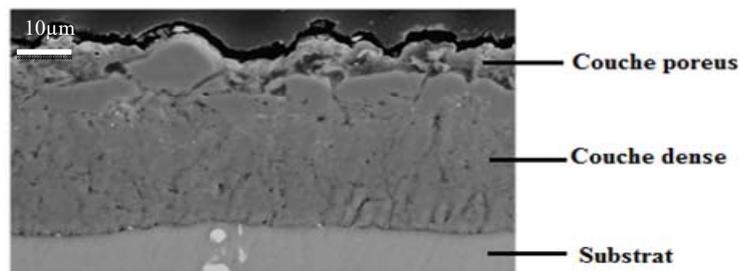


Figure II.14. Revêtements bicouches [29].

II.8.3. Les revêtements multicouches

Ils sont composés d'une sous couche recouverte à son tour d'une couche intermédiaire séparant ainsi le revêtement et la sous couche (**Figure II.15**) [28].

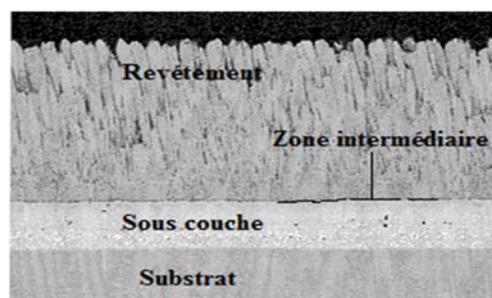


Figure II.15. Revêtement multicouche [29].

II.9. PROPRIÉTÉS DES MULTIMATÉRIAUX

De nombreux problèmes peuvent se rencontrer au cours de la réalisation d'un multimatérial. Le principal est d'ordre adhésif (au niveau de l'interface revêtement/substrat) en raison de la divergence des propriétés (mécaniques, thermiques et l'état de stabilité thermodynamique) entre les différents constituants du nouveau matériau [30].

II.9.1. Mouillabilité et énergie d'adhésion

II.9.1.1. Énergie d'adhésion

L'adhésion représente tous les phénomènes microscopiques liant deux corps et l'adhérence en est la mesure.

L'énergie d'adhésion est définie comme la différence entre deux états. Celui où deux surfaces sont libres et celui pour lequel dépôt et substrat sont liés. L'énergie d'adhésion est donc la somme de toutes les interactions interatomiques physico-chimiques à l'interface [31].

Elle s'écrit, selon la relation de Dupré :

$$W_{adh} = \gamma_D + \gamma_S - \gamma_{DS}. \dots\dots\dots (II.1)$$

Avec : γ_D et γ_S respectivement les énergies de surface du dépôt et du substrat.

γ_{DS} l'énergie d'interface.

II.9.1.2. Mouillabilité

Lors de l'élaboration des interfaces par projection thermique, un liquide est mis en contact avec un solide. Ainsi, plusieurs phénomènes interviennent, qui permettent de mettre en évidence le mouillage.

Une bonne adhésion implique un bon mouillage du substrat par le revêtement à l'état liquide. Une goutte de liquide sur une surface solide parfaitement lisse prend la forme d'une calotte ayant un angle de mouillage θ avec la surface du substrat [30].

$$W_{adh} = \gamma_{SG} + \gamma_{LG} - \gamma_{SL} = \gamma_{LG} (1 + \cos \theta) \dots\dots\dots (II.2)$$

γ_{SG} : Énergie de surface S/G.

γ_{SL} : Énergie de surface (tension interfaciale).

γ_{LG} : Énergie de surface.

θ : Angle de contact.

W_{adh} : Énergie d'adhésion.

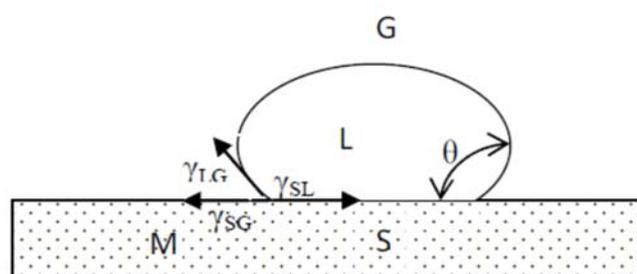


Figure II.16. Mouillabilité (goutte de Cécile) [32].

Le mouillage total, réalisé pour $\theta=0$, correspond donc au maximum du travail d'adhésion. D'autre part, le mouillage peut être accompagné de transferts de masse à l'interface. L'étalement du liquide peut, en effet, être contrôlé par de la diffusion superficielle.

II.9.2. Diffusion

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

Des phases intermédiaires, dont la composition est constante, peuvent également être formées suivant les propriétés du couple métallurgique en présence. L'inter-diffusion est généralement considérée comme bénéfique pour l'adhérence. La formation de phases intermédiaires fragiles aux interfaces peut conduire à une mauvaise adhérence des revêtements ou au contraire l'améliorer [33].

II.9.3. Liaisons interatomiques

Les différents types de liaisons interatomiques peuvent être établis aux interfaces et conduire à l'adhérence des revêtements. Toutefois, les forces d'attraction correspondantes à ces liaisons ne peuvent s'appliquer que si les deux matériaux sont suffisamment proches [28].

II.9.4. Ancrage mécanique

La rugosité du substrat est considérée comme un paramètre déterminant pour l'adhérence des revêtements. D'une part, son accentuation permet une pénétration du dépôt dans les aspérités du substrat et un emboîtement des deux matériaux. Ce phénomène, conduit à une augmentation de l'adhérence des revêtements [34].

L'adhérence par ancrage mécanique peut résulter plus précisément de l'accroissement de l'énergie mécanique dû à la déviation de la rupture sur les irrégularités de l'interface au cours de l'essai d'adhérence.

Dans le cas de revêtements obtenus par projection, l'ancrage mécanique peut également résulter de la contraction des particules lors de leur refroidissement (**Figure II.17**).

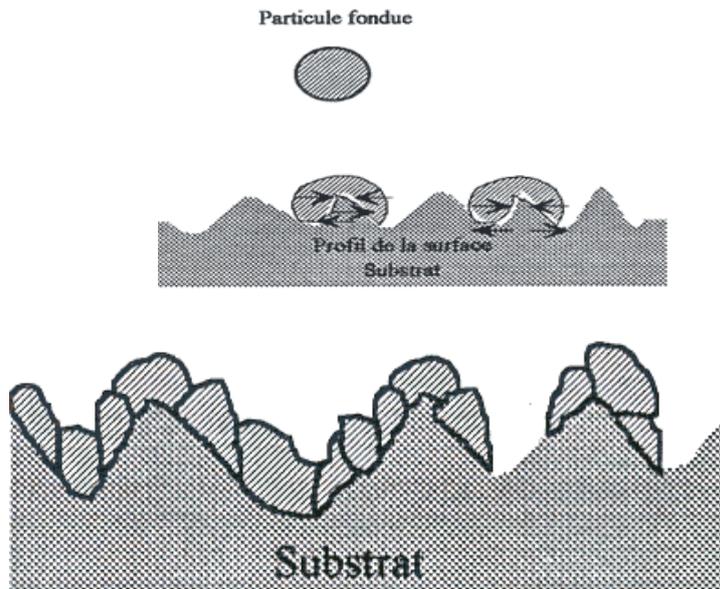


Figure II.17. Illustration de l'accrochage mécanique.

II.10. LES APPLICATIONS ACTUELLES

Aujourd'hui, les objectifs des industriels sont essentiellement la réduction des coûts et l'amélioration des performances. Les applications sont diverses et variées. Le Tableau II.2 donne quelques exemples d'applications et les matériaux utilisés dans le secteur de la projection thermique.

Tableau II.2: Exemples d'applications de la projection thermique.

Exemple d'application	Exemple de pièce	Exemple de matériau projeté
• Barrière thermique	Réacteur	ZrO – X (APS)
• Résistance à la corrosion	Cuve	316 L (HVOF), NiCrAlY, NiCr
• Résistance à l'usure	Arbre, aubes de turbine	WC-Co-Cr (HVOF), Al O (PS)
• Gain de poids	Chemise de moteur	Acier sur un alliage d'aluminium
• Réparation Axe, arbre, carter	Sous-couche + matériau de base (FS)	
• Biocompatibilité Prothèse	Hydroxyapatite sur TiAl V (APS)	

On trouve leur application aussi dans d'autres secteurs industriels, tels que le transport, la verrerie, l'armement, l'énergie, la réduction des coûts et l'amélioration des performances.

II.11. PARAMETERES INFLUENTS EN PROJECTION THERMIQUE

La morphologie et les propriétés des dépôts dépendent de nombreux paramètres expérimentaux (**Figure II.18**), relatifs principalement à :

- La nature du matériau à projeter,
- La source de chaleur,
- L'atmosphère environnante,
- Le substrat.

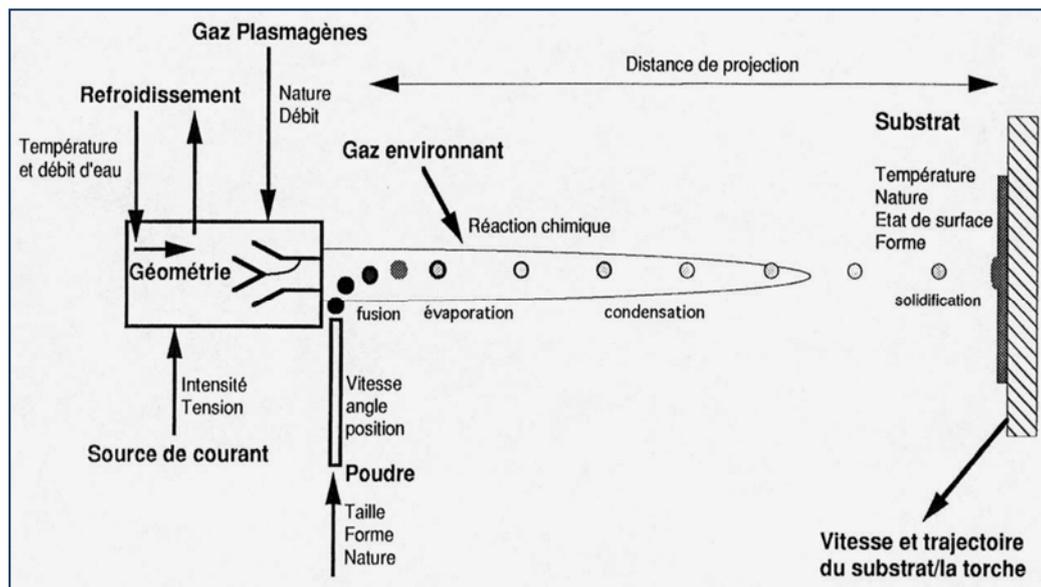


Figure II.18: Paramètres influents en projection thermique : exemple de la projection plasma.

II.12. CARACTÉRISTIQUES GÉNÉRALES DES DÉPÔTS

II.12.1. Microstructure

Les espèces qui constituent les dépôts sont des particules dont les dimensions varient entre quelques dizaines et une centaine de micromètres. La microstructure du dépôt résulte de la solidification et du frittage des particules projetées sur le substrat ou elles se déforment en grains lenticulaires (lamelles). Le temps de solidification d'une particule projetée est de l'ordre de la microseconde à la dizaine de microsecondes [35-37]. Les caractéristiques de la microstructure dépendent, d'une part, des paramètres des particules à l'impact (vitesse, taille, état de fusion et état chimique) et d'autre part, des paramètres du substrat (matière, rugosité, état chimique de la surface et température) [38-42]

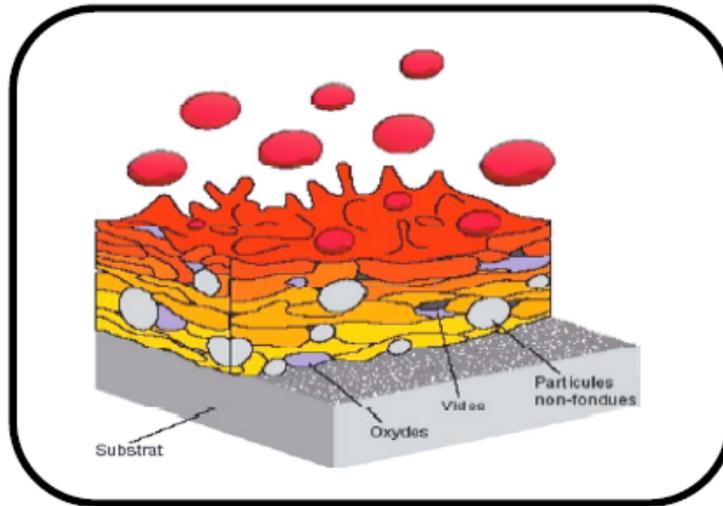


Figure II.19 : Schéma de la coupe d'un dépôt projeté.

II.12.2. Teneur en oxydes et porosités

Fondamentalement, trois paramètres principaux, la vitesse, la température et la taille de particules, influent sur la porosité et la teneur en oxydes des dépôts. La fraction d'oxydes dans le dépôt est inversement proportionnelle au diamètre et à la vitesse de particules et directement proportionnelle à la température de surface des particules.

L'augmentation de la température des particules se traduit par une diminution de leur viscosité et la rugosité du dépôt est réduite [43-45].

Les pores peuvent être catégorisés selon leur taille en :

- Pores normaux dont la taille varie entre plusieurs dizaines et quelques milliers de nanomètres.
- Micropores qui sont des lacunes à l'intérieur de la structure cristalline.

II.12.3. Adhérence et dureté

Dans une grande majorité des cas, l'adhérence a un caractère mécanique. Elle est initiée par des particules liquides qui tombent sur les pics de la surface du substrat activée. Les particules se transforment en lamelles qui serrent les pics en se solidifiant. On appelle parfois ce mécanisme l'ancrage mécanique [46-47].

Les opérations de nettoyage et de dégraissage du substrat ainsi que l'élimination des résidus de sablage favorisent un bon contact entre les lamelles étalées et le substrat [48-50].

La microdureté est une propriété significative parce qu'elle donne une indication de la résistance à l'usure abrasive. Elle est affectée par la teneur en oxydes et la porosité du dépôt [51-53].

L'augmentation de la porosité se traduit également par une diminution de la dureté moyenne du dépôt [54-55].

II.13. PREMIERE IMAGE DE LA FISSURE : OBSERVATIONS A L'ŒIL NU

Les fissures font partie intégrante de notre quotidien. Toutes les pièces mécaniques en contiennent, et ce à diverses échelles. Les fissures les plus grandes sont observables à l'œil nu. Par exemple, chaque conducteur est conscient du danger de rouler avec un impact sur son pare-brise. Malgré les précautions prises dans la réalisation des parebrises (multicouches), un simple impact de quelques millimètres (une fissure de petite taille en fait) peut se propager très rapidement sous charge, jusqu'à couvrir toute l'étendue du pare-brise : voir (Fig. II.20).



Figure II.20: Propagation de fissures sur un pare-brise.

Cependant, la plupart des fissures sont invisibles à l'œil nu. Sur la (Fig. II.21) ci-dessous, nous considérons une éprouvette d'un acier austénitique inoxydable qui a été soumise à des sollicitations répétées (50000 cycles à +/- 250 MPa à 2.5Hz). A l'œil nu et sur l'éprouvette déchargée, on ne voit aucune fissure. Pourtant, il y en a bien une : pour la voir, il faut utiliser des moyens d'observation appropriés (MEB ou corrélation d'images par exemple) ou simplement charger l'éprouvette en traction, ce qui a pour effet d'écarter les lèvres de la fissure.



Figure II.21: Fissure de fatigue.

Dans le cas de la fatigue, la propagation de la fissure s'effectue selon deux régimes différents : en-dessous d'une certaine taille critique (dépendant de la structure et de son chargement), la fissure se propage "lentement", de manière progressive et stable, au cours des cycles de chargement ; une fois la taille critique atteinte, la fissure se propage brutalement de manière instable, ce qui conduit généralement à la rupture.

Tout l'enjeu est donc de prévoir à quel moment la taille critique risque d'être atteinte. Dans l'aéronautique, dans le ferroviaire (roues des trains), les fissures sont régulièrement inspectées lors des phases de maintenance, et leurs tailles et positions sont suivies attentivement. Des simulations permettent alors de prévoir les risques de propagation jusqu'à l'inspection suivante ; ces simulations font généralement appel à la Mécanique de la Rupture.

PARTIE
EXPERIMENTALE

CHAPITRE III
MATERIAUX ET TECHNIQUES
EXPERIMENTALES

INTRODUCTION

Notre travail consiste à élaborer des multimatériaux par projection thermique à l'arc électrique. Le procédé expérimental utilisé au cours de l'étude, les appareils exploités ainsi que les paramètres rentrant en jeu seront présentés par la suite dans ce chapitre. Pour la réalisation des revêtements, nous avons déposé un acier inoxydable de nom industriel «Thermanit» sur deux alliages différents d'aluminium à savoir A-U4G et A-G3. Ainsi, ce qui nous intéresse c'est la qualité de l'interface (l'adhérence) entre les différents antagonistes et particulièrement entre le dépôt et le substrat.

Tout en donnant certaines caractéristiques importantes des substrats, sous-couche d'accrochage et du dépôt, ce chapitre décrit les différents procédés expérimentaux utilisés au cours de ce travail. Il expose aussi, les techniques de caractérisation microstructurale (EDX, DRX, MO, MEB), tribologique (rugosité de surface) et mécanique (flexion 3-points, flexion 4-points, micro-dureté et test d'arrachement) ainsi que leurs principes de fonctionnement.

III.1. MATERIAUX UTILISES

III.1.1. Substrats

On a utilisé deux alliages d'aluminium pour cette étude, l'**A-U4G** et l'**A-G3** fournis par l'Entreprise de Rénovation du Matériel Aéronautique (**ERMAéro.**) sise à **Dar-El-Beida**.

➤ **A-U4G (ASTM 2017A)** : c'est un alliage dur utilisé en aéronautique pour la construction du fuselage et des voilures d'avions, en particulier, pour des pièces soumises à des contraintes.

La composition chimique et les propriétés de cet alliage sont donnés respectivement dans les **tableaux III.1** et **III.2**.

Tableau III.1 : Composition chimique de l'A-U4G [56].

Constituants	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Al
A-U4G (Teneur %)	0.5	0.587	4.585	0.412	0.93	0.211	0.093	92.682

Tableau III.2 : Propriétés de l'A-U4G [56].

Propriétés		AU4G
Élastique	E(MPa)	72500
	G(MPa)	27200
	ν	0.33
Physiques	Tsol (°C)	510
	Tliq (°C)	645
	Cp (J kg ⁻¹ K ⁻¹)	873
	α (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	22.9
	ρ (kg m ⁻³)	2790
	ρ_{el} (n Ω m)	51
	λ (W m ⁻¹ K ⁻¹)	134
	EC (%IACS)	34

➤ **A-G3 (ASTM 5754)** : cet alliage est moins dur que l'A-U4G, il est utilisé en carrosserie. On peut le souder par tous les procédés connus après le mettre à l'état recuit, ce qui rend la construction et la réparation aisées.

Sa composition chimique et ses propriétés sont présentées respectivement dans les tableaux III.3 et III.4.

Tableau III.3 : Composition chimique de l'A-G3 [56].

Constituants	Si	Fe	Ti	Mn	Mg	Zn	Cr	Al
A-G3 (teneur %)	0.5	0.469	0.121	.042	3.06	0.22	.0088	95.122

Tableau III.4 : Propriétés de l'A-G3 [56].

Propriétés		AG3
Élastique	E(MPa)	70500
	G(MPa)	26500
	ν	0,33
Physiques	Tsol (°C)	595
	Tliq (°C)	645
	Cp (J kg ⁻¹ K ⁻¹)	897
	α (10 ⁻⁶ K ⁻¹)	23,7
	ρ (kg m ⁻³)	2680
	ρ_{el} (nΩ m)	53
	λ (W m ⁻¹ K ⁻¹)	132
	EC (%IACS)	32,5

III.1.2. Dépôts

Dans notre étude et en utilisant la technique de projection thermique, nous avons réalisé deux types de revêtements :

➤ **une sous-couche d'accrochage** réalisée par déposition d'un alliage **Ni-Al** désigné par la nuance **75 E** sur une épaisseur d'environ 0,1 mm pour l'amélioration de l'adhérence vu que notre dépôt est d'une faible adhérence vis-à-vis du substrat.

➤ **un revêtement final** en acier inoxydable réfractaire dit « **Thermanit** » désigné par **55 E**, utilisé comme une barrière thermique et qui résiste contre l'usure aux frottements et contre la corrosion.

Sa composition chimique correspond à la nuance d'acier inoxydable :

X12 CrMnNi 18-8-5, et est présentée dans le **tableau III.5** suivant :

Tableau III.5 : Composition chimique de la Thermanit [56].

Constituants	Fe	Cr	Mn	Ni	C	Al	Cu	Si	Sn
Concentration %	66.6	18.5	8.1	5.5	0.132	-	-	-	-

III.1.3. Préparation des échantillons

Dans certains cas, nous avons utilisé la technique de préparation de surface connue sous le nom de décapage par zincate utilisant le caractère fortement électronégatif du zinc. Elle comprend plusieurs étapes :

1. dégraissage à chaud en bain inhibé ;
2. rinçage à l'eau distillée, suivi d'un séchage ;
3. rinçage en bain de $\text{HNO}_3 + \text{HF}$;
4. rinçage par l'eau distillée ; attaque de la surface par $\text{H}_2\text{SO}_4 +$ acide chromatique ;
5. rinçage à l'eau courante ; mise en bain de zincate de sodium ;
6. séchage au méthanol.

Le rôle de cette opération est d'éliminer la couche d'oxyde naturelle formée en surface du substrat qui joue le rôle d'une barrière de diffusion. Sachant que dans le cas de la protection contre la corrosion, la présence de ce film d'oxyde est importante.

Dans notre cas et après décapage, les deux substrats l'ASTM 2017A et l'ASTM 5754 seront recouverts, par voie électrolytique, d'une couche de Zinc.

Aussi, pour avoir un bon accrochage mécanique, l'élaboration des dépôts se réalise des fois après un prétraitement de surface dont l'objectif est d'augmenter la rugosité des échantillons par un grenailage (Sablage) qui consiste à cribler la surface par un jet de particules métalliques d'une pression égale à 7 bars permettant d'obtenir une surface prête pour recevoir le dépôt et assurer une bonne adhérence du point de vue mécanique.

Les différentes configurations des éprouvettes étudiées sont présentées ci-dessous :

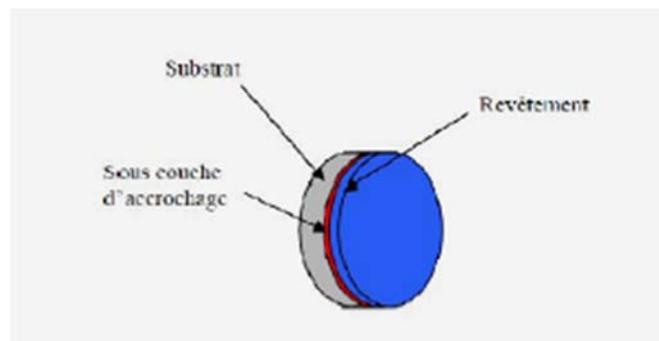


Figure III.1: Éprouvette utilisée en micrographie.

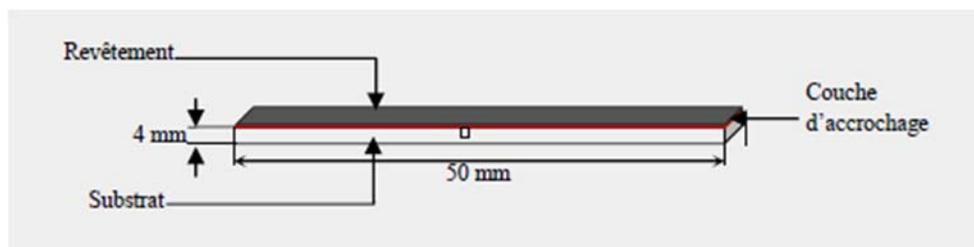


Figure III.2: Éprouvette de flexion 3 points.

Les dimensions des éprouvettes ont été choisies suivant la norme **AFNOR**.

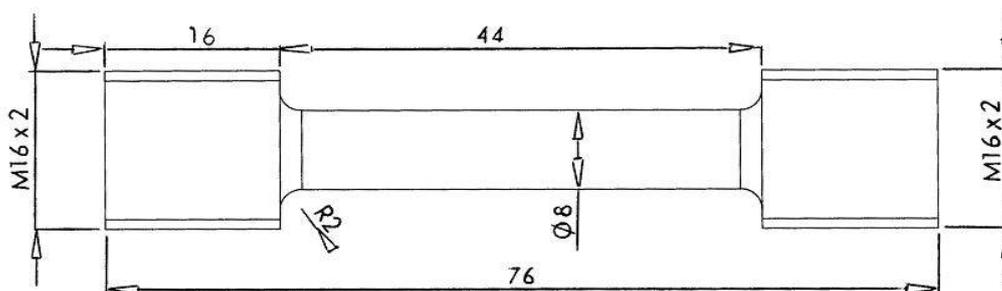


Figure III.3. Epreuve d'essais de traction cylindrique normalisée.



Figure III.4. Epreuve de traction brute.

III.2. PROJECTION THERMIQUE PAR ARC ELECTRIQUE ENTRE DEUX FILS

Les opérations de traitements de surface et de revêtements des métaux confèrent à des produits métalliques ou composites des spécificités fonctionnelles visant à les protéger, en modifient les propriétés physiques ou les décorer en utilisant une multitude de techniques [57-58].

La technique de projection thermique est couramment utilisée dans de nombreux secteurs industriels, telle que l'automobile afin de revêtir les cylindres de blocs moteurs, l'aéronautique pour réaliser des barrières thermiques [59-62] sur les chambres de combustion...etc.

La réalisation d'une rugosité adéquate de surface permet d'obtenir une surface prête à recevoir le dépôt et à assurer une bonne adhérence du point de vue mécanique [63-65].

Durant notre travail, l'élaboration des différents multimatériaux a été réalisé moyennant le pistolet de projection thermique à arc électrique. Son principe consiste à faire jaillir un arc électrique entre deux fils consommables, un jet d'air comprimé pulvérisant le métal fondu et le projetant sur le substrat (**figure III.5**).

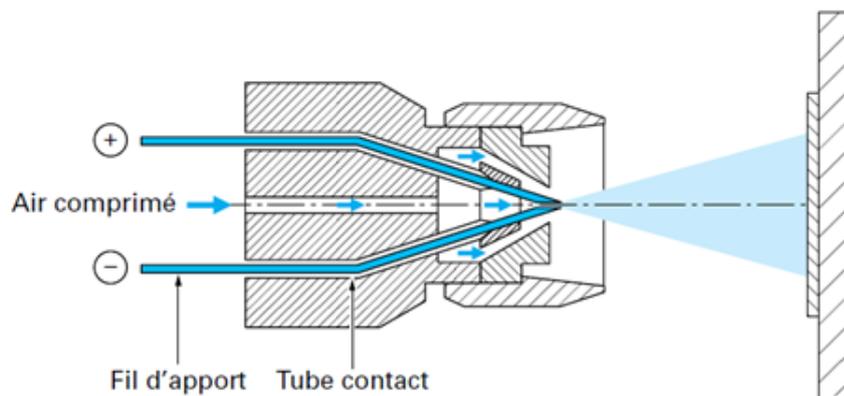


Figure III.5 : Principe de fonctionnement d'un pistolet arc électrique

Les pistolets à arc électrique sont alimentés par des générateurs à courant continu, sous des tensions d'arc comprises entre 25 et 40 V, pour des intensités de courant allant de 100 à 500 A. Ils comprennent deux parties :

- une partie entraînement du fil ;
- une partie fusion/projection du métal fondu.

Les fils sont conditionnés en bobines ou en fûts et sont tirés, au travers de gaines souples, par des molettes d'entraînement intégrées au pistolet et mues par des moteurs électriques ou par des turbines à air. Dans le cas de fils très rigides ou de grandes distances entre pistolet et bobines (supérieures à 6 m), il est nécessaire d'adjoindre à l'installation un système entraînement des fils par poussée, à l'entrée des gaines. Ce type d'équipement est communément appelé « push-pull ».

À l'intérieur du pistolet, les fils sont guidés par deux tubes contact permettant, d'une part, le positionnement du fil avant entrée dans la zone de fusion et, d'autre part, la transmission du courant électrique aux fils. L'application d'un courant électrique sur les fils génère un arc électrique qui permet de les fondre (température d'environ 6 000°C). Les fils fondus sont alors pulvérisés grâce à un jet d'air comprimé et projetés sur le substrat pour former le dépôt. La température atteinte et l'énergie cinétique élevée acquise par les particules grâce au jet d'air comprimé ($V = 250$ m/s) permettent des projections avec des caractéristiques de dépôts performantes :

- porosité de 5 à 10 % ;
- épaisseur des dépôts de 0,2 à 3 mm ;
- contrainte d'accrochage : 20 à 40 MPa ;

Les seuls freins à son utilisation résident dans la nature des matériaux à projeter qui doivent être conducteurs, dans la structure grossière et le taux d'oxydation des dépôts relativement élevé en raison du transport des particules grâce à l'air comprimé (bien que l'utilisation de gaz neutre reste possible, au détriment du coût d'exploitation).

Le procédé de projection par arc électrique est un procédé manuel ou automatique, très simple à mettre en œuvre, et particulièrement bien adapté aux impératifs de fiabilité et de reproductibilité imposés par la production en moyennes et grandes séries. Le pistolet de type "Mark61" a été utilisée pour réaliser les dépôts (**figure III.6**)



Figure III.6 : Pistolet de projection à arc électrique "Mark61"

L'élaboration des dépôts se réalise après un prétraitement de surface (dégraissage et sablage) et selon les conditions opératoires de projection classique résumées dans le tableau suivant :

Tableau III.6 : Paramètres de projection à l'arc électrique

Pression de projection	3 bars
Tension du générateur	30 V
Intensité du courant	100A
Distance de projection	140 mm
Angles de tir	90°
Diamètre de fil	1,6 mm

Par cette technique, on a réalisé les différents systèmes composites suivants :

- **Système composite A** : Substrat A-U4G/Sous-couche d'accrochage en Ni-Al/ Dépôt en acier inoxydable soit (ASTM 2017A/75E/ASTM 301) ;
- **Système composite B** : Substrat A-U4G / Dépôt en acier inoxydable soit (ASTM 2017A/ASTM 301) ;

- **Système composite C** : Substrat A-G3/ Sous-couche d'accrochage Ni-Al/Dépôt en acier inoxydable soit (ASTM 5754/75E/ASTM 301) ;
- **Système composite D** : Substrat A-G3/Dépôt en acier inoxydable soit (ASTM 5754/ASTM 301).

III.3. TECHNIQUES DE CARACTERISATION DES DEPOTS

III.3.1 Caractérisation microstructurale

Le comportement macroscopique d'un multimatériau est le reflet de sa microstructure et pour comprendre ce comportement il faut aborder une étude microstructurale détaillée dont les techniques de caractérisation et utilisées sont décrites dans les paragraphes ci-joint.

III.3.1.1. Spectroscopie par fluorescence X (Energy Dispersive X-Ray fluorescence spectrometry)

L'analyse EDX permet de connaître la composition élémentaire qualitative et quantitative d'un échantillon à partir de la mesure par un détecteur des énergies des photons X émis par la région de l'échantillon bombardée par le faisceau d'électrons. Ceci est valable pour le microscope électronique.

Les éléments métalliques émettent des rayons X à des énergies caractéristiques lorsqu'ils sont bombardés par une source de rayons X de haute énergie. Le spectre des rayons X émis par la matière est caractéristique de la composition de l'échantillon. En analysant ce spectre, on peut en déduire la composition élémentaire, c'est-à-dire les concentrations massiques en éléments.

La **figure III.7** représente l'instrument utilisé dans notre étude (type EDX-800HS) permettant de faire des analyses quantitatives et qualitatives de tous les éléments de Na à U. C'est l'outil idéal pour des applications non destructives, il peut être utilisé avec des échantillons solides, pâteux et liquides sans traitement préalable, il se caractérise par sa rapidité et sa simplicité.



Figure III.7 : Photo de l'EDX-800HS

III.3.1.2 Diffraction par les rayons X (DRX)

La diffraction des rayons X a été utilisée dans le but d'accéder à des informations qualitatives sur les différentes phases étudiées. La structure cristalline ainsi que l'évaluation des paramètres de mailles ou la proportion relative de chacune des phases sont autant d'informations facilement accessibles par cette méthode.

Le phénomène physique à la base de diffraction des rayons X est l'interaction des radiations de faibles longueurs d'ondes (quelques Angstrom) sur les atomes d'un réseau cristallin. Cette technique permet de caractériser les différentes structures cristallographiques par la mesure des distances et des angles interplanaires.

Lorsqu'un rayonnement incident de longueur d'onde fixée rencontre un matériau cristallin, la périodicité des positions atomiques engendre des interférences alternativement constructives et destructives des ondes renvoyées par chacun des atomes (**figure III.8**). Le résultat équivaut à des réflexions de l'onde incidente sur chacune des familles (h, k, l) de plans cristallins lorsque la condition exprimée par la loi de Bragg est satisfaite :

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin \theta \dots\dots\dots (Eq III.1)$$

- Où : λ : est la longueur d'onde du rayonnement incident ;
- θ : l'angle d'incidence ;
- d_{hkl} : la distance des plans (h, k, l) ;
- n : un nombre entier.

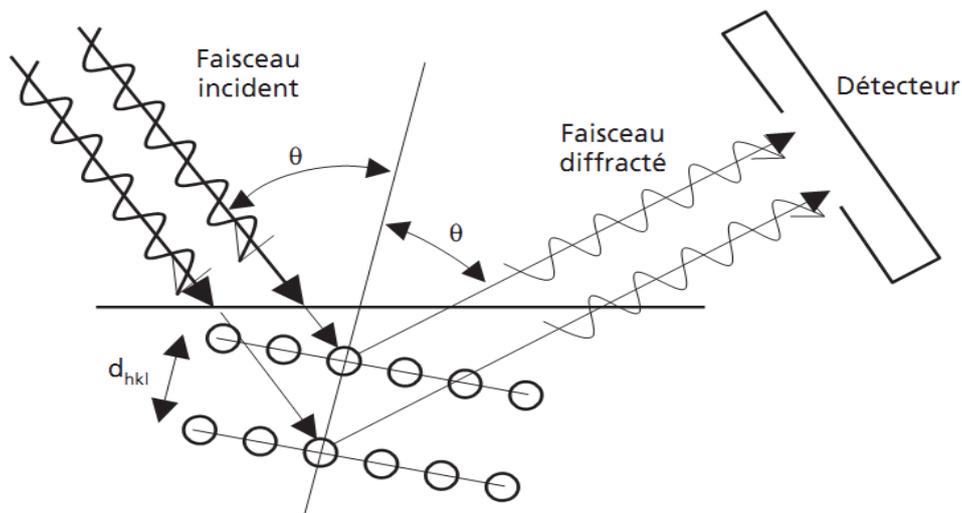


Figure III.8 : Diffraction d'une onde incidente par une famille de plans atomiques d'un cristal

L'ensemble des spectres de diffraction a été réalisé sur un diffractomètre "X'PERT-PRO" (figure III.9). Le rayonnement X monochromatique est produit par une anticathode de cuivre dont les raies $K_{\alpha 1}$ (1.5406 Å) et $K_{\alpha 2}$ sont isolées par discontinuité d'absorption grâce à un filtre de Germanium. Les caractéristiques d'alimentation du tube sont : $V= 45$ kV, $I= 40$ mA.



Figure III.9 : Diffractomètre de type "X'PERT-PRO"

III.3.1.3. Microscopie Optique (M.O)

Le microscope optique utilisé est un appareil de type "Leitz" relié à un moniteur qui permet d'observer l'image en temps réel d'une part, et d'autre part, il est relié à un micro-ordinateur muni d'un logiciel d'acquisition d'image qui permet le transfert et le traitement de cette dernière. La figure III.10 donne une vue de ce dispositif optique.



Figure III.10 : Dispositif du microscope optique "Leitz"

III.3.1.4. Microscope Électronique à balayage (M.E.B)

Un matériau cristallin balayé par un faisceau électronique est le siège de divers phénomènes : diffusion et diffraction d'électrons, émission d'électrons secondaires et électron Auger, émission de photons X et de photons lumineux, absorption d'électrons, création de défauts et de photons, etc. Chacun de ces effets peut donner lieu à la formation d'une image, si on dispose d'un détecteur correspondant capable de transformer l'effet objet en signal électrique. La microscopie électronique à balayage permet d'obtenir des images de l'échantillon atteignant une résolution nanométrique.

Cette technique est basée sur l'utilisation d'un faisceau d'électrons accélérés par un potentiel fixé qui vient exciter la surface de l'échantillon. Les interactions de ces électrons primaires avec la matière conduisent à l'apparition de deux événements :

- a) Un électron du faisceau percute un électron du cortège électronique d'un élément du matériau. Cet électron, appelé électron secondaire, est arraché. Le choc entre deux électrons étant inélastique, les électrons secondaires sont de faible énergie (50-100eV). Comme ils subissent plusieurs chocs successifs avant de sortir du matériau, ils perdent progressivement leur énergie cinétique. Seuls ceux qui sont assez proches de la surface pourront s'échapper du matériau et être détectés. L'émission des électrons secondaires croît avec l'inclinaison de la surface. L'analyse de ces électrons donne une information topologique.
- b) Un électron du faisceau percute l'atome. L'électron incident est dévié mais garde la même énergie car le choc est cette fois élastique : on parle d'électron rétrodiffusé. A l'intérieur du matériau, ils subissent plusieurs chocs élastiques. Comme ils sont plus énergétiques, ils peuvent pénétrer plus loin dans le matériau (jusqu'à 100nm). Plus la charge du noyau est importante (élément avec numéro Z élevé), plus la déviation angulaire est importante, plus l'électron a une chance de ressortir du matériau et d'être détecté. L'analyse de ces électrons donne une information chimique sur la surface.

Les examens micrographiques des surfaces des échantillons sont réalisés par un microscope électronique à balayage de type QUANTA 600FEI (**figure III.11**), muni d'une caméra infrarouge avec la possibilité de fournir des images numériques.



Figure III.11 : Microscope Électronique à Balayage "QUANTA 600FEI"

III.3.2. Caractérisation non destructive des multimatériaux

III.3.2.1. Rayons-X

a) Contrôle par radiographie

Dans cette partie de notre travail on voulait connaître la qualité de l'interface et à quel point est-elle l'adhérence dans cette zone c'est-à-dire chercher des défauts s'il y en a entre le substrat et le dépôt.

Choisir la méthode convenable de contrôle qui nous fournit des informations directement exploitables sur l'intérieur des éprouvettes est primordiale, et c'est pour ça qu'on a opté à faire un contrôle par radiographie.

Les essais non destructifs sont faits au niveau de l'Unité de Recherche et Développement – Mécanique Aéronautique (**URD – MA**) au sein de l'Entreprise de Réparation des Matériels Aéronautiques.

b) Tube à rayons X

Le générateur radiologique portable **ERESCO 65 MF2** est une unité de rayonnement X, pour une large gamme d'applications dans le contrôle des soudures, fonderie d'aluminium et les matériaux composites. Doté de composants électroniques modernes compacts pour réduire le poids et offrir une puissance importante pour permettre un contrôle radiologique mobile plus léger. Il est équipé d'un tube radiogène robuste en métal céramique, il émet une dose de rayons X élevée ce qui permet de réduire la durée d'exposition au minimum et d'améliorer la productivité, et est commandé par un pupitre de commande numérique qui offre un concept d'interaction ergonomique pour l'utilisation sûre et efficace d'une unité de rayonnement.

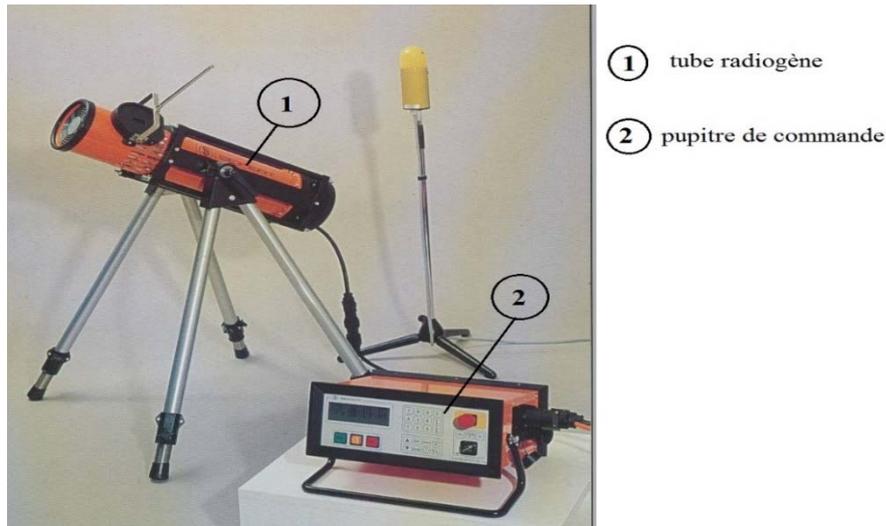


Figure III.12. Tube à rayons X « ERESKO 65 MF2 ».

c) Méthode de rayons X

La **figure III.13** montre le principe de construction du tube à rayons X. Une tension de quelques dizaines voire centaines de kV accélère les électrons sortant de la cathode et les dirige vers l'anode. Les électrons freinés dans l'anode transforment leur énergie cinétique en énergie de rayonnement. Ils émettent une radiation continue, à laquelle se superposent les raies caractéristiques émises par le métal formant l'anode. L'énergie de rayonnement élevée confère aux rayons X la propriété de pouvoir pénétrer et de traverser des corps opaques à la lumière ordinaire.

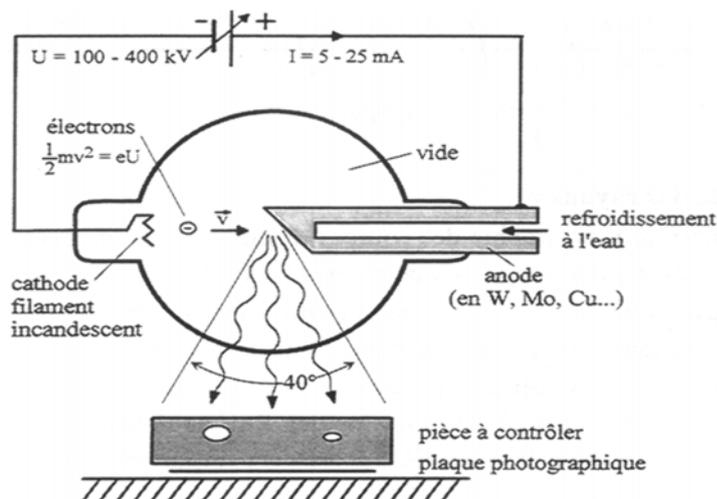


Figure III.13. Principe de fonctionnement du tube à rayons X [66].

d) Paramètres de travail

Le choix optimal des paramètres de travail tels que la distance entre le foyer et le film, la tension et le courant anodiques ainsi que le temps de pose pour une éprouvette donnée (forme, épaisseur, alliage), nécessite une bonne expérience et quelque fois des essais préliminaires suivant tout à fait un diagramme d'instructions comme montre la figure ci-dessous :

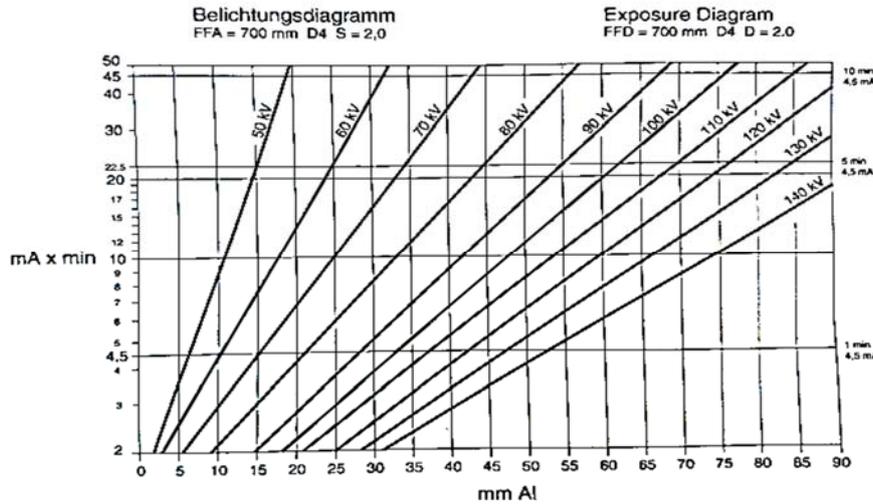


Figure III.14. Diagramme d'instruction du choix des paramètres de travail.

Il faut signaler que plusieurs précautions de sécurité contre les radiations sont impératives. Les paramètres mises en jeu lors de notre contrôle sont résumés dans le tableau ci-dessous.

Tableau III.7. Paramètres utilisés lors du contrôle.

Densité	D2
Filme	D4
Différence de potentiel	75 KV
Intensité	3 mA
Distance focale (DF)	700 mm
Temps de pause	60 s

III.3.2.2. Ultra-sons

Les ultrasons sont des vibrations mécaniques, d'origine électrique, qui se propagent dans un milieu solide ou liquide. Le principe consiste à émettre une onde ultrasonore qui se propage dans la pièce à contrôler et se réfléchit, à la manière d'un écho, sur les obstacles qu'elle rencontre (anomalies, limites de la pièce). Ces ondes sont émises par un ou plusieurs

traducteurs (qui jouent souvent le rôle d'émetteur et de récepteur) manipulés par un opérateur ou un système automatique.

L'utilisation d'un "couplant", généralement un gel aqueux, entre la sonde et la pièce, afin de permettre une bonne transmission des ondes entre elles est souvent nécessaire. Les échos sont analysés sur un écran par le contrôleur ou traités dans une chaîne de mesure pour les installations automatiques, l'interprétation des signaux permet de positionner le défaut. Cette méthode présente une résolution spatiale élevée et la possibilité de trouver des défauts en profondeur. C'est une méthode lente car il faut faire un balayage mécanique exhaustif de la pièce. Il est d'ailleurs souvent nécessaire de contrôler plusieurs surfaces de la pièce pour pouvoir faire une représentation tridimensionnelle des défauts.

Il existe plusieurs moyens de visualiser les informations obtenues. Typiquement, le A Scan présente une visualisation directe de l'énergie reçue, le B Scan présente une coupe transverse de la pièce testée ; le C Scan présente une carte de l'objet testé. Il existe également plusieurs moyens de tester la pièce (notamment en transmission ou en réflexion) [66].

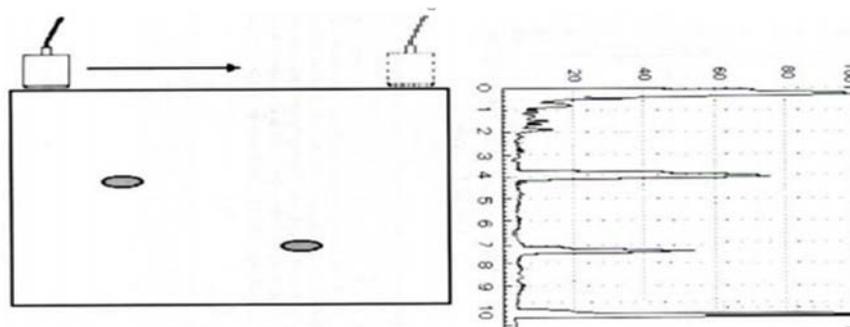


Figure III.15. Principe de balayage lors du contrôle par ultrasons [67-73].

III.3.2.3. Courants de Foucault

Définition et principe.

Cette méthode s'applique à tous les matériaux conducteurs de l'électricité. Elle consiste à placer la pièce dans un champ magnétique variable (dans le temps).

Celle-ci est alors parcourue par des courants induits, appelés "Courants de Foucault", dont la distribution dépend des caractéristiques de la pièce. Ce champ lui est soumis via un "capteur". La présence d'une discontinuité dans la pièce contrôlée perturbe la circulation des courants de Foucault et entraîne une variation de l'impédance de ce capteur.

Cette variation est notamment fonction de l'orientation de la discontinuité par rapport au flux de courants. Elle est traduite en amplitudes et phases sur un écran sous forme de courbes dites de "Lissajous". L'interprétation des signaux recueillis se fait par comparaison avec ceux fournis par une pièce de référence comportant des anomalies représentatives des phénomènes recherchés [67-73].

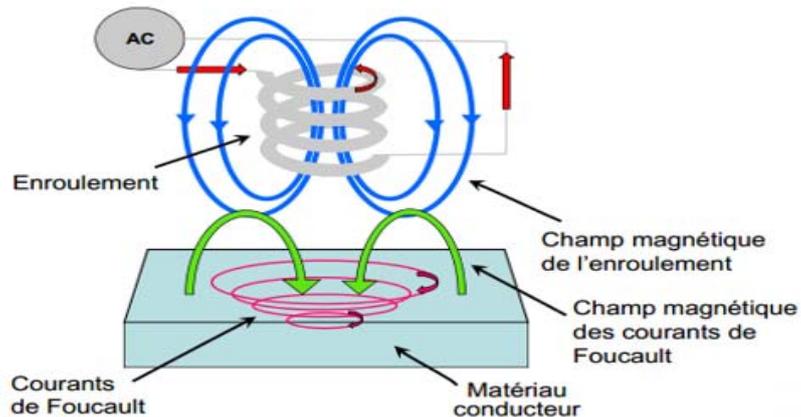


Figure III.16. Principe de contrôle par courants de Foucault.

III.3.2.4. Traitement d'images

À l'aide d'un microscope à projecteur de profil (OPTIKA B-1000) doté d'un ordinateur et d'un logiciel appelé image J, on peut déterminer certaines caractéristiques des matériaux (Porosités, oxydes) par la technique de traitement d'images. Le principe de cette méthode est basé sur des aspects optiques utilisés pour détecter les pores et calculer leur taux de à l'aide des logiciels de calculs. Ces pores sont indésirables et influent sur les caractéristiques mécaniques, thermiques et autres. Cette dernière basée sur la transmission optique est mise en relation avec le nombre de pores existants.



Figure III.17 : Exploitation de la technique de traitement d'images.

Grace à cette technique, nous avons déterminé le taux de porosité et celui des oxydes pour les différentes distances de projection dans le cas des deux composites étudiés.

Préparation de l'éprouvette

Dans notre étude, nous avons utilisé un microscope OPTIKA B-1000 doté d'une caméra IR après une préparation préalable des échantillons.

➤ **Polissage (Papiers abrasif 400 et 1000 pour la finition)**

On a fait subir aux surfaces à observer des polissages mécaniques, visant à les rendre planes et exemptes de toutes rayures, graisses ou déformations missiles et gênantes. On a utilisé des papiers abrasifs de granulométrie du plus faible grossissement en commençant par p.400 jusqu'au plus fin p.1000.

➤ **Nettoyer les éprouvettes**

Un nettoyage à l'acétone et l'alcool

➤ **Séchage des éprouvettes**

Un séchage par flux d'air chaud

III.3.2.5. Contrôle par examen visuel

Le contrôle visuel est une technique essentielle, simple et la plus commune lors du contrôle non destructif. Il est généralement toujours réalisé en premier et peut servir d'indicateur pour les autres méthodes de contrôle prévues. Il permet en effet de déceler les défauts évidents causés par les conditions de service ou d'environnement (comme des pliures, des cassures, de l'usure, de la corrosion, fissures ouvertes...) des défauts cachés sous-jacents présentant une irrégularité sur la surface extérieure peuvent être une indication de défaut plus grave à l'intérieur.

Le contrôle visuel nécessite néanmoins une compétence certaine pour reconnaître la nature des défauts observés, une attention particulière devra être apportée à l'intensité de l'éclairage, ainsi qu'à son orientation. Il faut distinguer entre le contrôle visuel direct (éventuellement aidé d'un miroir ou d'une lentille) et le contrôle visuel indirect (avec dispositifs d'aide du type endoscope, fibres optiques couplés à des caméras) ou tout autre instrument approprié (des robots pour inspecter des endroits dangereux ou difficiles d'accès tels les réseaux de canalisation et les réacteurs nucléaires) [67-73].

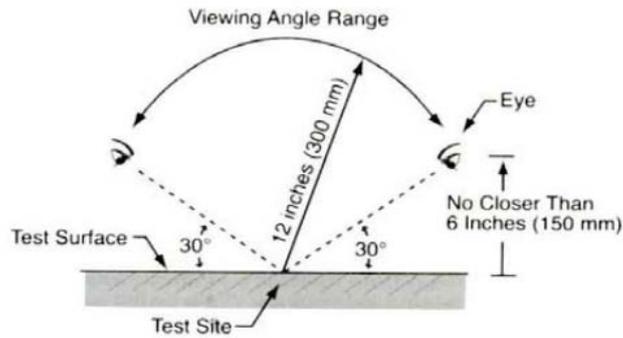


Figure III.18. Orientation de l'angle de vue pour un contrôle visuel classique [67-73].

III.3.3. Caractérisation mécanique

III.3.3.1. Microdureté

L'une des mesures les plus fréquemment effectuées est la mesure de la microdureté qui traduit la cohésion et dans certains cas peut être corrélée à la résistance à la rupture ou à l'usure du revêtement. Les mesures de microdureté sont réalisées sur des sections métallographiques polies, plus souvent perpendiculaires à la surface du dépôt.

Le dispositif de mesure de la dureté (**figure III.19**) est composé d'un microduremètre de type "HWDM-1" muni d'un pénétrateur Vickers, composé d'un diamant pyramidal à base carrée où l'angle au sommet formé par deux faces opposées doit être de $136^\circ \pm 0,3^\circ$. Il se déplace verticalement et s'abaisse lentement jusqu'au contact de la surface où il est maintenu, durant un temps donné, par application d'une force P donnée. Le microduremètre est relié à un ordinateur doté d'un logiciel de mesure et d'acquisition d'image "C.A.M.S".



Figure III.19 : Dispositif utilisé pour la mesure de la microdureté

La dureté Vickers (HV) est caractérisée par l'empreinte faite par l'indenteur (**figure III.20**), elle est calculée à l'aide de la formule suivante :

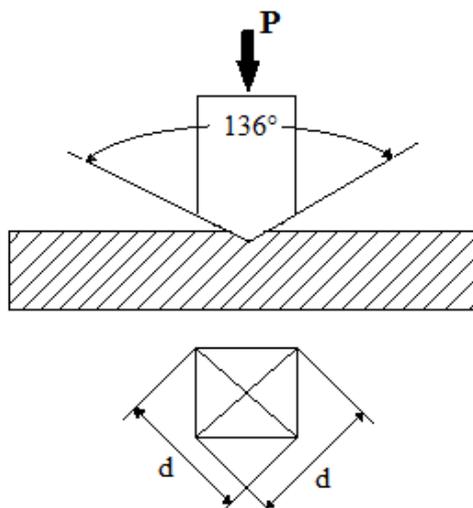


Figure III.20 : Schéma d'empreinte du pénétrateur

$$H_v = 1,854 \frac{P}{d^2} \dots\dots\dots(Eq III.1)$$

Avec : H_v : dureté Vickers exprimée en (Kg/mm²) ;

P : la charge en (kg) appliquée par le pénétrateur ;

d : la longueur de la diagonale de l'empreinte en millimètre.

III.3.3.2. Essai de traction des multimatériaux élaborés.

Les propriétés mécaniques obtenues dans ce chapitre sont déterminées à l'aide du logiciel 'Origin' qui assure le traitement et l'analyse de données scientifiques pour environnement Microsoft Windows développé par Origin Lab. Il permet notamment de tracer des graphes 2D et 3D et possède des fonctions d'analyse de pics. Dans notre cas, on l'applique pour le calcul des contraintes R_e et R_p

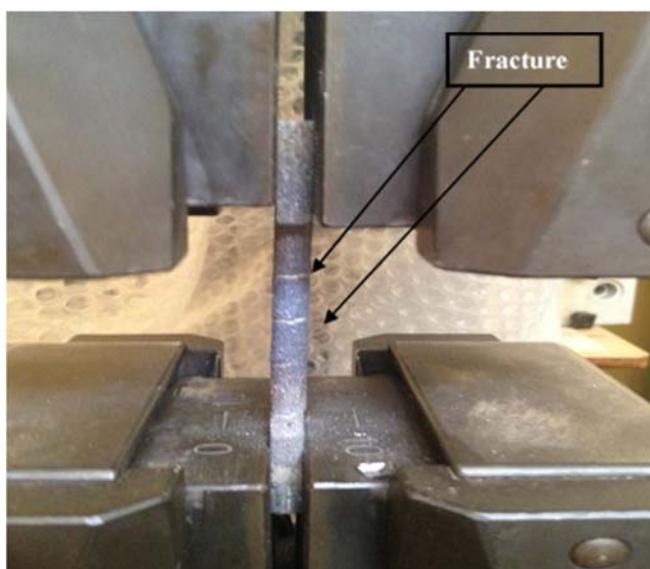


Figure III.21 : Image expérimentale du type de rupture lors de l'essai de traction [74-75]

III.3.3.3. Flexion 3-points

Des éprouvettes de flexion trois points ont été préparées pour suivre l'endommagement sous sollicitation mécanique des composites élaborés par projection thermique.

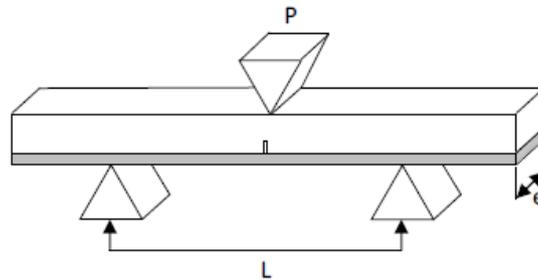


Figure III.22: Epreuve de flexion 3 points du Multimaterériau élaboré

L'essai de flexion en trois points a provoqué à l'interface des fissures longitudinales et transversales ainsi que la propagation des microfissures au sein du revêtement.

L'essai de flexion trois points a été effectué sur des éprouvettes AG3/NiAl/Thermanit (**Figure III.22**). La machine utilisée est une machine de traction INSTRON de type MAB SKF UE40 de capacité de 400 kN piloté par PC (**Figure III.23**).



Figure III.23 : Machine de traction utilisée.

III.3.3.4. Flexion 4-points

L'essai de flexion 4 points permet de solliciter en flexion une éprouvette reposant sur deux appuis en appliquant une charge égale en deux points symétriques par rapport au point médian entre ces deux appuis. L'objectif de cet essai est de déterminer la résistance mécanique à la rupture pour des échantillons soumis à des contraintes de flexion pure où le moment de flexion entre les deux appuis supérieurs est constant.

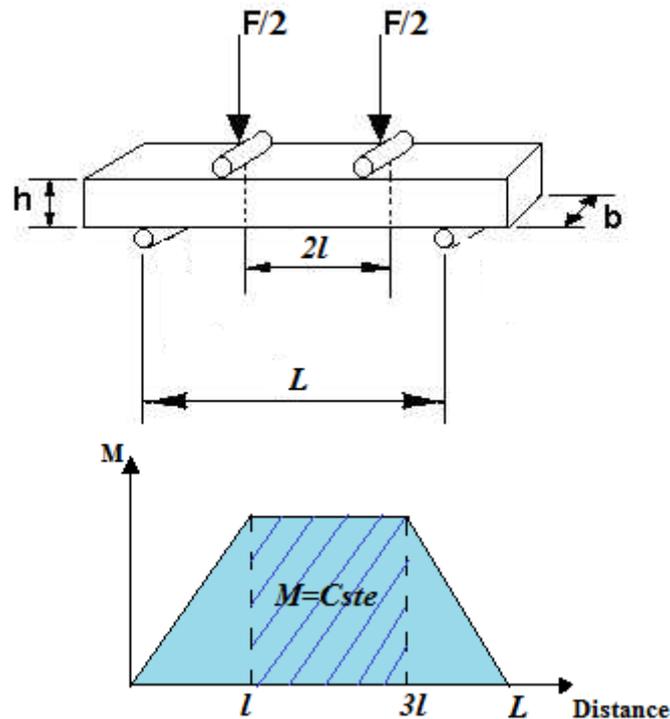


Figure III.24 : Schéma de l'essai de flexion 4-points

La **figure III.24** représente le schéma de l'essai de flexion 4-points où F est la charge appliquée, l est la distance entre les appuis supérieurs, L est la distance entre les appuis inférieurs, b est la largeur de l'éprouvette et h est la hauteur de l'éprouvette de l'essai de flexion 4-points.

Les essais de flexion 4-points ont été réalisés sur une machine de traction-compression de type ZWICK/Roell (**figure III.25**) pilotée par ordinateur, avec un banc de flexion réalisé à l'ERMAéro/Dar El Beida adaptée à la géométrie des éprouvettes étudiées (**figure III.26**).



Figure III.25 : Machine de traction-compression " ZWICK/Roell"

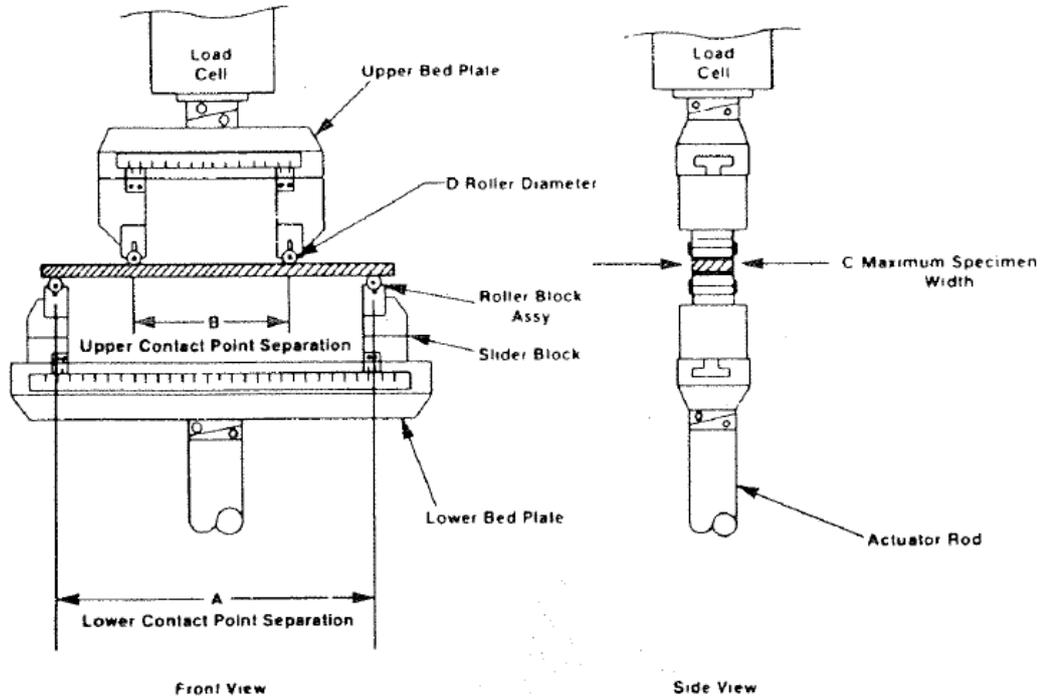


Figure III.26 : Banc d'essai de flexion 4-points

III.3.3.5. Test d'indentation

L'indentation est une technique de mesure de la dureté d'un matériau. Elle consiste à appliquer une charge, dans des conditions déterminées, à la surface du matériau, à l'aide d'un indenteur ou pénétrateur. Après l'essai, le matériau s'étant déformé, on observe une empreinte que l'on peut mesurer. Les conditions d'essais : géométrie de l'indenteur, force, durée caractérisent l'essai.

Avant d'aborder l'indentation on a réalisé à l'aide d'une micro-tronçonneuse des coupes transversales d'un centimètre de longueur pour les échantillons à étudier pour faire apparaître une section dans laquelle l'interface revêtement/substrat soit visible.

On fait après des polissages mécaniques aux surfaces à observer, pour les rendre planes et exemptes de toutes rayures, graisses ou déformations nuisibles et gênantes.

Le polissage s'est fait avec des papiers abrasifs de granulométrie de plus en plus faible en commençant par P.600 jusqu'au plus fin P.1200, tout en assurant un arrosage abondant avec de l'eau pour éviter d'éventuelles risques d'échauffement de la pièce. On termine cette opération sur un disque feutre en utilisant de la pâte diamantée de $3\mu\text{m}$ suivie d'un nettoyage à l'acétone et un séchage par flux d'air chaud.

Cette procédure a été réalisée au niveau de laboratoire de Sciences et Génie des Matériaux (LSGM /ENP).

III.3.3.6. Test d'arrachement

Le test d'arrachement donne une première approche de la tenue de la liaison substrat/revêtement. Le montage permettant ce test est schématisé sur la **figure III.27**.

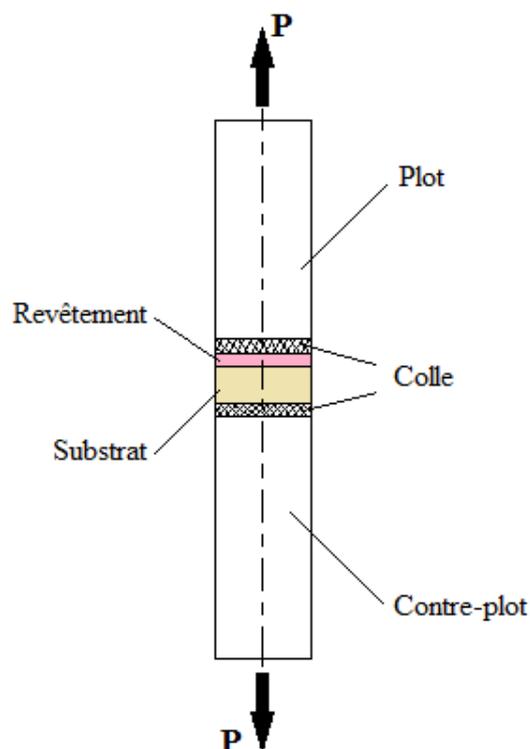


Figure III.27: Schéma du dispositif d'essais d'arrachement

L'échantillon revêtu sur une face est collé sur ces deux faces parallèles au montage à l'aide d'une colle. L'ensemble est monté sur une machine de traction INSTRON (**figure III.28**) équipé d'un cardan permettant une traction pure. Ce test est peu rigoureux en

particulier compte tenu de l'utilisation d'une colle. Il nous permet cependant d'avoir une estimation sur les valeurs des contraintes de rupture, l'observation de la surface après l'essai permet en outre de noter si la rupture est adhésive ou cohésive.



Figure III.28 : La machine de traction "INSTRON"

III.3.4. Caractérisation tribologique

III.3.4.1. Le rugosimètre

La rugosité est un terme physique de la surface qui définit l'inégalité de cette dernière, il s'agit de la forme géométrique microcosmique de la surface de la pièce à travailler composée de crêtes et de creux avec de petits espaces intermédiaires. Les analyses de rugosité se font en général à l'aide d'un appareil appelé rugosimètre, il travaille selon le principe du micro-palpeur piézoélectrique, tel que les instruments de laboratoire de haute précision. Les caractéristiques de cet appareil sont l'usage facile et la haute précision.

Le rugosimètre HOMMEL TESTER T500 (**figure III.29**) est un mesureur portable pour déterminer, avec un seul dispositif, la profondeur de la rugosité de Ra, Rz, Rq et Rt. Il garantit la mesure extérieure mobile et fiable de rugosité dans les ateliers ou sur la chaîne de production, son principe de fonctionnement est le suivant : le capteur est piloté par un circuit intégré, il fait un mouvement linéaire uniforme sur la surface d'essai. Le stylet qui effleure la surface de travail monte et descend le long de la surface de travail de façon perpendiculaire, son mouvement est converti en signaux électriques, qui sont amplifiés, filtrés et transformés en signaux numériques, les signaux sont alors traités par l'unité centrale en valeurs Ra et Rz avant d'être affichés à l'écran.



Figure III.29 : Rugosimètre type HOMMEL Tester T500

III.3.4.2. Tribomètre utilisé

L'appareil exploité dans l'étude de comportement en frottement et usure des composites élaborés est un tribomètre bille /plan (**Figure III.30**). Il est assisté par un ordinateur qui collecte les impulsions (transmissions par des détecteurs) et qui les transforme sous forme de graphe. On enregistre en plus des coefficients de frottements, la dérivée de la force normale instantanée par rapport à la force tangentielle. Le coefficient de frottement μ est le rapport de la force tangentielle instantanée sur la force normale appliquée

$$F_T = \mu F_N$$

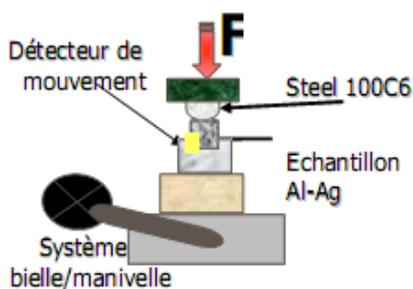


Figure III.30 : Tribomètre bille-plan [76].

Les tests d'usure ont été effectués à l'aide d'un tribomètre bille-plan (**Figure III.30**). Le couple de frottement soumis aux tests est constitué par une bille (fixe) en acier 100C6 de dureté moyenne 65HRC et de 6mm de diamètre. La pression exercée par la bille est de l'ordre de 60N.

CHAPITRE IV
RESULTATS ET DISCUSSIONS

IV.1 Introduction

Dans la course actuelle aux procédés ayant le meilleur rapport qualité prix, des traitements de surface nombreux et variés ont été mis au point et sont utilisés industriellement pour faire face en particulier à ces exigences, notamment les dépôts par projection thermique. Pour certaines applications où des zones sont fortement sollicitées et où la résistance mécanique du substrat est faible, des revêtements épais (quelques centaines de microns) sont requis. Les techniques de projections thermiques peuvent dans ce cas être utilisées. Elles regroupent un ensemble de procédés dans lesquels des matériaux sous forme pulvérulente (particules de taille inférieure à 100 μm , environ) sont déposés dans un état fondu ou semi-fondu sur des substrats préalablement préparés [77-80]. En l'état actuel des choses, il a été constaté, d'après une enquête effectuée sur près de mille incidents majeurs c'est à dire ayant entraîné une indisponibilité de l'appareil que les matériaux concourent encore pour une part importante aux problèmes rencontrés en service [81-85]. L'aluminium (ou plutôt l'ensemble des alliages d'aluminium) qu'utilise l'industrie aéronautique, occupe une part importante dans ce domaine avec des caractéristiques moyennes (mais résistant bien à la corrosion) et de leur mise en œuvre facile : par exemple une bonne tenue à la soudabilité. Certaines pièces en alliages d'aluminium (ASTM 2017A et ASTM 5754) utilisés dans l'aéronautique nécessitent à la fois un traitement contre la corrosion et l'usure [86-95].

Notre étude repose sur les considérations suscitées et consiste d'une part à élaborer des multi matériaux par projection thermique sur les substrats ASTM 2017A et ASTM 5754 et de choisir le produit (la poudre ou le fil) le mieux adéquat au phénomène de protection contre en particulier l'usure, et d'autre part à analyser le mode de protection (analyse de l'interface dépôt/substrat) par des différentes méthodes de caractérisations et de contrôles. Pour la réalisation des revêtements, nous avons déposé un acier inoxydable de nom industriel « Thermanit » sur deux alliages d'aluminium différents. Ce qui nous intéresse, c'est la qualité de l'interface (l'adhérence) entre les différentes couches et particulièrement entre le dépôt et le substrat. Ceci permettra sans nul doute une meilleure compréhension des phénomènes connexes liés à la nature physico-chimique et mécanique des matériaux.

Ce travail de thèse présente un caractère purement expérimental basé sur une analyse comparative de deux types de substrats d'aluminium de nuances ASTM 2017A et ASTM 5754 sur lesquels, nous avons déposé des revêtements en acier inoxydable. A travers l'approche expérimentale adoptée, nous recherchons d'établir des corrélations entre les propriétés des dépôts et les données structurales et microstructurales

Les différents dépôts **combinés** sont effectués sur les substrats en alliages d'aluminium. La réalisation des revêtements s'effectue par passes de 0,1mm avec un temps de refroidissement de 4 à 5minutes et ce pour éviter le phénomène de délaminage. Les épaisseurs des dépôts sont en moyennes de 1mm. Pour ce qui concerne les sous couches d'accrochages en Ni-Al, leurs épaisseurs varient entre 0,1 et 0,2mm.

IV.2. Analyses structurales et microstructurales des dépôts réalisés.

La caractérisation structurale, ayant pour but l'identification de la structure cristalline des phases présentes dans les différents revêtements élaborés, a été réalisée par diffraction des rayons X en utilisant le diffractomètre "X'PERT-PRO" de l'Université de Béjaia.

Les observations fines des différentes phases et leurs analyses chimiques ont été réalisées au moyen du microscope électronique à balayage (MEB) de type QUANTA 600FEI PHILIPS de l'université de Béjaia et la spectroscopie par fluorescence X (Energy Dispersive X-Ray fluorescence spectrometry) EDX de type EDX-800HS.

Les observations optiques usuelles ont été effectuées au moyen d'un microscope optique de type "Leitz" relié à un moniteur qui permet d'observer l'image en temps réel d'une part, et d'autre part, il est relié à un micro-ordinateur muni d'un logiciel d'acquisition d'image qui permet le transfert et le traitement de cette dernière.

IV.2.1. Caractérisations physico-chimiques du substrat et du matériau d'apport.

La **figure IV.1** illustre l'aspect caractéristique de la microstructure des composites élaborés.

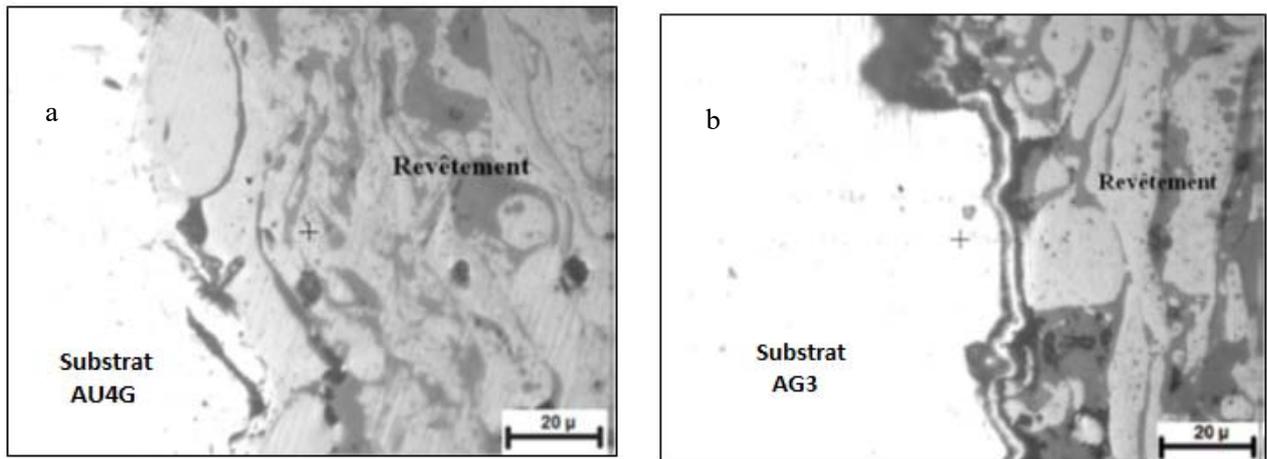


Figure IV. 1 : *Micrographie des interfaces des composites étudiés*
a- ASTM 2017A/75E/ASTM 301, b- ASTM 5457/75E/ASTM 301

La **figure IV.1** présente la morphologie des multimatériaux réalisés et observée au microscope électronique à balayage (MEB) sur une coupe transversale. On note une microstructure hétérogène et une morphologie lamellaire classique des dépôts projetés par l'arc électrique. Ces lamelles habituellement dénommées splats (particules non fondues) sont le résultat de l'impact des particules liquides projetées sur le substrat. Cependant, les liaisons entre les particules lors de leur écrasement peuvent laisser apparaître dans des petites zones lors du refroidissement la présence de porosités de tailles différentes. Celles-ci trouvent leur origine probablement dans le piégeage de l'air ou du gaz entre les lamelles déjà solidifiées et les particules nouvellement projetées. On observe également dans la morphologie de ce type de revêtements des particules plus ou moins sphériques dénommées particules non fondues.

Afin de mieux déterminer les paramètres du matériau d'apport (acier inoxydable-ASTM 301) une analyse par diffraction aux rayons-X du fil d'acier a été effectuée. On reporte ci-dessous le diffractogramme des rayon-X obtenu avec les raies indexées (**Figure IV.2**).

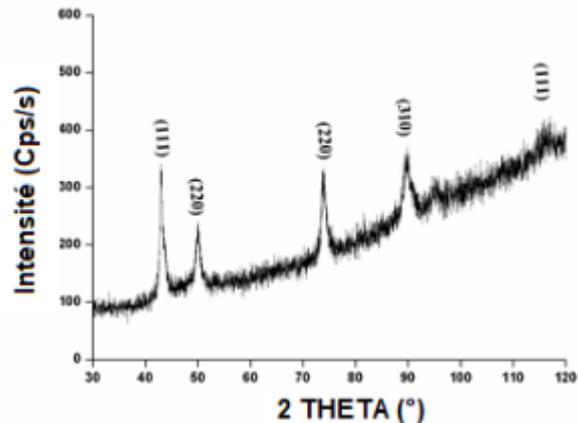


Figure IV.2 : *Diffractogramme des rayons X du fil en acier inoxydable*

Le paramètre cristallin de sa phase CFC est $a = 3.596(8) \text{ \AA}$. L'analyse qualitative réalisée au micro analyseur du MEB met en évidence la présence des éléments Fe, Cr, Ni, Mn, Si (**figure IV.3**) qui sont en accord avec la composition chimique globale de cet acier. L'analyse du diffractogramme des rayons-X, obtenue à partir du matériau d'apport d'acier inoxydable, révèle la présence d'une solution solide CC (Fe, Cr) (JCPDS n° 046-1212) ; les pics observés correspondent aux phases qui forment la matrice du substrat avec une structure cristalline CFC ayant un paramètre de maille $a = b = c = 3.596(8) \text{ \AA}$. On remarque aussi la présence du carbure de chrome qui subsiste sous une forme cubique.

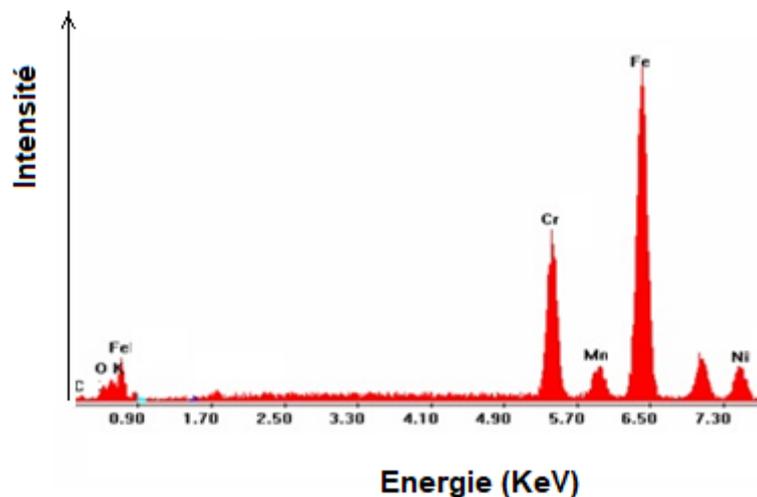


Figure IV.3 : *Analyse EDAX du métal d'apport en acier inoxydable*

IV.2.2. Microstructures des différents dépôts

La **Figure IV.4** présente le diffractogramme des rayons X du dépôt élaboré par projection thermique à arc électrique issu du matériau d'apport sous forme de fil d'acier inoxydable.

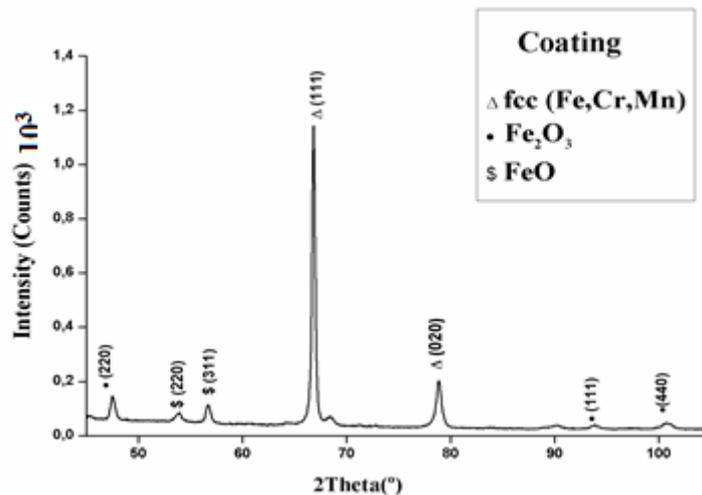


Figure IV.4: *Diffractogramme des rayons-X de la surface du dépôt en acier inoxydable, après projection. [74-75]*

Le spectre diffractogramme des rayons-X du dépôt issu du fil a révélé, en plus de la présence de la phase majoritaire d'une structure CFC composée essentiellement des éléments constituant De l'acier austénitique initial qui sont le Fer, Chrome et Nickel. Le paramètre de maille de la phase matricielle est de $a =$ (JCPDS n° 046-1212). La présence de phases secondaires tels que les oxydes Fe_2O_3 et FeO est due essentiellement à la présence de pores, cavités, de gaz et surtout aux conditions de projection sans atmosphère contrôlée.

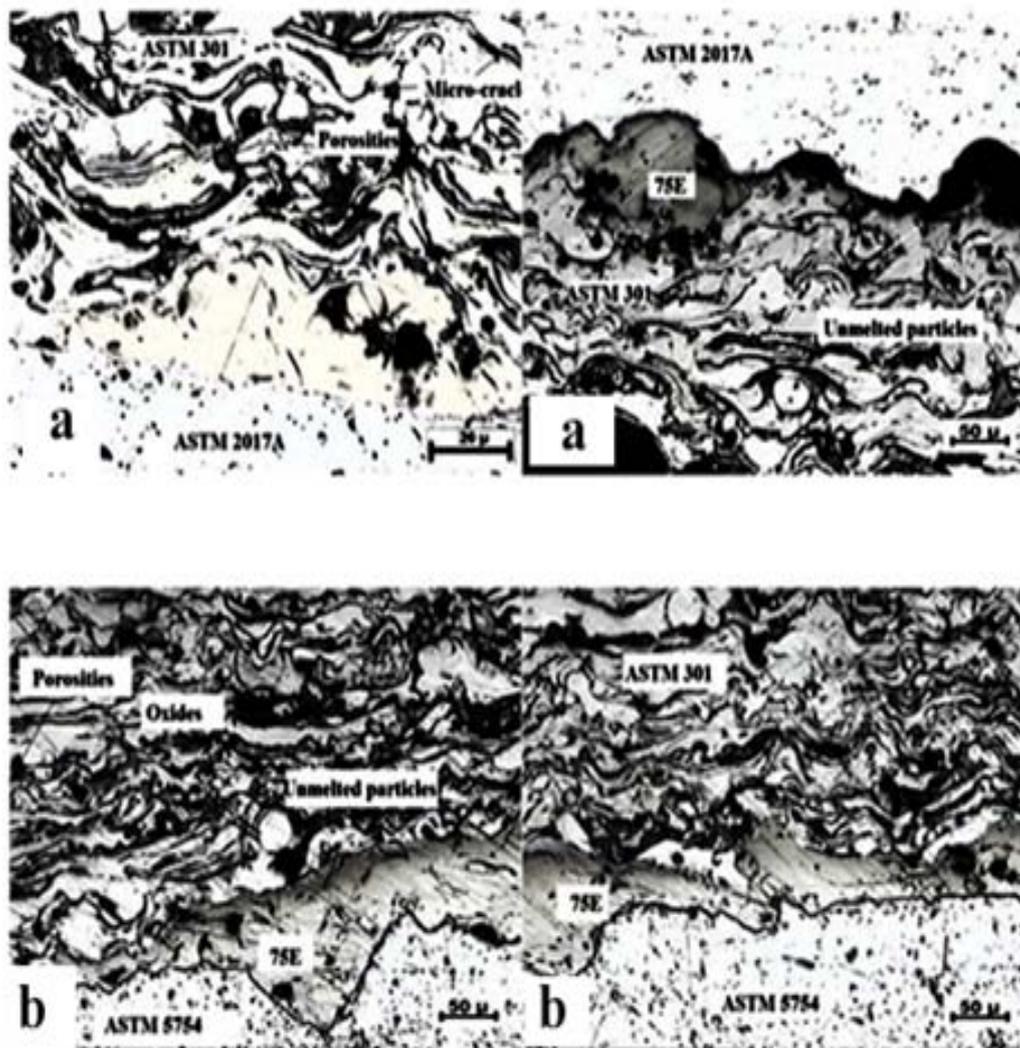


Figure IV.5 : Image par microscopie électronique des différents systèmes composites A et C [74-75]

La **figure IV.5** présente l'aspect de la morphologie du système composite AU4G/NiAl/dépôt base acier inoxydable soit (ASTM 20017A/75E/ASTM 301) (figure IV.5 a) avec et sans sous couche d'accrochage Ni-Al (75E). Il est remarquable de constater la parfaite adhérence entre les deux interfaces Substrat/Sous couche Ni-Al et Sous couche Ni-Al/revêtement alors que l'absence de cette sous couche semble ne pas favoriser une bonne adhérence du revêtement du fait de la présence de zone de décohésion le long de l'interface substrat/revêtement. Ceci peut s'expliquer probablement du fait que leurs modules de Young de rigidité sont très différents. Les observations de l'interface dépôt/sous couche d'accrochage en Nickel-Aluminium mettent en évidence une bonne adhérence bien que leurs coefficients de dilatation respectifs α sont très différents : $10,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ pour le dépôt en acier inoxydable austénitique à 0,11% C et $5,2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ pour la sous couche d'accrochage [96-100]. Enfin, l'importance de la sous couche dans l'amélioration de l'adhérence entre le dépôt et le substrat est mise en évidence.

IV.3. Caractérisation non destructive des composites élaborés.

IV.3.1. Analyse radiographique

L'analyse par radiographie de nos deux composites (ASTM 2017A/75E/ASTM 301 et ASTM 5754/75E/ASTM 301) ne révèle aucun défaut (fissuration) au niveau de l'interface. Ce résultat confirme la bonne adhérence du dépôt sur les substrats (ASTM 2017A ou ASTM 5754). Le fait que l'éprouvette est de forme circulaire, le dépôt projeté à l'état liquide se solidifie autour de l'éprouvette brute et sous l'effet de la dilatation thermique, on ne peut obtenir qu'un bon accrochage [101-102].



Figure IV.6 : *Eprouvette de traction réalisée par projection thermique*



Figure IV.7 : *Composite ASTM 5754/75E/ASTM 301*



Figure IV.8 : *Composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301*

IV.3.2. Analyse par courants de Foucault

Dans notre étude, nous avons insisté en particulier sur la caractérisation physico-chimique. Ainsi, l'analyse a concerné la caractérisation non destructive par Courants de Foucault et par traitement d'images.

IV.3.2.1 Composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301

L'analyse par Courants de Foucault de notre composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301 réalisé à une distance de 10 cm, ne relève aucun défaut (fissuration) au niveau de l'interface. Ce résultat confirme la bonne adhérence du dépôt projeté sur ce type de substrat (ASTM 2017A) [101-102].



Figure IV.9 : *Analyse par CF du composite base ASTM 2017A.*
Distance de projection=10 cm

Nous avons obtenu les mêmes résultats pour le reste des éprouvettes réalisées par projection thermique avec les distances de 11 cm, 12 cm et 13 cm.

IV.3.2.2. Composite ASTM 5754/75E/ASTM 301

Dans ce cas aussi, l'analyse par Courants de Foucault du composite à base ASTM 5754 projeté sous la distance de 10 cm ne révèle aucun défaut (fissuration) au niveau des interfaces élaborées. Ainsi, nous notons la bonne adhérence du dépôt projeté sur le substrat (ASTM 5754) [101-102].



Figure IV.10 : *Analyse par CF du composite base ASTM 5754.*
Distance de projection=10 cm

De même, les résultats pour le reste des éprouvettes projetées aux distances de 11cm, 12 cm et 13 cm sont similaires au cas précédent et satisfaisants. Dans le cas d'une fissuration, l'analyse CF sera caractérisée par un puits sur le graphe.

IV.3.3. Analyse par traitement d'images

Pendant l'élaboration des revêtements, nous avons constaté qu'il existe des pores microscopiques. Ces pores ont un effet négatif sur les propriétés mécaniques, thermiques et chimiques des composites réalisés. Ainsi, nous avons mesuré la densité de ces pores dans une zone entre 1 cm² et 2cm². La densité est mesurée à l'aide d'un logiciel **Image J** et l'**Excel** permet de localiser les zones de porosités et de compter le nombre de pores.

D'après les images et les diagrammes de distribution des pores que nous avons obtenus par l'analyse de traitement d'image, nous remarquons que le rapport de distribution des pores et les distances augmentent avec l'augmentation de la distance de projection [103].

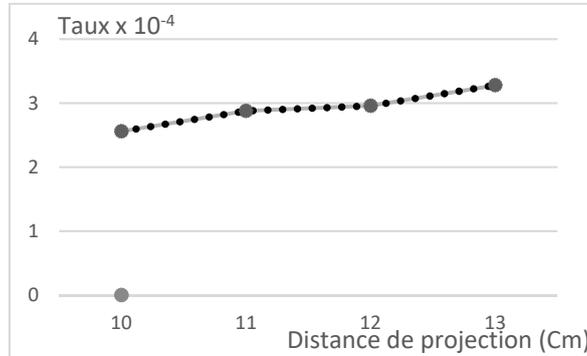


Figure IV.11 : Taux de porosité en fonction de la distance de projection.

Composite à base de l'ASTM 2017A

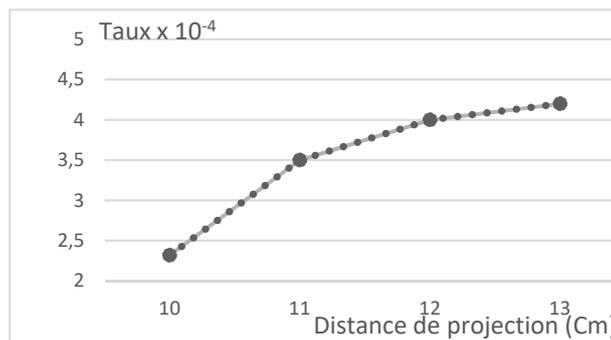


Figure IV.12 : Taux de porosité en fonction de la distance de projection.

Composite à base de l'ASTM 5754

Remarque : d'après les résultats obtenus, nous remarquons que :

- Taux de porosité des éprouvettes réalisées par projection sous les distances de 11 cm, 12 cm et 13 cm de l'ASTM 2017A et ASTM5754 tend vers 0.

- D'après les graphes obtenus, nous notons que le taux de porosité dans le cas des deux composites diminue avec la diminution de la distance de projection

Aussi, nous obtenons une bonne qualité des produits réalisés.

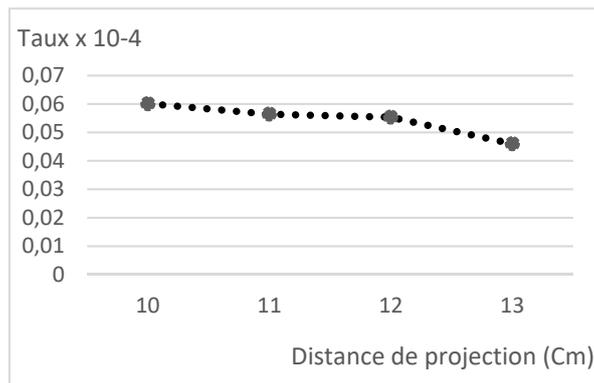


Figure IV.13 : *Taux d'oxyde en fonction de la distance de projection.*
Composite à base de l'ASTM 2017A

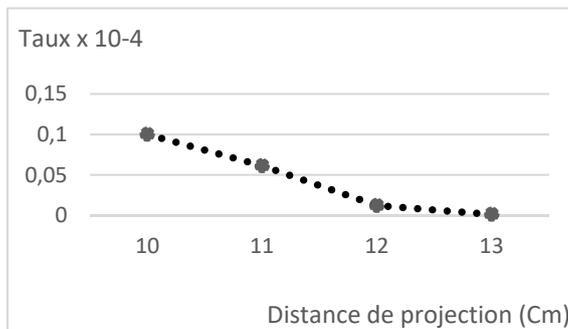


Figure IV.14 : *Taux d'oxyde en fonction de la distance de projection.*
Composite à base de l'ASTM 5754

Interprétations

D'après les images que nous avons obtenues, nous remarquons l'apparition d'oxydes au niveau du dépôt réalisé. Nous notons aussi que le taux d'oxydes augmente avec la diminution de la distance de la projection.

Grace à cette technique, nous avons déterminé le taux de porosités et celui des oxydes pour les différentes distances de projection dans le cas des deux composites étudiés.

IV.4. Caractérisation mécanique

IV.4.1. Mesures de microduretés

Les mesures de microdureté sont réalisées sur des sections métallographiques polies, plus souvent perpendiculaires à la surface des dépôts. Le dispositif de mesure de la dureté est

composé d'un microduromètre de type "HWDM-1" muni d'un pénétrateur Vickers, composé d'un diamant pyramidal à base carrée.

Les mesures de micro duretés sous une charge de 200g ont été effectuées sur les surfaces des deux substrats de nuances ASTM 2017A et ASTM 5754 et les dépôts en acier inoxydable ASTM 301. Pour chaque échantillon, l'écart type moyen calculé est basé sur la moyenne de 10 mesures. Les résultats de micro duretés Vickers, sont illustrés par l'historgramme de la **figure IV.15**.

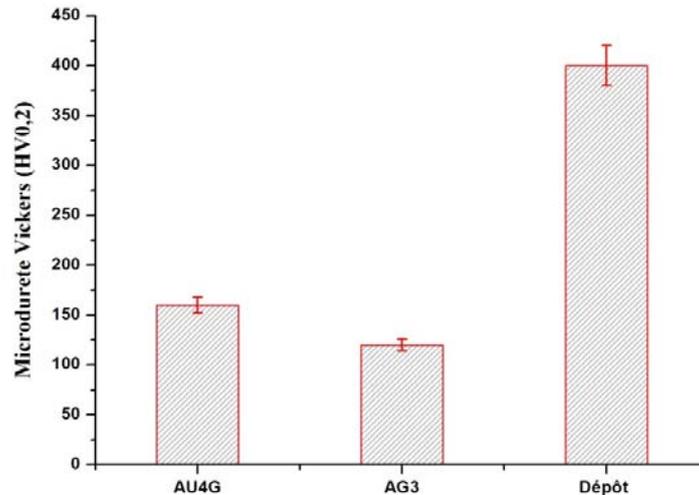


Figure IV.15: Microdureté HV0.2 pour les différents matériaux utilisés [74-75]

En analysant la **figure IV.15**, on constate que la microdureté Vickers du dépôt et des substrats présente une différence assez importante. La microdureté Vickers des dépôts en acier inoxydable ASTM 301 est pratiquement le double de celle des deux superalliages d'aluminium ASTM 2017A et ASTM 5754 (environ 412 ± 16 HV0,2 (Dépôt) et 126 ± 8 HV0,2 (ASTM 2017A) contre 112 ± 5 HV0,2 pour (ASTM 5754). En parallèle, on remarque aussi que l'alliage ASTM 2017A présente une microdureté proche de celle de l'alliage ASTM 5754. Ceci est en concordance avec la littérature qui indique que les microduretés des superalliages d'aluminium sont assez proches. Nous avons par la suite effectué des profils de microduretés Vickers des différents dépôts en coupe longitudinale en allant du substrat vers la surface des revêtements suivants les quatre types de systèmes composites élaborés A, B, C et D (**Figure IV.16**) :

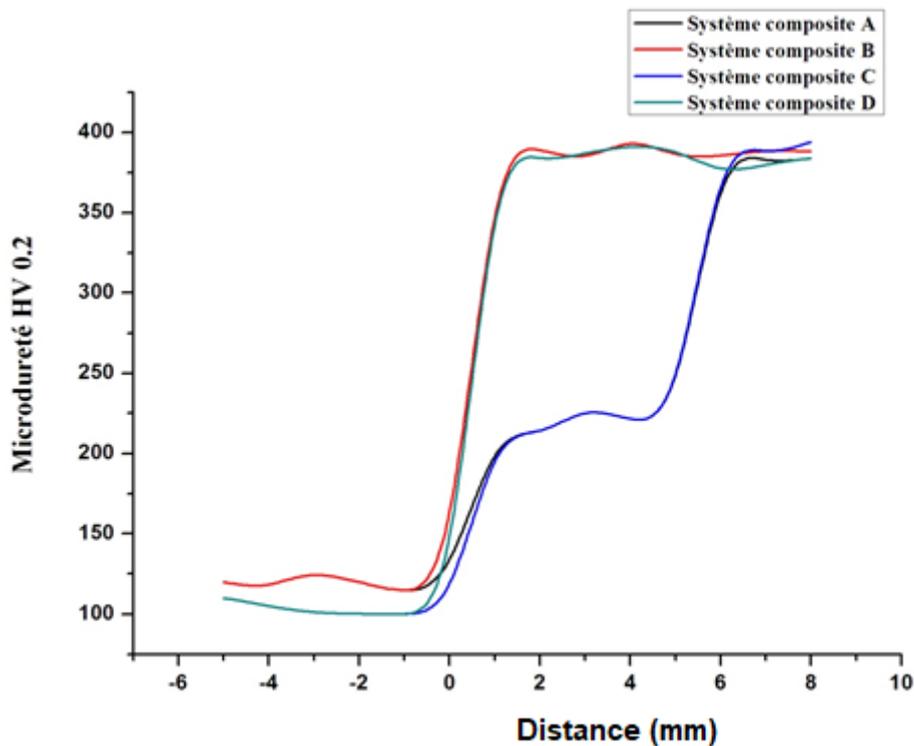


Figure IV.16 : *Profils de microdureté HV0.2 des systèmes composites réalisés*

En analysant la **figure IV.16**, on constate que dans l'ensemble la microdureté Vickers est quasiment homogène pour tous les systèmes étudiés avec ou sans sous couche d'accrochage.

IV.4.2. Comportement mécaniques des composites étudiés

Lors de l'essai de traction de nos éprouvettes et au début de la sollicitation mécanique, on constate au moment de l'amorçage, l'apparition d'anneaux circulaires significatifs au début de la rupture du revêtement (**figure III.21**).

IV.4.2.1. Cas du composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301.

La figure IV.17 représente les résultats de l'essai de traction du système composite A.

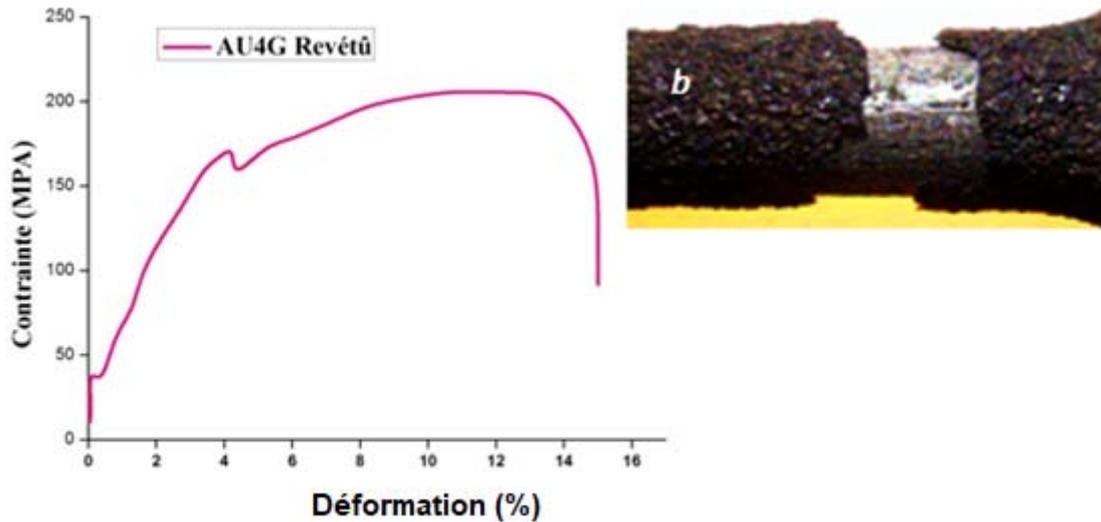


Figure IV.17 : *Comportement mécanique du composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301
b-délaminage du revêtement [74-75]*

La courbe relative aux résultats de l'essai de traction de l'ASTM 2017A/75E/ASTM 301 (**figure IV.17**) montre un aspect très similaire aux courbes de traction conventionnelles. Elle est caractérisée par trois niveaux de réaction du matériau sous charge. Néanmoins, au début de la courbe élastique, on remarque des changements de valeur de contrainte qui sont probablement dus à la délamination des revêtements. Pour une meilleure analyse du comportement mécanique du revêtement appliqué, il est nécessaire de confronter le comportement mécanique des composites avec et sans revêtement.

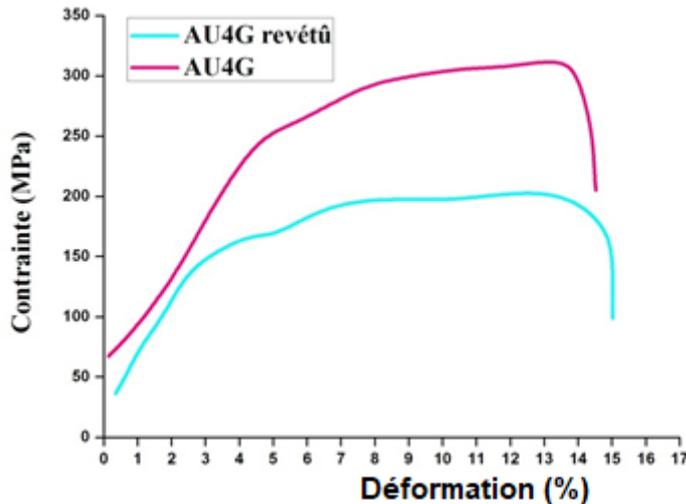


Figure IV.18 : Comportement en traction des composites A et B à base ASTM 2017A [74-75]

Les deux courbes contraintes-déformation des alliages ASTM 2017A non revêtu et ASTM 2017A revêtu ont montré plusieurs changements en ce qui concerne les propriétés mécaniques. Pour l'alliage ASTM 2017A non revêtu, la limite élastique a diminué de $Re = 201$ MPa à $Re = 165$ MPa. La contrainte à la rupture, chute de $Rp = 262$ MPa pour AU4G non revêtu à $Rp = 206$ MPa pour AU4G revêtu. On remarque également que l'étirement A% a été constant pendant le temps du test de traction. Cependant, pour l'ASTM 2017A revêtu, on note l'apparition d'une faible variation dans les niveaux de déformation plastique.

La variation présentée par la courbe de la **figure IV.18** peut être due à l'apparition d'une fissure dans le revêtement sous chargement $\sigma = 165$ MPa. Les changements intervenus dans la zone de déformation plastique de la courbe relative à l'alliage ASTM 2017A sont inférieurs à la déformation qui s'est produite en contrainte de traction présentée à 165 MPa et ils sont probablement dus à leurs microfissures présentes dans le revêtement. Cette diminution de la résistance à la traction dans le substrat revêtu, par rapport au substrat non revêtu, est principalement due à la concentration des contraintes au niveau de la cavité créée par le sablage du corindon.

IV.4.2.2 Cas du composite ASTM 5754/75E/ASTM301.

La figure IV.21 représente les résultats de l'essai de traction du composite C

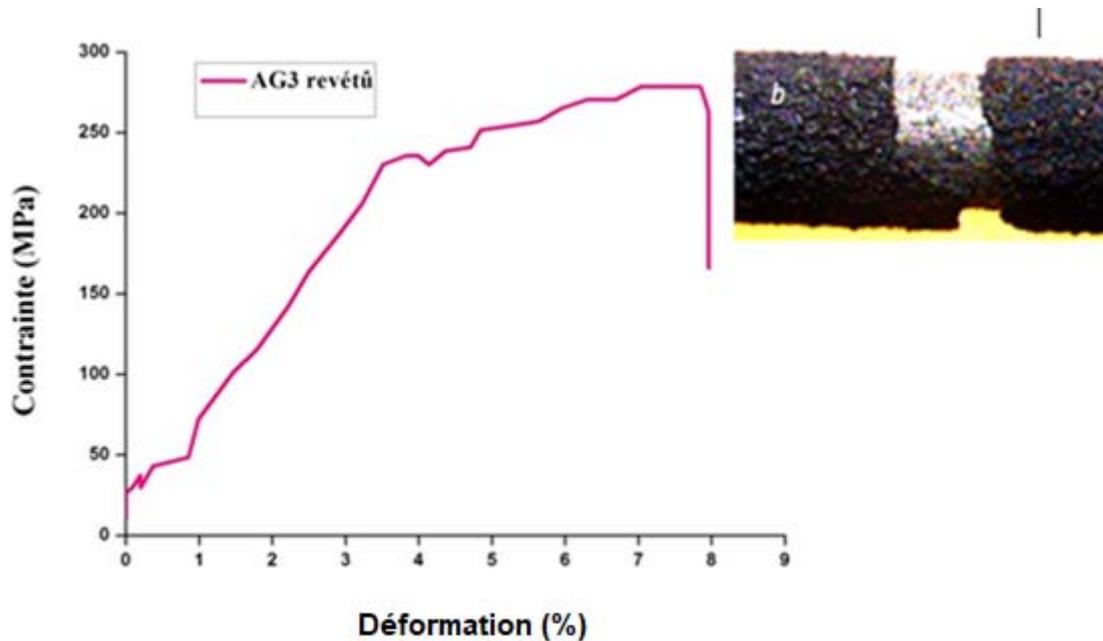


Figure IV.19 : *Comportement mécanique du composite ASTM 5754/75E/ASTM 301
b-délaminage du revêtement [74-75]*

La courbe relative aux résultats de l'essai de traction du composite ASTM 5754/75E/ASTM 301 montre une forme très similaire aux courbes d'essai de traction usuelles. Elle est caractérisée par trois niveaux de réaction du matériau sous chargement. Néanmoins, on note une petite perturbation en début de la courbe élastique et après la limite d'élasticité (R_e), une variation de la courbe le long de la partie plastique jusqu'à la rupture simple de l'ASTM 5754 revêtu.

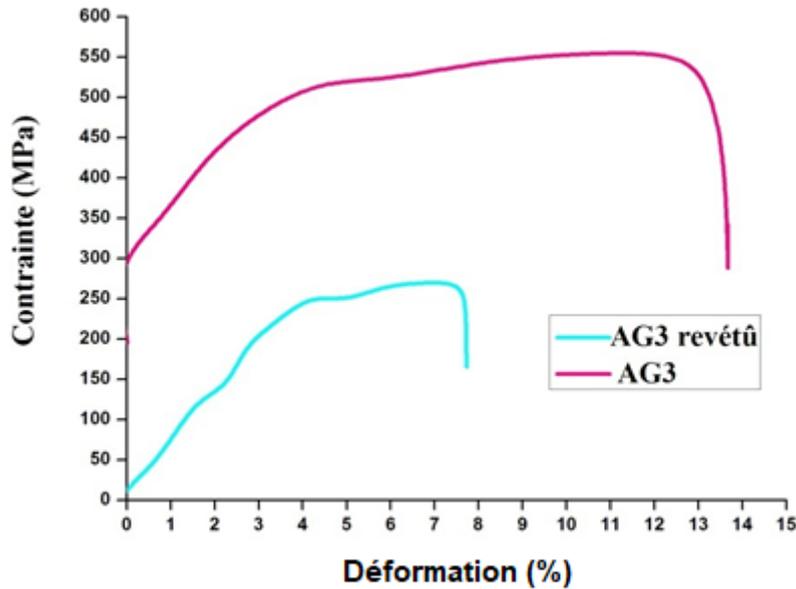


Figure IV.20 : *Comportement en traction des composites C et D à base de l'ASTM 5754 [74-75]*

Les deux courbes contraintes-déformation des alliages ASTM 5754 non revêtu et ASTM 5754 revêtu de la sous couche d'accrochage 75E et du dépôt en acier inoxydable ASTM 301 ont montré plusieurs changements concernant les propriétés mécaniques et en particulier pour le cas avec un revêtement. Pour l'ASTM 5754 non revêtu, la limite élastique diminue de $Re = 292$ MPa à $Re = 217$ MPa. La contrainte à la rupture diminue aussi de $Rp = 350$ MPa pour l'ASTM 5754 non revêtu à $Rp = 327$ MPa pour l'ASTM 5754 revêtu. On remarque également que l'étirement a diminué au cours du temps du test de traction, cependant, pour l'ASTM 5754 revêtu, on note l'apparition de faibles variations juste après les niveaux limites élastiques.

Les changements des contraintes de traction dans le domaine plastique concernant l'ASTM 5754 revêtu décrit dans la courbe de la **figure IV.20** se sont produits éventuellement à l'amorçage d'une microfissure se formant au niveau de la couche de revêtement ou de liaison de nos composites. La diminution de la résistance à la traction est principalement due à la concentration des contraintes au niveau de la cavité et aux porosités ou phases hétérogènes présentes dans le revêtement [104-107].

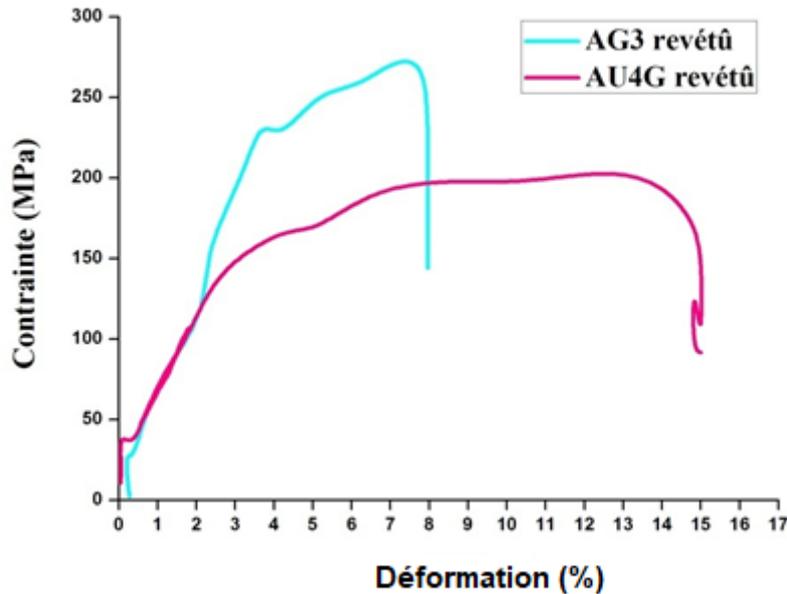


Figure IV.21 : *Comportement comparatif en traction des composites à base de l'ASTM 2017A et l'ASTM 5754 revêtus [74-75]*

La **figure IV.21** montre les résultats de l'étude comparative en terme de déformation en traction des matériaux de base ASTM 2017A et ASTM 5754 revêtus, on remarque que :

- Les deux composites ASTM 2017A et ASTM 5754 revêtus présentent une diminution des propriétés mécaniques ainsi qu'une variation dans la zone plastique ;
- Le composite à base d'ASTM 5754 a une grande diminution de sa limite élastique ($\Delta Re = 75\text{MPa}$) par rapport à l'ASTM 2017A ($\Delta Re = 66\text{MPa}$) ;
- Le composite à base d'ASTM 2017A a une plus forte diminution de sa résistance à la traction ($\Delta Rp = 55\text{MPa}$) par rapport à l'ASTM 5754 ($\Delta Rp = 23\text{MPa}$).

La grande réduction de la limite élastique de l'ASTM 5754 revêtu par rapport à l'ASTM 2017A est due à la grande ductilité de l'ASTM 5754 par rapport à l'ASTM 2017A [118]. Cette propriété intrinsèque des matériaux provoque, durant le processus de grenailage, une insertion de particules de corundum dans le substrat favorisant ainsi une zone plastique. Cela provoque une compression radiale sur la section et accélère l'effet du processus de plastification. La diminution de la résistance à la traction de l'ASTM 2017A par rapport à celle d'ASTM5754 est probablement due à deux paramètres à savoir la réduction de la section des alliages ASTM 5754 et ASTM 2017A après le grenailage d'une part et la concentration des contraintes au niveau des cavités d'autre part.

IV.4.3 Essai d'indentation des composites réalisés (traction)

Des tests d'indentation interfaciale ont été effectués sur nos deux échantillons découpés en appliquant trois charges de 300, 500, 1000 g respectivement.

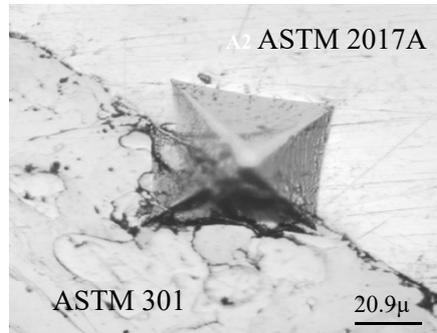


Figure IV.22 : Indentation du système composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301

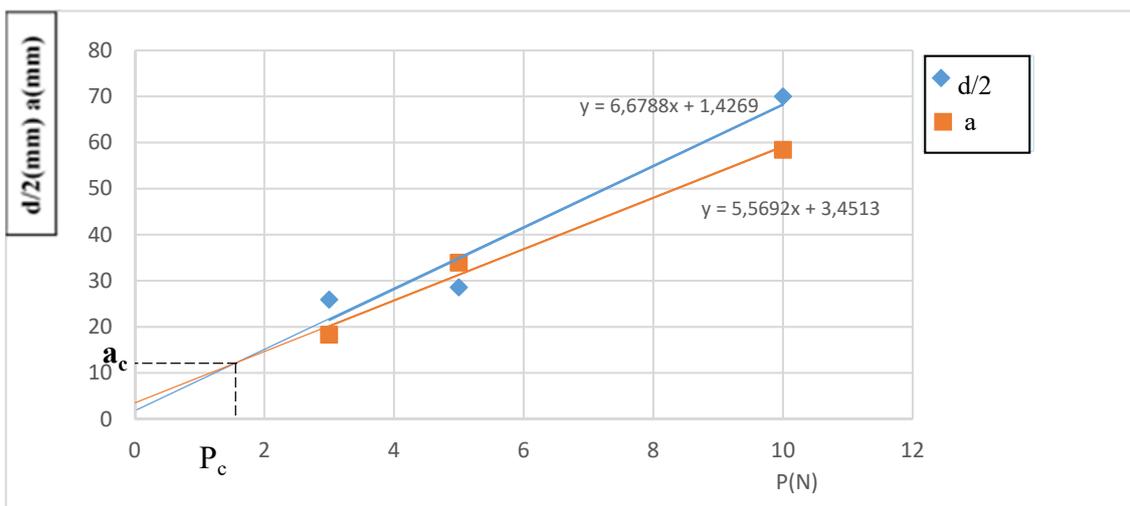


Figure IV.23 : Mesures de l'essai d'indentation interfaciale du composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301

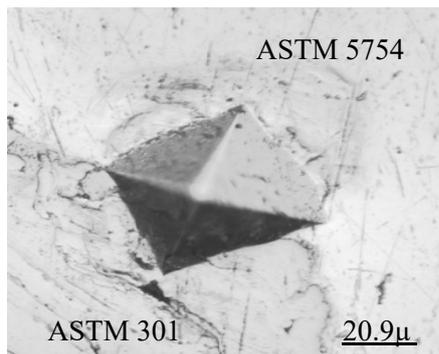


Figure IV.24 : Indentation du système composite ASTM 5754/75E/ASTM 301

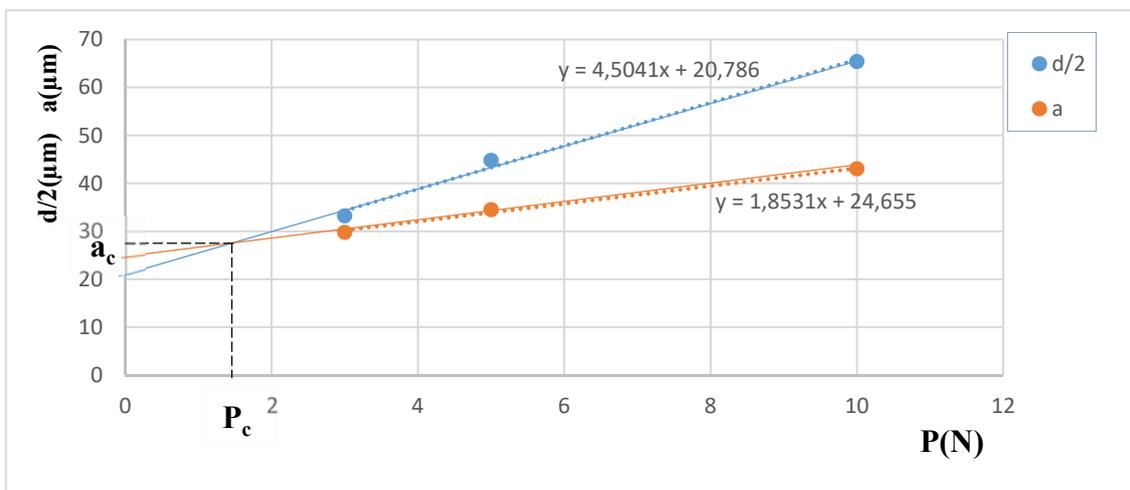


Figure IV.25 : Mesures de l'essai d'indentation interfaciale du composite ASTM 5754/75E/ASTM 301

Les résultats de l'essai d'indentation interfaciale nous ont permis de calculer la ténacité d'interface substrat/revêtement des deux composites.

Tableau IV.1 : Résultats de l'essai d'indentation interfaciale

	HV	E(GPa)	(E/H)	
ASTM 2017A	1,56	72,5	6,817	
ASTM 5754	1,51	70,5	6,833	
75E	3,75	187	7,062	
	P_c (N)	a_c (μm)	$(E/H)^{1/2}$	K_{ca} (MPa.m ^{1/2})
ASTM 2017A/75E/ASTM 301	1,82	13,61	6,915	3,759825
ASTM 5754/75E/ASTM 301	1,45	27,35	6,923	1,052731

Les résultats du calcul dans le **tableau IV.6** montrent que la ténacité de l'ASTM 2017A/75E/ASTM 301 est plus importante que celle de l'ASTM 5754/75E/ASTM 301.

IV.4.4 Test de délaminage par flexion quatre points

Les essais de délaminage pour évaluer l'énergie de rupture interfaciale des revêtements par rapport au substrat ont été réalisés au moyen d'essais de flexion quatre points en utilisant la machine de traction Zwick de L'Ecole Militaire Polytechnique.

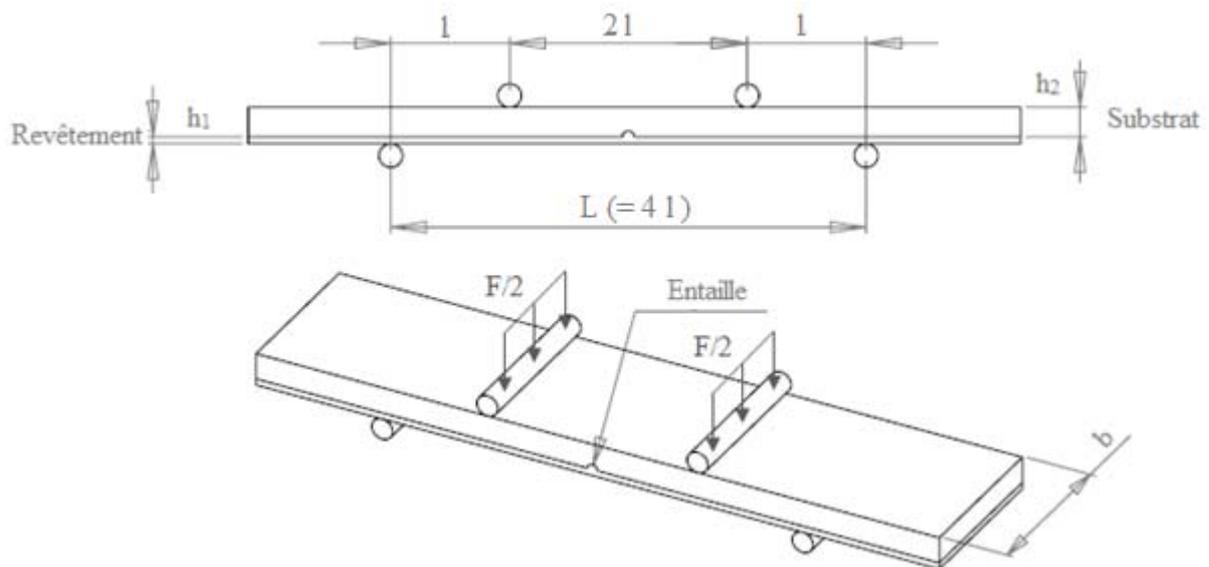


Figure IV.26: Schéma présentant la géométrie d'un essai de flexion 4-points sur éprouvette pré-entailée

Le test de flexion 4-points est un test conventionnel, développé par *Charalambides et al.* à la fin des années 80. Cet essai a pour but de déterminer l'énergie de rupture interfaciale G_c de liaison.

Les mesures de la résistance des multimatériaux sont très importantes pour fournir des informations sur l'intégrité mécanique de l'interface. Dans ce cadre, quelques tests de délaminage ont été effectués à température ambiante sur les différents composites réalisés, selon qu'ils soient découpés ou non et avec ou sans sous couche d'accrochage 75E. La **figure IV.27** montre une relation typique entre la charge P et le déplacement u dans le cas des joints d'un système multimatériaux.

L'énergie d'adhésion des revêtements multicouches a été réalisée afin d'étudier l'effet de la sous couche d'accrochage 75E sur l'adhérence de l'acier inoxydable austénitique ASTM 301 sur les deux substrats ASTM 2017A et ASTM 5754. La fissure s'amorce à l'entaille puis s'écarte et se propage le long de l'interface revêtement-substrat tout au long du test.

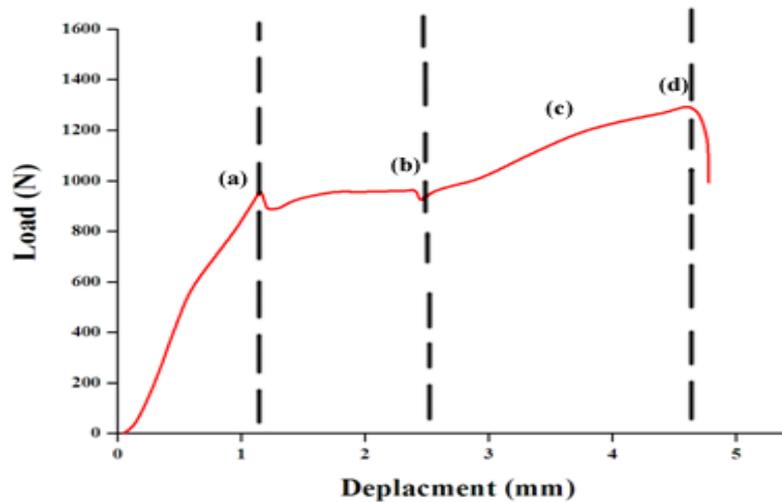


Figure IV.27 : Evolution de la charge-déplacement durant l'essai de flexion quatre points pour l'ASTM 2017A/75E/ASTM 301

Pour le revêtement, il s'est produit un délaminage à une charge d'environ 900 N correspondant à un amorçage de fissure stable à l'interface du revêtement/encoche de substrat. La **figure IV.27** montre le déplacement croissant pendant la première partie d'environ 1mm pour 1000 N; dans ce cas, aucune propagation de fissure ne se produit et l'ouverture de la fissure au centre est très petite. Après cette étape, la charge s'est stabilisée rapidement à une moyenne de 1000 N, ce qui correspond à deux types de fissures qui sont une délamination interfaciale le long de l'interface et des fissures de segmentation et des micro-fissures sur le revêtement. Au début, la délamination interfaciale s'est produite dans une direction. Le côté gauche de la fissure se propage tandis que le côté droit de la fissure ne se propage pas.

Cette situation d'augmentation de la taille de la fissure avec un mode asymétrique était clairement visible sur l'échantillon (**figure IV.28**). Lorsque l'ouverture des deux fissures est similaire, des microfissures sur le dessus des revêtements sont observées. La plus grande valeur de charge est observée pour un déplacement de 4,6 mm et qui correspond à une valeur proche de 1300N. Au delà, on remarque que la charge diminue et avoisine les 800N. Cela peut être dû aux nombreuses modifications qui ont eu lieu sur la microstructure et à la différence des coefficients de dilatation thermique entre les multicouches.



Figure IV.28 : Flexion 4 point de l'éprouvette ASTM 2017A/75E/ASTM301
 (a et b) Délaminage interfacial représenté par le segment A-B,
 (c) Propagation de la fissure

IV.4.5. Effet de la rugosité sur les énergies d'adhérence

La détermination de l'énergie de rupture interfaciale des revêtements après les tests de délaminage est calculée au moyen de la formule d'Euler-Bernoulli (équation IV.1) sous les conditions de contrainte plane

$$G_{IF} = \frac{p_c^2 l^2 (1 - \nu_s^2)}{E_s e^3 b^2} \times \frac{3}{2} \left\{ \frac{1}{(e_s/e)^3} - \frac{\lambda}{(e_d/e)^3 + \lambda(e_s/e)^3 + 3\lambda(e_d e_s/e^2)(e_d/e + \lambda(e_s/e))^{-1}} \right\} \quad (IV.1)$$

avec :

$$\lambda = \frac{E_s (L - \nu_d^2)}{E_d (l - \nu_s^2)}$$

P_c : Charge nécessaire au délaminage (newtons)

E_s : Module d'élasticité du substrat

E_d : Module d'élasticité du dépôt

ν_s : Coefficient de poisson du substrat

ν_d : Coefficient de poisson du dépôt

e_s : Epaisseur du substrat

e_d : Epaisseur du dépôt

e : Epaisseur totale ; $e = e_s + e_d$

b : Largeur de l'éprouvette ; l : Distance entre appuis internes et externes.

Une seconde couche de liaison a été appliquée pour certains composites dont l'objectif est d'améliorer les propriétés de liaison interfaciale (Zn+MgZn2).

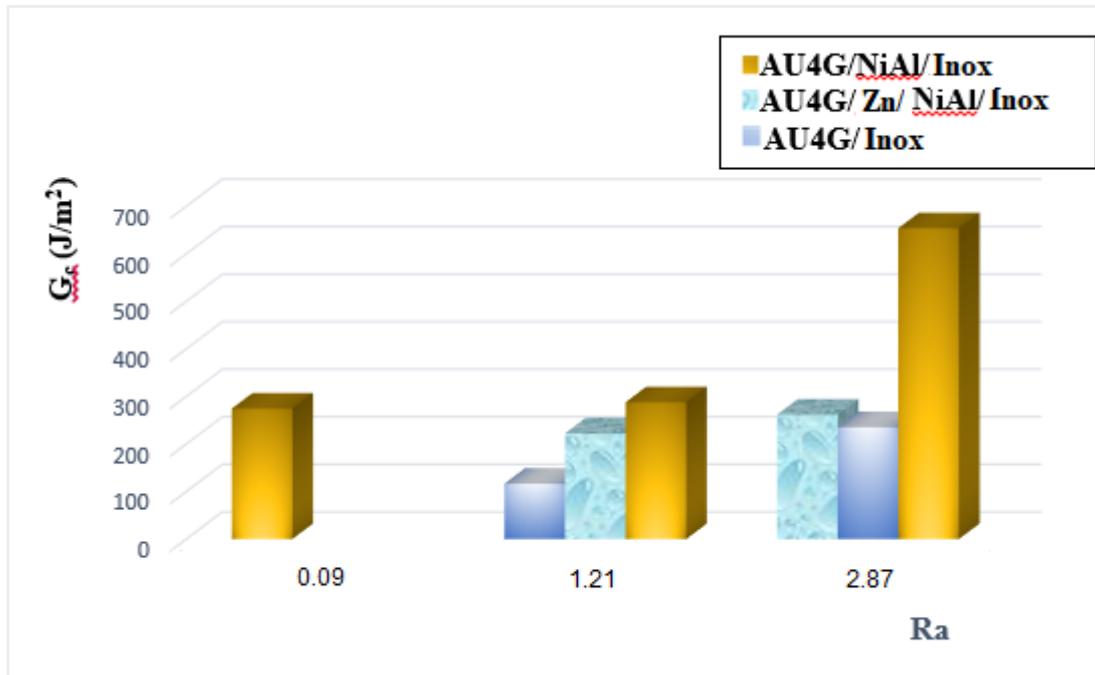


Figure IV.29: Énergie de rupture interfaciale critique en fonction de la rugosité pour les interfaces des composites ASTM 2017A/75E/ASTM 301, ASTM 2017A/75E/Zn + MgZn2/ASTM 301 et ASTM 2017A/ASTM 301

La figure IV.30 montre que l'énergie critique de fracture interfaciale GIC augmente avec la rugosité de surface, indépendamment du fait que les substrats soient ou non découpés et avec ou sans présence de sous couche d'accrochage 75E. Le comportement le plus favorable est celui de la valeur de rugosité la plus élevée ($Ra = 2,87 \mu\text{m}$), de sorte que l'augmentation de la rugosité de la surface du substrat favorise l'adhérence du revêtement et augmente la résistance à la rupture interfaciale. Ce comportement peut s'expliquer par la présence d'une forte contrainte résiduelle de compression induite par le grenailage. Dans le cas du système ASTM 2017A/ASTM 301, il est clairement établi que la présence de la couche d'oxyde naturelle d'alumine (Al_2O_3) sur l'alliage d'aluminium agit comme une barrière de diffusion et pénalise l'adhérence du revêtement. Le composite montre une résistance mécanique médiocre par rapport à l'assemblage ASTM 2017A/75E/ASTM 301. Cette valeur élevée de l'énergie de rupture interfaciale critique (GIC) du dit composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301, obtenue dans ce système peut s'expliquer par la forte contrainte résiduelle de compression dans le revêtement induit par le grenailage de la surface du substrat. Découper la surface du substrat de l'ASTM 5754 (ou ASTM 2017A) par une solution alcaline de zincate de sodium semble être la raison de la diminution de la résistance mécanique de compression. Il n'y a pas d'explication de ce

comportement, mais on pense que la réponse se trouve dans l'étude de la distribution des contraintes résiduelles sur le système.

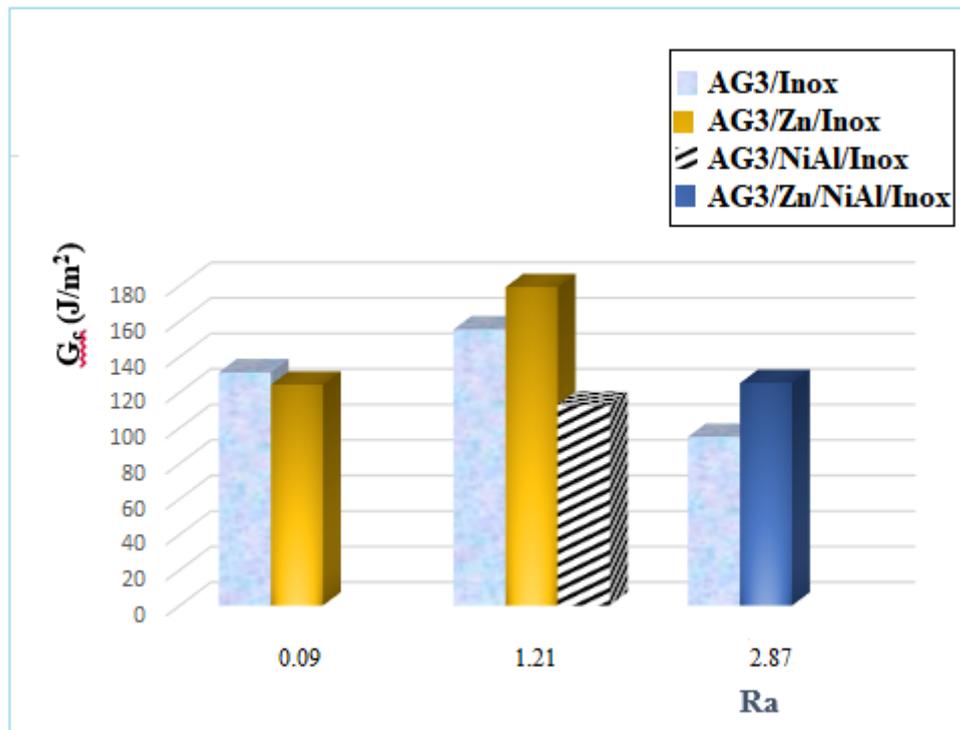


Figure IV.30 : *Énergie de rupture interfaciale critique en fonction de la surface de rugosité, cas du composite ASTM 5754 /75E/ ASTM 301*

Sur la **figure IV.30**, les valeurs moyennes de l'énergie de rupture des trois composites ASTM 5754 /75E/ ASTM 301, ASTM 5754/75E/ Zn + MgZn2/ASTM 301, ASTM 5754/Zn + MgZn2/ASTM 301 et ASTM 2017A/ASTM 301 sont rapportées en fonction des trois états de surface. Contrairement au comportement du système ASTM 5754/ASTM 301, le GIC d'énergie de fracture interfaciale critique dans ce cas ne semble pas augmenter avec la rugosité de surface. Il y a une préférence pour $Ra \sim 1,21\mu m$. La surface polie ($Ra \sim 0,09\mu m$) fournit une surface lisse, ce qui n'est pas favorable à l'adhérence. L'opération de ponçage provoque pendant le processus de grenailage, une pénétration de particules de sable dans le substrat créant de grandes zones plastiques, ce qui conduit à une augmentation de la dureté et donc à une diminution de la contrainte élastique.

Dans le cas de la surface de sablage, ce comportement peut s'expliquer par la forte ductilité de l'alliage ASTM 2017A par rapport à l'alliage ASTM 5754(en comparaison). Le test de flexion en 4 points a montré des changements importants dans les propriétés mécaniques, telles que la résistance au cisaillement et la résistance ultime de l'alliage de base après le revêtement, ce qui peut expliquer quantitativement ce comportement. Le comportement le plus favorable est celui de l'état de surface brut ($Ra \sim 1,21 \mu m$).

Tableau IV.2 : Résultats de l'essai d'indentation interfaciale

	H (GPa)	E (GPa)	$(E/H)^{1/2}$		
ASTM 2017A	1,56	72,5	6,817		
ASTM 5457	1,51	70,5	6,833		
ASTM 301	2,83	200	8,407		
75E	3,75	187	7,067		
	Ra (μm)	P_c (N)	a_c (μm)	$(E/H)^{1/2}$	K_{ca} (MPa.m ^{1/2})
ASTM 2017A/75E/ASTM301	0,09	0,5	24	6,915	4,410995201
	1,21	0,8	27	6,915	5,914632758
	2,87	0,3	14	6,915	5,940358354
ASTM 5457/75E/ASTM 301	0,09	0,2	27	6,9235	1,480475774
	1,21	0,5	18	6,9235	6,799519166
	2,87	0,9	29	6,9235	5,984976758

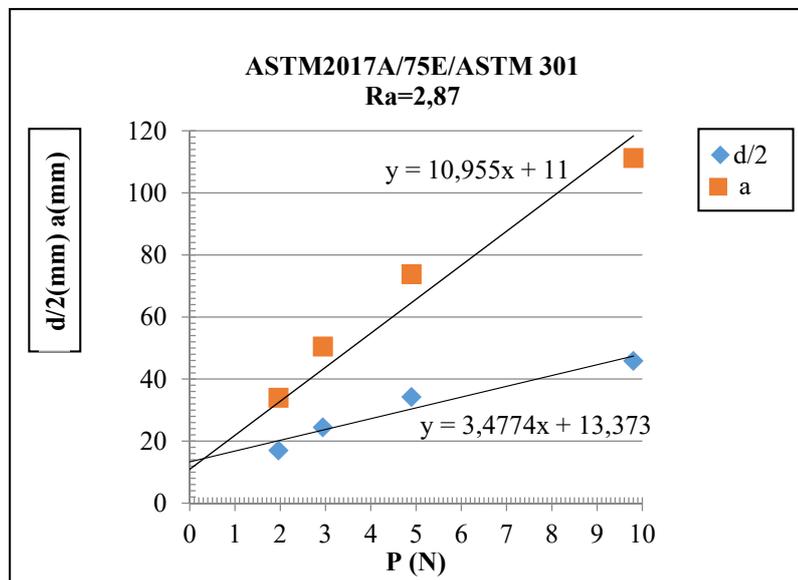


Figure IV.31 : Mesures de l'essai d'indentation interfaciale du composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301

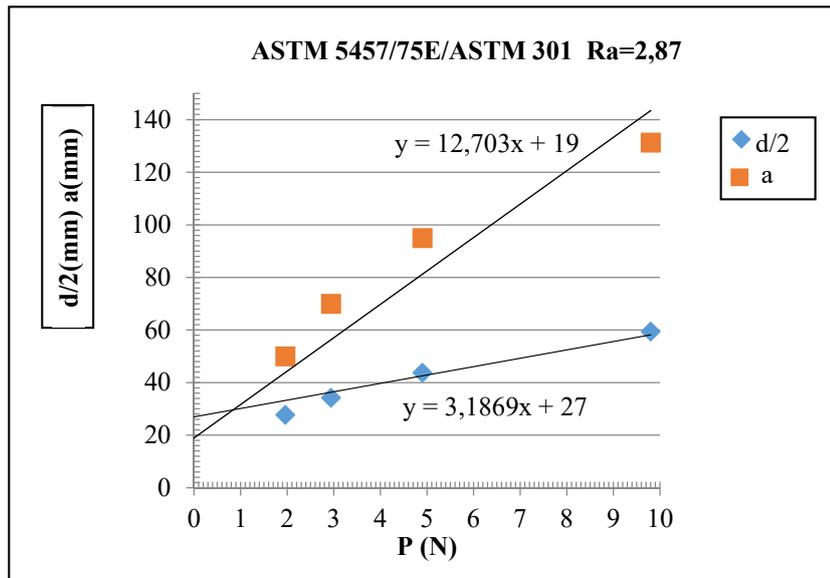


Figure IV.32 : Mesures de l'essai d'indentation interfaciale du composite ASTM 5754/75E/ASTM 301

IV.5. Caractérisation tribologique.

IV.5.1 Paramètres d'essai en frottement-usure du revêtement.

Les essais d'usure sont effectués moyennant un tribomètre bille /plan. Le comportement en frottement et usure a été pris en considération et dont les principaux paramètres de fonctionnement sont :

- le tribomètre utilisé est de type bille-plan (**Figure III.30**).
- les charges appliquées sont 40N, 70N et 90N ;
- la vitesse est de 60 tr/mn ;
- le nombre de cycles est de 2048 cycles ;
- la durée de l'essai est de 34 min 10 s.

IV.5.2. Comportement en frottement-usure du revêtement.

IV.5.2.1. Frottement et volume d'usure du revêtement

L'une des caractéristiques recherchées par l'application des dépôts et les traitements de surfaces est la protection contre l'usure et la dégradation [109-112]. Ainsi, nous avons mesuré le volume d'usure obtenu dans le cas du composite AU4G/NiAl/Thermanit.

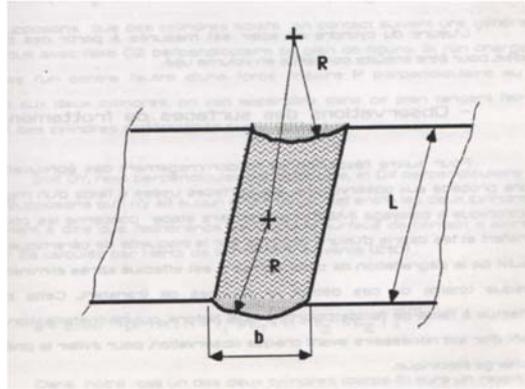


Figure IV.33: Représentation schématique de la trace d'usure.

La relation utilisée pour les trois charges appliquées (40N, 70N et 90N) est:

$$V = L (R^2 \sin^{-1} (b/2R) - (b/4) (4R^2 - b^2)^{1/2}) \quad (IV.2)$$

V : volume d'usure ;

R : profondeur de la trace ;

L : longueur de la trace ;

b : largeur.

Tableau IV.3 : Volume d'usure en fonction de la charge appliquée, cas du composite AU4G/NiAl/Thermanit.

Charge (N)	40	70	90
L (mm)	12	15	15
R (mm)	0.2	0.4	0.5
b (mm)	3	4	4.5
V (mm ³)	2.558	12.566	15.698

Le **tableau IV.3** montre clairement l'influence de la variation de la charge appliquée sur le volume d'usure du dépôt. On remarque que l'augmentation du volume d'usure évalué à cinq fois plus grand entre la charge de 40N et celle de 70N. Par contre, entre 70 et 90 N le volume d'usure n'a varié que de 3.132 mm³. Ceci peut s'expliquer par le fort taux d'écrouissage engendré par l'élévation de la charge à 90 N. L'écrouissage a augmenté la dureté de la surface du dépôt, ce qui rend le revêtement plus résistant au frottement et donc l'arrachement plus difficile de la matière.

IV.5.2.2. Frottement et analyses physicochimiques des différents couples étudiés

L'analyse en M.E.B. des traces d'usure nous informe sur le mécanisme de dégradation de la surface (mode d'usure) et la nature des différents éléments présents. Dans notre cas, on a considéré trois conditions différentes en variant les paramètres charge appliquée (F) et vitesse de déplacement (V).

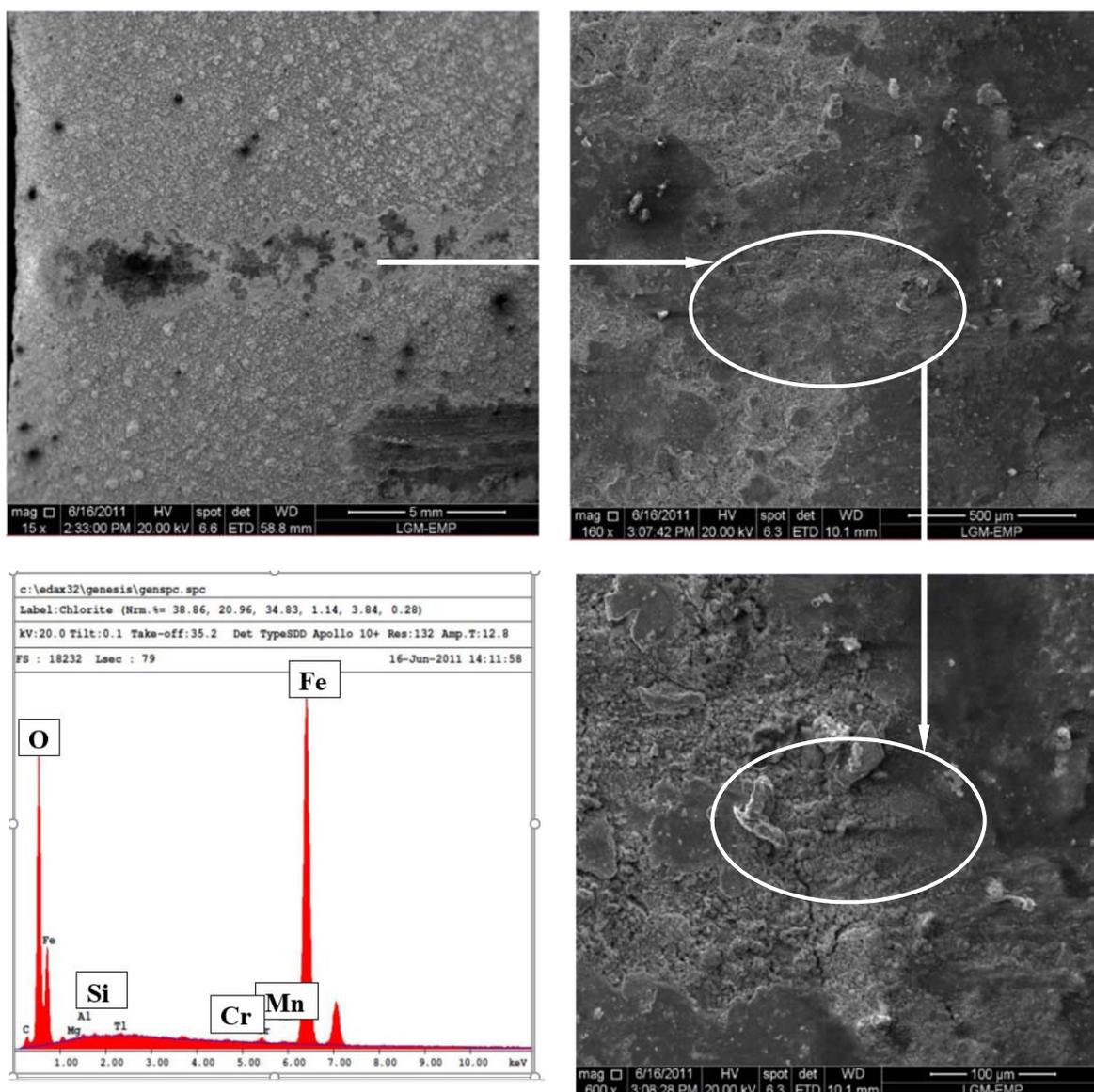
1^{er} essai

Figure IV.34: Image MEB de la trace d'usure du couple Thermanit/NiAl/AU4G et analyse en EDAX, $F=40N$ et $V= 60$ tr/min.

L'analyse en E.D.A.X. montre la présence des différents éléments présents dans le dépôt Thermanit (Fe, Mn, Si ...) ainsi que de l'oxygène qui révèle éventuellement la présence d'oxydes.

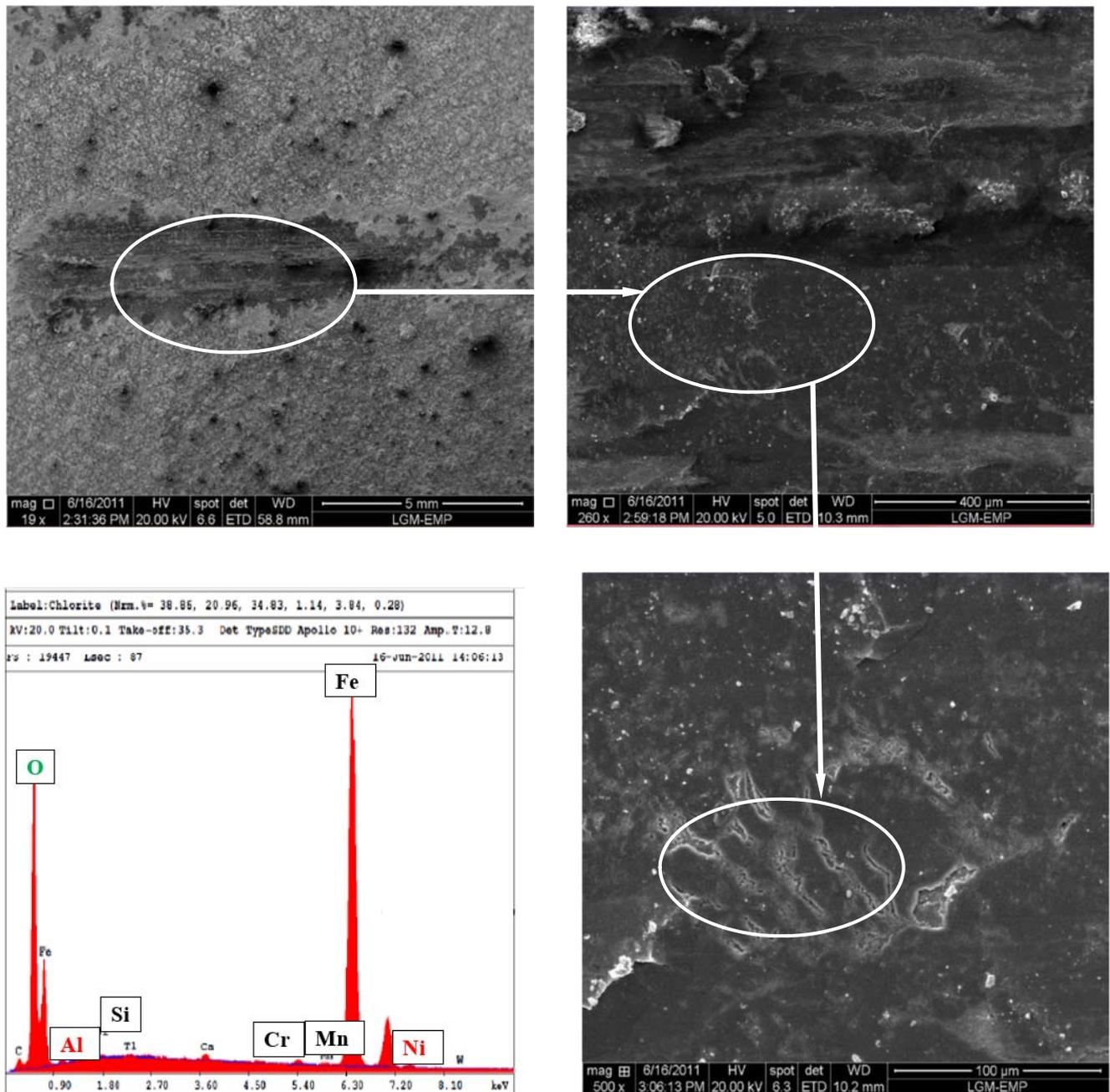
2^{ème} essai

Figure IV.35 : Image MEB de la trace d'usure du couple Thermanit/NiAl/A-U4G et analyse en EDAX. $F=70N$ et $V= 60$ tr/min.

L'analyse en EDAX dans le cas de ce deuxième essai, confirme la présence des différents éléments présents dans le dépôt base Thermanit (Fe, Mn, Si ...) ainsi que ceux de la couche d'accrochage (Ni, Al). On note aussi la présence de l'oxygène qui laisse supposer au moins la formation des oxydes de fer comme Fe_2O_3 ...etc.

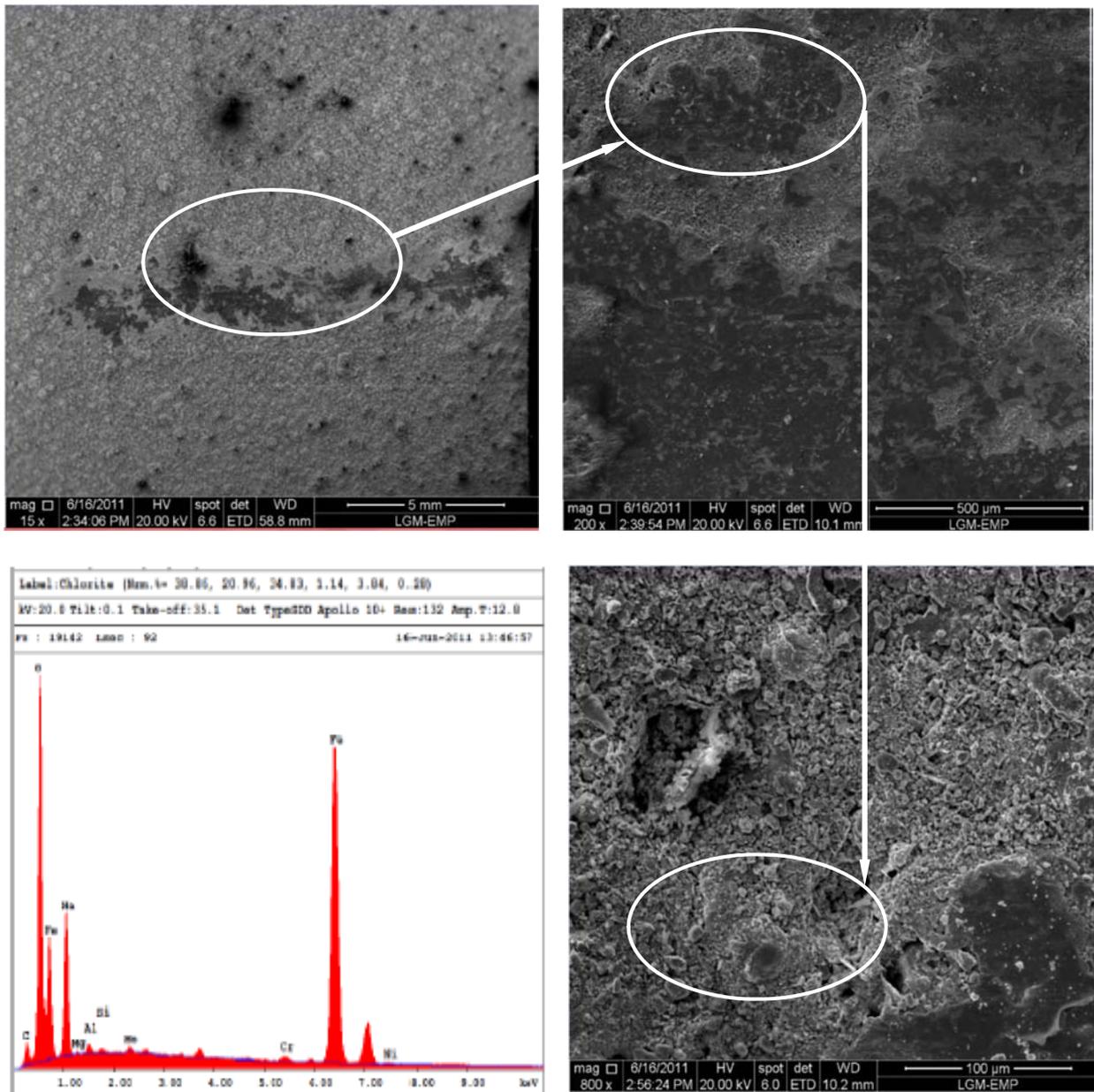
3^{ème} essai

Figure IV.36 : Image MEB de la trace d'usure du couple Thermanit/NiAl/A-U4G et analyse en EDAX. $F=90N$ et $V= 60$ tr/min.

Dans ces conditions, on obtient les mêmes résultats que pour le cas précédent ($F=70N$, $V= 60$ tr/min).

De ces résultats, on peut retenir que :

- Le revêtement comporte des pores, des particules non fondues et des oxydes. La porosité provient soit de microcavités dues à un empilage imparfait des gouttelettes, soit de gaz enfermés pendant la solidification. Le taux d'oxyde a été estimé à ~ 26.5 %.

- Les surfaces rugueuses augmentent l'ancrage mécanique substrat/dépôt par la croissance de l'aire de contact.
- Des microfissures ont été formées à l'interface NiAl/A-G3, ce qui a engendré une mauvaise adhérence du dépôt sur l'A-G3 par rapport à celle de l'A-U4G.
- L'A-G3 est plus ductile que l'A-U4G, ce qui confirme sa mauvaise adhérence avec la sous-couche d'accrochage.
- L'analyse en EDAX, après l'usure, montre la présence des différents éléments constituant les dépôts. Aussi, la présence de l'oxygène confirme l'oxydation de ces derniers pendant la projection.

CONCLUSION GENERALE

CONCLUSION GENERALE

Les traitements de surface sont des procédés qui modifient les propriétés superficielles d'un matériau. Ils rendent possible l'utilisation des matériaux traditionnels dans la plupart des technologies de pointe comme les alliages d'aluminium dans la construction aéronautique.

Aussi, du point de vue protection, les traitements de surface telle que la projection thermique à l'arc électrique confèrent à ces matériaux une meilleure protection contre la dégradation, la corrosion et les hautes températures.

Déterminer l'adhérence du substrat/revêtement est un problème complexe à traiter. De nombreuses équipes, de par le monde, travaillent sur le sujet et de nouveaux essais voient le jour régulièrement. L'essai mécanique de flexion 4 points est considéré comme l'un des essais les plus pratiques dans les laboratoires, il permet de nous donner des informations, à la fois, sur l'adhérence du revêtement et sur sa résistance à la rupture interfaciale, et de prédire par la suite la durée de vie de notre multimatériaux.

A cause du mauvais comportement des alliages d'aluminium aéronautiques dans les milieux agressifs, les chercheurs font toujours appel aux solutions appropriées, qui donnent à la surface spécifique de nouvelles propriétés adéquates aux différentes sollicitations appliquées (mécanique, thermique, chimique ...).

Les revêtements métalliques, en particulier ceux réalisés par projection thermique, apportent des solutions efficaces aux problèmes d'usure, corrosion, hautes températures ...etc. Ainsi, les couches projetées constituent une barrière protectrice du matériau de base. Comme à toutes les frontières, l'adhérence entre le matériau protecteur et le métal de base reste, un problème aux limites, pour les multimatériaux. Aujourd'hui, beaucoup de travaux scientifiques et techniques sont lancés dans ce domaine afin d'apporter une solution fiable dans l'évolution de l'adhérence de ces composites en fonction, entre autres, de la rugosité et la préparation de leurs surfaces. C'est dans cette orientation que nous nous sommes fixés un axe de travail en vue d'établir un compromis entre les paramètres influençant la jonction substrat/dépôt pour les différents multi-matériaux élaborés.

Les caractérisations par analyses structurales et microstructurales des dépôts obtenus par projection thermique ont montré que le revêtement comporte des pores qui proviennent des microcavités dues à un empilage imparfait des gouttelettes projetées, des particules non fondues et des oxydes. On trouve aussi des microfissures dues à l'apparition des contraintes à l'interface

qui sont générées par la différence des coefficients de dilatation thermique entre le substrat et le revêtement. La porosité provient soit de microcavités dues à un empilage imparfait des gouttelettes, soit des gaz enfermés pendant la solidification et on note que l'interface 75E/ASTM 5754 et 75E/ASTM 2017A semble de bonne qualité.

Des essais effectués sur les multimatériaux élaborés, on peut retenir :

- L'analyse micrographique montre que le revêtement comporte des pores, des particules non fondues et des oxydes. La porosité provient soit de microcavités dues à un empilage imparfait des gouttelettes, soit de gaz enfermés pendant la solidification.
- L'analyse par radiographie des multimatériaux étudiés (ASTM 2017A/75E/ASTM 301 et ASTM 5754/75E/ASTM 301) montre la bonne qualité des éprouvettes de projection. Le fait que l'éprouvette est de forme circulaire, le dépôt projeté à l'état liquide se solidifie autour de celle-ci et sous l'effet de la dilatation thermique (retrait) on ne peut obtenir qu'un bon accrochage ;
- L'analyse par traitement d'image révèle que le taux de porosité dans le cas des deux multimatériaux (ASTM 2017A/75E/ASTM 301 et ASTM 5754/75E/ASTM 301) diminue avec la distance de projection. Par contre, le taux des oxydes de projection augmente avec la diminution de la distance de projection ;
- Le contrôle non destructif par courants de Foucault montre que les éprouvettes dans le cas des deux composites réalisés présentent une bonne qualité interfaciale entre les différents constituants ;
- Les mesures de microdureté obtenues dans le cas des deux multimatériaux montrent que la sous couche d'accrochage et le dépôt sont plus durs que les substrats, ce qui confirme l'amélioration des propriétés mécaniques des surfaces étudiées. Aussi, la dureté du substrat ASTM 2017A est plus grande que la celle de l'alliage ASTM 5754.
- Les résultats, après calcul, montrent que la ténacité du composite ASTM 2017A/75E/ASTM 301 est plus importante que celle du composite ASTM 5754/75E/ASTM 301. C'est ce qui confirme les résultats obtenus par l'essai de flexion 4-points.
- Après l'usure, l'analyse en EDAX montre la présence des différents éléments constituant les dépôts. Aussi, la présence de l'oxygène confirme l'oxydation de ces derniers pendant la projection.

PERSPECTIVES

- Une étude relative à la protection contre la corrosion s'impose ainsi qu'une étude tribologique plus approfondie (influence de la vitesse, environnement.....) ;
- Simulation des différents paramètres en relation avec le comportement de nos multimatériaux réalisés et valider ces humbles résultats expérimentaux.

Références
Bibliographiques

Références bibliographiques

- [1] **L. Pawłowski**, Strategic oxides for thermal spraying: problems of availability and evolution of prices, *Surface and Coatings Technology*, Vol 220, Pages 14-19, **2013**
- [2] **Hamed Aghamohammadi, S. Navid Hosseini Abbandanak, Reza Eslami-Farsani, S. M. Hossein Siadati**, Effects of various aluminum surface treatments on the basalt fiber metal laminates interlaminar adhesion, *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Volume 84, Pages 184-193 , **2018**.
- [3] **Z. G. Feng, M. Domaszewski, G. Montavon, C. Coddet**, « Finite Element Analysis of Effect of Substrate Surface Roughness on Liquid Droplet Impact and Flattening Process », *J. Ther Spray Tech*, Vol. 11, pp. 62-68, **2000**.
- [4] **Paul Andrianne, Jean Scoyer, Rene Winand** Zinc electrowinning — a comparison of adherence-reducing pretreatments for aluminium cathode blanks *Hydrometallurgy*, Volume 6, Issues 1–2, , Pages 159-169. **2009**
- [5] **Chun-Shuai Cao, Ying Shi, Hang Xu, Bin Zhao** Metal–metal bonded compounds with uncommon low oxidation state, *Coordination Chemistry Reviews*, Volume 365, 15 June, Pages 122-144, **2018**
- [6] **Rhys Jacob, Alexander Sibley, Martin Belusko, Ming Liu, Gunter Andersson**. Investigation into the behaviour of aluminium and steel under melt/freeze cyclic conditions. *Journal of Energy Storage*, Vol 17, Pages 249-260, **2018**
- [7] **J. Bailon, J. Dorlot**. Des matériaux, troisième édition. Presses internationales, Québec (**2000**).
- [8] **D. Di Marino, M. Shalaby, S. Kriescher, M. Wessling**. Corrosion of metal electrodes in deep eutectic solvents, *Electrochemistry Communications*, Volume 90, , Pages 101-105; **2018**
- [9] **Michael V Glazoff, Vadim S Zolotarevsky, Nikolai A Belov**, *Casting Aluminum Alloys* 1st Edition, ISBN: 9780080550237, Elsevier Science, **2007**
- [10] **Bing Liu, Xiaorong Zhou, Teruo Hashimoto, Xinxin Zhang, Junjie Wang**, Machining introduced microstructure modification in aluminium alloys, *Journal of Alloys and Compounds*, Volume 757, Pages 233-238, **2018**
- [11] **Anton Evdokimov, Aleksei Obrosof, Ralf Ossenbrink, Sabine Weiß, Vesselin Michailov**, Mechanical properties of dissimilar steel-aluminum welds, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 722, Pages 242-254, **2018**.

- [12] **Sunil Kumar, Suchandan K. Das** , Characterization of mechanical properties and nanoporous structure of Aluminium-Magnesium alloy during multi-axial tensile deformation: An atomistic investigation , Journal of Alloys and Compounds, Volume 740, , Pages 626-638. **2018**
- [13] **Yang Hu, Qin-Zhi Fang, Bao-Lin Sha, Modi Zhao**. Effect of the large cells on the fatigue properties of closed-cell aluminum alloy foam, Composite Structures, In press, accepted manuscript, **2018**
- [14] **R. Develay**. Données numériques sur l'Aluminium non allié. Techniques de l'ingénieur, M433 (**2008**).
- [15] **D. Landot**. Traité des matériaux. Tome 12, Corrosion et chimie de surfaces des métaux. Ed Press. Polytechniques et universitaires, (**1993**).
- [16] **Hamed Aghamohammadi, S. Navid Hosseini Abbandanak, Reza Eslami-Farsani, S. M. Hossein Siadati**, Effects of various aluminum surface treatments on the basalt fiber metal laminates interlaminar adhesion, International Journal of Adhesion and Adhesives, Volume 84, Pages 184-193, 2018.
- [17] **Dominique Ottello**. Métaux et alliages, Technologie des métaux et alliages particulièrement en aéronautique. **1980**
- [18] **Thiago H. da Silva, Eric B. Nelson, Izaak Williamson, Corey M. Efav, Lan Li**, First-principles surface interaction studies of aluminum-copper and aluminum-copper-magnesium secondary phases in aluminum alloys, Applied Surface Science, Volume 439, Pages 910-918. **2018**,
- [19] **Jean-Paul Terrat et Michel Cartier**. Comment poser un problème de traitement de surface. Techniques de l'ingénieur, M1423 (**2008**).
- [20] **M. Docus**. Revêtement par projection thermique. Techniques de l'ingénieur, M1645, (**2005**).
- [21] **Cyril Cayron** Thesis on Aluminium Alloys and Aluminium Matrix Composites. Thèses doctorat, EPFL, Lausanne, suisse, **2000**
- [22] **R. Leveque**. Traitements et revêtements de surface des métaux. Paris. Dunod **2007**
- [23] **Philippe Demarecaux**. Adhérence et propriétés tribologiques de revêtements obtenus par projection thermique hypersonique. Applicabilité des revêtements de carbures de chrome aux disques de freins, Thèse de Doctorat de l'Université des Sciences et Technologies de Lille **1995**.

- [24] **A. Huber, N. T. Linh**, Révélation métallographique des défauts cristallins dans les matériaux métallique, *Journal of Crystal Growth*, Volume 29, Issue 1, , Pages 80-84, **1975**
- [25] **C. Richard, C. Kowandy, J. Landoulsi, M. Geetha, H. Ramasawmy**, Corrosion and wear behavior of thermally sprayed nano ceramic coatings on commercially pure Titanium and Ti–13Nb–13Zr substrates, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Volume 28, , Pages 115-123, **2010**
- [26] **SiHao Deng, ZhenHua Cai, DanDan Fang, HanLin Liao, Ghislain Montavon**, Application of robot offline programming in thermal spraying, *Surface and Coatings Technology*, Volume 206, Issues 19–20, Pages 3875-3882, **2012**,
- [27] **Mohit Gupta, Nicolaie Markocsan, Xin-Hai Li, Ru Lin Peng** , Improving the lifetime of suspension plasma sprayed thermal barrier coatings, *Surface and Coatings Technology*, Volume 332, , Pages 550-559, **2017**
- [28] **S. Siegmann, C. A. Brown**. Surface texture correlations with tensile adhesive strength of thermally sprayed coatings using area-scale fractal analysis, in: *UTSC 99 (United thermal spray conference & exposition)*, Dusseldorf, 17-19 march **1999**.
- [29] **Gausseem Saif**. Mise au point et caractérisation de couches intermédiaires permettant l'accrochage entre un alliage métallique et une céramique projetée plasma. Thèse de Doctorat de l'Ecole Centrale de Lyon **1991**.
- [30] **N. Mesrati, D. Nguyen, D. Treheux**. Rôle du zinc et de l'argent sur l'adhérence de zircone projetée sur un alliage d'aluminium-silicium 12%. *Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des matériaux*, N° 12, Décembre **1993**, pp. 1673-1680.
- [31] **Brijesh Singh Yadav, Amol C. Badgajar, Sanjay R. Dhage**, Effect of various surface treatments on adhesion strength of magnetron sputtered bi-layer Molybdenum thin films on soda lime glass substrate, *Solar Energy*, 157, Pages 507-513, **2017**
- [32] **C. Galy, E. Le Guen, E. Lacoste, Corinne Arvieu**, Main defects observed in aluminum alloy parts produced by SLM: From causes to consequences, *Additive Manufacturing*, Volume 22, , Pages 165-175, **2018**.
- [33] **C. S. Richard, G. LU. Beranger**. The influences of heat treatments and interdiffusion on the adhesion of plasma-sprayed NiCrAlY coatings, *Surface and Coatings Technology*, **1996**.
- [34] **T. Maruyama, T. Kobayashi**. Influence of substrate surface roughness on adhesive property of sprayed coating, *Advances in Technology and Application*, Materials Park, U.S.A., OH, **2004**.

- [35]R. Tomaszek , L. Pawlowski, L. Gengembre, J. Laureyns, Z. Znamirovski , J. Zdanowski, Microstructural characterization of plasma sprayed TiO₂ functional coating with gradient of crystal grain size, Surface and Coating Technology, **2005** in Press.
- [36]C. Moreau, M. Lamontagne, Influence of Substrate Preparation on the Flattening and Cooling of Plasma-Sprayed Particles, Surface and Coating Technology, Vol.4 (No.1), **1995**, pp 25-33
- [37]M. Vardelle, S. Bansard, P. Fauchais, C. Bossoutrot, F. Brillard, La projection thermique : formation du depot et contrôle en ligne du procédé, Journées Scientifiques Barrières thermiques, ONERA. France. **2002**
- [38]L. Bianchi, Projection par plasma d'arc et plasma inductif de dépôts céramiques : mécanismes de formation de la première couche et relation avec les propriétés mécaniques des dépôts, Thèse de l'Université de limoges, France, **1995**
- [39]S. Sampath, X. Jiang, Splat formation and microstructure development during plasma spraying : deposition temperature effects, Materials science and Engineering A304-306 (**2001**) pp 144-150.
- [40]Y.L. Zhu, H.L. Liao, C. Coddet, B.S. Xu, Characterization Via Image Analysis of Cross-Over Trajectories and Inhomogeneity in Twin Wire Arc Spraying, Surface and CoatingsTechnology, 162, pp301-308. **2003**,
- [41]S. Sampath, X. Jiang, J. Matejcek, A.C. Leger, A. Vardelle, substrate temperature effects on splat formation, microstructure development and properties of plasma sprayed coatings Part I : Case study for partially stabilized zirconia, Materials science and Engineering A272 pp 181-188. **1999**
- [42]S. Sampath, X. Jiang, J. Matejcek, A.C. Leger, A. Vardelle, substrate temperature effects on splat formation, microstructure development and properties of plasma sprayed coatings Part I : Case study for partially stabilized zirconia, Materials science and Engineering A272pp 181-188. **1999**
- [43]H. Ajrhourh, Adhérence et réactivité des multimatériaux à base de graphite, Thèse de l'Université de l'Ecole Centrale de Lyon, France, **1992**.
- [44]G. Jandin, H. Liao, Z.Q. Feng, C. Coddet, Correlations Between Operating Condition, Microstructure and Mechanical Properties of Twin Wire Arc Sprayed Steel Coating, Materials Science Engineering, A00 , , pp 1-8, **2002**

- [45] **S. Deshpande, T. S. Sampath, H. Zhang**, Mechanisms of oxidation and its role in microstructural evolution of metallic thermal spray coatings—Case study for Ni–Al. *Surface and Coatings Technology*, in Press. **2006**
- [46] **M. Laribi, N. Mesrati, A.B. Vannes, D. Treheux**, Adhesion and residual stresses determination of thermally sprayed molybdenum on steel, *Surface and Coatings Technology* 166 pp 206–212. **2003**
- [47] **Y. Wang, W. Chen**, Microstructures, properties and high-temperature carburization resistances of HVOF thermal sprayed NiAl intermetallic-based alloy coatings. *Surface and Coatings Technology* 183 pp 18–28. **2004**
- [48] **T. Sundararajana, S. Kuroda, F. Abe, S. Sodeoka**, Effect of thermal cycling on the adhesive strength of Ni–Cr coatings. *Surface & Coatings Technology* 194 (2005) pp 290–299.
- [49] **A. Hjornhede, A. Nylund**, Adhesion testing of thermally sprayed and laser deposited coatings. *Surface and Coatings Technology* 184 (2004) pp 208–218.
- [50] **X. Wang, J. Heberlein, E. Pfender, W. Gerberich**, Effect of Nozzle Configuration Gas Pressure and Gas Type on Coating Properties in Wire Arc Spray, *Thermal Spray Technology*, Vol. 8 (No.4), **1999**, pp 565-575.
- [51] **S. Amada, H. Yamada**, Introduction of Fractal Dimension to Adhesive Strength Evaluation of Plasma Sprayed Coating, *Surface and Coating of Technology*, 78, , pp50- 55. **1993**
- [52] **P. Fauchais, M. Vardelle, A. Vardelle, L. Bianchi, A.C. Leger**, Parameters Controlling the Generation and Properties of Plasma Sprayed Zirconia Coating, *Plasma Chem. Plasma Proc.*, Vol. 16 (No.1), , pp 99-126. **1996**
- [53] **M.P. Planche, R. Bolot, C. Coddet**, In-Flight Characteristics of Plasma Sprayed Alumina Particles: Measurements, Modeling, and Comparison, *Thermal Spray Technology*, Vol. 12 (No.1), **2003**, pp101-111.
- [54] **M. Mellali**, Influence de la rugosité et de la température de surface du substrat sur l'adhérence et les contraintes résiduelles au sein de dépôts d'alumine projetés par plasma, thèse de l'Université de limoges, France, **1994**.
- [55] **M. Laribi**, Caractérisation et modélisation métallurgique et mécanique de matériaux à gradients fonctionnels réalisés par projection thermique. Thèse de Doctorat d'état de l'Ecole Nationale Polytechnique d'Alger, Algérie, **2003**.

- [56] **J.R. Davis**. Aluminum and Aluminum Alloys, Alloying: Understanding the Basics DOI:10.1361/autb2001p351, p351-416 Copyright © 2001 ASM International®. **2001**
- [57] **Alain Queruel**, Traitement de surface des aciers, Dunod, **2007**
- [58] **S. Audisio, M. Caillet, A. Galerie, H. Mazille**. Revêtement et traitement de surface (fonctionnalités, durabilité, procédés), Collection des sciences appliquées de l'INSA de Lyon, France, **1998**.
- [59] **M. Docus**. Revêtement par projection thermique. Techniques de l'ingénieur, M1645, **2005**.
- [60] **N. Mesrati**. Réalisation et analyse de l'adhérence dans des multimatériaux types Al(Si)-ZrO₂ et graphite-métal ou céramique, Thèse de doctorat, École central de Lyon, France, **1989**.
- [61] **N. Mesrati, Q. Saif, D. Treheux**. Projections plasma de zircone sur différents substrats métalliques. IIème Conférence Franco-Allemande sur les Céramiques Techniques, Aachen Aix la Chapelle (RFA), 4-6 **1987**.
- [62] **D. Chidambaram, C. R. Clayton, M. R. Dorfman**. Evaluation of the electrochemical behavior of HVOF-sprayed alloy coatings. Surface & Coatings Technology, **2004**.
- [63] **A. Sadki**, Etude de la protection du matériau aéronautique AU4G, Mémoire de magister, ENP, **1998**.
- [64] **E. Silveri, E. Chassaing, S. B. Goryachev**. Problèmes de mesure d'adhérence de revêtement métallique sur substrat métallique, Journal de Physique IV, **2003**.
- [65] **G. LIU**. Modélisation de l'essai d'indentation interfaciale en vue de caractériser l'adhérence de revêtements projetés thermiquement, thèse de doctorat, Université de Lille **2005**.
- [67] **Dumont-Fillon. J**, « Contrôle non destructif (CND) » Technique de l'ingénieur, **1996**, Vol N° RC3, R1 400.
- [68] **McGraw-Hill**, Handbook of nondestructive evaluation, HELLIER CJ. (**2001**).
- [69] **Kouzoubachian C** «Les principales méthodes utilisées en END, intérêts dans l'industrie», Contrôles – Essais - Mesures, Hors-série n°1, pp.15-19. (**2006**).
- [70] **Shull, PJ**. « Nondestructive evaluation – Theory, techniques, and applications », Marcel Dekker (Ed.), p. 848. **2002**
- [71] **Maurice Wanin**. Evaluation non destructive de la qualité des matériaux. Technique de l'ingénieur M4131. **2008**

- [72] **Gilles Peix.** Mise en place d'un accélérateur linéaire pour le contrôle d'un fond moulé.1980
- [73] **Bray, DE., McBride, D.** (1992), « Non destructive testing techniques », John Wiley & Sons (Ed.), pp. 15-24.
- [74] **Abdallah Sadki; RassimYounes; BradaiMohandAmokrane; LamineHattali; Nadir Mesrati,** Microstructure and interfacial strength of stainless steel coatings obtained by thermal spray process, *Annales de Chimie Science des Matériaux*, **Décembre 2016**
- [75] **A. Sadki; L.Hattali; M. A. Bradai; N. Mesrati; R.Younes,** Characterization and Modeling of the Mechanical Behavior of Aeronautical Alloy Based Composite, *Universal Journal of Chemistry* 4(1): 10-19, DOI: 10.13189/Ujc.2016.040102, **2016**
- [76] **H. Ait-Saadi.** Étude du comportement tribologique des coussinets. Thèse de Doctorat d'état de l'Ecole Militaire Polytechnique, **2015.**
- [77] **A.R. Kelshami, A.A. Zadeh, M.M. Hadavi, A. Banerji, A. Alpas, A.P. Gerlich.** *Materials & Design*, **86 (2015)** 98-104.
- [78] **W. Tillmann, L. Hagen, D. Stangeier, I.A. Laemmerhirt, D. Biermann, P. Kersting, E. Krebs.** *Surface and Coatings Technology*, **280(2015)** 16-26.
- [79] **GuoliangHou, Yulong An, Xiaoqin Zhao, Huidi Zhou, Jianmin Chen,** *ActaMaterialia*, **95(2015)** 164-175.
- [80] **Li Lin, Guo-Lu Li, Hai-Dou Wang, Jia-Jie Kang, Zhong-Lin Xu, Hai-Jun Wang,** *Applied Surface Science*, **356(2015)** 383-390.
- [81] **Li Lu, Qi-min Wang, Bing-zhou Chen, Yong-cui Ao, Dong-hai Yu, Cheng-yong Wang, Shang-hua Wu, KwangHo Kim,** *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **24(2014)** 1800-1806.
- [82] **L. Hattali, S. Valette, S. Ropital, N. Mesrati, D. Treheux.** *European Ceramics Society*, **29(2009)** 813-819.
- [83] **L. Hattali, S. Valette, S. Ropital, N. Mesrati, D. Treheux.** *Mater Sci*, **44 (2009)**3198-3210.
- [84] **J.C. Avelar , B. Wilson, S. Wu, I. Gotman, J. Housden , E.Y. Gutmanas.** *Materials Letters*, **157 (2015)**45-49.
- [85] **Yuta Watanabe ,Chisato Yoshida, Keisuke Atsunami, Motohiro Yamada, Masahiro Fukumoto,** *Journal of Thermal Spray Technology*, **24 (2015)**86-91.

- [86] A. Miletic, P. Terek, L. Kovacevic, M. Vilotic, D. Kakas, S. Branko, D. Kukuruzovic. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering ,36 (2014) 293-299.
- [87] D.M. Karpinos, V.G. Zil'berberg, Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 12 (1973) 815-817.
- [88] G.H.S Gava, R.M.D. Souza, J.D.B. de Mello, M.C.S de Macedo, C. Scandanian. Wear, 301 (2013) 130–136.
- [89] D. Bhattacharjee, K. Muthusamy, S. Ramanujam. Tribology Transactions, 57 (2014)292–299.
- [90] A. Pramanik, G.Littlefair. Machining Science and Technology, 19 (2015) 1–49.
- [91] A. Pramanik, L.C. Zhang, Y.Q. Chen. Advanced Materials Research, 97 (2010) 2269-2272.
- [92] L.C. Zhang, E. Kiat, A. Pramanik. Advanced Materials Research, 76 (2009)212-216.
- [93] J. Chen, S.J. Bull, J. Phys. D Appl. Phys. 44 (2011) 34-41.
- [94] J. Chen, Z.S. Lin, S.J. Bull, C.L. Phillips, P.D. Bristowe, J. Phys. D Appl. Phys. 42 (2009) 21-43.
- [95] R.E. Galindo, A. Veen, J.H. Evans, H. Schut, J. Hsson, Thin Solid Films. 471(2005) 170.
- [96] Haider Ali, Bekir Sami Yilbas, Abdullah Al-Sharafi, Abuzer Ozsunar, Thermal transport in thin dielectric films with minute size aluminum dot in relation to microelectronics, Applied Thermal Engineering, Volume 127, 25, Pages 1025-1035. 2017
- [97] P. Danesh, St. Georgiev, U. Jahn, Glow discharge deposition of chlorinated and hydrogenated amorphous silicon films from $\text{SiCl}_4\text{SiH}_4$, Solar Energy Materials, Volume 9, Issue 4, , Pages 405-413, 2000
- [98] D.B. Marshall, A.G. Evans, J. Appl. Phys. 56(1984) 2632.
- [99] M.B. Modi, S.K. Sitaraman, Eng. Fract. Mech. 71 (2004) 1219.
- [100] M. Uhlig, A. Bertz, M. Rennau, S.E. Schulz, T. Werner, T. Gessner, J. Microelectron.Eng. 50(2000) 7.
- [101] A. Sadki, N. Mesrati, R Younes, M.A. Bradai. Caractérisation non destructive des multimatériaux à base d'alliages d'aluminium élaborés par projection thermique. CIMA 2016, Alger, 2016.

- [102] X.E.Gros, Contrôle non destructif de matériaux composites par la technique des courants de Foucault : une nouvelle approche Edifycurrenttesting of composite materials: a new approach, Annales de Chimie Science des Matériaux, Volume 23, Issues 7– Pages 981-988,1998.
- [103] SohaibTaguia, Abdallah Sadki, Nadir Mesrati, Elaboration et caractérisation non destructive de multimatériaux à base d'alliages aéronautiques, J.Aero.01 ESTA Alger, Mars 2017.
- [104] L.Y. Huang, K.W. Xu, J. Lu, DiamondRelat. Mater. **11(2002)** 1505.
- [105] D. Dalmas, E. Barthel, D. Vandembroucq, J. Mech. Phys. Solids **57(2009)** 446.
- [106] E. Barthel, O. Kerjan, P. Nael, N. Nadaud, Thin Solid Films **473(2005)** 272.
- [107] V. Gupta, J. Yuan, A. Pronin, J. Adhes. Sci. Technol. **8(1994)** 713.
- [109] O. Barrau. Etude du frottement et de l'usure d'acier à outils de travail à chaud. Thèse de Doctorat, INP Toulouse, 2004.
- [110] R. Younes, A. Sadki, M. A. Bradai, N. Mesrati. Microstructure et comportement tribologique d'un dépôt alumineux Al_2O_3-13/TiO_2 obtenu par projection thermique, CIMA 2016, Alger, 2016.
- [111] A. Sadki, H. Ait-Saadi, L. Hattali, K. Necib, N. Mesrati. Elaboration et caractérisation tribologique de multimatériaux réalisés par projection thermique. SNMCT' 2012, USTO-MB, Oran, 2012.
- [112] A. Sadki, N. Mesrati, M. Laribi. Comportement tribologique de dépôts réalisés sur la surface d'un alliage d'aluminium. Congrès International en Sciences et Génie des Matériaux, USTHB Alger Algérie, 1999.

ANNEXES

ARTICLES

ARTICLE I

MICROSTRUCTURE AND INTERFACIAL STRENGTH OF STAINLESS STEEL COATINGS OBTAINED BY THERMAL SPRAY PROCESS.

Abdellah SADKI¹, Rassim YOUNES², Mohand Amokrane BRADAI²,
Mohamed Lamine HATTALI³, Nadir MESRATI^{1,4}

¹ Laboratory of Sciences and Materials Engineering, National Polytechnic School of Algiers. Algiers (Algeria).

² Laboratory of Mechanics, Materials and Energetic, Faculty of Technology, University of Bejaia, Algeria.

³ Laboratory Fluid Automation and Thermal Systems - Bat. 502 University campus- 91405 Orsay Cedex (France).

⁴ Higher School of Aeronautical Technical, Dar El Beida Alger.

Abstract. The present investigation has been conducted to study the adhesion of X10CrMnNi18-8-5 austenitic stainless steel (ASTM 301) coatings deposited on two different substrates of aluminum alloys such as AG3 (ASTM 5754) and AU4G (ASTM 2017A) by using arc spraying process (APS). The structure, microstructure and phase composition coatings were analyzed by SEM, EDS and XRD. The adhesion tests were carried out using 4-point bending tests. The SEM showed that the dense microstructures of ASTM 301 coatings have a homogeneous lamellar morphology with the presence of porosities and unmelted particles. The XRD spectrum of coatings revealed the main phase corresponding the solid solution as face-centered cubic (fcc) structure and also the presence of small proportion of the metastable form γ -Fe₂O₃ and FeO oxides. The microhardness of coatings is near four times than the two substrates of aluminum alloys. The 4-point bending tests results showed that the critical interfacial fracture energy GIC of the composite system B namely (ASTM 2017A/75E bond coat/ASTM 301) is three times greater than the composite system A (ASTM 5754/75E bond coat/ASTM 301).

Résumé. Microstructure et adhérence interfaciale des revêtements en acier inoxydable obtenus par projection thermique. La présente étude a pour objectif d'étudier l'adhérence des revêtements en acier inoxydable austénitique type X10CrNi18-8 (ASTM 301) déposés sur deux substrats différents d'alliages d'aluminium tels que: AG3 (ASTM 5754) et AU4G (ASTM 2017A) en utilisant le procédé de projection thermique à arc électrique. La structure, la microstructure et les compositions des différentes phases des revêtements obtenus ont été analysés par MEB, EDAX et DRX. Les essais d'adhérence ont été effectués en utilisant des essais de flexion quatre points. Les résultats MEB ont montré que les microstructures des revêtements (ASTM 301) sont denses et présentent une morphologie lamellaire homogène avec la présence de porosités et de particules non fondues. Le spectre DRX des revêtements en acier inoxydable révèle une phase principale correspondant à la solution solide de structure cubique à faces centrées (CFC) et la présence d'une faible proportion de la forme métastable γ -Fe₂O₃ et des oxydes type FeO. Les valeurs de microdureté des revêtements sont pratiquement quatre fois supérieures à celles des deux substrats d'alliages d'aluminium. Les résultats des essais de flexion quatre points ont montré que l'énergie de rupture interfaciale GIC du système composite B (substrat ASTM 2017A / sous couche d'accrochage 75E / dépôt ASTM 301) est trois fois supérieure au système composite A (substrat ASTM 5754 / sous couche d'accrochage 75E / dépôt ASTM 301).

1. INTRODUCTION

Thermal spraying is one kind of surface engineering technologies which is utilized in almost industrial fields. Continuous advancements and enhanced understanding of thermal spray technology has facilitated a synergetic approach towards a sustainable growth of its industrial applications. The arc spraying process (ASP) is a technique that produces a wide range of coatings for diverse applications; it allows combining properties resist to wear [1-4], corrosion [5] and thermal insulation [6-7]. However, the adhesion of such coatings to the substrate generates stress at the interface [8-11]. The electric arc-spraying process can be used to effectively deposit surface coatings that have superior hardness, corrosion resistance and wear resistance. In addition to these advantages, the spray parameters (voltage, current, air pressure and spray distance) of the electric arc spray process can be optimized for specific application.

Aluminum alloys have been enormously used in aerospace and automobile industries due to superior properties, such as high specific strength, excellent low-temperature performance, exceptional corrosion resistance, chemical inertness [12]. However, the poor performance and wear resistance are the main weaknesses of aluminum alloys. To settle these problems, aluminum alloys coated by austenitic stainless have been developed. The wear resistance of this material was improved [13-14], and possibly in biomedical fields [15, 16].

Stainless steel is one of the most widely used steel alloys containing chromium. Its superior properties, such as its excellent mechanical strength and offers great applicability due to its attractive appearance, wear resistance, major appliances, construction, surgical instruments, automotive parts, and aerospace engineering. The adhesion of stacked lamellae coating in advanced devices has become important characteristics of the mechanical properties concerned characteristic.

The interfacial strength phenomenon is degradable to mechanical reliability when several stacked lamellae used in device structures are introduced. Thus, interfacial adhesion of a coatings to the substrates can be quantified by different techniques should be widely developed [17, 18]. Several methods, such as blister test [19], nano-indentation [20-22], modified decohesion test [23], nanoscratch test [24, 25], double cantilever beam test [26,27], laser spallation test [28, 29] and four-point bending test (4PBT) [30-41].

The aim of the present work is to produce austenitic stainless steel ASTM 301 (X10CrMnNi18-8-5) coatings using an arc spray process (APS). These coatings were deposited onto two different substrates which used in aeronautical industries such as ASTM 5754 and ASTM 2017A in order to enhance a good mechanical strength on the aluminum alloy substrates. In this goal, two types of composite systems, A and B, have been prepared: (A) (ASTM 5754/75E bond coat/ASTM 301) and (B) (ASTM 2017A/75 E bond coat/ASTM 301). The structure, microstructure and phase composition coatings were analyzed by scanning electron microscope (SEM), electron dispersive Spectroscopy (EDS) and X-ray diffraction (XRD). Measurements of profil micro hardness were performed on the surface of the two composite systems. The adhesion tests were carried out using 4-point bending tests in order to determine interfacial strength of stainless steel coatings.

2. EXPERIMENTAL DETAILS

2.1. Materials and spraying parameters

The present investigation has been carried out employing two substrates based aluminium with different chemical composition. This chemical composition was obtained by using analysis X-rays fluorescence which is shown in *Table 1*.

Before the coating process, the surface of the substrate was grit blasted with corundum particles of 99,50 wt % purity and 0,5 mm mean particle size, using an air of 0,4MPa, an incidence angle of 90° and a gun-to-substrate distance of 150 mm. The surface was then cleaned and degreased using acetone within an ultrasonic bath. The grit blasted substrates was carried out in

order to increase the surface roughness of the samples and improve the mechanical bonding of the coating to be deposited.

Table 1: Chemical composition of substrates.

Elements	Al %	Cu %	Cr %	Mn %	Mg %
ASTM 2017A	94.3	4	0.5	0.5	0.7
ASTM 5754	96.3	-	0.3	0.3	3.1

The surface roughness of the grit blasted specimens was found to increase from Ra ~0.09 μm to Ra ~3.33 μm (Table.2). Specimens were located at a distance of approximately 140 mm from the gun and the blasting process was conducted at a mean pressure of 300 KPa. Different sizes of aluminum alloys were machined according to the tests to be performed as 65×15×2.5 mm³ rectangular substrates were machined for the 4-point bending adhesion tests.

Table 2. Roughness of different materials used.

Substrate	Brut state Ra (μm)	Polished state Ra (μm)	Grit blasted state Ra (μm)
ASTM 2017A	1.21	0.09	2.87
ASTM 5754	1.84	0.1	3.33

Table 3. Chemical composition of different materials used.

Elements	Al	Ni	Cr	Mn	Fe
Bond coat 75E	19.4	79.2	/	/	/
Coating ASTM 301	-	5	18	8	Balance

The roughness measurements to determine surface roughness profile of each substrate were made with a profilometry (Hommel tester T500). It is optical metrology equipment used to study surface topography. It is carried out over 25 mm stylus tracing length, collecting 14000 data points per measurement. With the aim to remove the natural oxide layer presented on the substrate surface, which acts as a diffusion barrier, some aluminum alloy substrates were immersing during 3 minutes at 80°C in alkaline solution of sodium zincate.

Table 4. Thermal spray operating parameters

Projection parameters	X10CrNi18-8
Air pressure in the engine (bars)	3.8
Air pressure in the spray nozzle (bars)	3
Wire's speed (mm/s)	6
Generator voltage (V)	30
Current intensity (A)	100
Spray distance (mm)	140
Spray angle	90
Wire diameter (mm)	1.6

The development of the metal coatings required to use a gun flame-wire electric Arc spray 234 (Metal Spary Co. Ltd, Auckland, New Zealand). The thickness of this coating was approximately 600 μm . During projection, the gun is positioned perpendicular to the surface of the substrates at a controlled distance of about 150 mm. A compressed air jet located about 80 mm from the sample is directed to the surface of the deposit after the projection, to control cooling. The mechanical and physical properties of the used materials and the spray parameters used are given in *Table 4* and *Table 5*.

Table 5. Mechanical and physical properties of the used materials

Properties	ASTM 2017A	ASTM 5754	ASTM 301	75E
Elastic Modulus E (GPa)	72.5	70.5	200	187
Shear modulus (GPa)	27.2	26.5	76	70
Poisson ratio (ν)	0.33	0.33	0.29	0.32
Thermal expansion α (10^{-6}K^{-1})	22.9	23.7	16	11
Density ρ (Kg m^{-3})	2790	2680	7900	7130

2.2. Microstructural and Structural characterization

Microstructures of coatings were observed on a (QUANTA 600FEI) scanning electron microscope (SEM) coupled with energy dispersive X-ray analyzer, which allows a correspondence of image observation and chemical analysis. The coating thickness was measured by taking back scattered electron image (BSEI). The beam size is typically on the order of $1\mu\text{m}$, and a typical detection limit is ≤ 1 at %, and thus, we anticipated that this method might provide information on the extent of homogenization achieved during the thermal spraying. Chemical composition of coatings was analyzed using an energy dispersive spectroscopy (EDS).

The X-ray diffraction patterns were recorded using diffractometer type X'PERT PRO MRD of PANalytical, equipped with a copper anode X-ray tube. The components $K\alpha_2$ are not filtered by a monochromator graphite curve mounted in the secondary beam. The strong presence of defects in these materials creates a significant background noise; to improve counting statistics and increase the ratio pics/continuous background, an acquisition time of 40 s per angular step of 0.04° and a count time of 5s per step has been used in the interval ranging between 45° and $130^\circ(2\theta)$. The identification of the crystal phases present was made by comparison of the observed lines with those appropriate phases contained in the database PDF2.

2.3. Microhardness

Vickers microhardness profile of different multilayered materials have been made on coating (ASTM 301), bond coat (75E) and two different substrate (ASTM 5754, ASTM 2017A). Vickers microhardness was performed on the as-polished using semi-instrumented optical indenter Shimadzo MM1006. A test was carried out under a load of 250g load for 15 seconds. The value of the load was chosen to produce well-size imprints for better measurements and microhardness determination. An average hardness was calculated from 10 indents per specimen.

2.4. Mechanical Properties

Adhesion tensile tests were performed to measure the adhesive strength of the coating and substrate using a ZWICK/Rowell tensile-compression machine test system. A widely used adhesion test was the tensile adhesion test according to the ASTM C633 standard [42]. This test consists of a notch flexural beam. The specimen is a bi (or more) material beam with a central notch (*Figure 1*). In our case, the coating is stiff enough so that we do not have to glue a stiffener to enhance the delamination. Moreover, due to the brittle behavior of the coating, only a short notch is necessary to initiate fracture. The sample was placed on a device which was set up on a ZWICK/Roell tensile-compression machine. Tests are conducted with a constant displacement rate of 0.5 mm/min. Hence, a CCD camera allows recording beam cross-section all along its deformation.

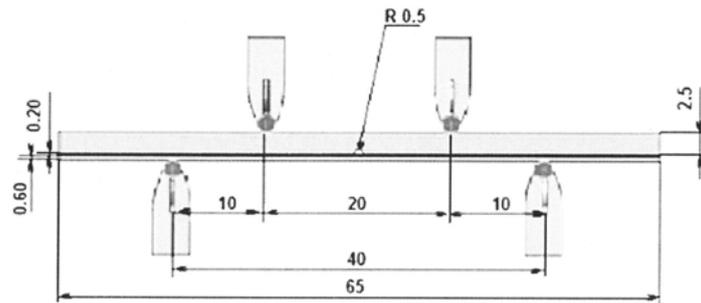


Figure 1. Four-point bending test used for adhesion measurements.

In order to follow the initiation and the propagation of the interfacial crack, a crack initiates at the notch, first in the coating and then propagates symmetrically in the coating-substrate interface. This crack is subject to constant moment conditions and propagates in steady state conditions. The strain energy release rate G_{IC} can be evaluated analytically using Euler-Bernoulli beam theory as following (Eq. (1)):

$$G_{IC} = \frac{3 P_c^2 l^2 (1 - \nu_s^2)}{2 b^2 e^3 E_s} \left[\frac{1}{\left(\frac{e_s}{e}\right)^3} - \frac{\lambda}{\left(\frac{e_d}{e}\right)^3 + \lambda \left(\frac{e_s}{e}\right)^3 + 3\lambda \left(\frac{e_d e_s}{e^2}\right) \left(\frac{e_d}{e} + \lambda \frac{e_s}{e}\right)^{-1}} \right] \quad (1)$$

$$\lambda = \frac{E_s (1 - \nu_d^2)}{E_d (1 - \nu_s^2)} \quad (2)$$

P_c is delamination strength (Newton); E_s is substrate Young's modulus (for ASTM5754 (69 GPa); for ASTM2017A (72 GPa); E_d is coating Young's modulus (90 GPa for ASTM301); ν_s is substrate Poisson's ratio (0.33 for both substrate); ν_d is deposit Poisson's ratio (0.34 for ASTM301); e_d is deposit thickness = 0.8 mm; e_s is substrate thickness = 2.5 mm; $e = e_s + e_d$; b is sample widths = 10 mm; and l is distance between internal and external alumina blocks = 10 mm. The fracture (or delamination) strength P_c is determined from the load displacement curve obtained during the test. It generally corresponds to a plateau, but in some case only an inflexion on the curve is observed.

3. RESULTS AND DISCUSSION

3.1. X-ray diffraction analysis (XRD)

The Structure of the ASTM 301 austenitic stainless steel coating and with the 75E as bond-coat is investigated by X-ray diffraction. The identification of the crystalline phases is made by comparison between the lines observed and those of the suitable phases contained in the data base PDF2. The Figure 2 shows the diffractogram obtained exclusively from the ASTM 301 austenitic stainless steel.

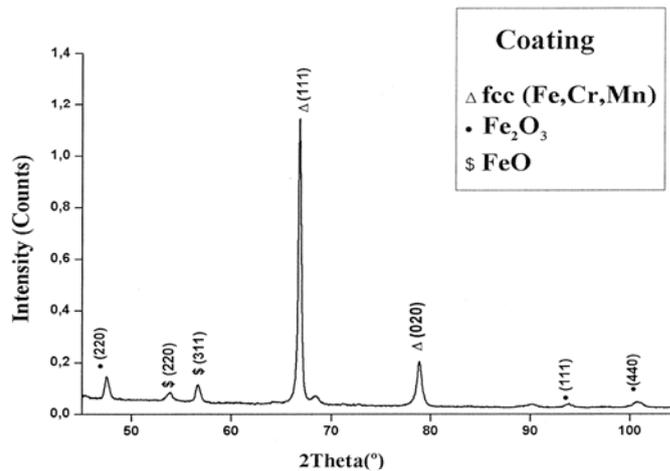


Figure 2. XRD spectrum of coating austenitic stainless steel ASTM 301.

The observed peaks are identified main phase as face-centered cubic (fcc) (Fe, Cr, Mn) structure with a lattice parameter of 3.5160 Å that corresponds to the solid solution (JCPDS n° 01-088-2327). The XRD spectrum of coating revealed also the presence of small proportion, of the metastable form γ -Fe₂O₃ (JCPDS n° 039-0238). One can also note the presence of FeO (JCPDS n° 028-0491). The formation of iron oxide FeO is due to the trapping of oxygen by the steel coating on the substrate; this oxygen then reacts with iron during cooling which leaves porosity in the texture.

3.2. Microstructure investigation

Figure 3 shows Typical SEM cross-sectional morphology of both ASTM 2017A/75E/ASTM 301 and ASTM 5754/75E/ASTM301 multilayered materials with typical lamellar steel splats, unmelted particles, oxides, inclusions, micro-cracks and pores. Unmelted particles are identified in the coating by their size and near-spherical morphology similar to that shown in Figure.3b. The oxides are probably formed due to the oxidation in-flight particles which appeared in the microstructure in the form of intersplat lamellae or globules oriented parallel to coating surface. The formation of micro-cracks confirms that the particles of the ASTM 301 stainless steel coating have several changes and distortion during coating. The microstructural observations of the interface between the substrate and the bond coat reveal a good adhesion of the sublayer with the coating although their respective coefficients of thermal expansion α are very different. Their ratio is approximately 2 since $\alpha=16 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ for the austenitic stainless steel coating and $11 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. In addition, bond coat of the Ni base applied to the restoration of worn surfaces of crank pins and crankshaft bearings, can really be questioned since the linear dilatation coefficient of the austenitic

stainless steel coating ($16 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) is near to those of the bond coating 75 E ($11 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) and the two substrates ASTM 5754 ASTM 2017A ($23 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), ($22.9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) respectively. The observation of micrographs exhibiting transverse sections reveals a perfect interface between the coating and the substrate.

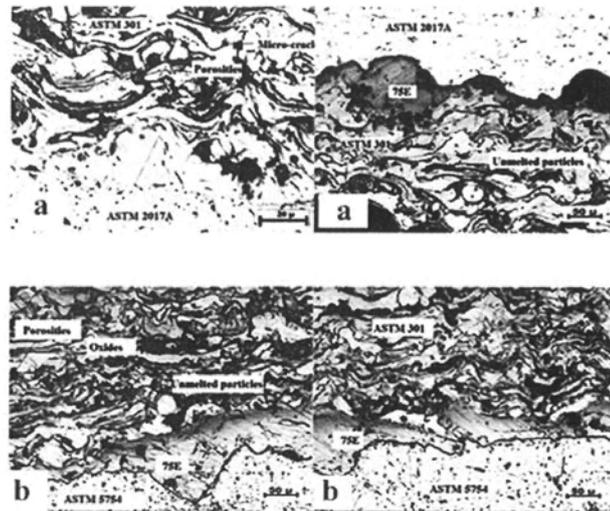


Figure 3. SEM (backscattering) of coatings: a) composite system A; b) composite system B.

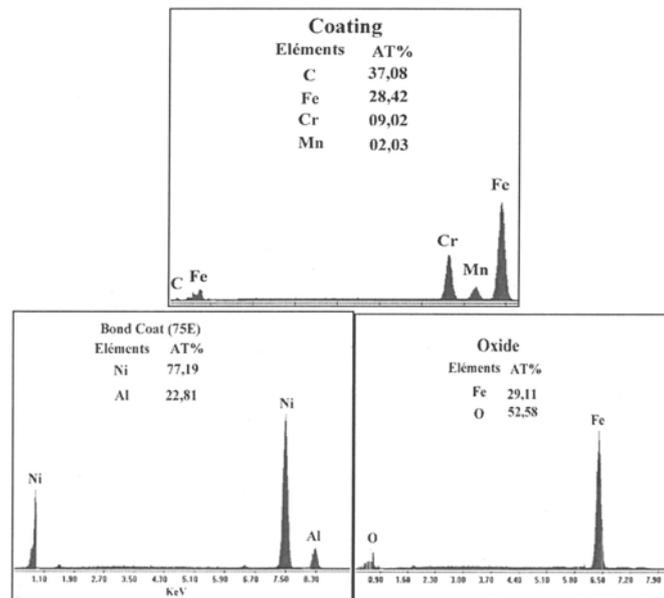


Figure 4. EDS analysis of the different phases of the stainless steel coating.

The results of EDS (Figure 4) indicated that the coating ASTM 301 is relatively formed by two phase one the main phase is the dark area identified as fcc (Fe, Cr, Mn) solid solution, while Ni dissolved in this fcc solid. We also note the presence of white nodules that represents oxides type Fe_xO_y which is appeared in EDS analysis with different atomic ratio, this phase are mainly constituted by iron and large quantity of oxygen. In arc spray process, the formation of hard films such as Fe_xO_y oxide phase leads to improved mechanical properties [43, 44]. We can also remark that the lighter area of bond coat (75E) is uniform and homogenate. It was constituted by Ni and Al essentially.

3.3. Microhardness

The microhardnesses of the various materials used substrate ASTM 5754 and ASTM 2017A, bond coat E75, austenitic stainless steel ASTM 301 were measured by Vickers indentation with a load of 250 g during 15 seconds. For each processing, the calculated average standard deviation is based on the average of 20 measurements. The results of Vickers hardness are illustrated by the profil in Figure 5. These tests revealed that the microhardness measurements obtained for the two multimaterial shows the same evolution from the coating to the substrate surface. The microhardness of the ASTM 5754 and ASTM 2017A substrates were found in range of 63-68 $HV_{0.25}$ and 121-126 $HV_{0.25}$ respectively, whereas the microhardness of the 75E bond coat (250-350 $HV_{0.25}$) and ASTM 301 coatings (470-550 $HV_{0.25}$). The microhardness of coatings is near four times than the two substrates. Therefore, this difference can be explained by the influence of the quantity of porosity and the homogenous of microstructure.

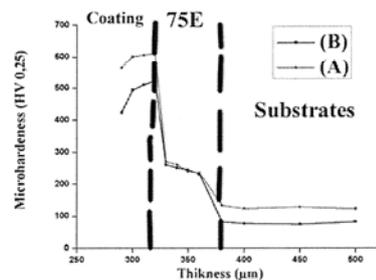


Figure 5. Microhardness profile of different system composite.

3.4. Coating adherence

As shown in Fig. 6, the curves of the load P against displacement u for all completed tests have a similar shape. With the increase of displacement u , P initially increases linearly, plateaus with some fluctuations and then increases again proportionately. A schematic of these curves is given in Fig. 7a where the various stages are identified and various points labeled. Over portion OA (1st stage), the coatings deform elastically accumulating strain energy for subsequent cracking. After this first stage, delamination of coating systems is observed beginning and propagation along interface when loads reach a certain critical value corresponding to one point near B in Figure 6. This interface crack then extends rapidly along the interface, corresponding to portion AB (2nd stage) in Fig. 7a. When cracks have propagated to distances and change paths and traverse the transition zone with some fluctuation which is showed in figure 6. This latter process corresponds to

portion (3rd stage). Crack growth continues in a stable manner, corresponding to portion CD (4th stage).

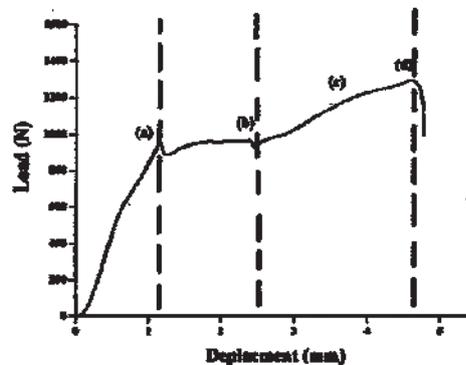


Figure 6. Load-displacement curve in the four-point bending.

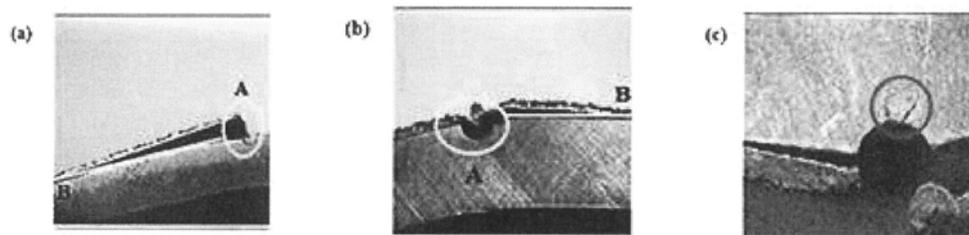


Figure 7. Microscopy Image of the cross-section of system composite interface delamination.

Figure 8 shows that the critical interfacial fracture energy G_{IC} of the composite system B under realized with bonding layer of Ni-Al is three times greater than the composite system A ($260 \pm 20 \text{ J/m}^2$ against $110 \pm 17 \text{ J/m}^2$). In recent research [45] it found that the interfacial fracture energies of coating made without bond coat is about 11.4 J/m^2 . The most favorable behavior is the composite system B, so the increase critical interfacial fracture energy G_{IC} promotes adhesion of the coating and increases the resistance to interfacial failure. This behavior can be explained by the presence of high compressive residual stress induced by grit blasted. It seems also from the results obtained that the chemical element substrate such the presence of copper strongly improves the adhesion of the stainless steel coating. Furthermore, the effect of the chemical nature of the sub bonding layer appears to be an important parameter for the adherence case of the stainless steel coating. All these results lead us to confirm the best performance of the composite system B compared with the composite system B. In recent research [45], the stainless steel deposits made without bond-coat of Ni-Al present cohesive delamination. In contrast, for the same coatings made with a bond-layer under the Ni-Al, delamination is adhesive with the presence of cracks.

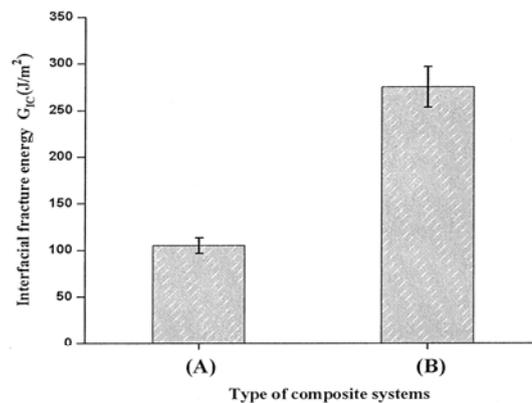


Figure 8. Variation of Interfacial fracture energy of composite systems (A): ASTM 5754/75 E bond coat/ASTM 301 and (B): ASTM 2017/75E bond coat/ASTM 301. Longitudinal bars show maximum and minimum of the measured fracture energy.

4. CONCLUSION

The aim of the present paper is to study the successful application of X10CrNi18-8 stainless steel (ASTM 301) coatings onto two different substrate aluminum alloys AG3 (ASTM 5754) and AU4G (ASTM 2017A) by using arc spraying process in order to improve the interfacial strength. On the basis of the obtained results in the present investigation, the following conclusions can be drawn:

- The SEM microstructures coatings showed that their morphology of both ASTM 2017A/75E/ASTM 301 and ASTM 5754/75E/ASTM 301 multilayered materials is constituted with typical lamellar steel splats, unmelted particles and porosities. The observations of the interface between the substrate and the bond coat reveal a good adhesion of the sublayer with the coating although their respective coefficients of thermal expansion α are different.

- The XRD spectrum of coating revealed the main phase corresponding the solid solution as face-centered cubic (fcc) (Fe, Cr, Mn) structure and also the presence of small proportion of the metastable form γ -Fe₂O₃ and FeO oxides.

- The microhardness of the ASTM 5754 and ASTM 2017A substrates were found in range of 63-68 HV_{0.25} and 121-126 HV_{0.25} respectively, whereas the microhardness of the 75E bond coat (250-350 HV_{0.25}) and ASTM 301 coatings (470-550 HV_{0.25}). The microhardness of coatings is near four times than the two substrates.

- The 4-point bending tests results showed that the critical interfacial fracture energy G_{IC} of the composite system B realized with bonding layer of Ni-Al is three times greater than the composite system A.

5. REFERENCES

- [1] A.R. Kelshami, A.A. Zadeh, M.M. Hadavi, A. Banerji, A. Alpas, A.P. Gerlich. *Mater. Design.* 86 (2015) 98.
- [2] W. Tillmann, L. Hagen, D. Stangeier, I.A. Laemmerhirt, D. Biermann, P. Kersting, E. Krebs. *Surf. Coat. Tech.* 280 (2015) 16.

- [3] Guoliang Hou, Yulong An, Xiaoqin Zhao, Huidi Zhou, Jianmin Chen, *Acta Mater.* 95 (2015) 164.
- [4] Li Lin, Guo-Lu Li, Hai-Dou Wang, Jia-Jie Kang, Zhong-Lin Xu, Hai-Jun Wang, *App. Surf. Sci.* 356 (2015) 383.
- [5] Li LU, Qi-min WANG, Bing-zhou CHEN, Yong-cui AO, Dong-hai YU, Cheng-yong WANG, Shang-hua WU, Kwang Ho KIM, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* 24 (2014) 1800.
- [6] L. Hattali, S. Valette, S. Ropital, N. Mesrati, D. Treheux, *J. Eur. Ceram. Soc.* 29 (2009) 813.
- [7] L. Hattali, S. Valette, S. Ropital, N. Mesrati, D. Treheux, *Mater Sci*, 44 (2009) 3198.
- [8] J.C. Avelar, B. Wilson, S. Wu, I. Gotman, J. Housden, E.Y. Gutmanas, *Mater. Lett.* 157 (2015) 45.
- [9] Yuta Watanabe, Chisato Yoshida, Keisuke Atsunami, Motohiro Yamada, Masahiro Fukumoto, *J. Therm. Spray Techn.* 24 (2015) 86.
- [10] A. Miletic, P. Terek, L. Kovacevic, M. Vilotic, D. Kakas, S. Branko, D. Kukuruzovic, *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 36 (2014) 293.
- [11] D.M. Karpinos, V.G. Zil'berberg, *Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 12 (1973) 815.
- [12] G.H.S Gava, R.M.D. Souza, J.D.B. de Mello, M.C.S de Macedo, C. Scandanian, *Wear*, 301 (2013) 130.
- [13] D. Bhattacharjee, K. Muthusamy, S. Ramanujam, *Tribol. T.*, 57 (2014) 292.
- [14] A. Pramanik, G. Littlefair, *Mach. Sci. Technol.* 19 (2015) 1.
- [15] A. Pramanik, L.C. Zhang, Y.Q. Chen, *Advanced Materials Research* 97 (2010) 2269.
- [16] L.C. Zhang, E. Kiat, A. Pramanik, *Advanced Materials Research* 76 (2009) 212.
- [17] J. Chen, S.J. Bull, *J. Phys. D Appl. Phys.* 44 (2011) 34.
- [18] J. Chen, Z.S. Lin, S.J. Bull, C.L. Phillips, P.D. Bristowe, *J. Phys. D Appl. Phys.* 42 (2009) 21.
- [19] R.E. Galindo, A. Veen, J.H. Evans, H. Schut, J. Hsson, *Thin Solid Films* 471 (2005) 170.
- [20] J. Ding, Y. Meng, S. Wen, *Thin Solid Films* 371 (2000) 178.
- [21] P.C. Jindal, D.T. Quinto, G.J. Wolfe, *Thin Solid Films* 154 (1987) 361.
- [22] D.B. Marshall, A.G. Evans, *J. Appl. Phys.* 56 (1984) 2632.
- [23] M.B. Modi, S.K. Sitaraman, *Eng. Fract. Mech.* 71 (2004) 1219.
- [24] M. Uhlig, A. Bertz, M. Rennau, S.E. Schulz, T. Werner, T. Gessner, *J. Microelectron.Eng.* 50 (2000) 7.
- [25] L.Y. Huang, K.W. Xu, J. Lu, *Diamond Relat. Mater.* 11 (2002) 1505.
- [26] D. Dalmas, E. Barthel, D. Vandembroucq, *J. Mech. Phys. Solids* 57 (2009) 446.
- [27] E. Barthel, O. Kerjan, P. Nael, N. Nadaud, *Thin Solid Films* 473 (2005) 272.
- [28] V. Gupta, J. Yuan, A. Pronin, *J. Adhes. Sci. Technol.* 8 (1994) 713.
- [29] M. Zhou, Y.K. Zhang, L. Cai, *Appl. Phys. A: Mater. Sci. Process.* 74 (2002) 475.
- [30] T. An, F. Qin, J. Li, *Microelectron. Reliab.* 51 (2011) 1011.
- [31] O.M. Abdelhada, L. Ladiana, J. Razmib, *Mech. Mater.* 43 (2011) 885.
- [32] X. Chen, Y.C. Lin, X. Liu, G.Q. Lu, *Eng. Fract. Mech.* 72 (2005) 2628.
- [33] K.R. Gadelrab, M. Chiesa, M. Hecker, H.J. Engelmann, *Eng. Fract. Mech.* 96 (2012) 490.
- [34] S. Roham, T. Hight, *Microelectron. Eng.* 84 (2007) 72.
- [35] S. Roham, K. Hardikar, P. Woytowitz, *J. Mater. Res.* 19 (2004) 3019.
- [36] Z. Gan, S.G. Mhaisalka, Z. Chen, K. Prasad, S. Zhang, M. Damayanti, N. Jiangd, *J. Electrochem. Soc.* 153 (2006) G30.
- [37] Z. Gana, S.G. Mhaisalkara, Z. Chena, S. Zhangb, Z. Chenc, K. Prasadc, *Surf. Coat. Tech.* 198 (2005) 85.
- [38] M.P. Hughey, D.J. Morris, R.F. Cook, S.P. Bozeman, B.L. Kelly, S.L.N. Chakravarty, D.P.Harkens, L.C. Stearns, *Eng. Fract. Mech.* 71 (2004) 245.
- [39] D.M. Gage, K. Kim, C.S. Litteken, R.H. Dauskardt, *J. Mater. Res.* 23 (2008) 87.

- [40] C.C. Lee, Surf. Coat. Tech. 215 (2013) 400.
[41] C.C. Lee, J. Huang, S.T. Chang, W.C. Wang, Thin Solid Films 517 (2009) 4875.
[42] Standard Test Method for Adhesion or Cohesion Strength of Thermal Spray Coatings, ASTM Standard C 633-01, ASTM, West Conshocken, PA, USA, 2001.
[43] R. Viana, M.S.F. Lima, W.F. Sales, W.M. Da Silva, R. Machado. Surf. Coat. Technol. 276 (2015) 485.
[44] O. Takakuwa, H. Soyama, Surf. Coat. Tech. 206 (2012) 3747.
[45] M. Laribi, N. Mesrati, A.B. Vannes, D. Treheux, Surf. Coat. Tech. 166 (2003) 206.

(Article reçu le 17/12/2016, sous forme définitive le 22/12/2016.

ADHERENCE ET COMPORTEMENT MECANIQUE DES MULTIMATERIAUX A BASE DE L'A-U4G ET A-G3

ARTICLES II

Characterization and Modeling of the Mechanical Behavior of Aeronautical Alloy Based Composite

A. Sadki^{1,*}, M.L.Hattali², M. A. Bradai³, R. Younes³, N.Mesrati^{1,4}

¹Laboratory of Sciences and Materials Engineering, National Polytechnic School of Algiers, Algeria

²Laboratoire FAST, Université Paris-Sud, Université Paris-Saclay, France

³Laboratory of Mechanics, Materials and Energetic, Faculty of Technology, University of Bejaia, Algeria

⁴Higher School of Aeronautical Technical, Algeria

Copyright©2016 by authors, all rights reserved. Authors agree that this article remains permanently open access under the terms of the Creative Commons Attribution License 4.0 International License

Abstract This work focuses on the experimental characterization and mechanical behavior modeling of aeronautical alloy based composite to simulate tension test by finite element method and experimental test. The numerical finite element simulation allowed us to understand and manage a number of phenomena encountered during the mechanical behavior of our composites. Tensile tests applied have shown large changes in mechanical properties of the base alloy after coating, which are possibly related to the very different nature of the assembled materials and conditions of application. We note a strong decrease of the elastic limit of AG3 coated compared to AU4G. The high ductility of this alloy is the cause which engenders during the gritting process a large penetration of the granule particles in the substrate and the creation of plastic zones. Thus, a radial compression is exerted on the section which causes a plastification process. The decrease of the average section of the substrate after sandblasting, the stress concentration at the cavity and / or the compressive residual stress created when sandblasting are responsible for the decrease in breaking strength of the AU4G compared to the AG3. The material becomes hard and fragile. The experimental results obtained during our study are consistent with those of the simulation. Indeed, it was noted that the concentration of stresses during the tensile tests was located at the ends of the useful length of the test specimen.

Keywords Aeronautical, Coatings, Aluminum, Mechanical Behavior

1. Introduction

Wire arc spraying is an inexpensive thermal spray deposition process in which the materials to be deposited through wires are in the form of consumable arc electrodes. Low running costs, high deposition rates, and efficiency

make it a good process for spraying large areas. Recent equipments and process developments have improved the quality and expanded the potential application range for arc sprayed coatings. Typical general applications are thermal barriers, wear resistance, corrosion resistance, high dielectric strength, hard dense coatings, and decorative arts. Al alloy arc sprayed coatings also provide excellent resistance to atmospheric corrosion and are used on bridges and other infrastructure components [1–3]

Aluminum alloys lend themselves to many engineering applications because of their improved mechanical properties offer great advantages for use in aerostructures through density reduction, stiffness increase, increases in fracture toughness and fatigue crack growth resistance and low cost. The main applications of these materials are in aeronautical, automotive and food industries [4-7]. The manufacture of aluminum isn't enough due to the losing of material through edge cracking during the hot rolling process which is applied to reduce thick billets of as-cast material.

Austenitic stainless steels are used in numerous industrial applications, mainly due to their excellent corrosion resistance in different environments. It is connected with adherent and self-healing passive film on the surface and thus received growing attention in nuclear and petrochemical industries, pulp and paper chemical, food and chemical processing and biomedical industries. However, good tribological and mechanical properties of coating austenitic stainless steels in terms of abrasion resistance limited their applications in engineering fields. Corrosion, erosion and wear related problems occur. The problem has been reported to affect static equipment for example pipelines, valves, heat exchangers, pressure vessels and various rotating equipment namely compressors, turbines and pumps. Appropriate material selection and careful material characterisation are very important in any engineering applications.

The use of coatings is one of the most effective strategies to protect materials against corrosion and to increase the wear resistance of materials. This allows for developing

components with optimized surface behavior using cheaper or more processable materials, like mild carbon steel. Different coating alternatives of carbon steel can be found in the literature: stainless steel [8,9] organic coatings [10,11] ceramic coatings [12,13] and cermets [14,15]. In recent years, sprayed aluminum alloys are used in a high technology of aeronautics, e.g., as bond coats for thermal barrier coatings on turbine components, as restorative layers for machine parts, for corrosion under pressure, in numerous other applications requiring wear, high temperature and corrosion-resistant surfaces [16–21]. The purpose of coatings is to protect the surface of the machine element from attacks. Whatever the good reliability of coating required strong adhesion with substrate.

The aim of the present paper is to study the successful application of stainless steel coatings onto two different substrate aluminum alloys AG3 and AU4G by using arc spraying process. In this goal, two types of composite systems, (I) and (II), have been prepared: (I): Thermanite (ASTM 301) Coating / Bond coat 75E / Substrate AG3) and (II) (Thermanite (ASTM 301) Coating / Bond coat 75E / Substrate AU4G). The microstructure coatings were analyzed by optical microscopy (OM) and scanning electron microscope (SEM). The adhesion test of coatings was evaluated using a tensile test and interface toughness stress was determined by numerical simulation tests in order to determine interfacial strength of stainless steel coatings

2. Experimental Details

2.1. Materials and Spraying Parameters

The present investigation has been carried out employing two different substrate based aluminum alloys with different chemical compositions. It was provided by the Aerospace Equipment Retrofit Unit (ERMA). The first one is AU4G (ASTM 2017A) used in the construction of aircraft fuselage and wing airplane; in particular for parts subjected to different stress. The second is aluminum alloys AG3 (ASTM 5457); this alloy is softer than the AU4G but is used in bodywork. Formed in the annealed condition, it can be welded by various processes. This chemical composition of substrates was obtained by using analysis X-rays fluorescence as is shown in table 1.

Table 1. Chemical composition of substrates.

Elements	Al %	Cu %	Cr %	Mn %	Mg %
AU4G (2017A)	94.3	4	0.5	0.5	0.7
AG3 (5457)	96.3	-	0.3	0.3	3.1

Before the coating process, the surface of the substrate was grit blasted with corundum particles of 99,50 wt % purity and 0,5 mm mean particle size, using an air of 0,4MPa, an incidence angle of 90 and a gun-to-substrate distance of 150 mm. The surface was then cleaned and degreased using

acetone within an ultrasonic bath. The grit blasted substrates was carried out in order to increase the surface roughness of the samples and improve the mechanical bonding of the coating to be deposited. The surface roughness of the grit blasted specimens was found to increase from Ra ~0.09 μm to Ra ~3.33 μm .

Table 2. Chemical composition of the different used materials.

Elements	Al	C	Ni	Cr	Mn	Fe
Bond coat (75E)	19.4	-	79.2	/	/	/
Thermanite (ASTM 301) Coating	-	0.132	5	18	8	Balance

The roughness measurements to determine surface roughness profile of each substrate were made with a profilometry (Hommel tester T500). It is an optical metrology equipment used to study surface topography. It is carried out over 25 mm stylus tracing length, collecting 14000 data points per measurement. The development of coatings required to use a gun flame-wire electric Arc spray 234 (Metal Spary Co. Ltd, Auckland, New Zealand). The thickness of this coating was approximately 600 μm . During projection, the gun is positioned perpendicular to the surface of the substrates at a controlled distance of about 150 mm. A compressed air jet located about 80 mm from the sample is directed to the surface of the deposit after the projection, to control cooling. The mechanical and physical properties of the used materials and the spray parameters used are given in Table 3.

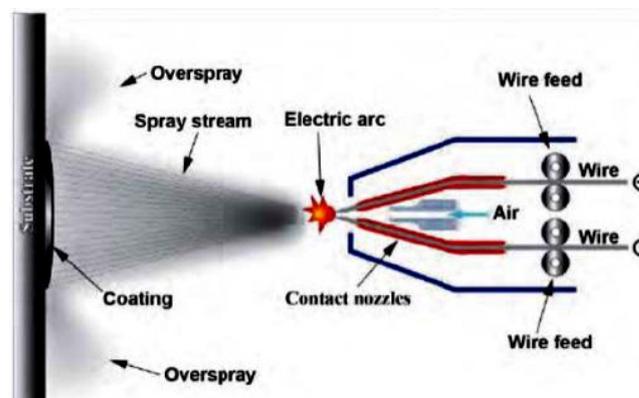


Figure 1. Principle of arc spray process.

Table 3. Thermal spray operating parameters

Projection parameters	Coating
Air pressure in the engine (bars)	3.8
Air pressure in the spray nozzle (bars)	3
Wire's speed (mm/s)	6
Generator voltage (V)	30
Current intensity (A)	100
Spray distance (mm)	140
Spray angle	90
Wire diameter (mm)	1.6

2.2. Micro Structural Characterization

Microstructures of coatings were observed on a (QUANTA 600FEI) scanning electron microscope (SEM) of QUANTA coupled with energy dispersive X-ray analyzer, which allows a correspondence of image observation and chemical analysis. The coating thickness was measured by taking back scattered electron image (BSEI). The beam size is typically on the order of $1\mu\text{m}$, and a typical detection limit is ≤ 1 at %, and thus, we anticipated that this method might provide information on the extent of homogenization achieved during the thermal spraying.

2.3 Mechanical Behavior

2.3.1. Tensile Tests

Dumbbell-shaped specimens, 4 mm thick, were machined from casted plates and tested according to DIN EN ISO 527 using a universal testing machine (Zwick 1474) at room temperature and at a crosshead speed of 0.5 mm/min. The displacement of each specimen during tension was accurately measured by an extensometer with an initial gage length of 20 mm.

The mechanical tests were carried out on a tension-compression machine Zwick / Roell kind Zmart-PRO with a load of 200 KN which simultaneously manages the acquisition time (s) of the applied force (N) and the displacement beam (mm). The applied force is measured by a series-connected power gauge between the frame and the mobile jaw. Thanks to the clamping jaws, the translating movement of the mobile cross member causes the deformation of the specimen. Software (Xpert II Test) data acquisition and control of the machine is installed on a computer by serial communication with the test machine. This program processes and records the data from the various sensors of the machine in order to have all deformation, displacement values) during a test. All the elements involved in achieving the uniaxial tensile tests and data acquisition are shown schematically in Figure 2 and 3.

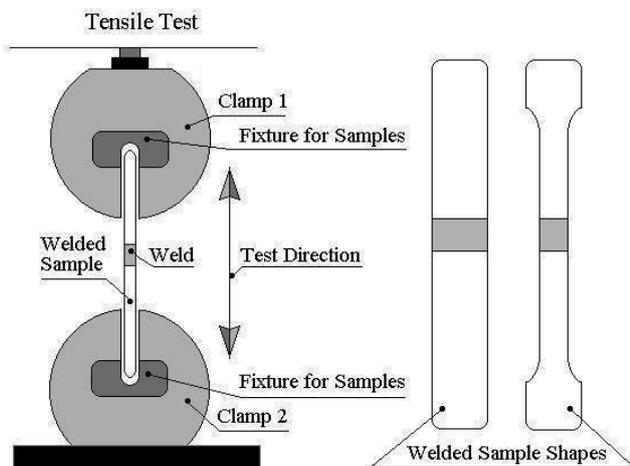


Figure 2. Principle of tensile test Zwick / Roell kind Zmart-PRO.

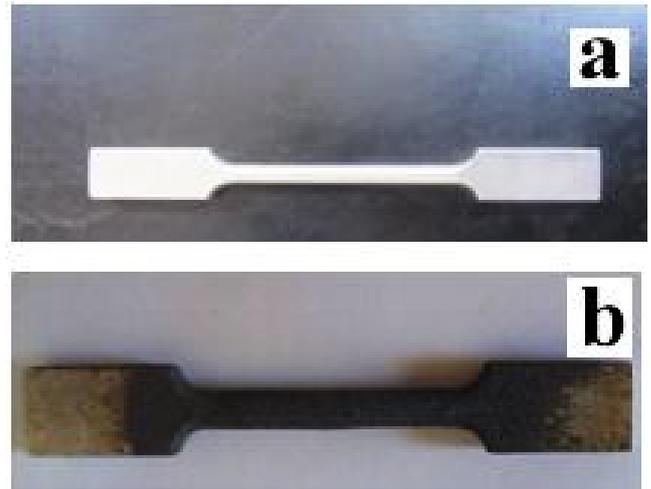


Figure 3. Sample of tensile test a) uncoated, b) As-sprayed.

2.3.2. The Numerical Modelisation of Tensile Test

The displacement and deformation behaviors of aeronautical alloy are studied in this section [13-15]. Numerical method for predicting a material property has been developed in order to solve numerically the tensile strength deformation and displacement of coating realized ...

etc. The modeling process was made so that the same experimental parameters are respected. The contribution to the numerical modeling of ownership of the deposit in need is:

- The Poisson's ratio of the material. The material can be considered as linear elastic;
- The geometry of the final which has to be meshed using tetrahedron elements, finite element model development, with the execution of convergence tests, has been followed;
- The boundary conditions are just sufficient to block rigid body motion. This means that real boundary conditions, which are applied during tensile test, and are produced in the solving code.

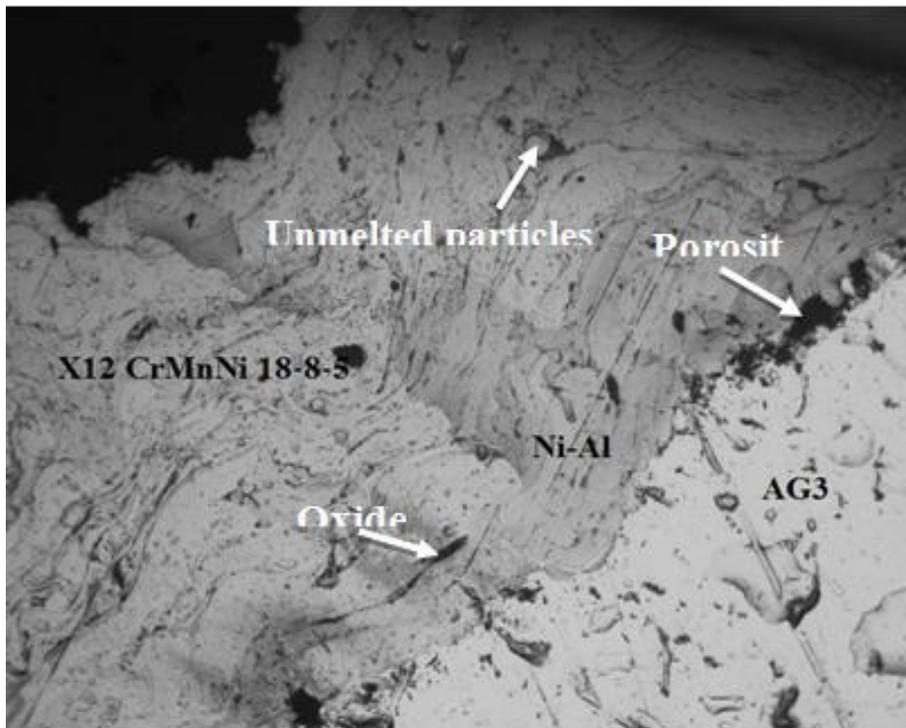
3. Results and Discussion

3.1. Microstructure Investigation

Fig.4 shows typical cross-sectional morphology of thermanite coating with typical lamellar steel splats, unmelted particles, oxides, inclusions, micro-cracks and pores. Unmelted particles are identified in the coating by their size and near-spherical morphology similar to that shown in Figure.5. Melted and re-solidified particles have a featureless appearance while unmelted particles. The oxides are probably formed due to the oxidation in-flight particles between successive runs and have appeared in the microstructure in the form of intersplat lamellae or globules.



Figure 4. Micrography of thermanite (ASTM 301) coating.



a)

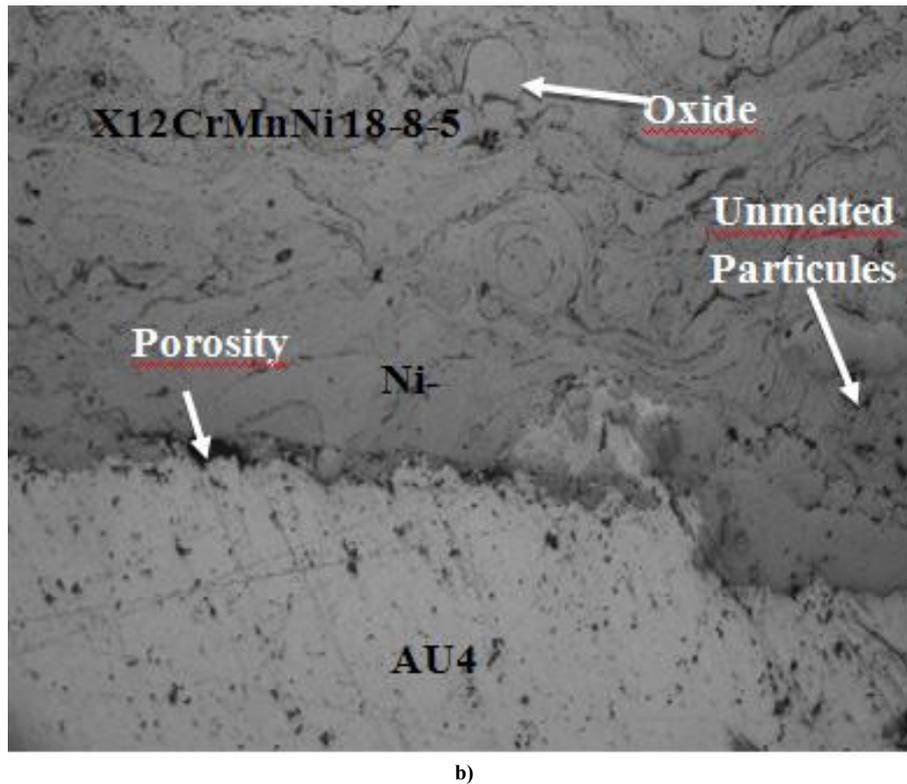


Figure 5. Micrograph of two system coating before mechanical test: a) system 1, b) system 2.

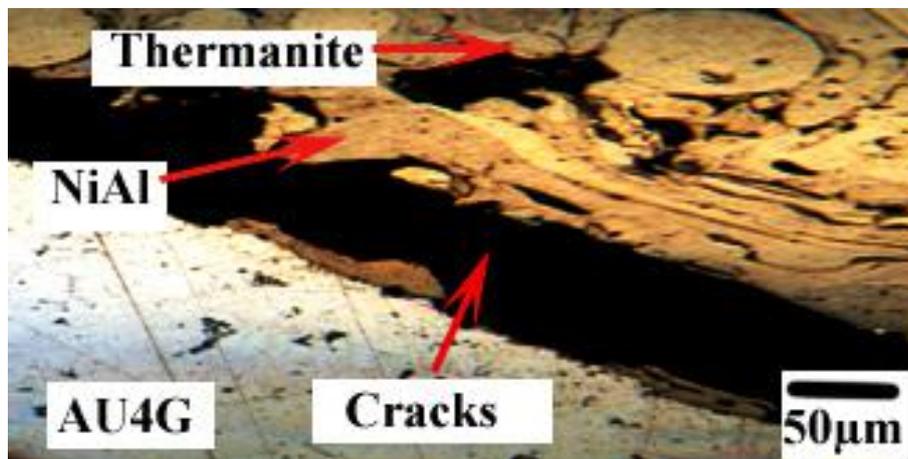


Figure 6. Micrograph of two system coating after mechanical test: system 2.

Micrographic of typical cross-sectional morphology of both composite coating alloys (Figure.6) before the tensile stress showed that:

- The multilayered coatings have homogenous lamellae;
- The morphology shows a good adhesion shape between bond-coat and substrates.
- The presence of several phases complexes in the coating and the bon coat.
- No structural changes have appeared at the interfaces of the system 1 or system 2 respectively.
- The presence of oxide particles on system AU4G/NiAl/Theramite are more than AG3/NiAl/Theramite.

The coating has a good adhesion on the blasted surface of different aluminum alloys substrates which is due to the great energy kinetic of molten particles (Thermanite) generated onto substrates. The impact of these particles on the different substrates permits good spreading on the rugosity due to by blasting process.

The nice adhesion between coating and substrate and the absence of structural chagement at the interface of the AG3/AU4G show can be explained by:

1. The formation of alumina Al_2O_3 on the surface of the feedstock due to the absence of post-treatment before arc spraying process (ASP).

2. The absence of preheating of the reach surface of

coating caused and difference between coefficients of dilation between materials used.

The Al_2O_3 oxide layer on the substrate the AU4G is more important than on the substrates AG3, because of the composition of alloys: the AlMg_3 compound is very important and prevents and don't allow appearance of Al_2O_3 , which is not the case for AU4G alloy.

After mechanical test, we note a large breaking all along the interface between the substrate and coating, the appearance of cracks at the interface returns mainly to:

- The presence of alumina (Al_2O_3), which acts as a diffusion barrier between the substrate and the coating and alumina is hard particle which can be present a brittle breaking on interface and decrease a reliability of coating.
- Striction, Necking, which is the constricting the sample coated under tensile stress which is the primary phenomenon of crack initiation on especially as coating,

3.2. Tensile Test of Multimaterials

3.2.1. Tensile Test of Multimaterials AU4G/NiAl/Thermanite

Figure 7 depicted the results of tensile test of **System 2** which is composed by Thermanite (ASTM 301) Coating / Bond coat 75E / Substrate AU4G.

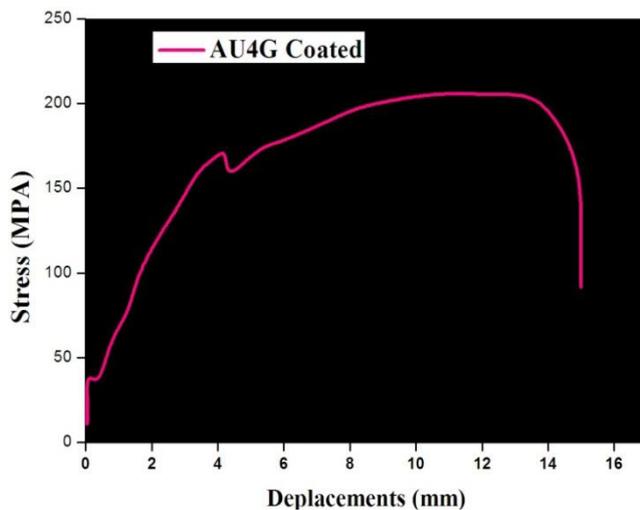


Figure 7. Tensile test of AU4G coated

The curve relating to results of tensile test of **System 2**: Thermanite (ASTM 301) Coating / Bond coat 75E / Substrate AU4G (figure 8) shows a very similar appearance to conventional traction curves, it is characterized by three levels of behavior of material under loading. Nevertheless, in beginning of elastic curve, we remark changes of stress value which is probably due of coatings delamination. In order to identify the mechanical behavior of the applied coating, it must to compare mechanical behavior of materials with and without coating in order to obtain a finally results.

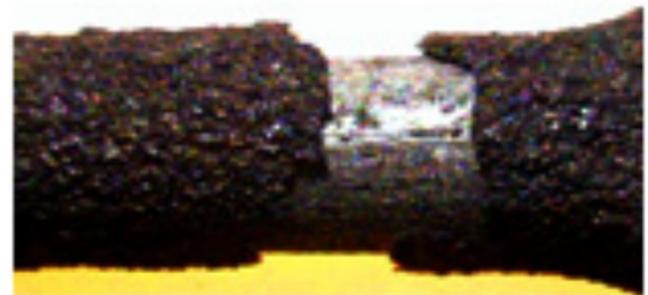
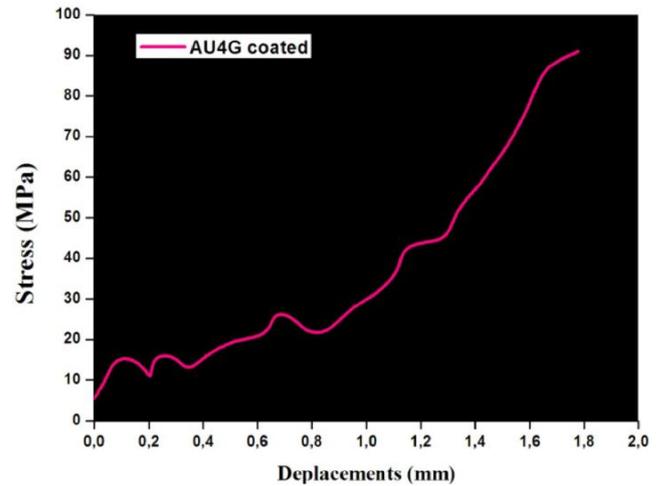


Figure 8. Breaking of the composite system 2.

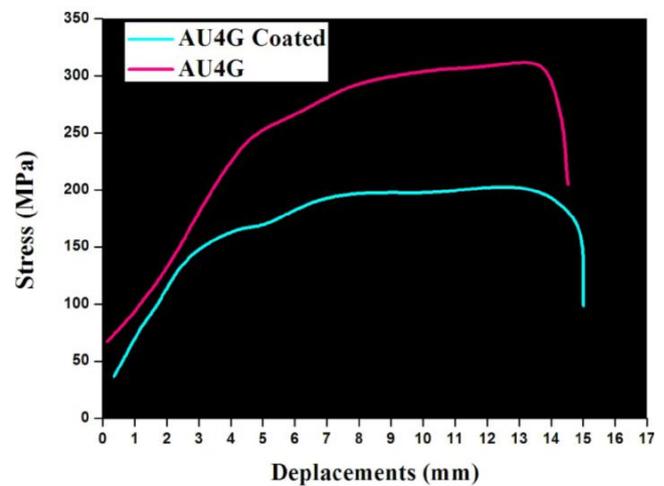


Figure 9. Comparative study of tensile test AU4G and AU4G coated

The two curves stress-strain of AU4G uncoated and AU4G coated showed several changes as regards the mechanical properties, For AU4G uncoated, the yield strength decreased from $R_e = 201$ MPa to $R_e = 165$ MPa. The fracture stress, fall from $R_p = 262$ MPa for AU4G uncoated to $R_p = 206$ MPa for coated AU4G. We remark also stretching A% has been constant during time of tensile test, However, for AU4G coated we note the appearing of low variation in the plastic deformation levels.

The variation (fluctuation) presented by the curve in Figure.9 can be due to the appearance of a crack in the coating under loading $\sigma = 165$ MPa.

The changes came in the plastic deformation zone of the AU4G curve are less than to deformation which happened in tensile stress presented at 165MPa, and they are probably due to their micro cracks presents in the coating. This decreasing of tensile strength in the coated substrate, compared to the substrate is mainly owing to the stress concentration at the cavity created by blasting corundum.

3.2.1. Tensile Test of Multimaterials AG3/NiAl/Thermanite

Figure.10 depicted the results of tensile test of **System 1**: Thermanite (ASTM 301) Coating / Bond coat 75E / Substrate AG3

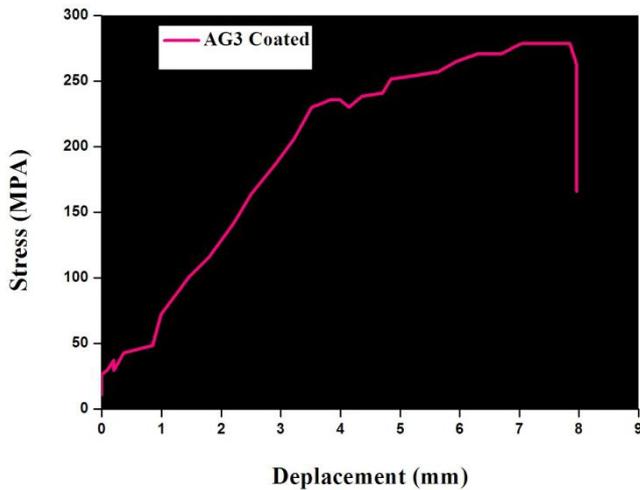


Figure 10. Tensile test of AG3 coated.

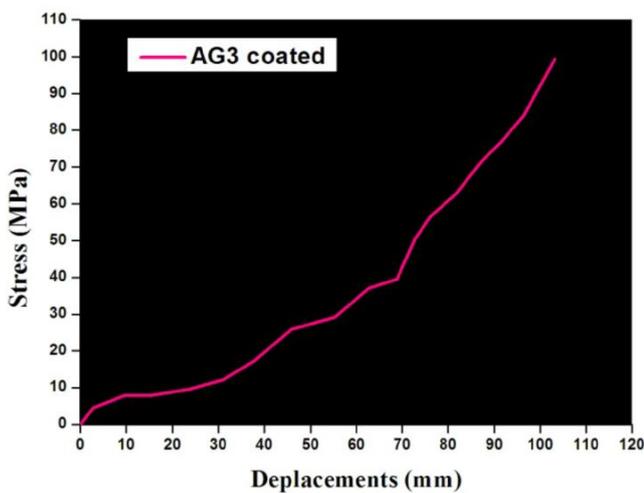


Figure 11. Breaking of the composite system 1.

The curve relating to results of tensile test of **System 1**: Thermanite (ASTM 301) Coating / Bond coat 75E / Substrate AG3 (Figure 11) shows a very similar shape to tensile test curves; it is characterized by three levels of reaction of the material under loading. Nevertheless, in beginning of elastic curve, we remark that after the yield strength (R_e) a variation of the curve along the plastic part until the fracture of simple AG3 coated.

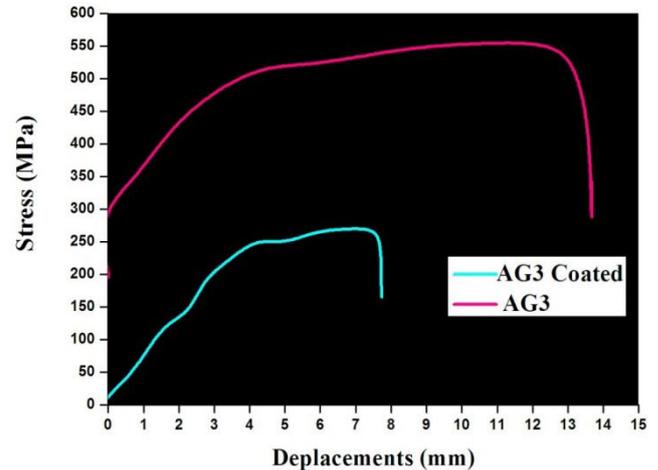


Figure 12. Comparative study of tensile test AG3 and AG3 coated.

The two curves stress-strain of AG3 uncoated and AG3 coated with NiAl / Thermanite showed several changes after doing a coating as regards the mechanical properties, For AG3 uncoated, the elastic limit decreased from $R_e = 292$ MPa to $R_e = 217$ MPa. The fracture stress, fall from $R_p = 350$ MPa for AG3 uncoated to $R_p = 327$ MPa for coated AU4G. We remark also stretching has been decreasing during time of tensile test, however, for AG3 coated we note the appearing of low variation just after the elastic limit levels.

The fluctuation presented by the curve in Figure 12 can be due to the appearance of a crack in the coating under loading $\sigma = 165$ MPa. Variation happened after the elastic limit (R_e) for AG3 coated by NiAl / Thermanite aeronautical alloys composite and are mainly caused by priming crannie of the coating under the load of $\sigma = 217$ MPa(Fig 11). These changes of stress tension in the plastic level on the AG3 coated described on the curve of the curve of Fig 11 happened when the first micro-crack appears on coating or bond coat of our mulimaterials. The decrease of the tensile strength is mainly due to the stress concentration at the cavity and porosities or heterogeneous phase present on coating created by the blasting.

Figure.13 showed results of comparing tensile strain curve of AG3 and AU4G coated materials, we noticed that:

- The two substrates mechanical properties of materials AU4G and AG3 decrease after coating.
- The two substrates mechanical properties of materials AU4G and AG3 decrease after coating.
- AU4G and AG3 coated present a variation on the plastic zone.

- The AG3 has a great decreasing of their elastic limit ($\Delta Re = 75\text{MPa}$) compared to AU4G ($\Delta Re = 66\text{MPa}$).
- The AU4G has a biggest decreasing of their tensile strength ($\Delta Rp = 55\text{MPa}$) relative to AG3 ($\Delta Rp = 23\text{MPa}$).

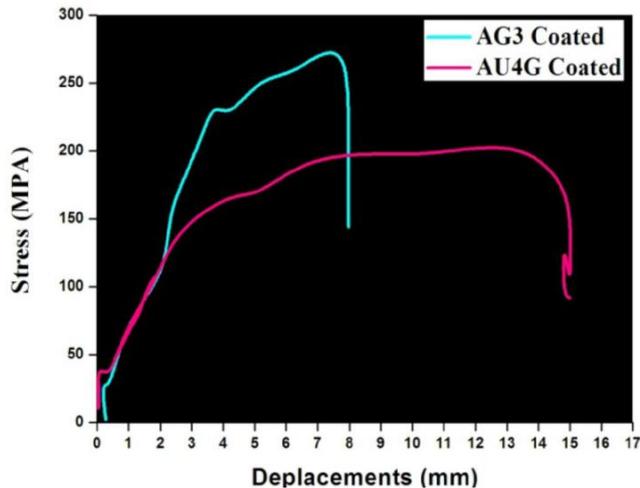


Figure 13. Tensile strain results of AG3 and AU4G coated.

The large reduction of the elastic limit of the AG3 coated compared to AU4G the coated is due to the high ductility of the AG3 compared to AU4G, this intrinsic property of materials cause in the blasting process, insert of grit particles in the substrate establishing a plastic zones. This causes a radial compression on the section and accelerates the effect of plasticizing process. The decrease of the tensile strength of the AU4G compared to that of AG3 is probably due to two parameters.

1. The reduction of the section of AG3 and AU4G after blasting and the concentration of stresses at the cavities.
2. The presence of residual stresses created when samples was blasted by corundum which increase hardening of the material and will be more brittle.

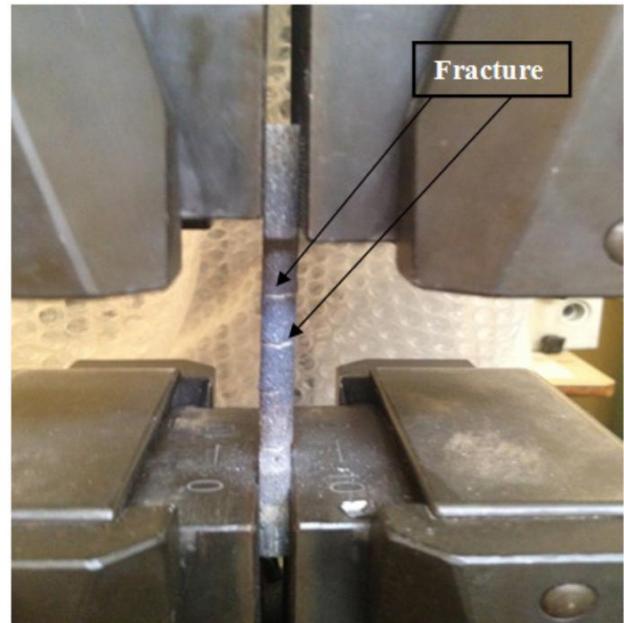


Figure 14. Tensile strain test for both system.

3.3. Numerical Simulation of Mechanical Behaviours of Aeronautical Alloy Based Composite

The numerical simulation with finite element of the mechanical behavior by tensile test of the developed composite System 1: Thermanite (ASTM 301) Coating / Bond coat 75E / Substrate AG3 and System 2: Thermanite (ASTM 301) Coating / Bond coat 75E / Substrate AG3 was demonstrated in Figure 15 and 16. The results of numerical simulation shows that maximum stress was mentioned in red colors and its depicted in the stress concentration under mechanical stress is localized at the ends of the working length of the specimen, which confirms the correctness of the assumed cracking mechanism of our experimental test and fracture happened between coating and substrates. We note the same mechanical behavior about the location of maximum deformation and stress concentration were noted for the composite **System 1**.

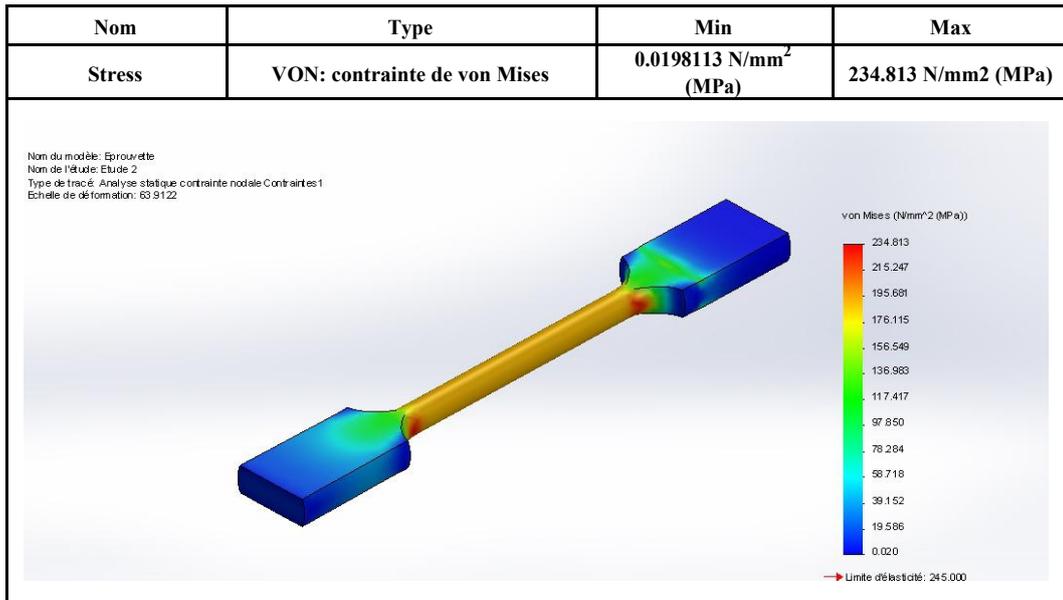


Figure 15. Distributions of stress on composite AU4G/NiAl/Thermanite after tensile test.

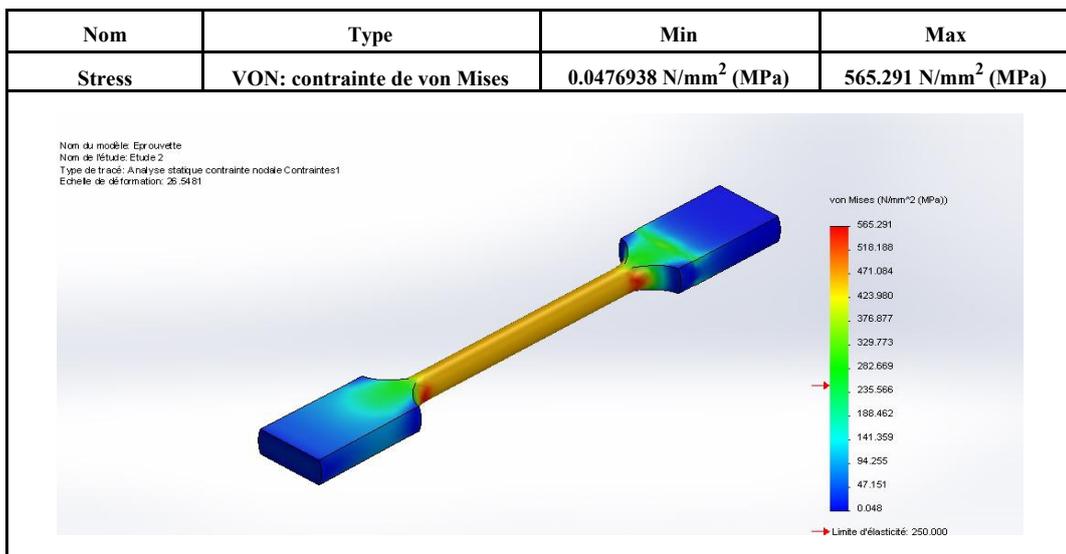


Figure 16. Distributions of stress on composite after tensile test.

4. Conclusions

This aim study is to produce austenitic stainless coatings thermanite (ASTM 301) onto two different substrates used on aeronautical industries which is aluminum alloys AG3 (ASTM 5754) and AU4G (ASTM 2017A) using arc spray process (ASP). In order to improve the adhesion, we used a bond coat as NiAl designed (75E) between stainless steel and coatings. On the basis of the obtained results in the present investigation, the following conclusions can be drawn:

- The substrates made of aluminum alloys are usually stripped to remove multilayer of alumina (Al_2O_3) which have a diffusion barrier properties and disturb all multimaterials coating.
- Tensile tests showed large changes in mechanical properties of aluminum alloy after coating due to the large difference on microstructure.
- The decreasing in the elastic limit of the AG3 coated compared to the AU4G substrates is due to the high ductility of the AG3, which causes during the blasting process, a penetration of grit particles in the substrate.
- -The large reduction of the elastic limit of the AG3 coated compared to AU4G coated is due to the high ductility of the AG3 compared to AU4G.
- The numerical simulation by finite element simulation was noted that the concentration of stresses during the tensile tests was spotted at the ends of the useful length of the test samples.

REFERENCES

- [1] J.P. Huchin, The place of thermal spraying in industry today and the prospects for the future, Proceedings of 15th international thermal spray conference, 25-29 may, 1998.
- [2] M. Ducos, J.P. Durand, Thermal coatings in Europe: a business prospective, Thermal Spray 2001: New Surfaces for New Millennium, Ohio, USA, 2001.
- [3] R.W Rigney, A. Grubowski, R. McCaw, K. Scandell, Component repair and chrome plating replacement with new thermal spray in the united states navy: successes and the future, Materials Characterization, February - March 2001.
- [4] A.J.S. Karema, Y. Misef, A.H. El-Sheikh, M. S. Sunjuk, Development of a new method for determination of aluminum (Al) in Jordanian foods and drinks: Solid phase extraction and adsorption of Al³⁺-d-mannitol on carbon nanotubes, Journal of Food Composition and Analysis, Vol. 33 (1), 6-13, 2014.
- [5] C.F. Struller, P.J. Kelly, N.J. Copeland, Aluminum oxide barrier coatings on polymer films for food packaging applications, Surface and Coatings Technology, Vol. 241, 130-137, 2014.
- [6] C.Q. Zhang, J.D. Robson, P.B. Prangnell, Dissimilar ultrasonic spot welding of aerospace aluminum alloy AA2139 to titanium alloy TiAl6V4, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 231, 382-388, 2016.
- [7] Dinesh Kumar Koli, Geeta Agnihotri, Rajesh Purohit, Advanced Aluminum Matrix Composites: The Critical Need of Automotive and Aerospace Engineering Fields, Materials Today: Proceedings, Vol. 2, 3032-3041, 2015.
- [8] R. Younes, M. A. Bradai, A. Sadeddine, Y. Mouadji, A. Bilek, A. Benabbas Microstructural and Tribological Properties of Al₂O₃-13pctTiO₂ Thermal Spray Coatings Deposited by Flame Spraying, Metallurgical and Materials Transactions B, Vol. 46, No 5, 2394-2403, 2015.
- [9] Chen Liu, Peng Liu, Zhiquan Huang, Qin Yan, Renge Guo, Dalong Li, Guirong Jiang, Dejiu Shen, The correlation between the coating structure and the corrosion behavior of the plasma electrolytic oxidation coating on aluminum, Surface and Coatings Technology, In Press, Accepted Manuscript, Available online 14 December 2015.
- [10] Quanqiang An, Yedong He, De-Ren Wang, Investigation of Ni-P/- SiC coatings on aluminum alloy via aqueous cathodic plasma electrolysis, Surface and Coatings Technology, Vol.282, 115-120, 2015.
- [11] Tomoji Osada, Keiji Sonoya, Takeyuki Abe, Masanobu Nakamura, Developing of the Aluminum Alloy Solid State Bonding Method in Atmosphere Using High Frequency Induction Heating and Ultrasonic Vibration, Universal Journal of Mechanical Engineering 4(1): 1-7, 2016, DOI: 10.13189/ujme.2016.040101.
- [12] Keiji Sonoya, Kosuke Fukui, Motohisa Suzuki, Effect of Welding Conditions of Spot Welded Zone on the Tensile Strength about Aluminum Alloy (A6061), Universal Journal of Mechanical Engineering, pp. 8 – 18 DOI: 10.13189/ujme.2016.040102.
- [13] Andrei Klyndyuk, Yekaterina Chizhova, Structure and Properties of the Bi_{0.85}Nd_{0.15}FeO₃, BiFe_{0.85}Mn_{0.15}O₃, and Bi_{0.85}Nd_{0.15}Fe_{0.85}Mn_{0.15}O₃ Multiferroics Solid Solutions, Universal Journal of Materials Science , pp. 6 – 13 DOI: 10.13189/ujms.2015.030102
- [14] M. Magnani, P.H. Suegama, N. Espallargas, S. Dosta, C.S. Fugivara, J.M. Guilemany, and A.V. Benedetti: Influence of HVOF parameters on the corrosion and wear resistance of WC-Co coatings sprayed on AA7050 T7, Surf. Coat. Technol, Vol. 202, 4746–4757, 2008.
- [15] R.J.K. Wood, Tribology of thermal sprayed WC–Co coatings, Inter. J. Refract. Met. Hard. Mater., 2010, Vol. 28, pp. 82–94.
- [16] Chen Liu, Peng Liu, Zhiquan Huang, Qin Yan, Renge Guo, Dalong Li, Guirong Jiang, Dejiu Shen, The correlation between the coating structure and the corrosion behavior of the plasma electrolytic oxidation coating on aluminum, Surface and Coatings Technology, In Press, Accepted Manuscript, Available online 14 December 2015.
- [17] I. Peter, M. Rosso, F.S. Gobber, Study of protective coatings for aluminum die casting molds, Applied Surface Science, Vol.358,563-571, 2015.
- [18] K. Soorya Prakash, R. Sathiya Moorthy, P.M. Gopal, V. Kavimani, Effect of reinforcement, compact pressure and hard ceramic coating on aluminum rock dust composite performance, International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, Vol. 54, 223-229, 2016.
- [19] Blanca M. Rosales, Mariano Iannuzzi, Aluminum AA2024 T351 aeronautical alloy: Part 1. Microbial influenced corrosion analysis, Materials Science and Engineering: A, Vol. 472, No 1–2, 15-25, 2008.
- [20] M.K. Hagnell, M. Akermo, A composite cost model for the aeronautical industry: Methodology and case study, Composites Part B: Engineering, Vol.79, 254-261, 2015.
- [21] W. Van Paeppegem, Fatigue testing and online inspection of carbon textile composites for aeronautical applications, Fatigue of Textile Composites, 353-382, 2015.



Abdallah SADKI est né le 21/03/1955 à Menaceur W. Tipaza. Il a obtenu son Baccalauréat série "Technique Mathématiques" en juin 1976. IL est Ingénieur d'État en Génie Mécanique, option "Machines Thermiques" de l'École Militaire Polytechnique de Bordj El-Bahri (Alger) en juin 1981. Il a obtenu le diplôme de Magistère en "Génie Métallurgie" de l'École Nationale Polytechnique d'El-Harrach (Alger) en octobre 1998. Il a été inscrit en Doctorat en "Sciences des Matériaux" à la même École depuis 1999.

الخلاصة

والغرض من هذه الدراسة هو دراسة التصاق X10CrMnNi18-8-5 نوع الأوستنيتي الفولاذ المقاوم للصدأ الطلاء المودعة على ركائز مختلفة من سبائك الألومنيوم مثل: AG3 و AU4G باستخدام قوس طريقة الرش الحراري. كهربائي الدور الرئيسي لهذه الطلاءات هو تحسين خصائص السطح، وخاصة مقاومة للتآكل وارتداء. وأجريت اختبارات التصاق باستخدام الانحناء من 4 نقاط، والانحناء 3 نقاط والاختبار غير المدمرة. يتم إجراء قياسات ميكرودرينس، تحت حمولة من 200 غرام، على الأسطح المصقول من هذه الودائع. تم تحليل هيكل، المجهرية والتراكيب من مراحل مختلفة من الطلاء تم الحصول عليها من قبل MO، MEB، EDS و DRX. وأظهرت نتائج سيم أن المجهرية من الطلاء (ASTM 301) كثيفة وتظهر مورفولوجيا رقائعية متجانسة مع وجود المسامية والجسيمات غير المطحون. الطيف زرد من الطلاء الفولاذ المقاوم للصدأ يكشف عن المرحلة الرئيسية المقابلة للحل الصلب من الوجه المركب تركيز الوجه (CFC) ووجود نسبة صغيرة من شكل مستحلب γ -Fe₂O₃ ونوع الأكاسيد FeO. وأظهرت نتائج اختبارات الانحناء أربع نقاط أن الطاقة الكسر بينية G_{IC} من النظام المركب B (الركيزة AU4G / طبقة الفرز 75E / ودائع الفولاذ المقاوم للصدأ) هو ثلاث مرات أكبر من النظام المركب A (الركيزة AG3 / الطبقة الفرعية 75E / ودائع الفولاذ المقاوم للصدأ). **كلمات مفتاحية** سبائك الألومنيوم - طئية - الرش الحراري - التزام - الضوابط غير المدمرة.

Abstract

The present investigation has been conducted to study the adhesion of X10CrMnNi 18-8-5 (ASTM 301) austenitic stainless steel coatings deposited on two different substrates of aluminum alloys such as A-U4G (ASTM 2017A) and A-G3 (ASTM 5754) by using arc spraying process (APS). The main imporvement of carried out that coating is to increase surface properties specially mechanical, corrosive and tribological properties. The adhesion tests were performed using 4-point bending, 3-point bending tests and non-destructive testing. The structure, microstructure and phase composition coatings were analyzed by optical microscopy (MO) scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive X-ray (EDS) and X-ray diffraction (XRD). The SEM showed that the dense microstructures of austenitic stainless steel coatings have a homogeneous lamellar morphology with the presence of porosities and unmelted particles. The XRD spectrum of coatings revealed the main phase corresponding the solid solution as face-centered cubic (fcc) structure and also the presence of small proportion of the metastable form γ -Fe₂O₃ and FeO oxides. The 4-point bending tests results showed that the critical interfacial fracture energy G_{IC} of the composite B namely (A-U4G (ASTM 2017A) /75E bond coat Ni-Al / deposit stainless steel ASTM 301) is three times greater than the composite A (A-G3 (ASTM 5754) /75E bond coat Ni-Al / deposit stainless steel ASTM 301).

Key words: Aluminium alloy, Coating, thermal projection, adherence, non-destructive control.

Résumé

La présente étude a pour objectif d'étudier l'adhérence des revêtements en acier inoxydable austénitique type X10CrMnNi18-8-5 (ASTM 301) déposés sur deux substrats différents d'alliages d'aluminium tels que : A-U4G (ASTM 2017A) et A-G3 (ASTM 5754) en utilisant le procédé de projection thermique à arc électrique. Le rôle principal de ces revêtements est d'améliorer les propriétés de surface, particulièrement, la résistance à l'usure et à la corrosion. Des essais d'adhérence ont été effectués en utilisant des essais de flexion quatre points, flexion 3-points et contrôles non destructifs. La structure, la microstructure et les compositions des différentes phases des revêtements obtenus ont été analysés par MO, MEB, EDS et DRX. Les résultats MEB ont montré que les microstructures des revêtements (ASTM 301) sont denses et présentent une morphologie lamellaire homogène avec la présence de porosités et de particules non fondues. Le spectre DRX des revêtements en acier inoxydable révèle une phase principale correspondant à la solution solide de structure cubique à faces centrées (CFC) et la présence d'une faible proportion de la forme métastable γ -Fe₂O₃ et des oxydes type FeO. Les résultats des essais de flexion quatre points ont montré que l'énergie de rupture interfaciale G_{IC} du composite B (Substrat A-U4G (ASTM 2017A) /sous couche d'accrochage Ni-Al (75E) /ASTM 301) est trois fois supérieure au composite A (Substrat A-G3 (ASTM 5754) /sous couche d'accrochage Ni-Al (75E) / ASTM 301).

Mots clés : Alliages d'aluminium, Revêtements, projection thermique, adhérence, CND.