

Étude du multi-colaminage de matériaux différents Kévin Verstraete

► To cite this version:

Kévin Verstraete. Étude du multi-colaminage de matériaux différents. Matériaux. Université Paris Saclay (COmUE), 2017. Français. NNT: 2017SACLS057. tel-01514584

HAL Id: tel-01514584 https://theses.hal.science/tel-01514584

Submitted on 26 Apr 2017

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers. L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



ÉCOLE DOCTORALE Sciences chimiques : molécules, matériaux, instrumentation et biosystèmes



NNT = 2017SACLS057

THÈSE DE DOCTORAT DE L'Université Paris-Saclay préparée à L'Université Paris-Sud

ÉCOLE DOCTORALE N° 571 Sciences chimiques : Molécules, Instrumentation et Biosystèmes Spécialité de doctorat Chimie

Par

M. Kévin VERSTRAETE

Étude du multi-colaminage de matériaux différents

Thèse présentée et soutenue à ORSAY, le 28 Mars 2017 :

Composition du Jury :

M. Paillard Pascal	Professeur, Université de Nantes	Président
Mme Retraint Delphine	Professeur, Université Technologique de Troyes	Rapporteur
Mme Poulon-Quintin Angéline	Maître de conférences, Université de Bordeaux	Rapporteur
M. Prévond Laurent	Maître de conférences, CNAM de Paris	Examinateur
Mme Helbert Anne-Laure	Maître de conférences, Université Paris-Saclay	Co-directrice de thèse
M. Baudin Thierry	Directeur de recherche, Université Paris-Saclay	Directeur de thèse

« La simplicité est la sophistication suprême. »

Léonard de Vinci

Remerciements

La présente thèse a été réalisée au sein du groupe métallurgie de l'équipe Synthèse, Propriétés et Modélisation des Matériaux (SP2M) de l'Institut des Sciences Moléculaires et des Matériaux d'Orsay (ICMMO) de l'Université Paris-Sud (Université Paris-Saclay).

Je remercie, pour m'avoir proposé de travailler sur ce sujet, mes encadrants de thèse Thierry Baudin et Anne-Laure Helbert. Sous leur supervision, j'ai acquis confiance en moi, indépendance et savoir durant ces années.

Je remercie également François Brisset, notre préposé au MEB, pour sa grande expertise en tout ce qui approche cet outil et les belles cartographies réalisées.

Je remercie vivement Hiba Azzedine et Djamel Bradai de l'Université des Sciences et de la Technologie Houari Boumediene de pour le travail effectué sur la simulation VPSC.

Je tiens à remercier chaleureusement Laurent Prévond pour sa supervision plus qu'indispensable sur la partie magnétique de cette thèse. Je remercie également Renaud Caplain, Pierre François, Yves Bienvenu, Méhand Tebib et Benjamin Duffet pour leur travail dans le projet Aluarmé.

Bien que ne l'ayant jamais vu, je remercie Alexandre Benoît qui a réalisé les soudages TIG.

Je suis reconnaissant envers le professeur Delphine Retraint et le docteur Angéline Poulon-Quintin d'avoir accepté de rapporter cette thèse ainsi qu'envers le professeur Pascal Paillard pour sa participation au jury de cette thèse.

Soit également remercié Denis Solas, maître de conférences, pour les connaissances qu'il a su me dispenser. Je tiens à saluer Isabelle Drouelle pour sa bonne humeur avec qui j'ai eu également l'occasion d'enseigner, ce qui me permet de saluer Séverine Moal et surtout Clotilde Berdin pour le travail avec les étudiants de l'IUT d'Orsay.

Qu'un grand homme, dont je tais le nom à sa demande (polisseur d'exception) et dont le rôle est primordial pour la dynamique des stagiaires/doctorants du groupe, soit remercié.

Je tiens d'ailleurs à remercier ces derniers qui sont passés dans le groupe (Brahym, Wei, Yanick, Sébastien parmi beaucoup d'autres) et encourager ceux encore présents (Maxou, Zaza, Antoine, Paul et également Miss Marion, Miss Bounouna et Sébastien) avec qui j'ai pu passer (et passerai) beaucoup de bons moments.

Je fais une chaleureuse accolade à mon ami, collègue, colocataire, co-contestataire et co-citoyen, Patrick (ainsi qu'à Taïga et Héphie et au reste de sa famille) qui m'a énormément appris sur bien des points.

Je remercie l'ensemble de l'équipe SP2M pour sa convivialité et l'organisation d'événements.

Je dois également saluer et remercier les autres doctorants et les autres membres permanents de l'ICMMO qui, bien que travaillant en chimie organique (ce qui n'est pas un mal en soi mais limite les interactions avec nous autres métallurgistes), m'ont permis de passer une délicieuse thèse grâce aux divers « apéros » qui avaient tendance à durer mais qui permettaient de soulager les affres ponctuels de la thèse et de s'encourager. Je remercie « ceux qui les montent », Florian, Guillaume, Vincent, Rodolphe, Bastien, Maxime, Andrii, Terry, Clément, P-A, Lame et Didier, et « celles qui les font descendre », Pauline, Claire, Marie, Natacha, Olga.

J'inclus dans ces remerciements aussi le personnel non scientifique de l'ICMMO notamment Brigitte dont l'absence en tant que secrétaire émérite se fait cruellement ressentir. Que « notre mère à tous », Mansoura, soit saluée (désolé pour le bruit) ainsi que Nelly dont la bonne humeur est rafraichissante. Que nos petites fées du labo, Isabelle et Naïma, soient chaleureusement remerciées pour les papotages de fin de journée.

Je remercie l'ensemble de mes amis, doctorants, docteurs, ou autres, d'ici et d'ailleurs pour les bons moments passés et à passer ensemble.

Enfin, mes derniers remerciements vont à ma mère pour tout ce qu'elle a fait pour moi et qui m'a laissé libre tout en étant soutenu.

Table des matières

Remerciements	p.5
Table des matières	p.7
Glossaire	p.11
Introduction générale	p.13
Chapitre I : État de l'art	p.17
I. Soudage par colaminage	p.19
I.1 Procédés de soudage à l'état solide	p.20
I.2 Mécanisme d'adhésion en colaminage	p.22
I.2.1 Modèle de Bay, 1983	p.23
I.2.2 Limite du modèle de Bay	p.25
I.2.2.1 Influence de la préparation des tôles	p.25
I.2.2.2 Influence des paramètres du colaminage	p.27
I.2.2.3 Influence de la nature des métaux	p.29
I.2.3 Modèle de Cooper et Allwood, 2014	p.31
I.3 Conclusion.	p.32
II. Hyperdéformation	p.34
II.1 Loi de Hall et Petch	p.34
II.2 Technique d'hyperdéformation	p.36
II.3 Chemin de déformation	p.39
II.4 Mécanismes d'affinement de la microstructure	p.41
II.4.1 Recristallisation dynamique continue	p.41
II.4.2 Recristallisation dynamique discontinue	p.43
II.4.3 Transition cDRX-dDRX	p.46
II.4.4 Recristallisation dynamique géométrique	p.46
II.5 Conclusions et objectifs de thèse	p.47
Chapitre II : Matériaux, Procédés et Techniques expérimentales	p.49
I. Matériaux étudiés	p.51
I.1 Al6061	p.51

I.2 A15754	. p.52
I.3 Acier IF	p.52
II. Procédés	p.53
II.1 Élaboration du composite Al6061/Al5754	p.53
II.2 Élaboration du composite Al6061/Acier IF	p.55
III. Techniques expérimentales et numériques	. p.56
III.1 Le polissage	. p.56
III.2 Essais mécaniques	. p.56
III.2.1 Essai de microdureté	. p.56
III.2.2 Essai de traction	. p.56
III.2.3 Essai de pelage	. p.57
III.3 Microscope électronique à balayage	. p.58
III.4 La diffraction des Rayons X	. p.59
III.5 Simulations : Modèle visco-plastique auto-cohérent	. p.60
Chapitre III : Influence du chemin de déformation (ARB et CARB)	sur la
microstructure et les propriétés mécaniques du com	posite
Alouo1/Al5/54	p.63
	p.65
I. ARB et CARB sur un composite Al6061/Al5754 : élaboration à l'ambiante	• p.65
I.1 Essais mécaniques	p.65
I.1.1 Essai de traction	p.65
I.1.2 Essai de microdureté	p.67
I.2 Microstructure	. p.68
I.3 Texture	·
	. p.71
I.3.1 Résultats expérimentaux	. p.71 . p.72
I.3.1 Résultats expérimentaux I.3.2 Résultats en simulation VPSC	. p.71 . p.72 p.73
I.3.1 Résultats expérimentaux I.3.2 Résultats en simulation VPSC I.4 Discussion : Impact du chemin de déformation	. p.71 . p.72 p.73 . p.76
I.3.1 Résultats expérimentauxI.3.2 Résultats en simulation VPSCI.4 Discussion : Impact du chemin de déformationI.4.1 Disparité des textures	. p.71 . p.72 p.73 . p.76 . p.76
 I.3.1 Résultats expérimentaux I.3.2 Résultats en simulation VPSC I.4 Discussion : Impact du chemin de déformation I.4.1 Disparité des textures I.4.2 Effet du cisaillement sur la texture locale 	. p.71 . p.72 p.73 . p.76 . p.76 . p.79
 I.3.1 Résultats expérimentaux. I.3.2 Résultats en simulation VPSC. I.4 Discussion : Impact du chemin de déformation. I.4.1 Disparité des textures. I.4.2 Effet du cisaillement sur la texture locale. I.4.3 Loi d'Hall et Petch . 	 p.71 p.72 p.73 p.76 p.76 p.76 p.79 p.82

II.1 Influence de l'élaboration à chaud sur la limite d'élasticité des composi-	tes
	p.84
II.2 Microstructure	p.85
II.3 Texture	p.86
II.4 Discussion	p.87
I.4.1 Recristallisation	p.88
I.4.2 Anisotropie	p.91
III. Conclusion	p.92
Chapitre IV : Architecture des couches et physico-chimie des interface	s des
composites Al6061/Al5754 et Al6061/Acier IF	p.93
Introduction	p.95
I. Composite Al6061/Al5754	p.95
I.1 Essais de pelage	p.96
I.2 Fractographie	p.96
I.3 Mécanismes activés en température	p.98
I.3.1 Étude de la diffusion	p.98
I.3.2 Étude de la recristallisation	p.99
I.4 Discussion : composite formé de deux aluminiums	p.102
I.4.1 Composite élaboré à température ambiante	p.103
I.4.2 Composite élaboré à chaud (350°C)	p.105
I.5 Conclusion	p.107
II. Composite Al6061/Acier IF	p.109
I.1 Architecture	p.109
I.2 Essais de traction	p.111
I.2.1 Limites d'élasticité	p.111
I.2.2 Fractographies	p.112
I.3 Discussion : composite bimétallique	p.113
I.3.1 Composite élaboré à température ambiante : Matrice d'aluminium renforts d'acier	m à . p.113
I.3.2 Composite élaboré à chaud (600°C) : composite à trois phases	p.115
I.4 Conclusion	p.117

III. Conclusion	p.119
Chapitre V : Soudabilité et capacité de blindage magnétique des comp	osites
multi-colaminés	p.121
Introduction	p.123
I. Composite Al6061/Al5754 : Résistance à la fissuration à chaud	p.123
I.1 Introduction bibliographique	p.123
I.2 Le soudage TIG	p.124
I.3 Observation au microscope optique	p.125
I.4 Analyses microstructurales et chimiques	p.126
I.5 Discussion : soudage TIG sur le composite Al6061/Al5754	p.128
I.6 Conclusion	p.130
II. Composite Al6061/Acier IF : Blindage magnétique	p.131
II.1 Introduction bibliographique	p.131
II.2 Blindage magnétique : technique expérimentale et simulation	p.132
II.2.1 Réalisation du banc d'essai	p.132
II.2.2 Simulation par éléments finis du blindage magnétique	p.134
II.3 Blindage magnétique : résultats expérimentaux	p.136
II.4 Blindage magnétique : résultats des simulations	p.137
I.4.1 Validation du modèle	p.137
I.4.2 Simulation du blindage	p.139
II.5 Discussion : Impact de l'architecture des composites sur leur blindage magnétique	p.141
II.5.1 Comportement magnétique de l'aluminium et de l'acier	p.141
II.5.2 Comportement magnétique des composites multi-colaminés	p.143
II.6 Conclusion	p.146
Conclusion générale et perspectives	p.149
Références	p.155
Annexes	p.165

Glossaire

ARB	Multi-colaminage (Accumulative Roll Bonding)
CARB	Multi-colaminage croisé (Cross-Accumulative Roll Bonding)
cDRX	Recristallisation dynamique continue
dDRX	Recristallisation dynamique discontinue
DL, DT, DN laminage (DL,	Directions de laminage, transverse et normale au plan de DT)
DRV	Restauration dynamique
EBSD	Diffraction des électrons rétrodiffusés (Electron Back Scatter Diffraction)
ECAE	Extrusion Coudée à Aires Égales (Equal Channel Angular Extrusion)
EDE	Énergie de Défauts d'Empilement
EDS	Spectroscopie à Sélection d'Énergie (Energy Dispersive Spectroscopy)
GOS Dispersion par rapport à l'orientation moyenne du grain (Grain Orientation Spread)	
HAGB	Joints de Grains (High Angle Grain Boundaries)
HPT	Torsion sous Haute Pression (High Pressure Torsion)
IPF	Figure de Pôles inverse (Inverse Pole Figure)
LAGB	Sous-Joints de Grains (Low Angle Grain Boundaries)
MEB	Microscope Électronique à Balayage
TIG	Tungsten Inert Gas Welding
$T_{\rm f}$	Température de fusion
VPSC	Simulation visco-plastique auto-cohérente (Visco Plastic Self- Consistent simulation)
ZAT	Zone Affectée Thermiquement

INTRODUCTION

GÉNÉRALE

INTRODUCTION GÉNÉRALE

Notre monde étant toujours à la recherche de matériaux performants, l'obtention d'alliages résistants et multifonctionnels est un enjeu crucial. Dans cette optique, afin d'améliorer leurs propriétés, l'élaboration de composites s'avère appropriée.

Parmi les métaux, les composites à base d'aluminium sont les plus fréquemment utilisés car ce dernier a des propriétés très polyvalentes. En effet, l'aluminium allie légèreté et bonne résistance mécanique tout en étant recyclable et il est le métal le plus abondant dans la croûte terrestre. Ainsi, on le retrouve dans beaucoup de secteurs industriels aussi bien dans les transports ou dans les emballages alimentaires qu'en électronique, car il est bon conducteur. La présence d'une couche superficielle passivante d'alumine est également un avantage pour protéger de la corrosion.

Toutefois, cette même couche d'alumine est problématique pour le soudage de l'aluminium ($T_F \approx 660^{\circ}$ C), compte tenu de sa forte température de fusion ($T_F \approx 2050^{\circ}$ C). Le soudage est donc compliqué entre l'aluminium et d'autres métaux et le soudage à l'état solide est à préconiser.

Parmi les différentes techniques de soudage à l'état solide, le colaminage est un bon candidat car il ne nécessite qu'un laminoir, outil largement présent dans l'industrie pour l'élaboration des tôles. Récemment, l'apparition du multi-colaminage [1], répétition de laminages suite à la découpe et au rempilement du produit du précédent colaminage, a créé un engouement car la technique s'avère relativement simple à mettre en place et permet d'hyperdéformer le (ou les) matériau (-x).

L'hyperdéformation d'un matériau permet l'obtention d'une microstructure à grains ultra-fins qui mène à l'augmentation drastique de la résistance mécanique (loi de Hall et Petch).

Par conséquent, l'élaboration d'un composite constitué d'aluminiums différents ou d'aluminium et d'acier par multi-colaminage est des plus pertinentes car elle permet l'obtention d'un composite ayant des propriétés hybrides des deux métaux tout en possédant une résistance mécanique améliorée.

La présente thèse a consisté à élaborer deux composites fonctionnels par multicolaminage :

- Un composite Al6061/Al5754, donc monométallique, afin de pallier la fissuration à chaud de l'Al6061 en l'assemblant avec l'Al5754 qui n'est pas sensible à la fissuration à chaud;
- Un composite Al6061/Acier IF, bimétallique, visant à obtenir un matériau léger et pouvant **blinder magnétiquement**.

Le premier chapitre de cette thèse consistera en une bibliographie sur les deux aspects du multi-colaminage que sont le soudage à l'état solide et l'hyperdéformation. Il conclura sur l'importance de la température sur ces deux paramètres.

Le deuxième chapitre présentera les matériaux utilisés durant ces travaux, les procédés d'élaboration et de caractérisation des composites.

Le troisième chapitre portera sur l'hyperdéformation engendrée par le multi-colaminage avec une étude sur l'impact du chemin de déformation sur les propriétés du composite Al6061/Al5754 en comparant le multi-colaminage classique avec le multi-colaminage croisé où l'échantillon est tournée de 90° entre chaque laminage, toujours dans l'optique d'un accroissement de la résistance mécanique. Les différences mécaniques et microstructurales seront caractérisées et analysées en mettant l'accent sur la texture et également sur l'anisotropie de comportement mécanique du composite. L'étude comparative sera faite sur des composites élaborés à température ambiante et à chaud (350°C).

Le quatrième chapitre s'intéressera à l'adhésion des interfaces dans les composites multi-colaminés. Plus précisément, ce sont les phénomènes de mélange entre les métaux considérés telles que la diffusion, la recristallisation aux interfaces ou la formation d'intermétalliques qui seront étudiés. La température est là encore un paramètre clé pour ces différents phénomènes. Le comportement mécanique du composite Al6061/Acier IF sera également discuté en regard de l'architecture des différentes couches.

Le cinquième et dernier chapitre mettra en avant l'aspect fonctionnel des deux composites. La résistance à la fissuration à chaud du composite Al6061/Al5754 sera testée lors d'un soudage à l'arc électrique (soudage TIG). Pour le composite Al6061/Acier IF, des tests de compatibilité magnétique seront réalisés, suite à la mise en place d'un banc d'essai. Des simulations par éléments finis seront également effectuées et discutées.

CHAPITRE I : ÉTAT DE L'ART

CHAPITRE I : ÉTAT DE L'ART

Le multi-colaminage présente deux avantages : il permet de créer des composites et de les hyperdéformer. Ce premier chapitre se propose de faire une brève introduction de ces deux aspects.

La première partie portera sur la création de composites à l'état solide. On s'attardera d'une part, sur les différentes techniques de soudage à l'état solide, dont le colaminage fait partie, et d'autre part, sur les modèles d'adhésion aux interfaces ainsi que sur les différents paramètres influant sur la qualité de cette adhésion.

La seconde partie s'intéressera à l'hyperdéformation, aux différentes techniques permettant d'y parvenir, ainsi qu'à l'évolution des propriétés mécaniques et microstructurales d'un métal hyperdéformé. Également, un paragraphe sera consacré à la description de l'impact du chemin de déformation sur les propriétés mécaniques.

I. Soudage par colaminage

Le soudage à l'état solide est un soudage sans métal d'apport et sans fusion des pièces métalliques assemblées. Son intérêt par rapport au soudage, qui passe par la fusion, porte sur plusieurs points comme l'absence de porosité et l'absence de discontinuité entre zone fondue ou affectée thermiquement [2] qui réduisent les propriétés du composite obtenu. Beaucoup d'études sur le soudage à l'état solide ont été effectuées sur l'aluminium, car celui-ci est connu pour être difficilement soudable autrement. Ces différents procédés utilisent tous comme énergie d'assemblage une énergie mécanique (**Figure I.1**).



Figure I.1 : Classification des procédés de soudage selon la nature de l'énergie utilisée pour réaliser l'assemblage [3]

I.1 Procédés de soudage à l'état solide

De nombreuses techniques existent mais les plus utilisées sont listées ici :

• Le soudage par colaminage : le procédé consiste, suite à la préparation des surfaces en contact, à laminer conjointement deux tôles, ce qui les soude (**Figure I.2**).



Figure I.2 : Schéma du colaminage

• Le soudage par compression uniaxiale : la technique consiste à comprimer deux tôles, qui sont encastrées, afin de prévenir toute déformation suivant les autres axes, l'une contre l'autre, le procédé s'effectue en température pour permettre la diffusion [4]. •Le soudage par explosion [5]: deux tôles (jusqu'à plusieurs m²) sont séparées d'une certaine distance, l'une étant à terre. De la poudre explosive est placée sur la tôle supérieure. L'explosion est amorcée en un coin et se propage. Il en résulte un placage à haute vitesse qui nettoie les surfaces puis assure le soudage des tôles (



• **Figure I.***3*).

Figure I.3 : Schéma de principe du soudage par explosion

• Le soudage par friction-malaxage [6] : le procédé consiste à mettre en rotation un pion qui, en pénétrant dans les tôles, ramollit les matériaux à cause de la chaleur produite par les frottements. Les deux sont alors intimement malaxées. Le soudage par friction-malaxage peut être linéaire ou par point si on supprime le mouvement d'avance de l'outil (**Figure I.4**).



Figure I.4 : Schéma de principe du soudage par friction-malaxage (a) linéaire [6] et (b) par points [7]

La technique de soudage la plus efficace, c'est-à-dire assurant la meilleur adhésion, est celle par explosion. En effet, la vitesse de placage est telle que le matériau a un comportement quasi-liquide. Ainsi, tous les types de composites métal-métal sont réalisables. En revanche, il est nécessaire d'effectuer un long processus de post-traitement pour une utilisation du produit car les fortes contraintes internes induites lors de l'élaboration doivent être relaxées. Cette technique est assez lourde sans compter que le procédé en lui-même demande des moyens financiers importants. Par ailleurs, le soudage par friction-malaxage est très utilisé et permet

d'avoir directement un produit fini contrairement au soudage par explosion. De plus, bien que la soudure soit locale, les zones malaxées sont hyperdéformées donc la résistance mécanique y est plus importante que dans le(-s) matériau(-x) de base [8].

Le but de tous ces procédés est quoiqu'il en soit de créer des liaisons atomiques entre les deux matériaux afin d'obtenir une adhésion optimale. La section suivante traite des mécanismes d'adhésion propres au colaminage.

I.2 Mécanismes d'adhésion en colaminage

Plusieurs modèles théoriques ont été avancés pour expliquer l'adhésion entre deux matériaux en colaminage et principalement quatre différents : la théorie du film, la théorie de la barrière d'énergie, la théorie du soudage diffusion et la théorie de la recristallisation.

La théorie du film [9] supporte le fait qu'il faut briser la couche superficielle de polluant (oxyde, eau, ...) pour créer un contact intime entre les métaux colaminés ce qui permettra de réaliser la liaison.

La théorie de la barrière d'énergie [10] prétend qu'une énergie doit être franchie pour qu'il y ait création de liaisons atomiques. Cette barrière énergétique à surmonter est celle nécessaire à la distorsion des réseaux concomitants pour qu'ils entrent en coïncidence afin d'assurer la liaison.

La théorie du soudage par diffusion [11] prône que c'est la diffusion qui permet l'adhésion de deux matériaux, autrement dit le déplacement d'atomes à travers l'interface entre les deux métaux.

La théorie de la recristallisation [12] affirme que la recristallisation, et plus exactement la croissance des grains, permet de briser le film de contamination entre les deux métaux ce qui permet aux grains des deux parties de se joindre

Ces deux dernières théories, dont les mécanismes s'activent thermiquement, ont été réfutées car il est possible de souder deux métaux lors d'un colaminage à température ambiante [13]. Quant à la théorie de la barrière d'énergie, elle a été écartée suite aux travaux de Conrad et al. [14] qui ont soudé avec succès sous vide et sans déformation (sans apport d'énergie) plusieurs métaux cubiques à faces centrées (argent, aluminium, cuivre et nickel), dont la couche

d'oxyde a été préalablement retirée. C'est finalement la théorie du film qui a été ratifiée et formalisée par *Bay* [15].

I.2.1 Modèle de Bay, 1983

Ce modèle admet le mécanisme d'adhésion par colaminage faisant consensus dans la communauté scientifique qui est celui de Vaidyanath & Milner [9], mettant en avant un mécanisme de fragmentation-extrusion-soudage.

Pour cela, le matériau doit préalablement être brossé pour décontaminer la surface ce qui mène à un écrouissage superficiel. Le métal présente une hétérogénéité d'écrouissage de surface suite au brossage (**Figure I.5a**). Toutefois, quelle que soit la zone, un film de contamination est présent, constitué d'un film gazeux (vapeur d'eau typiquement) et d'une couche d'oxyde (**Figure I.5b**).



Figure I.5: (a) Image MEB d'une surface d'aluminium brossée [16] et (b) schéma en épaisseur suite à un brossage [17]

Trois cas sont possibles lors de l'empilement des deux tôles avant le colaminage : soit deux surfaces écrouies sont mises en contact, soit une zone écrouie est en regard avec une zone non écrouie, soit les deux surfaces en contact sont non écrouies. Dans les deux cas contenant des surfaces écrouies en contact, la déformation lors du colaminage fragmente ces zones qui sont plus fragiles et la pression enclenche l'extrusion de la matière vierge puis son adhésion (**Figure I.6**) à la matière vierge de la tôle se trouvant en vis à vis. Dans le dernier cas (deux surfaces non écrouies en contact), le film de contamination peut rompre localement, pour une déformation seuil et la pression du laminage permet l'adhésion. Celle-ci n'est donc présente que localement.



Figure I.6: Schéma illustratif du mécanisme d'adhésion: (a) Empilement des tôles, (b) fragmentation et (c) soudage [15]

La contrainte d'adhésion a été formalisée par Bay [15] en 1983 à l'aide de l'équation suivante :

$$\frac{\sigma_B}{\sigma_0} = (1 - \beta) R_F \frac{p - p_E}{\sigma_0} + \beta (R_F - R_S) \frac{p}{\sigma_0}$$
 (Éq I.1)

 σ_B : contrainte d'adhésion

 σ_0 : contrainte de rupture du matériau le moins résistant

 β : probabilité d'apparition du mécanisme d'extrusion-soudage

p : pression normale appliquée

p_E : pression minimale pour activer l'extrusion

p-p_E : différence exprimant la pression de soudage

R_F: taux de réduction lors du laminage

R_S: taux de réduction seuil permettant la fragmentation du film de contamination

Le premier terme de l'équation correspond au mécanisme de fragmentation-extrusion,

qui n'est possible que lorsque p>p_E. Dans le cas contraire, ce terme est annulé. Le second terme

correspond aux mécanismes de rupture du film de contamination et du soudage du matériau vierge. Ces mécanismes n'apparaissent que pour R_F>R_S, sinon ce terme est nul.

Toutefois, des travaux postérieurs à ceux de Bay ont montré que des paramètres supplémentaires influaient sur l'adhésion. Ils peuvent être séparés en trois groupes : ceux concernant la préparation des surfaces, ceux concernant le colaminage et ceux inhérents au métal.

I.2.2 Limite du modèle de Bay

L'utilisation des essais de pelage (rupture de l'interface en traction) et de tractioncisaillement ont permis de quantifier l'adhésion d'une interface et donc d'observer l'influence des paramètres décrits précédemment.

I.2.2.1 : Influence de la préparation des tôles

Le brossage est nécessaire car il permet d'initier la rupture du film d'oxyde et de décontaminer la surface. Cependant, il est aussi important d'effectuer un nettoyage en dégraissant les surfaces. Comme on peut le voir sur la **Figure I.7**, la meilleure combinaison est une surface d'abord dégraissée puis brossée. En effet, bien que le dégraissage soit bénéfique, le solvant est adsorbé en surface ce qui limite l'adhésion d'où l'intérêt de le faire suivre par le brossage.



Figure I.7 : Influence de la préparation des surfaces sur l'adhésion [9]

Le brossage est intrinsèquement dépendant de la brosse. Ainsi, l'impact du diamètre et de la longueur des poils de la brosse a été étudié [18] révélant que l'augmentation du diamètre des poils améliore la rugosité alors qu'il faut diminuer leur longueur pour avoir le même résultat. De plus, la brosse doit être constituée d'un métal plus dur que le matériau brossé. Ces paramètres influent sur la rugosité de surface et permettent ainsi d'augmenter la surface pouvant adhérer. Il en va de même en augmentant la vitesse du brossage ce qui permet d'écrouir plus la surface et donc facilite sa fragmentation [19] (**Figure I.8**).



Figure I.8 : Influence de la brosse sur la qualité de l'adhésion [18] : (a) Rugosité en fonction du diamètre et de la longueur des poils de la brosse et (b) qualité de l'adhésion en fonction de la rugosité

Le temps entre la fin de la préparation des surfaces et le colaminage joue également un rôle (**Figure I.9**). En effet, ce délai est défavorable car il permet la reconstitution de la couche de contamination en augmentant l'épaisseur d'oxyde et l'adsorption de particules dans l'environnement, ce qui entrave l'adhésion.



Figure I.9 : Influence du délai entre la préparation des surfaces et le colaminage sur la qualité d'adhésion [18]

I.2.2.2 : Influence des paramètres du colaminage

Des paramètres de colaminage qui influent sur l'adhésion (en plus de la réduction et la pression) ont été révélés comme importants dans des travaux postérieurs à ceux de Bay. Ils sont listés ci-dessous:

- Le taux de réduction
- La vitesse de déformation
- La température
- La pression de laminage
- les dimensions de l'échantillon
- la lubrification des rouleaux et donc le cisaillement
- l'ajout de particules

La réduction d'épaisseur des tôles lors du colaminage, comme énoncé par Bay [15], est un paramètre majeur. En effet, plus la déformation augmente plus le métal vierge non écroui remonte en surface. De plus, la rupture du film de contamination dépend de ce paramètre. Son augmentation est donc favorable à l'adhésion (**Figure I.10a**).

L'augmentation de la vitesse de déformation (**Figure I.10b**) augmente la limite d'élasticité du matériau ce qui limite le mécanisme d'extrusion. En outre, un temps de passage trop court sous les rouleaux ne laisse pas le temps au processus d'extrusion de se produire empêchant le soudage [20].

La température a deux impacts. Elle favorise l'écoulement plastique et la création de liaisons atomiques. L'apport d'énergie calorifique facilite donc le soudage (**Figure I.10c**).



Figure I.10 : Qualité d'adhésion en fonction (a) de la déformation (Al/Al)[21], (b) de la vitesse de rotation des rouleaux (Cu/Cu)[22], (c) de la température (Al/Al)[21] et (d) de la pression (Al/Al)[23]

La pression de laminage, énoncée également dans le formalisme de Bay, favorise l'extrusion et la coalescence du (des) matériau (-x) donc l'adhésion (**Figure I.10**). La pression lors d'un laminage est donnée par l'équation suivante :

$$P = \frac{F}{WL}$$
 (Éq I.2)

F : Force de laminage

W : Largeur de l'échantillon

L : Projection de la longueur de contact

Ce dernier paramètre est dépendant du rayon du rouleau (R) et des hauteurs d'entrée (h_{entrée}) et de sortie (h_{sortie}) de la tôle (voir **Figure I.11**) selon l'équation suivante [24] :

$$L = \sqrt{R(h_{entrée} - h_{sortie})}$$
 (Éq I.3)

Par conséquent, tout ce qui tend à augmenter la pression (force, largeur, longueur de contact) favorise l'adhésion.



Figure I.11: Schéma d'un laminage : en bleu les rouleaux et en gris la tôle en train d'être laminée

La lubrification des rouleaux est un autre paramètre qui entre en jeu, en influant sur le coefficient de frottement entre les rouleaux et la tôle. En effet, plus ce coefficient est élevé (moins il y a de lubrification), meilleure est l'adhésion [25].

L'ajout de particules pourrait également améliorer la cohésion. Les travaux de *Lu et al.* [26] ont montré que l'ajout de particules de SiO₂ lors du colaminage de l'Al6060 permettait d'améliorer l'adhésion en brisant la couche d'oxyde lors du colaminage de l'aluminium. Au contraire, une étude plus récente de *Soltani et al.* [27] avec des particules de SiO₂ et TiO₂ a prouvé que leur ajout était défavorable pour la cohésion des interfaces quelle que soit leur proportion, car elles empêchaient l'extrusion de la matière vierge et donc l'adhésion. L'impact de l'ajout de particules sur l'adhésion est donc toujours ouvert aux débats.

I.2.2.3: Influence de la nature des métaux

La nature du métal a également un impact sur l'adhésion, étant donné que les matériaux ont des comportements mécaniques différents ainsi que des couches d'oxydes chimiquement différentes. Ainsi, la réduction minimale pour qu'il y ait adhésion peut varier beaucoup. Elle est par exemple de 10% pour un colaminage Plomb-Plomb et de 55% pour un colaminage Zinc-Zinc [20] (**Figure I.12**).



Figure I.12 : Force d'adhésion en fonction du taux de réduction et du couple de métaux (à température ambiante) [20]

Toutes les liaisons entre métaux ne sont pas possibles par colaminage. La **Figure I.13** répertorie les couples de métaux ayant été réalisés avec succès en colaminage et multicolaminage. Les métaux cubiques à faces centrées s'avèrent plus prompts à créer des composites que les autres réseaux.



Figure I.13: Tableau récapitulant les couples de matériaux présentant une bonne adhésion par colaminage ou par multi-colaminage [20]

Au vu de tous les paramètres influant sur l'adhésion, force est de constater que le modèle de Bay, ne prenant en compte que la réduction et la pression, s'avère insuffisant pour modéliser

précisément le mécanisme d'adhésion en colaminage. C'est pourquoi récemment un nouveau modèle a été proposé par Cooper et Alwood [28].

I.2.3 Modèle de Cooper et Allwood, 2014

Ce modèle plus approfondi du mécanisme d'adhésion a été utilisé pour le colaminage de tôles d'aluminium 1050 (aluminium à haute pureté). Il permet d'obtenir la contrainte de cisaillement (τ) nécessaire pour supprimer l'adhésion des tôles colaminées. Elle s'exprime à l'aide de l'équation suivante :

$$\tau = \frac{1}{\sqrt{3}} \left(\frac{0.8}{Y} \sqrt{\sigma_n^2 + 3\tau_{app}^2} \right)_{\leq 1} \times \upsilon_{\geq 0} \times \left(0.8 \frac{\sigma_n - p_{ex}}{Y} \right)_{\leq 1} \times \sigma_0 \qquad \text{(Éq 1.4)}$$

Y : contrainte d'écoulement du matériau, $Y = C\varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m$ [29] avec ε , la déformation, $\dot{\varepsilon}$, la vitesse de déformation, C, une constante, n, le coefficient d'écrouissage et m, le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation. Ces trois derniers dépendent de la température.

 σ_n : la contrainte normale de contact

 τ_{app} : la contrainte de cisaillement nominale appliquée à l'interface

 υ : la fraction d'aluminium vierge exposée

 p_{ex} : pression nécessaire à la micro-extrusion du matériau à travers la couche d'oxyde ; ce paramètre dépend de Y et de la distance moyenne entre les fragments d'oxyde, leur épaisseur ainsi que leur longueur et en conséquence il dépend du taux de réduction

 σ_0 : la contrainte maximale du matériau sans interfaces

Reprenant les bases établies par les précédents travaux, le modèle veut prendre en compte les différents paramètres qui font défaut au modèle de Bay et mettre en avant leur interdépendance. Pour valider son modèle, un dispositif constitué d'une machine de traction (contrôle de la déformation et de la vitesse de déformation) et d'une presse pouvant être chauffée (contrôle de la contrainte nominale et température) a été réalisée. En effectuant une pré-traction sous faible pression avec une extrémité libre différente entre chaque matériau, un cisaillement a pu être induit. Les simulations réalisées par éléments finis ont permis de tester la validité du modèle. Au final, ils ont réussi à obtenir un modèle d'adhésion plus proche de l'expérience que celui de Bay (**Figure I.14**).



Figure I.14 : Comparaison entre les modèles de Bay et de Cooper et Allwood (T=373°K)[28]

Toutefois, si l'étude s'est avérée satisfaisante pour modéliser l'impact de tous les paramètres, la température reste problématique, car le modèle sous-estime l'adhésion en température (**Figure I.15**).



Figure I.15 : Effet de la température sur la qualité d'adhésion en fonction de la déformation

I.3 Conclusion

En conclusion, le mécanisme de fragmentation-extrusion-soudage d'abord formalisé par Bay et largement approfondi par Cooper et Allwood est valide et applicable à basse température. La divergence entre l'expérience et le modèle à haute température, et surtout le fait que la simulation sous-estime l'impact de ce paramètre, laisse penser que d'autres phénomènes assistent le mécanisme susmentionné ; assurément, les théories du soudage par diffusion et de la recristallisation/croissance de grains ne sont pas à écarter.

Le multi-colaminage présente un intérêt par rapport au colaminage simple car la répétition des déformations au niveau des interfaces renforce l'adhésion entre les couches. Il est également pertinent, pour améliorer la cohésion des interfaces, de réaliser les composites (Al6061/Al5754 et Al6061/Acier IF) à chaud puisque la température est un facteur bénéfique pour activer les mécanismes de diffusion et de recristallisation.

La répétition de laminages mène bien sûr à imposer de grandes déformations. Ainsi, en plus d'être une technique de soudage à l'état solide, le multi-colaminage s'avère être une technique d'hyperdéformation, ce qui est le propos de la prochaine partie.

II. Hyperdéformation

Le multi-colaminage est un procédé d'hyperdéformation, c'est-à-dire qu'il fait partie des procédés de mise en forme de métaux dans lesquels une déformation plastique très importante est induite dans le but de créer des grains ultra-fins [30]. Il est donc de bon ton de commencer par comprendre l'intérêt d'avoir de telles structures.

II.1 Loi de Hall et Petch

Les travaux de Hall [31] et Petch [32] ont permis de relier la taille de grains à la limite d'élasticité :

$$\sigma_{y} = \sigma_{0} + \frac{k_{y}}{\sqrt{d}}$$
 (Éq I.5)

 σ_y : limite d'élasticité (MPa)

 σ_0 : contrainte de friction du réseau (MPa)

 k_y : constante de durcissement du matériau (MPa. \sqrt{m})

d : diamètre des grains (m)

Cette loi peut aussi s'écrire en fonction de la dureté [33]:

$$H_{v} = H_{0} + \frac{k_{H}}{\sqrt{d}}$$
 (Éq I.6)

Ainsi, plus un matériau a des grains fins, meilleure est sa résistance mécanique. Toutefois, une étude [34] a observé une inversion de cette loi pour des grains nanométriques de palladium et de cuivre c'est-à-dire que la diminution de la taille de grains en dessous d'une certaine taille critique entraîne une réduction de la limite d'élasticité. Ainsi, plusieurs travaux [5-9] ont mis en avant une taille critique de grains au-dessous de laquelle la limite d'élasticité chute drastiquement. À cette dimension correspond donc la contrainte d'élasticité maximale (**Figure I.16**) pouvant être obtenue par réduction de la taille des grains.



Figure I.16 : Graphique schématique de l'évolution de la dureté (ou de la limite d'élasticité) en fonction de la taille de grains [38] (a) et graphique schématique de la loi de Hall et Petch (b)

Cette taille critique correspond à la taille de grains pour laquelle un fluage diffusionnel [4,10], au sein même du grain, va entraîner une diffusion des lacunes vers les joints de grains y créant des cavités propices à la rupture intergranulaire. Paradoxalement à la science établie, en dessous de cette taille critique, un recuit entraîne un durcissement du matériau et non un adoucissement [37, 38].

La taille de grains critique étant de l'ordre de la dizaine de nanomètres [43], il reste du plus grand intérêt d'avoir des grains nanométriques ou submicroniques dans les métaux pour améliorer leurs propriétés mécaniques.
II.2 Techniques d'hyperdéformation

L'hyperdéformation, comme son nom l'indique, consiste à imposer des déformations très importantes à un métal, supérieures à 200%, afin d'obtenir des grains ultra-fins [30]. Les techniques classiques de mise en forme telles que le forgeage, le laminage ou l'extrusion peuvent difficilement atteindre une telle déformation car le matériau tendrait vers des dimensions beaucoup trop faibles pour assurer les applications. L'idéal est d'utiliser une technique d'hyperdéformation qui conserve la forme du matériau. L'échantillon doit subir des contraintes répétées afin d'affiner la microstructure, ainsi la majorité de ces techniques d'hyperdéformation consistent en un processus cyclique. Il en existe plusieurs mais trois sont très couramment utilisées :

 <u>L'extrusion coudée à aires égales</u> (Equal Channel Angular Extrusion) (ECAE) [44] : Cette technique est la plus ancienne des trois. Un lingot est introduit et poussé dans un canal coudé (en général à angle droit pour maximiser la déformation) par un piston (Figure I.17).



$$\epsilon = n \frac{1}{\sqrt{3}} \left(2 \cot(\frac{\varphi}{2} + \frac{\Psi}{2}) + \Psi \operatorname{cosec}(\frac{\varphi}{2} + \frac{\Psi}{2}) \right)$$

n : nombre d'extrusions Ψ : angle délimitant l'arc de courbure de l'échantillon ϕ : angle du coude

Si $\Psi=0$ et $\varphi = 90^{\circ}$,

$$\epsilon = n rac{2}{\sqrt{3}} = 1$$
, 15n

Figure I.17: Schéma de principe de l'ECAE [45] et déformation équivalente

 <u>La torsion sous haute pression</u> (High Pressure Torsion) (HPT) [46] : le procédé consiste à placer un échantillon ayant la forme d'un disque entre deux pistons dont l'un applique la pression (quelques GPa) et l'autre la torsion (Figure I.18). Il n'y a pas de réduction d'épaisseur car l'échantillon est encastré.



Figure I.18: Schéma de principe de l'HPT [47] et sa déformation équivalente

Le multi-colaminage (Accumulative Roll-Bonding ou ARB) [1] : le procédé consiste à superposer deux tôles, après dégraissage et brossage des surfaces concomitantes et à les laminer de 50%. Le produit est alors coupé en deux et un nouveau cycle commence avec les deux tôles obtenues et superposées (Figure I.19). Historiquement, le multi-colaminage est apparenté à la technique qu'utilisait les japonais pour forger leurs épées (et non katanas), la technique se nommait alors « orikaeshi » (que l'on peut traduire par « répétition ») [48]. Cependant, le matériau était plié et non coupé, cette dernière technique est donc plutôt l'ancêtre direct du multi-colaminage plié (accumulative roll-bonding folding) [49]. Une stratification allant jusqu'à 30 000 couches pouvait être obtenue [50].



Figure I.19 : Schéma de principe de l'ARB [51] et sa déformation équivalente

La force de l'ARB réside, pour commencer, dans la faiblesse des deux autres procédés au niveau pratique, bien que, pour un même nombre de cycles, les deux autres techniques sont plus promptes à imposer des déformations que l'ARB (voir équations **Figure I.22-24**). L'ECAP

-37-

demande de puissantes presses, des matrices onéreuses et la taille des échantillons est relativement faible. Quant à l'HPT, les échantillons ont des dimensions très réduites (épaisseur de l'ordre du mm et diamètre de l'ordre du cm) ce qui pose problème pour une mise en place à grande échelle. Par ailleurs, le procédé crée une très forte hétérogénéité de déformation dans le matériau puisqu'elle dépend du rayon. Toutefois, d'un point de vue purement scientifique, il est possible d'observer sur un unique échantillon l'impact de cette hétérogénéité de déformation sur la microstructure et, de plus, en augmentant le nombre de passes il est possible de l'homogénéiser (stagnation de la microstructure à très large déformation). Face aux deux premières techniques, l'ARB ne demande en termes de moyens qu'un laminoir, déjà très couramment utilisé dans l'industrie pour la réduction des couches (métal similaire ou non). Par ailleurs, l'engouement pour l'ARB depuis son développement est aussi dû au fait qu'il est possible que les deux tôles soient constituées de deux métaux différents (il est même possible de faire des composites triphasés [52]).

Il est à noter que des combinaisons de différents procédés d'hyperdéformation ont été réalisées notamment avec l'Equal Channel Angular Rolling [53] qui combine l'ECAE et l'ARB. D'ailleurs, c'est d'une combinaison de techniques dont résulte le multi-colaminage croisé (ou « jyu-monji » en japonais) (Cross Accumulative Roll-Bonding ou CARB) [48] qui consiste à ajouter une rotation de 90° autour de la normal à la tôle (DN) entre chaque passe (**Figure I.20**). Dans cette étude, les auteurs ont montré que le CARB permettait d'avoir de meilleures propriétés mécaniques que l'ARB. Un moyen d'améliorer les propriétés est donc le changement du chemin de déformation.



Figure I.20 : Schéma de principe du multi-colaminage croisé

II.3 Chemin de déformation

L'effet du chemin de déformation sur le comportement mécanique a été rapporté en premier par Bauschinger [54]. Un matériau, ayant préalablement subi une déformation plastique, a une limite d'élasticité moindre s'il est déformé dans la direction opposé à son premier chargement (typiquement traction puis compression). Plus généralement, la limite d'élasticité va dépendre de l'angle entre le premier et le second chargement. Au niveau microstructural, les plans de glissement activés lors du premier chargement ne seront pas forcément les mêmes lors du second. Un changement de chemin de déformation peut ainsi dissoudre partiellement ou complètement les structures de déformation créées lors du premier chargement, c'est pourquoi il existe une évolution du comportement mécanique en fonction du chemin de déformation [55] (**Figure I.21**).



Figure I.21 : Courbes expérimentales et simulées de tests de traction-rechargement avec différents angles de rechargement [56]

Un paramètre, α , qui quantifie l'amplitude du changement de chemin de déformation a été introduit par *Schmitt et al.* [57]:

$$\alpha = \frac{\left(\overline{\overline{E_1}} \otimes \overline{\overline{E_2}}\right)}{\sqrt{\overline{E_1}} \otimes \overline{\overline{E_1}} \cdot \sqrt{\overline{E_2}} \otimes \overline{\overline{E_2}}}$$
(Éq. I.7)

 $\overline{E_1}$ et $\overline{E_2}$ sont respectivement les tenseurs de déformation du premier et du second chargement.

Ce paramètre varie de -1 à 1 dont -1, 0 et 1 sont les valeurs particulières :

- α = 1 : Les deux chemins sont identiques donc les systèmes de glissement activés le sont aussi.
- α =-1 : Les deux chemins sont inversés donc les systèmes de glissement sont les mêmes mais activés dans le sens opposés (Effet Bauschinger).
- α = 0 : Les deux chemins sont orthogonaux donc les systèmes de glissement activés lors du premier chargement sont latents pour le second chargement. C'est le changement de chemin de déformation le plus sévère.

Dans le cas d'un laminage croisé, le paramètre α vaut $\frac{1}{2}$, ce qui signifie que ce changement de chemin de déformation n'est pas le plus sévère.

L'intérêt du changement de chemin de déformation est d'activer des systèmes de glissement latents lors du laminage précédent. Dans une telle configuration, les dislocations s'épinglent entre elles ce qui limite leur mouvement et donc durcit le matériau (arbres de la forêt) [58]. Coupler le multi-colaminage à un laminage croisé est donc d'un grand intérêt dans l'optique d'améliorer encore la résistance mécanique.

Les premiers travaux de *Kaneko et al.* sur le multi-colaminage croisé [48] ont conclu que celui-ci était plus efficace que le multi-colaminage classique pour améliorer la résistance mécanique d'un matériau. Les travaux qui ont suivi [59–62] n'ont fait que confirmer cette supériorité (**Figure I.22**).



Figure I.22 : Courbes de traction de l'aluminium (carrés), de l'aluminium hyperdéformé par multi-colaminage (triangle) et par multi-colaminage croisé (rond) avec de la poudre B₄C aux interfaces [59]

Ainsi en hyperdéformation, un changement de chemin de déformation permet d'affiner encore plus la microstructure.

II.4 Mécanismes d'affinement de la microstructure

Pour faire le lien entre hyperdéformation et grains ultrafins, il est nécessaire de comprendre les mécanismes d'affinement de la microstructure des métaux. Sous l'action d'une déformation, des dislocations sont générées, ce que l'on nomme communément l'écrouissage. Cependant, le mouvement des dislocations (glissement) ne sera pas identique pour tous les métaux suivant la température. Le paramètre permettant de quantifier cette propension au glissement est l'énergie de défauts d'empilement (EDE), γ_{EDE} (J.m⁻²); ainsi, plus cette énergie est basse, plus le déplacement des dislocations est entravé. L'évolution de la microstructure en hyperdéformation est différente suivant que le matériau possède une forte EDE (Aluminium, Fer α , Zirconium, Magnésium), une faible ou moyenne EDE (Fer γ , Or, Cuivre, Plomb).

Dans le cas du multi-colaminage, il est nécessaire de déformer le matériau en température pour faciliter l'adhésion des couches, comme vu dans le paragraphe **I.2.2.2**. Cette température joue bien sûr un rôle important sur le développement de la microstructure puisqu'elle engendre une recristallisation au cours de la déformation : on parle de recristallisation dynamique. De plus, les deux paramètres (EDE et température) influent sur le type de recristallisation dynamique observé (**Tableau I.1**) : la recristallisation dynamique continue (cDRX = continuous dynamic recrystallization) ou la recristallisation dynamique discontinue (dDRX = discontinuous dynamic recrystallization) [63].

Conditions d'associa (T/T)	Énergie de défauts d'empilement					
Conditions d essais (1/1 _m)	Faible ou moyenne	Forte				
Déformation à chaud (T>0,5Tm)	dDRX	cDRX				
Déformation à tiède et à froid (T<0,5Tm)	cDRX	cDRX				

Tableau I.1 : Conditions d'apparition de la cDRX et de la dDRX [63]

II.4.1 Recristallisation dynamique continue

Dans le cas où le matériau est à forte EDE et déformé à hautes températures et pour tous les matériaux déformés à basses températures, les dislocations dont le mouvement est facile vont se réarranger en sous-structures délimitées par des sous-joints de grains (Low Angle Grain Boundaries = LAGB), c'est le processus de restauration dynamique (DRV) (**Figure I.23**). Pour de plus larges déformations, ces LAGB basculent en de véritables joints de grains (High Angle Grain Boundaries = HAGB), donc les sous-structures deviennent des grains à part entière, ceci est la cDRX. Pour d'encore plus larges déformations, les processus d'écrouissage et de DRV se compensent ce qui se traduit mécaniquement par une stagnation de la contrainte d'écoulement (Figure I.24).



Figure I.23 : Les différentes étapes de la restauration dynamique

Pour un même matériau, la température influe de manière proportionnelle sur la taille des cellules. En effet, c'est elle qui pilote la quantité d'écrouissage avant l'activation de la restauration pour les matériaux à faible EDE et pour les matériaux à forte EDE, elle agit sur la croissance des sous-grains. Donc, mécaniquement, le palier existe pour une contrainte plus élevée et est atteint pour de plus fortes déformations pour les basses températures de sollicitation (**Figure I.24**).



Figure I.24 : Évolution de la contrainte en fonction de la déformation du cuivre pur élaboré en multi-forgeage à basse température à une vitesse de déformation de 3.10⁻³s⁻¹[63]

II.4.2 Recristallisation dynamique discontinue

La recristallisation dynamique discontinue opère dans les métaux à faible EDE, où les dislocations sont peu mobiles et à hautes température. La déformation des grains génère comme pour la cDRX des dislocations mais celles-ci s'accumulent fortement et localement près des HAGB déjà présents. Une germination a donc lieu en ces zones, susceptible d'être causée par différents mécanismes comme la rotation accélérée d'un sous-grain particulier, la coalescence de sous-grains adjacents ou la migration locale d'un joint de grains [64] à l'intérieur d'un grain voisin. Deux situations sont alors possibles, suivant que la valeur du rapport D_s /D_0 entre la taille de grains initiale (D_0) et la taille de grains atteinte au régime stationnaire (D_s) est inférieure ou supérieur à 2. Ce sont la vitesse de déformation ($\dot{\epsilon}$) et la température (T) du processus, qui sont les paramètres contrôlant respectivement la génération de dislocations et leur diffusion qui détermineront ce rapport [65,66].

1^{er} cas : T faible ou $\dot{\epsilon}$ élevée $\rightarrow D_s/D_0 < 2$:

Ce cas correspond à un affinement de la microstructure. La recristallisation dynamique se produit en « collier » à partir des joints de grains initiaux déformés. De nouveaux grains recristallisés envahissent les grains initiaux, ce qui conduit à une décroissance de la contrainte d'écoulement puisqu'il y a recristallisation. Puis d'autres grains recristallisés forment un deuxième « collier » et ainsi de suite, jusqu'à consommation totale du grain original (**Figure I.25**). Finalement, à cause de l'apparition non simultanée des grains, une hétérogénéité d'écrouissage du matériau existe car les premiers grains formés sont plus déformés que les derniers. Il y a donc une dDRX non synchronisée se traduisant par un écoulement stationnaire, car à une déformation donnée, certains grains recristallisent, d'autres s'écrouissent alors que des germes apparaissent ailleurs [67].



Figure I.25 : Schéma de principe de l'évolution de la microstructure en recristallisation dynamique discontinue non synchronisée et évolution de la contrainte en fonction de la déformation [67]

 $2^{\text{ème}} \text{ cas} : T \text{ élevée ou } \dot{\epsilon} \text{ faible } \rightarrow D_s/D_0 > 2 :$

Dans ce second cas, la microstructure finale résulte d'un grossissement des grains. Le début est identique au précédent cas sauf que la croissance des grains recristallisés aux précédents joints de grains est limitée par leur interaction mutuelle. Ainsi, la taille stationnaire (D_s) des grains n'est pas atteinte. En conséquence, ces derniers doivent s'écrouir pour que de nouveaux germes apparaissent et qu'une deuxième vague de recristallisation se produise. Le phénomène se reproduit plusieurs fois, c'est pourquoi cette dDRX est dite synchronisée (**Figure I.26**). En conséquence, mécaniquement, cette succession de recristallisation et d'écrouissage se traduit par une courbe contrainte-déformation à plusieurs pics qui s'amortit avec la déformation (**Figure I.27**).



Figure I.26 : Schéma de l'évolution de la microstructure en recristallisation dynamique discontinue synchronisée [66]



Figure I.27 : Recristallisation dynamique discontinue dans des aciers : (a) Torsion à 1100°C et à différente vitesses de déformation; (b) Compression axisymétrique à différentes températures et à $\dot{\varepsilon} = 1.03 \times 10^{-3} s^{-1}$ [65]

Sur cette dernière figure, une équivalence température (**Figure I.27a**) vitesse de déformation (**Figure I.27b**) est observable, ainsi qu'une transition dDRX synchronisée-dDRX non-synchronisée dans les deux cas. Pour prédire le comportement d'un matériau sous chargement en température, le paramètre qui est utilisé et qui lie ces deux grandeurs (vitesse de déformation et température) est le paramètre de Zener-Hollomon [68] :

$$\frac{i}{Z = \varepsilon e^{\frac{Q}{RT}}}$$
(I.7)

Avec $\dot{\mathcal{E}}$ la vitesse de déformation, Q l'énergie d'activation de la déformation plastique, R la constante des gaz parfaits et T la température.

Ainsi, on peut choisir la vitesse de déformation et la température pour estimer Z afin de développer l'un des deux mécanismes évoqué plus haut.

II.4.3 Transition cDRX-dDRX

Comme le souligne Castan dans sa thèse [69], les mécanismes élémentaires que sont la restauration, l'écrouissage et la migration des joints de grains sont tous mis en jeu dans la cDRX et la dDRX, ce qui les différentie donc est leur cinétique. Ainsi, il est possible d'observer de la dDRX dans un matériau à forte EDE si celui-ci est à très haute pureté comme par exemple l'aluminium (**Figure I.28**).

En effet, les HAGBs sont habituellement limités dans leur déplacement par la présence des éléments d'additions et des précipités qui y ségrégent. Une haute pureté rend mobile les HAGBs, qui supplante alors le mouvement des LAGBs et conduit donc au scénario de la dDRX. C'est là encore le paramètre de Zener-Hollomon qui permet de déterminer cette transition.



Figure I.28 : Courbe dureté-déformation de l'aluminium à haute pureté (99.99%) hyperdéformé en torsion sous haute pression [70] mettant en évidence la recristallisation dynamique de l'aluminium

II.4.4 Recristallisation dynamique géométrique

La recristallisation dynamique géométrique (geometric dynamic recrystallization = gDRX) a été observée notamment dans l'aluminium (T>0,5Tf) [68,71]. Pour de fortes déformations, les grains s'allongent et les HAGBs deviennent dentelées, alors que la taille des sous-grains reste constante (à cause de la DRV), si bien que l'épaisseur des grains devient comparable à la taille des sous-grains. La déformation augmentant, les HAGBs peuvent localement entrer en contact (pincement) créant des grains ayant une taille similaire à celle des sous-grains [72] (**Figure I.29**).



Figure I.29: Schéma de la formation d'une microstructure dentelée par recristallisation dynamique géométrique (traits noirs = HAGB, traits gris = LAGBs) [73]

Compte tenu des mécanismes de recristallisation dynamique opérant dans les alliages à moyenne et forte énergie de défauts d'empilement utilisés dans cette thèse (aluminium et acier), il semble préférable d'hyperdéformer à froid de sorte à affiner la microstructure.

II.5 : Conclusions et objectifs de thèse

L'impact des différents paramètres impliqués lors du colaminage sur la qualité de l'adhésion est bien compris. En effet, les travaux de Cooper & Alwood, les ayant tous pris en compte, semble modéliser fidèlement la qualité d'adhésion. Toutefois, le principal écart rencontré entre leur modèle et l'expérience concerne la température, son effet sur l'adhésion étant sous-estimé. Pourtant, il est montré qu'une mise en forme à chaud permet d'obtenir un matériau présentant une bonne cohésion.

Pour l'hyperdéformation, la température est également un paramètre clé. C'est en effet d'elle dont dépend les mécanismes de recristallisation (et de restauration) limitant l'obtention de grains ultra-fins. Ainsi, une température élevée ne permet pas de garantir une augmentation importante des propriétés mécaniques par multi-colaminage.

La température a donc un effet antagoniste sur la qualité des composites élaborés par multi-colaminage.

La présente thèse se propose donc de regarder le multi-colaminage à température ambiante et à chaud de deux composites : Al6061/Al5754 et Al6061/Acier IF. Sur le premier composite, qui fera l'objet du **Chapitre III**, un lien entre la microstructure, la texture et les propriétés mécaniques sera établi. De plus, dans l'optique de montrer l'utilité d'un changement de chemin de déformation, les multi-colaminages classiques et croisés seront comparés.

Le **Chapitre IV** observera plus précisément les interfaces des deux composites notamment les phénomènes de diffusion, recristallisation et formation d'intermétalliques ainsi que l'impact de la température sur la stratification des couches.

Enfin, les matériaux seront confrontés à l'application pour laquelle ils ont été conçus. La résistance à la fissuration à chaud pour l'Al6061/Al5754 sera éprouvée et la capacité du composite Al6061/Acier IF à blinder magnétiquement sera mise à l'épreuve dans le **Chapitre V**.

CHAPITRE II : MATÉRIAUX, PROCÉDÉS ET TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES

CHAPITRE II : MATÉRIAUX, PROCÉDÉS ET TECHNIQUES EXPÉRIMENTALES

I. Matériaux étudiés

L'étude porte sur deux composites : le premier est un composite formé par deux alliages d'aluminium, l'Al6061 et l'Al5754; le second est constitué également d'Al6061 mais couplé à de l'acier IF. Les principales propriétés physiques de ces métaux sont données dans le **Tableau 1**.

Alliage	E (GPa)	σy (MPa)	T _{liq} (°C)	Cp (J.kg.K ⁻¹)	α (μm.m ⁻¹ .K ⁻¹)	ρ (kg.m ⁻³)	σ (MΩ ⁻¹ .m ⁻¹)	μ r (perméabilité relative)
Al6061	70	60	650	895	23,3	2700	27	1
Al5754	70,5	160	645	897	23,7	2680	18	1
Acier IF	200	180	1765	482	12,3	7900	1,45	2800

Tableau II.1: Propriétés physiques des matériaux étudiés

I.1 Al6061

L'alliage d'aluminium 6061 est utilisé dans l'état O c'est-à-dire recuit (se reporter à l'**Annexe A** pour plus d'informations sur les alliages d'aluminium). C'est un alliage à durcissement structural, dont la dureté varie avec la formation de précipités. Ce sont des précipités Mg₂Si qui se forment dans cet aluminium. Sa composition chimique est donnée dans le **Tableau II. 2**.

Tableau II. 2: Composition chimique de l'Al6061 (%massique)

Éléments	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
%massique	0,4-0,8	0,7	0,15-0,4	0,15	0,8-1,2	0,04-0,35	0,25	0,15	le reste

Cet alliage est l'un des plus utilisés industriellement (dans son état T6, en général) car il allie une haute résistance à la corrosion, une bonne formabilité ainsi qu'une bonne résistance mécanique mais il fissure à chaud (cf **Chapitre V**).

D'un point de vue magnétique, l'aluminium est paramagnétique, donc il ne présente d'aimantation qu'en présence d'un champ magnétique. L'aluminium est connu pour avoir une perméabilité magnétique relative (capacité à canaliser un champ par rapport à celle de l'air) proche de 1, il n'a donc aucune propension à canaliser les lignes de champ magnétiques. Cependant comme tous les aluminiums, il s'avère être un bon conducteur tant électrique que thermique.

I.2 Al5754

L'alliage d'aluminium 5754 est utilisé à l'état H111, c'est-à-dire avec une déformation rémanente de la mise en forme de la tôle. C'est un aluminium à durcissement par écrouissage. Sa composition chimique est donnée dans le **Tableau II.3**.

Tableau II.3 : Composition chimique de l'Al5754 (%massique)

Élements	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
%massique	0,4	0,4	0,1	0,5	2,6-3,6	0,3	0,2	0,15	le reste

Cet alliage est également utilisé industriellement car il a une excellente résistance à la corrosion ce qui en fait un matériau de choix pour des applications navales notamment. On le retrouve aussi dans des applications structurales dans l'automobile (intérieure des panneaux de carrosserie notamment [74]).

I.3 Acier IF

Les aciers IF (Interstitial Free) sont des aciers sans interstitiels, donc très peu alliés et ils ont une faible teneur en carbone (**Tableau II.4**).

Élements	C	Mn	Si	Р	S	Al	Nb	Ti	V	Fe
%massique	≤0,08	≤0,25	≤0,25	0,025	0,025	≤0,08	≤0,04	≤0,10	≤0,01	le reste

 Tableau II.4 : Composition chimique de l'acier IF (%massique)

La faible teneur en interstitiels permet de diminuer la résistance d'un acier mais d'augmenter leur emboutissabilité. Les aciers IF sont capables d'absorber une grande quantité d'énergie; ils sont typiquement utilisés dans l'automobile.

Les aciers, alliages de fer, sont ferromagnétiques c'est-à-dire qu'ils s'aimantent fortement sous présence d'un champ magnétique et, de plus, l'aimantation persiste lors du retrait du champ magnétique. Le fer est, comparativement à l'aluminium, un moins bon conducteur électrique.

II. Procédé : Multi-colaminage

II.1 Élaboration du composite Al6061/Al5754

Les échantillons d'1 mm d'épaisseur ont une longueur (L) de 8 cm et une largeur (l) de 3 cm. Un échantillon d'Al6061 est empilé sur un échantillon d'Al5754. Le tout est solidement coincé dans une pince et percé de deux trous à l'avant et un trou sur l'arrière de l'échantillon. Les échantillons sont ensuite plongés dans l'acétone et les surfaces qui formeront l'interface sont vigoureusement essuyées puis brossées mécaniquement avec une brosse en inox. Les échantillons sont de nouveau empilés et des fils de fer, introduits dans les trous et noués, maintiennent l'ensemble (**Figure II.1**).



Figure II.1 : Outils de préparation des tôles

Les rouleaux du laminoir (diamètre de 67 mm) sont graissés avant chaque passe et réglés pour une réduction de 50%. La vitesse des rouleaux est de 230 mm.s⁻¹ ce qui correspond à une vitesse de déformation de 13 s⁻¹. Le laminage est effectué soit à température ambiante soit à 350°C. Dans le cas de l'élaboration à 350°C, l'échantillon est introduit dans un four sous air à cette température pendant 15 minutes puis laminé directement (**Figure II.2**).



Le produit est ensuite coupé en deux puis tout le protocole recommence avec ces deux parties (**Figure II.3**). Dans le cas du CARB, l'échantillon est tourné de 90° selon l'axe normal au plan de laminage au début de chaque préparation (**Figure II.3(a)**). Du fait de cette rotation, les échantillons en CARB sont des parallélépipèdes à base carrée de 3cm de côté et d'1 mm d'épaisseur.



(a) (b) Figure II.3 : Schéma de principe de (a) l'ARB et (b) du CARB avec DL la direction de laminage, DN la direction normale au plan de laminage et DT la direction transverse au laminage.

Les cycles thermomécaniques utilisés durant cette thèse sont identiques pour l'ARB et le CARB (exception faite de la rotation de l'échantillon) et sont résumés par la **Figure II.4**.



Figure II.4 : Cycles thermomécaniques utilisés pour l'élaboration du composite Al6061/Al5754

II.2 Élaboration du composite Al6061/Acier IF

Les échantillons ont les mêmes dimensions que précédemment sauf que l'Acier IF a une épaisseur d'1,16 mm. Il est cependant nécessaire de créer un sandwich primaire Aluminium/Acier/Aluminium (trois couches) car les matériaux ne se déforment pas de la même façon et leur colaminage en double couche crée un composite courbé (**Figure II.5 (b**)).



Figure II.5 : Échantillons colaminés bicouches élaborés à froid : (a) Al6061/Al5754 et (b) Al6061/Acier IF

Quelle que soit la température des passes suivantes, le sandwich primaire (ARB 0) a été réalisé à l'ambiante. Pour améliorer l'adhésion, les rouleaux tournent à la vitesse minimale permettant d'engager l'échantillon entre les rouleaux (50 mm.s⁻¹). Il a été nécessaire d'effectuer trois colaminages successifs pour créer un sandwich primaire d'1 mm d'épaisseur à cause de la puissance limitée du laminoir (**Figure II.6**).



Les passes suivantes d'ARB ont été réalisées selon le protocole décrit sur la **Figure II.3 (a)** avec une réduction de 50% à chaque passe. Les essais ont été effectués à température ambiante et à 600°C. Dans ce dernier cas, l'échantillon subit, à chaque passe, un recuit de 10 min à 600°C avant d'être colaminé. La **Figure II.7** résume les cycles thermomécaniques utilisés pour réaliser le composite.



Figure II.7 : Cycles thermomécaniques utilisés pour élaborer le composite Al6061/Acier IF

III. Techniques expérimentales et numériques

Plusieurs techniques ont été utilisées pour caractériser les composites et peuvent être séparées en quatre groupes : les techniques de polissage (préalable à toutes les caractérisations en Microscopie Electronique à Balayage (MEB), en diffraction des rayons X et en microdureté), les essais mécaniques, les caractérisations en MEB (ainsi que les modules EBSD) et la simulation VPSC utilisée pour voir l'évolution des composantes de texture.

III.1 Le Polissage

Toutes les observations en microscopie aussi bien optique (MO) qu'électronique à balayage ainsi que les tests de microdureté et les analyses par diffraction des rayons X (DRX) demandent un polissage préalable. Lors de cette étude, les observations ont été réalisées sur la tranche. Le polissage est plus ou moins poussé suivant la technique utilisée. La première étape est un polissage mécanique jusqu'au papier SiC de 4000. Ce polissage est suffisant pour la microdureté et l'étude en DRX. Ensuite, l'échantillon subit un polissage diamant (3 µm, 1 µm puis 0,25 µm). À chaque affinement du polissage est suffisant pour les observations en MO et en MEB ainsi que pour les analyses chimiques en EDS (Energy Dispersive Spectroscopy). Pour les analyses EBSD (Electron BackScatter Diffraction), une dernière étape consiste en un électropolissage. Ce dernier s'effectue avec la solution A2 de Struers, à 30V, pendant 12s, sous un flux de 14 et à température ambiante.

III.2 Les essais mécaniques

III.2.1 Essai de microdureté

Les essais de microdureté Vickers ont été réalisés sur la tranche des échantillons (ND-TD) avec systématiquement 10 points pour chacun des deux métaux considérés avec un microduromètre LECO M400H. La charge utilisée est de 50 g et le temps de maintien est de 10 s.

III.2.2 Essai de traction

Les dimensions des éprouvettes de traction sont données sur la **Figure II.8**. Les essais de traction ont été réalisés selon les axes DL et DT. La machine de traction utilisée est une Zwick Roell X Force P 10kN.



Figure II.8 : Schéma d'une éprouvette de traction

Du fait des faibles dimensions des éprouvettes, aucun extensomètre n'a été utilisé pour les essais. Ceux-ci ont tous été réalisés avec une vitesse de déformation de 6.10^{-3} s⁻¹ et à température ambiante.

III.2.3 Essai de pelage

Afin de caractériser la force d'adhésion d'un matériau sur un autre, il faut réussir à délaminer les deux couches en évitant que celles-ci se plastifient ou rompent individuellement. Ces essais sont dits de pelage (= peeling) [75] (**Figure II.9**).



Figure II.9 : Différentes techniques de pelage [http://www.mecmesin.com/peel-test-adhesion-testing]

Pour cette étude, le T-peeling a été choisi car il ne demande pas de dispositif particulier sur la machine de traction. Les éprouvettes sont les mêmes que précédemment (3cm) mais le colaminage est interrompu pour qu'il n'y ait pas d'adhésion à l'arrière des échantillons. Les deux parties non solidarisées sont alors pliées dans un étau. La vitesse de déformation du pelage est la même que pour les essais de traction (6.10⁻³ s⁻¹).

La courbe de pelage (force = f (déplacement de la traverse)) présente un pic puis un plateau (si l'échantillon est suffisamment long) (**Figure II.10**).



Figure II.10 : Exemple d'une courbe Force-Allongement obtenue lors d'un essai de pelage : Al601/Al5754 colaminé à 350°C

Pour interpréter les résultats, il y a deux écoles : soit la force d'adhésion est prise au niveau du premier pic [76], soit elle est considérée comme étant la valeur moyenne du plateau final [21]. Quelle que soit la valeur choisie, elle doit être rapportée à la largeur de l'échantillon et s'exprime donc en (N.mm⁻¹). Lors de cette étude, c'est la valeur F_{max} qui a été considérée [76].

III.3 Microscope électronique à balayage

Le microscope électronique à balayage (MEB) a pour but de créer des interactions entre le faisceau d'électrons dits primaires et la matière, provoquant diverses émissions électroniques et électromagnétiques (**Figure II.11**). En conséquence, différentes informations peuvent être obtenues sur l'échantillon suivant les émissions analysées.

Les microscopes électroniques à balayage utilisés au laboratoire sont deux MEB-FEG (Field Emission Gun) Zeiss Supra 55VP et SIGMA HD.



Figure II.11 : Effet d'un faisceau d'électrons sur une cible

Le MEB, utilisé en imagerie, a permis d'observer la stratification des composites et de réaliser les fractographies grâce aux électrons secondaires. En récupérant les électrons rétrodiffusés, ce sont les contrastes de phases qui ont pu être considérés.

Afin de visualiser la microstructure, les MEBs sont équipés d'un système d'analyse par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) permettant de renseigner sur l'orientation cristalline locale via l'analyse des clichés obtenues grâce aux lignes de Kikuchi (**Figure II.12**). Cette technique permet d'obtenir des informations sur la microstructure (observation des grains, des sous-grains, ...) et sur la texture locale des échantillons.



Figure II.12 : Principe de formation des lignes de Kikuchi [77]

Enfin, un module d'analyse par spectroscopie à sélection d'énergie (EDS) permet de caractériser chimiquement les échantillons (en captant les rayons X dont l'énergie dépend de l'atome ionisé) ce qui est pertinent pour étudier la diffusion pouvant avoir lieu au sein d'un composite.

Il est à noter que l'EDS peut être couplée à l'EBSD afin d'avoir simultanément des informations sur la microstructure et la nature chimique d'une zone analysée.

III.4 Diffraction des rayons X

La diffraction des rayons X permet de caractériser également la texture, mais cette fois, macroscopiquement. Le principe est le même que pour la diffraction des électrons rétrodiffusés (rayons X en condition de Bragg). Le faisceau diffracté est détecté par un détecteur courbe ce qui permet d'observer plusieurs familles de plans et au final de mesurer plusieurs figures de pôles. Afin de décrire une figure de pôles, l'échantillon est placé dans un goniomètre et soumis à deux rotations radiales, selon $0^{\circ} < \chi < 70^{\circ}$ et $0^{\circ} < \eta < 360^{\circ}$ (**Figure II.13**).



Figure II.13 : (a) Diffraction des rayons X et (b) construction d'une figure de pôles

Les essais ont été réalisés avec un goniomètre de texture de type Siemens-Lücke. L'anticathode est en cobalt et émet à une longueur d'onde de 1,788 Å. L'intensité est de 20 mA et la tension d'accélération de 30 kV. Grâce au détecteur courbe, quatre figures de pôles incomplètes ({111}, {200}, {220} et {311}) ont été mesurées simultanément avec un pas de 5° pour chacun des deux angles. Le logiciel Symphonyx® permet de créer les figures de pôles puis un logiciel ad hoc traite les données pour les rendre exploitables avec Labotex®. C'est la méthode ADC [78] (Arbitrary Defined Cells) qui est utilisée pour calculer les fonctions de distribution des orientations cristallines (FDOC, Orientation Distribution Functions = ODF) et les figures de pôles complètes.

III.5 Simulation des textures de déformation par un modèle visco-plastique auto-cohérent

Le modèle viscoplastique auto-cohérent (Visco-Plastic Self-Consistent, VPSC) a permis d'observer l'évolution de la texture lors d'un colaminage simple et croisé sur le composite Al6061/Al5754.

Le modèle VPSC développé par Molinari et al. [79] puis généralisé par Tomé et Lebensohn [80] considère chaque grain comme une inclusion ellipsoïdale dans un milieu homogène équivalent (Homogeneous Equivalent Medium, HEM) où l'interaction entre le grain et le HEM est gérée par une approche viscoplastique de type Eshelby [81]. Ce modèle est basé sur la détermination des systèmes de glissement et de maclage activés par une cission critique résolue (Critical Resolved Shear Stress, CRSS, τ_0^s).

Le comportement viscoplastique est, dans un grain \bar{x} , décrit par l'équation suivante :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}(\overline{x}) = \sum_{s} m_{ij}^{s} \gamma^{s}(\overline{x}) = \gamma_{0} \sum_{s} m_{ij}^{s} \left(\frac{m_{kl}^{s} \sigma_{kl}(\overline{x})}{\tau_{0}^{s}} \right)$$
(Éq. II.1)

 $\dot{\epsilon}_{ij}(\bar{x}), \sigma_{kl}(\bar{x})$: respectivement, la vitesse de déformation et la contrainte déviatorique (qui ne prend pas en compte la pression isostatique)

- m^s_{ij}: le tenseur de Schmid associé au système de glissement s
- $\gamma^{s}(\overline{x})$: le taux de cisaillement local dans le plan de glissement *s*
- γ_0 : un facteur normalisé
- n : l'inverse du coefficient d'écrouissage

Dans ce modèle, les paramètres libres sont la CRSS et le comportement de durcissement de chaque système de glissement ($\{111\}<110>$ pour l'aluminium). Pour de grandes déformations, expérimentalement, la contrainte d'écoulement peut tendre vers un plateau (restauration dynamique). Pour prendre ceci en compte, c'est la loi de durcissement de Voce qui est utilisée [80]. En effet, celle-ci permet de mettre en avant la disparité entre le début de la plasticité, où le taux de durcissement est fort, et la plasticité pour les fortes déformations, où le taux de durcissement diminue pour devenir constant, en faisant évoluer la CRSS en fonction du cisaillement total accumulé (Γ) :

$$\boldsymbol{\tau}^{s} = \boldsymbol{\tau}_{0}^{s} + \left(\boldsymbol{\tau}_{1}^{s} + \boldsymbol{\theta}_{1}^{s}\Gamma\right) \left(1 - e^{-\left(\frac{\boldsymbol{\theta}_{0}^{s}\Gamma}{\boldsymbol{\tau}_{1}^{s}}\right)}\right)$$
(Éq. II.2)

 τ_0^s : la CRSS initiale

- τ_1^s : la CRSS asymptotique
- θ_0^s : le taux de durcissement initial
- θ_1^s : le taux de durcissement asymptotique

Suite au premier colaminage (ARB 1), l'échantillon a été sollicité en traction afin de déterminer les paramètres de Voce [82]: $\tau_0^s = 72$ MPa , $\tau_1^s = 83$ MPa , $\theta_0^s = 700$ MPa et $\theta_1^s = 15$ MPa . Le paramètre *n* a été fixé à 20 [82].

Dans la simulation d'un laminage, la déformation est imposée par un tenseur de déformation (Éq. II.4) correspondant à une contrainte plane :

$$\mathbf{L} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix}$$
(Éq. II.3)

Dans le modèle VPSC, la texture est représentée par une série de 500 orientations. Dans le cas de la simulation d'un laminage croisé, la texture d'entrée est tournée de 90° selon DN.

CHAPITRE III : INFLUENCE DU CHEMIN DE DÉFORMATION (ARB ET CARB) SUR LA MICROSTRUCTURE ET LES PROPRIÉTES MÉCANIQUES DU COMPOSITE Al6061/Al5754

Chapitre III :

INFLUENCE DU CHEMIN DE DEFORMATION (ARB ET CARB) SUR LA MICROSTRUCTURE ET LES PROPRIÉTES MÉCANIQUES DU COMPOSITE Al6061/Al5754

Introduction

Le but de ce chapitre est d'étudier l'impact d'un changement de chemin de déformation sur les propriétés mécaniques d'un composite Al6061/Al5754 élaboré à l'ambiante et à 350°C. Les limites d'élasticité obtenues après ARB et CARB sont comparées ainsi que les divergences/concordances entre les limites d'élasticité selon les directions de laminage et transverse. Afin de comprendre ces différences, des études microstructurales et texturales ont été réalisées. Un intérêt particulier est ensuite porté sur l'impact de la température d'élaboration sur les caractéristiques microstructurales du composite ainsi que sur ses propriétés mécaniques.

I. ARB et CARB sur un composite Al6061/Al5754 : élaboration à l'ambiante

I.1 Essais mécaniques

I.1.1 Essai de traction

Les essais de traction ont été, dans un premier temps, réalisés sur les états initiaux. L'Al6061 s'avère être moins intéressant en terme de limite d'élasticité que l'Al5754. Il en va de même pour la ductilité mais essentiellement dans le sens long. La limite d'élasticité est rigoureusement la même pour l'Al6061 dans les deux directions, alors qu'il y a une différence nette (≈30MPa) pour l'Al5754 (**Figure III.1**).



Figure III.1 : Essais de traction sur les matériaux bruts : en noir les essais sur l'Al5754 et en vert les essais sur l'Al6061, en traits pleins les essais réalisés dans la direction de laminage (L) et en pointillés ceux réalisés dans la direction transverse au laminage (T)

Suite au premier colaminage, une augmentation franche de la limite d'élasticité a lieu (+ 160 MPA par rapport à l'Al6061 brut) (**Figure III.2**). Néanmoins, une chute drastique de la ductilité est observable, celle-ci passant de plus de 30% pour les états initiaux à moins de 2%. La déformation à rupture étant faible, seules les limites d'élasticité sont soumises à la comparaison par la suite.



Figure III.2: Essais de traction sur le composite après une passe dans les directions longue (L) et transverse (T)

La limite d'élasticité augmente drastiquement entre les états initiaux et le premier colaminage alors que l'évolution est plus limitée pour les passes suivantes (**Figure III.3**).



Figure III.3: Limité d'élasticité des états initiaux, après 1 passe, après 2 passes d'ARB et de CARB, après 5 passes d'ARB et de CARB

Pour ARB 2, la limite d'élasticité dans le sens transverse ($\sigma_y \approx 235$ MPa) est plus élevée que celle dans le sens long ($\sigma_y \approx 275$ MPa). Au contraire, pour CARB 2, les limites d'élasticité sont similaires ($\sigma_y \approx 260$ MPa) et se situent entre la limite basse (DL) et la limite haute (DT) d'ARB 2. Après cinq passes, les limites d'élasticité obtenues en CARB sont nettement supérieures à celles de l'ARB quelle que soit la direction et on note une anisotropie d'environ 20 MPa pour les deux chemins de déformation. Rappelons que la limite d'élasticité est une variable macroscopique qui renseigne sur le comportement moyen du composite mais ne permet pas de distinguer le comportement de chaque alliage du composant.

I.1.2 Essai de microdureté

Contrairement aux essais de traction, la microdureté, mesurée sur la tranche de l'échantillon (plan DN-DT), permet de suivre l'évolution de la microdureté de chacun des deux alliages (**Figure III.4**).



Figure III.4 : Évolution de la microdureté en fonction du nombre de passes en ARB et en CARB pour l'Al5754 et l'Al6061

La **Figure III.4** montre bien que les deux techniques d'hyperdéformation sont efficaces pour augmenter la dureté des alliages en présence. En effet, la dureté de chacun des alliages a presque doublé après cinq passes. On note que l'Al5754 conserve sa supériorité de dureté initiale par rapport à l'Al6061, au cours des laminages. Par ailleurs, on observe que l'Al5754 s'écrouit plus que l'Al6061 notamment en CARB. Ceci est en accord avec la nature même du matériau qui est un alliage à durcissement par écrouissage. De surcroît, on remarque, pour l'Al5754, que le CARB favorise l'écrouissage par rapport à l'ARB. Ceci est dû à l'effet du coefficient de sévérité du chemin de déformation (voir **Chapitre I.II.1**). Pour sa part, l'Al6061 est peu sensible au chemin de déformation et les deux procédés mènent à une dureté équivalente quel que soit le nombre de passes.

Cette étude mécanique ne peut se suffire à elle-même et doit être complétée par une caractérisation des microstructures pour les différentes passes de laminage.

I.2 Microstructure

Les cartographies EBSD ont été mesurées à mi-épaisseur dans le plan DN-DT afin d'observer les deux alliages simultanément (**Figure III.5**).

En comparant les états initiaux (**Figure III.5** (**a**) et (**b**)), on constate que l'Al5754 présente des grains plus fins que l'Al6061. Pour les deux alliages, les grains sont plus allongés

selon DT que selon DN. De plus, dans les deux cas, les grains sont déformés (gradient de couleurs à l'intérieur des grains).

Le premier colaminage (ARB 1) affine visiblement les grains bien que ceux-ci restent allongés. La troisième passe marque une forte disparité entre les deux procédés. Les grains restent allongés mais sont plus fins en CARB qu'en ARB. Cet affinement de microstructure se poursuit jusqu'à la cinquième passe. De plus, après cinq passes, on observe un changement de texture (vert \rightarrow violet) qui correspond à un renforcement de la composante {123}<634> dans l'Al5754. Ces aspects seront développés plus loin.



Figure III.5 : Cartographies IPF : a) Al6061 initial, b) Al5754 initial, c) ARB 1, d) ARB 3, e) CARB 3, f) ARB 5 et g) CARB 5 (les traits pointillés guident l'œil à détecter les interfaces et les traits pleins représentent les HAGB)



Figure III.5 (suite) : Cartographies IPF : a) Al6061 initial, b) Al5754 initial, c) ARB 1, d) ARB 3, e) CARB 3, f) ARB 5 et g) CARB 5 (les traits pointillés guident l'œil à détecter les interfaces et les traits pleins représentent les HAGB)

La **Figure III.6** présente l'évolution de la taille des grains pour chacun des alliages ((**a**) **et** (**b**)) mais aussi pour le composite dans son ensemble au cours de l'hyperdéformation (**Figure III.6** (**c**)).



Figure III.6 : Évolution de la taille de grains en ARB et en CARB selon DN et DT (a) pour l'Al6061 b) l'Al5754 et c) en moyenne pour le composite



Figure II.6 (suite) : Évolution de la taille de grains en ARB et en CARB selon DN et DT (a) pour l'Al6061 b) l'Al5754 et c) en moyenne pour le composite

Le premier colaminage réduit la taille des grains. Dès la $2^{\text{ème}}$ passe, une réelle distinction est observable entre l'ARB et le CARB : la microstructure en ARB a du mal à s'affiner d'avantage et présente encore des gros grains alors que la microstructure en CARB est bien plus affinée qu'en ARB 1. Au cours des passes suivantes, les microstructures continuent de s'affiner. Le CARB finit par produire une microstructure à grains submicroniques (<1µm) pour l'Al5754. Pour la 5^{ème} passe, la microstructure est lamellaire aussi bien en ARB qu'en CARB. Les dimensions selon ND tendent vers une équivalence à 5 passes pour les deux procédés mais celles selon TD sont plus faibles en CARB qu'en ARB. Les deux alliages se comportent de façon similaire et l'évolution moyenne représentée en **Figure III.6 (c)** suffit donc à donner toutes les informations pertinantes sur l'évolution de la microstructure au cours des passes de laminage.

I.3 Texture

La texture a été mesurée par diffraction des Rayons X dans le même plan (DT-DN) qu'en EBSD. Les orientations cristallographiques qui sont classiquement trouvées dans l'aluminium laminé sont les composantes S {123}<634>, Copper {112}<111>, Dillamore {4 4 11}<11 11 8> et Brass {011}<211> qui forment la fibre β , auxquelles s'ajoute la composante Goss {011}<100> qui, avec la Brass, forment la fibre α . Si l'état est recristallisé, il faut également ajouter la composante Cube {001}<100> et si l'alliage a subi du cisaillement, la composante Cube tournée {001}<110>, [73] . Elles sont représentées sur la **Figure III.7**. Rappelons que les coupes à $\varphi_2 = 0^\circ$ et $\varphi_2 = 90^\circ$ sont rigoureusement identiques.


Figure III.7 : Composantes communes idéales de l'aluminium représentées dans l'espace d'Euler et dans les coupes ODF à φ_2 constant

I.3.1 Résultats expérimentaux

La **Figure III.8** présente les principales coupes de l'ODF des états initiaux et des états déformés en ARB et en CARB pour chacune des cinq passes. L'état initial de l'Al5754 présente une texture typique de déformation avec une forte fibre β ainsi que, dans une moindre mesure, la fibre α . La composante Cube est légèrement présente. Pour l'Al6061, cette dernière est majoritaire bien que l'orientation S ressorte également. Suite au premier colaminage, seules les composantes S, Dillamore et Goss sont accusées. Ensuite, la texture se distingue nettement selon le procédé d'élaboration suivi.

Pour l'ARB, une forte fibre β est présente (surtout à travers les composantes S et Dillamore). La fibre α et la composante Cube tournée sont également légèrement développées. L'orientation Brass reste présente au cours des passes mais se disperse au profit d'une fibre reliant les deux positions de la composante Cube tournée sur la coupe à $\varphi_2=0^\circ$ et passant par la Brass.



Figure III.8 : ODF des états initiaux de l'Al5754, de l'Al6061 et évolution en ARB et en CARB

Pour le CARB, suite au premier laminage croisé (CARB 2), la texture est composée d'une seule composante majoritaire : la ND-rotated Brass $\{011\}<755>$ ($\phi_1 = 45^\circ, \phi = 45^\circ, \phi_2 = 0^\circ$). Cette dernière est distante de la composante Brass de $\Delta \phi_1 = 10^\circ$ dans le sens des ϕ_1 positifs. L'orientation S, jusque-là très présente pour les états initiaux et la première passe, est drastiquement minorée, de même pour la composante Dillamore. La composante Cube tournée est faiblement présente. La texture est donc représentée majoritairement par une fibre unique : la fibre <100> // $\overrightarrow{DL}+\overrightarrow{DT}$ (**Figure III.7**). Pour les passes consécutives, la texture change peu si ce n'est que les composantes S et Dillamore tendent à se reformer petit à petit.

I.3 Résultats en simulation VPSC

Afin de comprendre la disparité des textures entre les deux chemins de déformation, la simulation VPSC a été utilisée afin d'analyser vers quelles orientations tournent les quatre composantes idéales de déformation (Brass, Dillamore, Goss et S) ainsi que la composante ND-rotated Brass suite à un laminage classique ou à un laminage croisé (**Figure III.9**).



Figure III.9 : Simulation VPSC sur les composantes Brass, Dillamore, Goss, ND-rotated Brass et S : pour chaque composante coupe à $\varphi_2 = 0^\circ$, 45° et 90° , ODF supérieure = ODF de l'orientation idéale, ODF inférieure gauche = ODF suite à un laminage classique et ODF inférieure droite = ODF suite à un laminage croisé



Figure III.9 (suite) : Simulation VPSC sur les composantes Brass, Dillamore, Goss, NDrotated Brass et S : pour chaque composante coupe à $\varphi_2 = 0^\circ$, 45° et 90° , ODF supérieure = ODF de l'orientation idéale, ODF inférieure gauche = ODF suite à un laminage classique et ODF inférieure droite = ODF suite à un laminage croisé

Lors du laminage classique, la composante Brass tourne partiellement vers la composante S, alors que suite à un laminage croisé, elle subit une rotation vers la ND-rotated Brass et vers la composante Dillamore/Copper.

La composante Dillamore n'évolue pas au cours du laminage classique alors que son acuité est drastiquement réduite en laminage croisé. En effet, dans ce dernier cas, elle tourne vers les composantes S et Brass.

La composante Goss est conservée suite à un laminage classique mais se disperse le long de la fibre α . Suite au laminage croisé, elle disparaît complétement au profit de l'orientation Dillamore/Copper.

Que le laminage soit croisé ou non, la composante ND-rotated Brass a strictement le même comportement : elle tourne vers les orientations Brass et S (et Dillamore/Copper minoritairement).

Enfin, la composante S tend, sans l'atteindre, vers la composante Dillamore/Copper, suite à un laminage classique. Elle se transforme également en une composante Brass basculée de plus ou moins 12° selon Φ . Le laminage croisé la transforme en une composante Dillamore/Copper mais aussi de manière non-négligeable en une composante ND-rotated Brass.

Ces évolutions de texture et de microstructure vont être discutées au regard des propriétés mécaniques.

I.4 Discussion : Impact du chemin de déformation

Les résultats en mécanique sont sans équivoque : le procédé CARB permet d'obtenir une limite d'élasticité plus élevée, comme l'ont confirmé les quelques travaux sur ce procédé [61,62]. L'analyse des microstructures montre que celles-ci sont affinées plus rapidement en CARB qu'en ARB, la cohérence est donc évidente entre taille de grains et limite d'élasticité. En plus de ces résultats macroscopiques (mécanique) et microscopiques (microstructure), il est indispensable de prendre en considération ce qui se passe au niveau de la texture.

I.4.1 Disparité des textures

Les résultats de texture montrent deux impacts majeurs du laminage croisé sur la texture, la réduction (voire la disparition) des composantes classiques de laminage de l'aluminium et l'apparition d'une autre composante, la ND-rotated Brass. Celle-ci a déjà été référencée dans des études sur le laminage croisé de l'aluminium [83], du cuivre [84] et du nickel [85]. Pour comprendre les différences de texture entre les deux procédés, il est nécessaire de comprendre l'effet de la rotation de 90° autour de DN sur chacune des composantes présentes avant CARB (**Figure II.3**). Les modifications de texture engendrées par cette rotation sont décrites sur la **Figure III.10** où les ODF sont présentés en supposant une symétrie triclinique de la texture ($\phi_{1max} = 360^\circ$) afin d'avoir une meilleure vision de l'évolution des composantes.

Rappelons qu'une rotation de 90° selon DN équivaut à une rotation de la texture de 90° selon φ_1 [86] ce que montre bien les **Figure III.10** (**a,b,c et d**). Les composantes se divisent alors en deux groupes : celles qui tombent sur une nouvelle position (quelconque) et celles qui tombent sur une position équivalente (même famille d'orientations en raison de la multiplicité de l'orientation considérée) (**Figure III.10(e)**). Dans le premier groupe se trouvent toutes les composantes de déformation (Brass, Dillamore, Goss et S) et dans le second se trouvent les composantes Cube, Cube tournée et ND-rotated Brass. Ces trois composantes possèdent donc une symétrie d'ordre 4 autour de l'axe DN. Cette dernière composante se trouve à mi-chemin ($\Delta \varphi_1 = \pm 10^\circ$) entre la composante Brass et son orientation équivalente suite à la rotation. Ainsi, du seul fait de la rotation de 90°, les textures initiales lors du laminage classique et du laminage croisé sont différentes.



Figure III.10: ODF présentant les composantes communes de l'aluminium conventionnelles et suite à une rotation de 90° selon DN (a) $\varphi_2 = 0^\circ$ (b) $\varphi_2 = 0^\circ$ (c) $\varphi_2 = 0^\circ$ (d) $\varphi_2 = 0^\circ$ et (e) légende et bilan des rotations

L'invariance par cette rotation de la composante ND-rotated Brass explique que les simulations VPSC en laminages classique et croisé soient rigoureusement identiques pour cette composante (**Figure III.9**). Ainsi, après la deuxième passe en CARB, où la composante ND-rotated Brass est la composante majoritaire, les limites d'élasticité sont similaires suivant DL et DT compte tenu de sa symétrie d'ordre 4 (**Figure III.3**). Cette remarque est également valable pour les limites d'élasticité de l'Al6061 dont la texture initiale présente majoritairement la composante Cube (**Figure III.8**). Les figures de pôles {111} correspondantes (**Figure III. 11(a**)) montrent bien qu'une rotation de 90° autour de DN ne modifie pas la figure de pôles. Ceci se vérifie aussi pour les composantes Cube et Cube tournée contrairement aux composantes S, Goss, Dillamore et Brass (**Figure III. 11(b**)).

L'origine de la composante ND-rotated Brass est bien décrite par les simulations qui montrent qu'elle résulte du basculement de la composante Brass mais aussi de la composante S qui est majoritaire après le premier colaminage (**Figure III.8**).



Figure III. 11 : Figure de pôles {111} des composantes de l'aluminium rencontrées (a) composantes présentant une symétrie d'ordre 4 selon DN et (b) composantes ne présentant pas cette symétrie

Au bilan, à l'aide des calculs VPSC, il est possible d'expliquer la texture finale expérimentale obtenue après quelques passes d'ARB ou de CARB, selon les schémas proposés dans le **Tableau III.1**.

Tableau III.1: Évolution de la texture en ARB et en CARB d'après les simulations VPSC. La taille des caractères est schématiquement proportionnelle à la fraction de composantes. Les évolutions majeures sont décrites par des traits pleins et les mineures par des pointillés.



Les calculs VPSC ont été réalisés en compression plane (Éq. II.4) et ne peuvent donc pas rendre compte du développement de la composante Cube Tournée (Figure III.8). En effet, cette composante est typique du cisaillement [87] et il est donc nécessaire de s'intéresser à l'impact de ce cisaillement sur la texture locale dans l'épaisseur du composite.

I.4.2 Effet du cisaillement sur la texture locale

La distribution du cisaillement dans l'épaisseur, due à la contrainte tangentielle appliquée sur le plan de laminage (DL-DT), est particulière en ARB et en CARB compte tenu de la succession d'empilements et de colaminages (**Figure III.12**). Les travaux expérimentaux et numériques de *Lee et al.* [88] ont mis en lumière ce phénomène pour l'ARB. En effet, suite au premier colaminage (**Figure III.12 (a)**), un fort gradient en cisaillement a été relevé (points expérimentaux) puis modélisé (ligne) en fonction de la position dans l'épaisseur. Ensuite, en modélisant un colaminage (empilement puis laminage), les auteurs ont montré qu'il y avait une redistribution du cisaillement dans l'épaisseur en augmentant le nombre de passes (**Figure III.12 (b) (c) &(d)**).



Figure III.12 : Simulation de la répartition de la déformation de cisaillement en ARB (les points expérimentaux sont donnés pour le premier cycle) [88]

Les travaux de *Su et al.* [87] ont répertorié les composantes caractéristiques du cisaillement de l'aluminium en ARB, soient les orientations Cube tournée {001}<110>, E {111}<110>, F {111}<112> et Inverse Brass {112}<110>. Pour mettre en évidence cette texture de cisaillement et sa distribution hétérogène dans l'épaisseur du composite, une analyse EBSD sur la tranche (plan (DT-DN)) a été réalisée et les orientations ont été replacées dans le plan DL-DT [89] (**Figure III.13**).



Figure III.13 : Cartographies d'orientations cristallines (plan DT-DN) et figures de pôles {111} de toute la tranche (haut) et figures de pôles {111} des différentes zones (bas) après (a) ARB 1 et (b) CARB 2. Les points blancs correspondent aux orientations aléatoires.



Figure III.13 (suite) : Cartographies d'orientations cristallines (plan DT-DN) et figures de pôles {111} de toute la tranche (haut) et figures de pôles {111} des différentes zones (bas) après (a) ARB 1 et (b) CARB 2. Les points blancs correspondent aux orientations aléatoires.

Après le premier colaminage (ARB 1) (**Figure III.13a**), un gradient de texture est observable. Si la texture globale est bien une texture de déformation (S, Dillamore, Brass = texture type Cuivre) (voir figure de pôles à droite de la microstructure), localement, une forte disparité de texture apparaît. L'Al5754 présente une forte texture de type Cuivre alors que l'Al6061 présente deux textures distinctes. De l'interface avec l'Al5754 jusqu'à la mi-épaisseur de l'Al6061, l'alliage présente une texture cuivre à laquelle est associée la composante Cube (présente à l'état initial). Le reste de l'épaisseur de l'Al6061, plus en surface, présente une texture composée des trois composantes Cube tournée, E $\{111\}<110>$ et Inverse Brass $\{112\}<110>$ [90].

En faisant subir un colaminage croisé (CARB 2) à cet échantillon (**Figure III.13b**), ce sont alors six zones avec des textures différentes qui sont formées. La texture globale est décrite majoritairement par la composante ND-rotated Brass essentiellement présente dans l'Al5754 excepté en périphérie. Dans cette zone, celui-ci présente une texture de type Cuivre, résidu de texture issue de la précédente passe. Une zone représentée majoritairement par une forte composante Dillamore est présente dans l'Al6061 près de la dernière interface. Elle résulte de la rotation des composantes de cisaillement (Cube tournée, E et Inverse Brass) (**Figure III.13a**) placées au centre du composite avant laminage [91]. Au contraire, la zone périphérique de l'Al6061 est orientée principalement vers l'Inverse Brass.

Cette étude a mis en évidence une texture hétérogène dans l'épaisseur du matériau due au cisaillement au niveau du contact entre les cylindres du laminoir et la tôle. On note aussi une différence de texture entre les deux alliages (composantes S et Dillamore pour l'Al5754 et S, Brass et Cube pour l'Al6061). Ainsi, pour améliorer la simulation de la texture en VPSC (paragraphe **I.3**), il serait nécessaire d'introduire une composante de cisaillement dans le tenseur de déformation notamment pour les zones de peau.

I.4.3 Loi de Hall et Petch

Comme expliqué dans le premier chapitre, la rotation de 90° entraîne nécessairement l'activation de systèmes de glissement qui étaient latents lors du laminage précédent. Un tel changement de chemin de déformation ne doit pas avoir de répercussion sur la loi de Hall et Petch puisque celle-ci ne dépend que de la nature chimique du matériau et de sa cristallographie. Il est proposé de le vérifier ici pour les deux matériaux constituant le composite à partir des

essais de dureté (Éq I.6 : $H_v = H_0 + \frac{k_H}{\sqrt{d}}$).

La **Figure III.14** montre l'évolution de la dureté en fonction de la taille de grains dans chacun des alliages d'aluminium après ARB et CARB.



Figure III.14 : Lois de Hall et Petch obtenues pour l'Al5754 et l'Al6061

Comme on pouvait s'y attendre, chaque matériau suit bien une loi de Hall et Petch (**Figure III.14**). De plus, on remarque que la friction de réseau, ici traduite par Ho, est différente d'un matériau à l'autre, ce qui paraît logique car cette valeur dépend de la nature chimique des éléments constituant les alliages. En outre, on note que les constantes k_H sont très proches pour les deux matériaux, ce qui signifie que l'évolution de leur comportement mécanique avec la taille de grains est similaire. On vérifie donc bien que le chemin de déformation (ARB ou CARB) n'a pas d'influence sur la pente des lois de Hall et Petch de chaque matériau. En effet, on peut raisonnablement penser que, bien que les points expérimentaux associés au CARB soient légèrement au-dessus des courbes d'ARB, cela reste dans la dispersion expérimentale.

Par ailleurs, il est intéressant de noter que la pente pour l'Al5754 est très proche de celle obtenue en torsion par *Furukawa et al.* [92] ($k_h = 43.6 \text{ Hv.}\mu\text{m}^{-0.5}$) sur l'Al-3%Mg (autre appellation de l'Al5754) possédant des tailles de grains supérieures à 150 nm (**Figure III.15**). Donc le chemin de déformation n'a effectivement pas d'impact sur la loi de Hall et Petch.



Figure III.15 : Loi de Hall et Petch obtenue sur l'Al-3% Mg déformé en torsion [12]

De plus, il est à noter qu'un deuxième palier est atteint pour une taille de 150 nm, ce qui correspond à une nouvelle loi de Hall et Petch. Ce dernier a également été observé sur l'Al6061 après déformation par HPT en dessous d'une taille de grains de 500 nm [93]. Ainsi, la présente étude n'a pas permis d'atteindre ce second régime pour les deux alliages et ce quel que soit le procédé.

II Élaboration à 350°C par ARB et CARB du composite Al6061/Al5754

Dans la conclusion du **Chapitre I**, il a été explicité que la température de multicolaminage avait un effet antagoniste : son augmentation améliore la cohésion du composite, mais défavorise l'affinement des grains. Ainsi, suite à l'élaboration du composite à 350°C qui est une température considérée comme élevée pour l'aluminium, la limite d'élasticité, la microstructure ainsi que la texture ont été étudiées à cette température.

II.1 Influence de l'élaboration à chaud sur la limite d'élasticité des composites

Le procédé d'élaboration est le même qu'à l'ambiante sauf qu'avant chaque colaminage un recuit de 350°C pendant 15 min a lieu. Des essais mécaniques ont été réalisés sur les états initiaux et les états initiaux recuits (avant le premier colaminage), ainsi que sur les composites élaborés à chaud après 2 passes et 5 passes (**Figure III.16**).



Figure III.16 : Limite d'élasticité des états initiaux de l'Al6061 et de l'Al5754 dans les sens DL et DT, des états initiaux après un recuit à 350°C pendant 15 min et des composites élaborés à cette température en ARB et en CARB après 2 passes et 5 passes. Les parties supérieures des barres des échantillons multi-colaminées correspondent aux résultats obtenus à l'ambiante.

On remarque tout d'abord que le recuit des états initiaux affecte surtout l'Al5754. En effet, l'Al6061 est déjà recuit à l'état de réception (état O) et reste donc stable lors du recuit supplémentaire à 350°C, contrairement à l'A5754 qui présente un léger écrouissage (état H111). Les procédés ARB et CARB sont efficaces pour augmenter la limite d'élasticité du composite vis-à-vis des états initiaux. Toutefois, cette augmentation reste moindre par rapport aux essais à l'ambiante (voir les parties supérieures des barres qui correspondent à l'ambiante). Ceci s'explique par le fait qu'une partie des dislocations est annihilée lors du recuit précédent le laminage. Les essais après 5 passes montrent que les deux procédés sont très peu efficaces pour augmenter la limite d'élasticité au-delà de celle obtenue après deux passes. Le CARB s'avère tout de même légèrement plus efficace que l'ARB pour l'augmenter [94]. Après 2 et 5 passes, les limites d'élasticité sont très similaires selon DL et DT. Les composites élaborés à chaud sont donc plus isotropes que ceux élaborés à l'ambiante.

II.2. Microstructure

Après la première passe, la microstructure est affinée et les grains sont déformés et allongés selon DT (**Figure III.17**). Les microstructures sont très comparables après ARB ou CARB lorsque le nombre de passes augmente. Toutefois, l'Al6061 a des grains qui tendent à être plus équiaxes pour les deux procédés, tandis que les grains de l'Al5754 s'allongent encore. Entre la deuxième et la cinquième passe, seul un faible affinement de la microstructure est perceptible quelle que soit la technique et l'alliage considérés.



Figure III.17: Microstructure des états initiaux, après un colaminage (ARB 1) et après des colaminages classiques ARB 2 et ARB 5 et croisés CARB 2 et CARB 5

II.3 Texture

Le premier recuit de 350°C, effectué sur les états initiaux, n'affecte pas fondamentalement la texture (**Figure III.18**). Suite au premier laminage, la texture perd de son intensité. Les composantes Dillamore et S sont toujours présentes ainsi que la composante Brass et dans une moindre mesure l'orientation Cube. Les fibres α et β sont présentes.

Suite au deuxième laminage dans la même direction (ARB2), la texture est amputée de la fibre α bien que la composante Brass soit relativement présente et l'orientation Cube tournée apparaît. L'augmentation du nombre de passes ne modifie que très peu la texture. Toutefois, certaines composantes peuvent être plus intenses (ARB 4) ou d'autres orientations minorées (Brass pour ARB 3), mais il s'agit probablement d'un effet de statistique (nombre de grains pris en compte dans la mesure).



Figure III.18 : ODF des états initiaux bruts ainsi qu'après recuit et des composites réalisés en ARB et en CARB jusqu'à 5 passes

Dans le cas du CARB, suite au premier colaminage croisé, la composante Cube tournée apparaît comme pour l'ARB. Mais, contrairement à ce dernier, les orientations S, Dillamore, et Brass sont fortement réduites voire ont disparu, pour cette dernière.

II.4 Discussion

Les différentes analyses décrites précédemment ont été faites après chaque passe de laminage à chaud (chauffage de l'échantillon à 350°C pendant 15 minutes puis laminage). Il nous a semblé intéressant d'étudier les états avant colaminage donc juste après l'étape de chauffage.

II.2.1 Recristallisation statique

L'observation de la microstructure après recuit (**Figure III.19**) révèle que cette dernière est constituée de gros grains recristallisés pour les deux alliages.



Figure III.19 : Microstructure des états initiaux recuits et des échantillons recuits suite aux passes une, deux, trois et quatre

La **Figure III.20** montre l'évolution de la taille de grains selon DN et DT après les différents colaminages à chaud et recuits pour chacun des alliages. On remarque qu'après l'affinement associé au premier colaminage, les deux alliages subissent une succession de grossissements de grains lors des recuits et d'affinements lors des colaminages à chaud. Ceci conduit à une stabilité de la microstructure en fonction du nombre de passes qui explique la stagnation des limites d'élasticité obtenues après ARB et CARB à chaud. L'Al6061 montre un facteur de forme (largeur/ longueur) qui reste relativement constant au cours de cette succession

-87-

de laminages/recuits. Au contraire, les grains tendent à devenir de plus en plus équiaxes pour l'Al5754.



Figure III.20 : Évolution de la taille de grains selon DN et DT en fonction du nombre de passes pour (a) l'Al6061 et (b) l'Al5754

Cette différence de comportement morphologique des grains est probablement liée aux mécanismes de restauration/recristallisation mis en jeu lors du recuit. En effet, la **Figure III.21** montre que si les états déformés des deux aluminiums sont relativement similaires, suite au recuit, l'Al5754 possède des grains équiaxes recristallisés tandis que l'Al6061 présente de plus gros grains allongés selon DT. La microstructure de l'Al5754 pourrait s'expliquer par une forte

germination puis une croissance des germes alors que celle de l'Al6061 serait issue d'une restauration généralisée [95] laissant une forme allongée aux grains puis d'une croissance de ces derniers. Cette différence de comportement entre les deux alliages est probablement associée à leur énergie de défauts d'empilement (150 mJ.m⁻² pour l'Al6061 [96] et 90 mJ.m⁻² pour l'Al5754 [97], respectivement). En outre, l'Al5754 étant un alliage à durcissement par écrouissage, ceci peut expliquer sa forte dureté après laminage et donc une forte germination, visible sur la Figure III.22. Cette figure montre l'évolution de la dureté en fonction du temps de recuit suite au premier colaminage à chaud. Elle indique que les deux alliages sont recristallisés au bout d'environ 5 min, ce qui veut dire que pour chaque recuit intermédiaire (15 min), les deux matériaux sont complétement recristallisés.



Figure III.21 : Microstructures de l'Al6061 et de l'Al5754 pour l'échantillon multi-colaminé à 350°C (CARB 2) et de ce même échantillon suite au recuit (CARB 2 + Recuit). Les traits noirs représentent les HAGB et les traits rouges les LAGB.



Figure III.22 : Évolution de la microdureté en fonction du temps de recuit à 350°C après le premier colaminage à 350°C pour les deux alliages

Ceci est confirmé par la **Figure III.23** qui montre que le paramètre GOS (Grain Orientation Spread = dispersion d'orientation par rapport à l'orientation moyenne du grain) (**ANNEXE B**), indicateur de l'écrouissage locale, est systématiquement inférieur à 1° (valeur classique pour les états recristallisés) pour tous les états recuits. Ceci empêche donc la microstructure de cumuler la déformation au cours des différentes passes (GOS identique après chaque passe de laminage) et donc de diminuer la taille de grains et par voie de conséquence la limite d'élasticité (**Figure III.16**).



Figure III.23: Distribution du paramètre GOS en fonction du nombre de passes en CARB pour les états laminés et recuits

Lors de l'élaboration à chaud, la recristallisation statique a donc un impact majeur sur les limites d'élasticité. La température utilisée est trop élevée pour affiner la microstructure, ce qui explique les faibles limites d'élasticité obtenues par rapport aux essais réalisés à l'ambiante. Toutefois, il est à remarquer que le comportement mécanique obtenu à chaud est plus similaires selon DL ou DT qu'à l'ambiante (limites d'élasticité), il est donc intéressant d'observer la texture.

II.2.1 Anisotropie

La comparaison des procédés ARB et CARB à l'ambiante et à 350°C permet d'observer une perte d'acuité de la texture lors de la mise en forme à chaud (**Figure III.24**).



Figure III.24: Comparaison des ODF après deux passes en ARB et en CARB, à l'ambiante et à 350°C

Pour l'ARB, la composante Goss disparaît à chaud (donc la fibre α) et la composante Cube tournée se développe, alors que le CARB perd son orientation ND-rotated Brass (composante unique à l'ambiante) au profit de l'orientation Cube tournée.

À chaud, les textures sont donc composées essentiellement de la composante Cube tournée dont la symétrie particulière (**Figure III. 11**) explique la similitude des comportements mécaniques selon DL et DT. Enfin, la faible acuité de la texture à chaud signifie la présence de grains d'orientations aléatoires et conduit inévitablement à une meilleure isotropie.

III. Conclusion

Cette première partie a permis de comparer les multi-colaminages classique (ARB) et croisé (CARB) d'un point de vue mécanique mais aussi en termes de texture et de microstructure.

Réalisé à l'ambiante, le CARB s'avère plus efficace que l'ARB pour affiner la taille de grains et donc pour augmenter la limite d'élasticité. La différence entre ces deux procédés a pour origine l'écart de texture induit par la rotation de 90°, en CARB, avant chaque laminage qui permet à des plans de glissement normalement latents d'être activés. Ainsi, l'ARB est caractérisé par une texture classique de laminage de l'aluminium (fibres α et β) alors que le CARB est caractérisé par une forte composante ND rotated-Brass. Les simulations VPSC de la texture en compression plane ont mis en évidence cette disparité de texture entre les deux procédés. La cohérence entre simulation et expérience pourrait être toutefois augmentée en tenant compte d'une part, du cisaillement lors du calcul et, d'autre part, de sa répartition dans l'épaisseur du matériau (le repositionnement des composantes de cisaillement à mi-épaisseur lors de l'empilement des tôles crée une zone à forte orientation Dillamore lors du colaminage suivant).

Les résultats en température (350°C) se sont avérés moins intéressants que ceux obtenus à l'ambiante du point de vue de la limite d'élasticité. En effet, les recuits intermédiaires restaurent et recristallisent la microstructure et mènent à une stagnation de la taille de grains avec le nombre de passes, ce qui ne permet pas d'atteindre une microstructure à grains submicroniques. Cependant, une texture peu accusée pour l'ARB et le CARB ainsi que le développement de la composante Cube tournée permettent d'assurer une faible anisotropie du comportement mécanique selon les directions de sollicitation DL et DT des composites.

Pour conclure, quels que soient la température et le procédé d'élaboration, il a été toutefois possible d'obtenir un composite ayant une meilleure limite d'élasticité que les deux états initiaux.

CHAPITRE IV : ARCHITECTURE DES COUCHES ET PHYSICO-CHIMIE DES INTERFACES DANS LES COMPOSITES Al6061/Al5754 ET Al6061/ACIER IF

Chapitre IV : ARCHITECTURE DES COUCHES ET PHYSICO-CHIMIE DES INTERFACES DANS LES COMPOSITES Al6061/Al5754 ET Al6061/ACIER IF

Introduction

L'un des intérêts du multi-colaminage est la création de composites hyperdéformés. Le problème mis en avant dans le précédent chapitre est la perte de résistance mécanique avec l'augmentation de la température au cours de l'élaboration. Dans la littérature pourtant, divers travaux sur le colaminage montrent l'intérêt d'une élaboration à haute température pour améliorer l'adhésion des interfaces. De plus, en multi-colaminage, ces interfaces sont davantage sollicitées mécaniquement et, dans le cas d'une élaboration à chaud, subissent plusieurs recuits ce qui peut favoriser les phénomènes de diffusion assistés par la déformation plastique.

La première partie de ce chapitre se focalisera sur l'évolution de l'architecture et des interfaces du composite Al6061/Al5754 élaboré à température ambiante ainsi qu'à 350°C, en commençant par une étude de la force de cohésion en utilisant le test de pelage.

La seconde partie décrira le composite Al6061/Acier IF selon les mêmes aspects et s'intéressera à l'impact de l'architecture obtenue sur les propriétés mécaniques. Le multicolaminage sera réalisé à température ambiante et à 600°C.

I. Composite Al6061/Al5754

Les interfaces du composite Al6061/Al5754 élaboré à l'ambiante et à 350°C ont été étudiées par pelage afin de quantifier leur cohésion. Une observation des faciès de rupture par fractographie a complété cette approche. Ensuite, afin d'expliquer le niveau d'adhésion, les phénomènes de diffusion et de recristallisation aux interfaces ont été analysés. Enfin, une étude de la stratification par couches des deux alliages constituant les composites élaborés à froid et à chaud a été réalisée et les résultats à l'ambiante ont été comparés entre l'ARB et le CARB.

I.1 Essais de pelage

Les essais de pelage ont été réalisés sur les composites Al6061/Al5754 obtenus suite à un colaminage réalisé à l'ambiante et aussi à chaud, après un recuit de 350°C pendant 15 minutes ainsi que sur des colaminés Al6061/Al6061 et Al5754/Al5754 obtenus à température ambiante (**Tableau IV.1**).

Tableau IV.1 : Force de cohésion de l'Al6061 colaminé, de l'Al5754 colaminé, du composite Al6061/Al5754 colaminé à température ambiante et à 350°C

Interface	Al6061/Al6061	A15754/A15754	Al6061/Al5754	
			Élaboré à l'ambiante	Élaboré à 350°C
F _{max} (N/mm)	11,4	10,2	10,3	11,6

Le **Tableau IV.1** montre que les forces de cohésion sont très proches quel que soit le scénario. Toutefois, on peut noter qu'elles sont légèrement plus grandes pour les colaminés Al6061/Al6061 et Al6061/Al5754 à 350°C.

Dans le cas du multi-colaminage, il aurait été intéressant de suivre l'évolution de la cohésion de la première interface créée au cours des différentes passes (**Figure IV.1**, interface en rouge). On peut en effet supposer que la répétition du mécanisme de fragmentation-extrusion-soudage (**Chapitre I**) induit une amélioration de l'adhésion. Toutefois pour quantifier cette évolution, il aurait fallu polir l'échantillon de sorte à ne garder que les couches de part et d'autre de cette première interface pour réaliser le test de pelage et qui est difficile à mettre en œuvre sur des couches fines.



Mais comme cette étude n'a pas été possible, une observation des faciès de rupture a été effectuée après traction, réalisée dans le **Chapitre III**, afin de voir si une ouverture des interfaces est détectable ou non. En effet, cette ouverture, qui résulte de la striction des couches, indiquerait que celles-ci ne sont pas solidaires à l'issue de l'élaboration.

I.2 Fractographie

La fractographie (= étude des faciès de rupture) a été utilisée pour observer l'impact de la traction sur le (les) interface(s) (Figure IV.2) et notamment sur leur ouverture au cours de la traction.



Figure IV.2 : Fractographies des éprouvettes de traction dans le sens long (DL) après 2 passes (a)(b) et 5 passes (c)(d) élaborées en CARB (a)(c) à température ambiante et (b)(d) à $350^{\circ}C$

La **Figure IV.2** montre les différentes fractographies observées sur les échantillons élaborés en CARB à température ambiante et à 350°C après 2 et 5 passes.

Après deux passes, les faciès de rupture montrent une décohésion franche des trois interfaces pour les deux températures. La décohésion est plus prononcée pour la dernière interface que pour les deux interfaces créées lors du premier colaminage. Ceci laisse penser que le cumul de déformation assiste la cohésion.

Après cinq passes, une nette différence existe en fonction de la température. L'échantillon élaboré à température ambiante présente une stratification visible. Pour l'échantillon élaboré à 350°C, seule la dernière interface créée est clairement ouverte. La cohésion semble donc meilleure en température car les interfaces ne se sont pas ouvertes suite à un chargement.

I.3 Mécanismes activés en température

Les essais de pelage et les observations des faciès de rupture après traction montrent que l'adhésion des interfaces est favorisée lorsque le composite est élaboré à chaud. Comme énoncé dans le **Chapitre I**, la recristallisation et la diffusion sont susceptibles d'apparaître en température. En effet, il a été montré dans la bibliographie que la température, en diminuant la limite d'écoulement des alliages d'aluminium, permettait une meilleure rupture de la couche d'alumine et ainsi une meilleure mise en contact intime des deux alliages colaminés. Ceci favoriserait la diffusion et la recristallisation aux interfaces (**Chapitre I**). Ces phénomènes ont donc été étudiés ici sur les échantillons élaborés en CARB à 350°C.

I.3.1 <u>Étude de la diffusion</u>

La diffusion a été étudiée en réalisant des profils chimiques au niveau de la plus ancienne interface (interface créée lors du premier colaminage) du composite. L'élément pertinent à relever est le magnésium car sa concentration est la plus significativement différente dans les deux alliages (voir **Tableaux II.2 & 3**), l'Al6061 en possédant moins que l'Al5754. La **Figure IV.3** permet d'observer les profondeurs de diffusion suite à la première, la troisième et la cinquième passe. Cette profondeur évolue de 2,5 μ m à 5 μ m avec les passes. Sachant que la poire d'interaction est d'environ 2 μ m dans les conditions d'expérience, la profondeur de diffusion de 2,5 μ m, relevée suite au premier colaminage, n'est pas significative. Cependant, l'augmentation de cette profondeur avec le nombre de cycles est visible.



Figure IV.3 : Profil chimique du magnésium de l'interface créée lors du premier colaminage après une, trois et cinq passes en CARB à 350°C



Figure IV.4 : Profil chimique du magnésium de l'interface créée lors du premier colaminage suite à une élaboration en CARB à 350°C après cinq passes, CARB 5 passes à 350°C + un recuit (15 min 350°C) et en CARB 5 passes à l'ambiante

Afin de mesurer l'infuence du recuit, réalisé entre chaque passe de laminage, sur la diffusion aux interfaces, le profil chimique au travers de la premiere interface créée a été tracé après recuit de l'echantillon CARB 5 passes. En comparant les profils chimiques avant (CARB 5 350°C) et après recuit (CARB 5 350°C + Recuit) (**Figure IV.4**), aucune différence est décelable entre les deux étapes. Ceci montre que la diffusion est largement assistée par la déformation plastique. En revanche, le profil chimique de l'essai à l'ambiante (CARB 5 Ambiante), montre une profondeur de diffusion très faible voire inexistante.

L'élaboration à chaud semble aboutir, localement, à la création d'un nouvel alliage d'aluminium associant la chimie des deux matériaux.

Au bilan, pour favoriser la diffusion, il est important de laminer à chaud, voire même de consolider les interfaces après élaboration en effectuant un recuit du composite.

I.3.2 Étude de la recristallisation

Le second mécanisme activé thermiquement est la recristallisation, celle-ci étant effective à 350°C comme l'a montré le **Chapitre III**, une seconde étude de la recristallisation a consisté à observer si celle-ci avait lieu au niveau des interfaces ; autrement dit, si des grains traversaient ou non les interfaces suite aux différents recuits [2].

Une étude EBSD a été réalisée sur les échantillons CARB 1 à 5 après les recuits intermédiaires de 15 min à 350°C. Les cartographies EBSD faites sur la tranche (plan DN-DT) (**Figure IV.5**) permettent de distinguer les deux alliages jusqu'à la troisième passe, l'Al6061 ayant des grains plus gros que l'Al5754 (cf **Figure III.17**). Suite au quatrième recuit, au niveau des plus anciennes interfaces (issues du premier laminage, notées 1), des zones avec des grains traversant l'interface sont visibles (**Figure IV.5**). Les alliages restent néanmoins encore distinguables compte tenu des différences de taille de grains. En revanche, le cinquième recuit montre une microstructure plus homogène malgré l'existence de gros grains dans l'Al6061. Les plus vieilles interfaces (1) sont très difficilement décernables et tendent même, pour la plupart, à disparaître. Des grains ont également tendance à envahir les interfaces plus récentes (2 et 3). Seules les avant-dernières (4) et dernières (5) interfaces restent marquées.

La **Figure IV.6** présente la microstructure du colaminé CARB 5 à chaud (donc entre CARB 4 + recuit et CARB 5 + recuit) et à l'ambiante. Dans le premier cas, la cartographie en couleurs ne permet pas de différencier les deux alliages, donc les grains aux interfaces, c'est pourquoi une image de la microstructure via l'indice de qualité (IQ) des diagrammes de Kikuchi est présentée. Les interfaces sont visibles là où l'indexation n'a pas pu se faire, donc l'interface correspond à un liseré noir. Les interfaces les plus anciennes (1) ne sont effectivement pas visibles sur toute leur longueur voire même ont disparu. Les autres interfaces sont toutes distinguables.



Figure IV.5 : Description des plans {hkl}//(DL-DT) des microstructure des états recuits pendant 15 min à 350°C en CARB élaboré à 350°C après une, deux, trois passes, quatre et cinq passes (les numéros correspondent à la passe où l'interface a été créée)



Figure IV.5 (suite) : Description des plans {hkl}//(DL-DT) des microstructure des états recuits pendant 15 min à 350°C en CARB élaboré à 350°C après une, deux, trois passes, quatre et cinq passes (les numéros correspondent à la passe où l'interface a été créée)



Figure IV.6 : Cartographies EBSD en IPF (haut - Description des plans {hkl}//(DL-DT)) et IQ (bas) suite à (a) un multi-colaminage croisé à chaud (CARB5 350°C) et (b) un multicolaminage à froid (CARB 5 Ambiante)

Pour l'échantillon élaboré à température ambiante, non seulement les alliages sont complétement différenciables et les interfaces franches voire ouvertes pour certaines quelle que soit leur génération, mais, en plus, il apparaît que l'architecture n'est pas homogène. En effet, alors que les couches sont parfaitement rectilignes à 350°C, elles sont ondulées à l'ambiante mais surtout les couches d'Al5754 sont sujettes à une striction (voir flèches blanches **Figure IV.6 (b)**).

I.4 Discussion : composite formé de deux aluminiums

Les essais de pelage montrent un impact positif de l'élaboration à chaud sur l'adhésion des interfaces comme d'autres études [16,23]. Par ailleurs, il est intéressant d'observer que l'adhésion du colaminé Al6061/Al6061 est meilleure que celle du colaminé Al5754/Al5754. L'explication est donnée par le modèle de Cooper & Alwood (Éq. I.3). En effet, ce dernier prend en compte la contrainte d'écoulement (Y) du matériau qui permet de caractériser la facilité du matériau à s'extruder. Dans ce modèle, plus le matériau s'écoule facilement plastiquement (faible dureté), meilleure est l'adhérence. Or, le Chapitre III a montré que la dureté est plus faible pour l'Al6061 que pour l'Al5754 (Figure III.4) et la dureté des deux alliages diminue lorsque le laminage est fait à chaud (Figure III.16). Ainsi, les résultats de pelage sont en accord avec le modèle de Cooper & Alwood.

Le multi-colaminage de ce composite a été réalisé à température ambiante et à 350°C. Ces deux types d'élaboration ont permis de créer des composites différents du point de vue microstructural (**Chapitre III**) mais également au niveau chimique et architectural.

I.4.1 Composite élaboré à température ambiante

L'observation de la tranche après cinq passes (**Figure IV.2**) montre une ouverture des interfaces ou en tout cas une séparation nette et précise des deux matériaux. Cette observation est confirmée par la très faible profondeur de diffusion estimée après cinq passes à l'ambiante (**Figure IV.4**).

Un point intéressant à noter est l'apparition de la striction des tôles d'Al5754 dans le composite ce qui crée une architecture ondulée (**Figure IV.6**).

C'est un phénomène récurrent dans les composites colaminés ou multi-colaminés contenant deux métaux différents avec une phase plus dure que l'autre, ce qui regroupe les composites bimétalliques tels que les couples Fe/Ag, Ni/Ag [98], Al/Fe [99] ou encore Ti/Al [100]. Dans le cas présent, il ne s'agit pas de métaux différents mais d'alliages d'aluminium différents ; ce qui a déjà été observé dans une précédente étude sur un multi-colaminé Al2219/Al5086 [101].

Les travaux de *Hwang et al.* [102] ont été parmi les premiers à tenter de formaliser l'apparition de la striction lors de l'élaboration d'un sandwich en colaminage. Ce n'est que récemment (2016) que le modèle a été appliqué à l'ARB par *Reihanian et al* [103]. Ce modèle part de cinq hypothèses :

- La déformation élastique des tôles est négligée
- Les déformations dans les tôles sont des déformations planes
- Les tôles sont soudées entre elles
- Les contraintes sont distribuées uniformément dans l'épaisseur
- Il n'y a pas d'effet d'anisotropie

La troisième hypothèse est très intéressante car elle suppose, de fait, qu'il ne peut pas y avoir de striction (affinement local d'une couche) sans adhésion entre les tôles.

Selon ces hypothèses, il a été montré que lors du laminage d'un composite, les couches du matériau le moins dur sont en compression tandis que celles du matériau le plus dur sont en traction selon DL; c'est pourquoi la striction, typique des essais de traction, se produit seulement dans les couches dures (**Annexe C**).

Reihanian et al. proposent le critère de Considère (critère d'apparition de la striction) modifié suivant pour l'apparition de la striction dans la phase dure :

$$\bar{\varepsilon}_{\text{striction}} = \frac{n_{d}}{\sqrt{3}(1-H) \left[1 - \frac{A_{m}}{A_{d}} \left(\bar{\varepsilon}_{\text{neck}}\right)^{n_{m} - n_{d}}\right]}$$
(Éq IV.1)

 $\overline{\epsilon}_{striction}$: déformation critique d'apparition de la striction

H : pourcentage de phase dure dans l'épaisseur

 A_m et A_d sont des constantes liées à la phase molle et dure, respectivement, et n_m et n_d les coefficients d'écrouissage de la phase dure et molle respectivement telle que $\sigma = A\epsilon^n$ (loi d'Hollomon)

Ce modèle stipule que la striction est d'autant plus facilitée si les matériaux considérés sont dissimilaires mécaniquement et si la proportion de phase dure est limitée. Tout comme dans un essai de traction, l'aboutissement de la striction est la rupture.

Dans le présent modèle, appliqué à l'ARB, la traction de la phase dure a lieu principalement dans le sens de laminage. En revanche, en CARB, la rotation de 90° entre chaque passe redistribue différemment les contraintes dans le composite et va donc retarder l'apparition de la striction.

En effet, en comparant les deux procédés après 5 passes (**Figure IV.7**) dans le plan DL-DN, le processus de striction s'avère bien plus avancé en ARB qu'en CARB et même, localement, l'Al5754 est presque rompu dans la matrice d'Al6061. Les cartographies dans le plan DN-DT montrent que la stratification est préservée dans ce plan, bien que les épaisseurs soient irrégulières, ce qui est cohérent à la vue des résultats dans l'autre plan. Le CARB permet donc de maintenir la stratification car il atteint le critère de striction pour un plus grand nombre de passes que l'ARB suivant une direction.



Figure IV.7 : Cartographie EDS des composites après cinq passes à température ambiante en ARB (a)(c) et en CARB(b)(d) dans les plans DL-DN(a)(b) et DT-DN(c)(d) (l'élément considéré est le Mg, couches sombres = Al6061, couches claires = Al5754)

En conclusion, dans le cas de l'élaboration à l'ambiante, quel que soit le procédé, tôt (pour l'ARB) ou tard (pour le CARB) la striction apparaît. Selon les hypothèses de *Reihanian et al.* [103]), ceci révèle que les couches sont solidaires. Pourtant elles ne le sont que partiellement comme le montrent les faciès de rupture après traction et la faible diffusion aux interfaces. En conséquence, le composite créé à l'ambiante, bien que plus résistant que les deux alliages séparés initiaux (**Chapitre I**) ne présente pas une cohésion complète de ses interfaces.

I.4.2 <u>Composite élaboré à chaud (350°C)</u>

Le composite élaboré à chaud est différent chimiquement et architecturalement par rapport à celui élaboré à l'ambiante. Deux phénomènes activés thermiquement sont à prendre en compte pour expliquer cette disparité : la diffusion et la recristallisation.

La diffusion n'est possible que si l'adhésion entre les matériaux est localement effective. Le flux J d'atomes de la couche A vers la couche B est exprimé par l'équation de Fick [104] :

$$j_A = -D_{AB} \overline{\text{grad}} C_A$$
 (Éq IV.2)

 D_{AB} : coefficient de diffusion de l'espèce A dans le milieu B (en m².s⁻¹) C_A : concentration de l'espèce A

Dans la présente étude, il est pertinent de ne parler que de diffusion selon l'épaisseur donc cette équation peut être réécrite pour un problème 1D, selon l'axe des z :

$$j_{A} = -D_{AB} \frac{\partial C_{A}}{\partial z}$$
 (Éq IV.3)

La diffusion suit une loi d'Arrhenius et est reliée à la profondeur de diffusion par l'équation suivante :

$$D = D_0 e^{-\frac{Q}{RT}} = \frac{x^2}{2t}$$
 (Éq IV.4)

 D_0 : coefficient de diffusion indépendant de la température (en m².s⁻¹)

Q : énergie d'activation de la diffusion (en $J.mol^{-1}$)

R : constante des gaz parfaits (=8,31 J.mol⁻¹.K⁻¹)

T : température (en Kelvins)

x : profondeur de diffusion (en mm)

t : temps de recuit (en secondes)

Dans la présente étude, c'est l'évolution de la diffusion du magnésium qui a été choisie, celui-ci étant en proportions différentes dans les deux alliages d'aluminium. En se référant à un abaque [105], il apparaît que cet élément ne diffuse dans l'aluminium qu'à partir de 667K soit à partir de 394°C donc au-dessus de la température de recuit qui est de 350°C. Même si on admet que la diffusion est effective à cette température, les profondeurs de diffusion après 3 et 5 recuits seraient de 2,3 μ m et 3,2 μ m contre 4,0 μ m et 5 μ m mesurées expérimentalement, en prenant D₀=1,24 m².s⁻¹, Q=130,4 kJ.mol⁻¹ et, comme temps, t=15n (n est le nombre de laminage précédent chaque recuit qui dure 15 min). Il existe donc un ou des paramètres qui facilitent cette

diffusion. Or, la comparaison entre les états laminés à chaud avant et après recuit tend à appuyer l'hypothèse d'un faible impact du recuit intermédiaire sur la diffusion (**Figure IV.4**). Donc, si la diffusion n'a pas lieu lors du recuit, cela signifie qu'elle se produit durant le colaminage à chaud, ce qui fait que la diffusion est assistée par la contrainte et la déformation.

Ceci se vérifie lorsqu'on compare les profondeurs de diffusion après colaminages à l'ambiante et à chaud (**Figure IV.4**) [58]. Lors du laminage, les dislocations et les lacunes créées dans le matériau favorisent la diffusion [106]. Leur présence facilite alors le transport des atomes notamment ceux en solution solide, comme le magnésium et ainsi promeut la diffusion. De plus, il n'est pas exclu qu'un auto-échauffement dû au laminage permette d'atteindre localement la température de diffusion thermique du magnésium dans l'aluminium (394°C).

En plus de la diffusion, l'apparition de grains aux interfaces due à la recristallisation lors des recuits de 350° pendant 15 minutes permet théoriquement de garantir une bonne cohésion (qualitative) observée en fractographie (**Figure IV.2**).

En conclusion, il apparaît que le multi-colaminage à chaud renforce la continuité chimique et microstructurale aux interfaces, ce qui est favorable à la tenue mécanique du composite.

I.5 Conclusion

Le multi-colaminage a permis l'élaboration de différents composites Al6061/Al5754 selon la température de mise en forme :

À l'ambiante, le composite présente une stratification nette dans l'épaisseur. Toutefois,
l'alliage le plus dur, c'est-à-dire l'Al5754, est sujet à la striction et tend même à rompre après
passes dans le cas de l'ARB. Cette striction est due aux différences de comportement
mécanique entre les deux matériaux (principe d'une inclusion dure dans une matrice molle). Le
CARB permet de repousser l'apparition de la striction, en limitant le cumul de déformation
dans une seule direction compte tenu de la rotation de 90°.
- À 350°C, un mélange entre les deux matériaux apparaît grâce au laminage à chaud et au recuit après déformation. Ce traitement thermomécanique conduit au soudage diffusion des deux alliages. Il s'en suit l'apparition de grains à l'aplomb des interfaces. Il est à noter qu'aucune striction n'est visible contrairement à l'ambiante. On peut supposer que, lors du laminage à chaud, les limites d'écoulement des alliages sont proches ce qui permet de limiter la striction. De plus, le recuit suivant chaque colaminage restaure les propriétés des matériaux évitant le cumul de déformation propice à la striction.

Compte tenu de ces résultats, l'étude d'un composite Aluminium/Acier s'avère pertinente car elle pousse encore plus loin la disparité chimique autant que mécanique entre les matériaux multi-colaminés.

II Composite Al6061/Acier IF

L'étude du composite Al6061/Acier IF a notamment consisté à comparer les architectures obtenues à température ambiante et à 600°C. Comme expliqué dans le **Chapitre II**, le sandwich primaire (ARB 0) d'1 mm d'épaisseur a nécessité un colaminage (30% de réduction) plus deux laminages (27% + 37%) (cf **Chapitre II**). Il a été choisi de ne l'élaborer qu'à froid. Pour l'élaboration à 600°C, le premier recuit de 10 minutes est effectué avant le deuxième colaminage d'ARB 1 car la température ne peut pas être garantie constante (à 600°C) entre chaque laminage lors de l'élaboration d'ARB 0.

II.1 Architecture

Des observations en microscopie optique ont été réalisées dans les deux plans DL-DN et DT-DN des échantillons (**Figure IV.8**).

En ce qui concerne l'élaboration à l'ambiante, si les deux premiers colaminages (ARB1 et ARB0) préservent très visiblement la stratification, le troisième colaminage (ARB 2) conduit à une striction de l'acier et même à une fragmentation dans le plan DL-DN. Dans l'autre plan DT-DN, cette striction est moins prononcée. Le dernier colaminage (ARB 3) accentue le processus de fragmentation de l'acier même dans le plan DT-DN mais les fragments y ont une taille plus importante que dans l'autre plan. De plus, ces fragments d'acier ne sont plus, pour la plupart, strictement parallèles à la direction de laminage. Il est à remarquer que les deux couches externes d'aluminium ont tendance à disparaître et que les interfaces aluminium/aluminium ne sont pas discernables.

Pour l'essai à 600°C, pour ARB3, la striction a eu lieu mais la fragmentation est très limitée. La stratification est, en effet, relativement bien préservée comparativement au composite réalisé à l'ambiante surtout dans le plan DT-DN. De plus, une forte porosité (= zones noircies) est également présente, de manière plus prononcée dans la tranche DL-DN que dans la section DT-DN, c'est durant le polissage que l'arrachement a eu lieu. Enfin, on note qu'une troisième phase est apparue aux interfaces Al6061/Acier IF (**Figure IV.9**).



(a) (b) Figure IV.8 : Observations en microscopie optique du composite Al6061/Acier IF dans les plans DL-DN et DT-DN pour ARB 0, ARB 1, ARB 2, ARB 3 élaborés à l'ambiante et ARB 3 élaboré à 600°C (phase sombre = acier, phase claire = aluminium)



Figure IV.9 : Images MEB du composite Al6061/Acier IF élaboré à 600°C après trois passes (plan DL-DT)

Cette nouvelle phase, suite à une analyse chimique, s'avèrent être l'intermétallique Al₅Fe₂. La **Figure IV.9** (a) montre que les intermétalliques sont présents de façon hétérogène dans le composite aux interfaces aluminium/acier. Certaines couches d'aluminium ont quasiment disparu. Très distinctement, ces couches d'aluminium disparaissent au profit de l'intermétallique, alors que celles d'acier sont toujours clairement visibles. Le zoom de la **Figure IV.9(b)** montre que l'intermétallique s'insère entre les couches d'aluminium et d'acier mais aussi dans l'aluminium alors que l'acier en reste relativement vierge.

II.2 Essais de traction

II.2.1 Limites d'élasticité

Des essais de traction ont été réalisés sur ces composites dans les sens long et transverse, ainsi que sur les états initiaux (**Figure IV.10**).



Figure IV.10: Limites d'élasticité de l'Al6061, de l'acier IF et des composites élaborés par ARB à l'ambiante et à 600°C

Les deux états initiaux montrent une limite d'élasticité similaire dans les deux directions et l'acier possède une limite d'élasticité trois fois supérieure à celle de l'aluminium (\approx 180 MPa et \approx 60 MPa, respectivement). Le sandwich primaire (ARB 0) augmente radicalement la limite d'élasticité par rapport à l'acier et, donc d'autant plus par rapport à l'aluminium (\approx 180 MPa \rightarrow

≈360 MPa et ≈180 MPa → ≈210MPa, selon DL et DT, respectivement). Le second colaminage (ARB 1) améliore encore la limite d'élasticité mais plus subtilement (≈400 MPa et ≈450 MPa, selon DL et DT, respectivement). La situation stagne pour ARB 2. En revanche, l'ARB3 conduit à l'effondrement de la limite d'élasticité notamment dans le sens long (≈400 MPa → ≈180 MPa).

Après ARB 3 à 600°C, le composite perd sa résistance dans le sens transverse (170 MPa en moins par rapport à l'ambiante).

Quoiqu'il en soit, toutes les limites d'élasticité sont nettement meilleures que celles des états initiaux exceptée la limite d'élasticité d'ARB 3 à l'ambiante dans le sens long qui équivaut à celle de l'acier initial.

II.2.2 Fractographies

Les faciès de rupture des éprouvettes de traction selon les sens long et transverse ont été observés pour le sandwich primaire ainsi qu'après ARB3 à température ambiante et à 600°C (**Figure IV.11**).



Figure IV.11 : Fractographies des éprouvettes dont les essais de traction ont été réalisés dans les sens long et transverse suite à l'élaboration du sandwich primaire (ARB 0), et pour ARB 3 à l'ambiante et à 600°C (ARB 3 600°C)

Sur le sandwich primaire, les interfaces sont franchement ouvertes quelle que soit la direction de traction considérée.

Pour ARB 3 à température ambiante, la traction dans la direction de laminage conduit à la rupture des différentes couches mais le faciès présente un plus fort relief que le sandwich primaire, et les interfaces sont moins visibles, de la matière a été désencastrée et non arrachée. Dans le cas de la traction selon la direction transverse, le faciès de rupture est moins tourmenté, ce qui est également le cas de l'échantillon élaboré à 600°C. Pour ce dernier, le faciès montre globalement une bonne cohésion des interfaces puisque celles-ci ne sont pas discernables pour la plupart; en effet, très peu d'interfaces ouvertes sont décelables.

II.3 Discussion : composite bimétallique

Tout comme pour le composite élaboré avec les deux aluminiums, le composite Al6061/Acier IF a une architecture qui change en fonction de la température de mise en forme.

La striction est également observée. De plus, compte tenu des propriétés mécaniques très différentes des deux matériaux, il apparaît une forte fragmentation de l'acier. Enfin, l'élaboration à chaud provoque la formation de l'intermétallique Al₅Fe₂.

II.3.1 <u>Composite élaboré à température ambiante : Matrice</u> <u>d'aluminium à renforts d'acier</u>

Pour l'élaboration à température ambiante et pour ARB 3, le composite montre une architecture composée d'une matrice d'aluminium comportant des renforts d'acier, la stratification étant totalement perdue. La fragmentation de l'acier s'avère très défavorable pour la limite d'élasticité, qui chute drastiquement (**Figure IV.10**), ce qu'ont déjà montré les travaux de *Talebian et al.* [99]. La fragmentation de l'acier conduit à une localisation de la contrainte lors de la traction dans l'aluminium et non plus dans les deux métaux. Ainsi, la rupture de l'aluminium est facilitée ce qui explique le fort relief en fractographie **Figure IV.11**. Toutefois, cette chute n'est pas observée pour ARB 2 malgré la fragmentation de l'acier. De fait, il existe une longueur « critique » des fragments au-dessous de laquelle la chute des caractéristiques mécaniques est effective. C'est ainsi qu'après ARB 3, les limites d'élasticité sont très différentes dans les sens long et transverse car l'acier est moins fragmenté dans cette direction.

La fragmentation de l'acier peut laisser penser que le composite perd en densité puisque localement celui-ci est absent. La **Figure IV.12** montre que c'est l'opposé qui se produit, ce qui laisse supposer un appauvrissement en aluminium. Ce résultat s'explique par le fait que l'aluminium est chassé au cours des colaminages vers l'arrière de l'échantillon (**Figure IV.13**)

du fait de sa plus faible limite d'écoulement. Ainsi, les fragments d'acier se rapprochent, ce qui densifie le matériau qui reste toutefois beaucoup plus léger que l'acier seul ($\rho_{Acier IF} = 7900 \text{ kg.m-3}$).



Figure IV.12 : Densité du composite en fonction du nombre de passes d'ARB



Figure IV.13 Photographie de l'arrière d'un échantillon ARB0 Al6061/Acier délaminé

La fragmentation de l'acier n'empêche pas son écrouissage au cours des colaminages (**Figure IV.14**). En revanche, ce n'est plus l'acier qui tient la charge lors de la traction ultérieure du composite. Tout comme le composite d'aluminium, c'est le premier colaminage qui augmente le plus la dureté. Toutefois, l'élaboration du sandwich primaire a beaucoup plus durci

l'acier (+150 HV) que l'aluminium (+20 HV). En dépit du fort écrouissage de l'acier, le composite tient sa faible limite d'élasticité à la perte de stratification à partir d'ARB 3.



Figure IV.14 : Évolution de la microdureté en fonction du nombre de passes

En conclusion, l'élaboration d'un composite aluminium/acier IF par multi-colaminage mène à un matériau constitué d'une matrice d'aluminium avec des renforts d'acier. Cette architecture est défavorable pour ses propriétés mécaniques. En effet, la présence de zones dénuées d'acier facilite la rupture exclusive dans l'aluminium. De plus, l'aluminium se déformant plus que l'acier, il se raréfie en épaisseur ce qui entraîne une augmentation de la densité du composite avec le nombre de passes. Dans une optique d'augmentation de la résistance mécanique et d'allègement des structures, il est donc conseillé de se limiter à une voire deux passes d'ARB.

I.3.2 Composite élaboré à chaud (600°C) : Composite à trois phases

L'élaboration à 600°C a mené à l'apparition de la phase intermétallique Al₅Fe₂. D'après la **Figure IV.9**, il semble que ce soit dans les couches d'aluminium que se forment les intermétalliques et non dans celles d'acier ; Il est important de savoir comment les intermétalliques évoluent au cours du recuit qui suit un colaminage pour optimiser la gamme de transformation (température de colaminage et temps de recuit). La **Figure IV.15**, qui présente l'évolution du même échantillon avant et après recuit, montre clairement que la phase Al₅Fe₂ présente après colaminage à chaud, croît pendant le recuit à 600°C. Cette croissance s'observe particulièrement sur les interfaces fermées après colaminage, ce qui facilite la diffusion lors du recuit (**Figure IV.15, flèches rouges**). L'apparition et la propagation des

intermétalliques s'avèrent extrêmement hétérogènes puisqu'elles dépendent de l'adhésion initiale entre les couches qui est elle-même hétérogène.



Figure IV.15 : Cartographie MEB (BSE) dans le plan DL-DT sur (a) un échantillon élaboré à 600°C après 2 passes et (b) un échantillon élaboré à 600°C après 2 passes et recuit 10 min à 600°C

L'observation d'un profil chimique de l'aluminium et du fer (**Figure IV.16**) appuie les observations microstructurales : c'est le fer qui diffuse dans l'aluminium et non l'inverse. Effectivement, d'après [107], l'aluminium ne diffuse dans le fer que dans une plage allant de 730 à 1400°C donc au-dessus de la température utilisée et il doit donc surtout être en fusion. En revanche, le fer diffuse dans l'aluminium dans une plage de température allant de 520°C à la fusion de l'aluminium (≈ 660 °C).



Figure IV.16 : Profil chimique de l'aluminium et du fer dans le composite pour ARB 2 à 600°C

Le replacement de l'aluminium par les intermétalliques risque d'augmenter la densité du composite. La **Figure IV.17** montre effectivement, qu'en plus d'augmenter la masse volumique du composite avec le nombre de passes, le multi colaminage à 600°C conduit à un composite plus dense que celui élaboré à l'ambiante.



Figure IV.17 : Masse volumique du composite en fonction du nombre de passes à température ambiante et à 600°C

En effet, les intermétalliques, dont la densité ($\rho(Al_5Fe_2) = 3962 \text{ kg. m}^{-3}$) est comprise entre celle de l'Al6061 ($\rho(Al6061) = 2700 \text{ kg. m}^{-3}$) et de l'acier IF ($\rho(Acier IF) = 7900 \text{ kg.m}^{-3}$) contribuent à l'augmentation de la densité du composite. Une fois encore, l'ARB à chaud contrecarre l'allègement des structures obtenu par l'introduction d'aluminium dans le composite.

Quoiqu'il en soit, l'apparition d'intermétalliques Al_5Fe_2 pour des applications structurales est défavorable. Cette phase est en effet répertoriée comme étant néfaste car c'est une phase fragile, comme tous les aluminides de fer riches en aluminium (HV = 1050-110) [108, 109].

II.4 Conclusion

Le multi-colaminage de composites formés d'Al6061 et d'acier IF a permis l'obtention de deux matériaux distincts suivant la température de mise en forme :

 À l'ambiante, le composite est constitué d'une matrice d'aluminium avec des renforts d'acier compte tenu de la forte différence de comportement mécanique des deux métaux. Cette architecture est très défavorable pour les propriétés mécaniques bien que les deux matériaux s'écrouissent individuellement. L'aluminium joue en effet le rôle de maillon faible car il est seul à tenir la charge lorsque l'acier est fragmenté.

- À 600°C, une phase d'intermétallique Al₅Fe₂ apparaît lors du recuit. Cette phase se situe exclusivement dans les couches d'aluminium qu'elle remplace car seule la diffusion du fer dans l'aluminium est possible et non l'inverse. La fragmentation des couches d'acier est également observée ce qui mène à une chute de la limite d'élasticité mais qui reste plus élevée que celle obtenue pour les états initiaux et cela malgré la présence des intermétalliques.

Quelle que soit la température d'élaboration, la présente étude montre que l'augmentation du nombre de passes n'est ni favorable pour la résistance mécanique ni pour l'allégement du matériau. La densité augmente à cause de la déformation plus importante de l'aluminium et, pour l'élaboration à 600°C, à cause de la diffusion du fer dans l'aluminium créant une phase Al₅Fe₂ plus dense que l'aluminium.

III. Conclusion

Du fait de la différence d'élaboration entre les deux composites (l'ARB 1 du composite Al6061/Al5754 n'a nécessité qu'une passe alors que l'ARB0 du composite Al6061/Acier IF a nécessité un colaminage plus deux laminages), leur comparaison au niveau de la précocité de la fragmentation de la phase dure s'avère hasardeuse. Toutefois, quels que soient les composites multi-colaminés, si les matériaux n'ont pas les mêmes propriétés mécaniques, la striction puis la fragmentation de la phase dure ont lieu, particulièrement à température ambiante. Néanmoins, le multi-colaminage croisé permet de garder la stratification pour un plus grand nombre de passes. La fragmentation de la phase dure est très défavorable pour l'obtention de bonnes propriétés mécaniques ce qui a été vu pour le composite Al6061/Acier.

L'adhésion des couches des composites élaborés à l'ambiante est moins bonne que celle des composites réalisés en température. L'étude du multi-colaminage a permis l'observation de phénomène apparaissant aux interfaces exclusivement en température : la formation d'un réseau de grains continu (=grains interfaciaux) entre les deux alliages d'aluminium et la formation d'intermétalliques entre l'aluminium et l'acier. Cette dernière montre par ailleurs que l'élaboration à chaud des composites permet la diffusion des différents éléments. Si le composite d'aluminium tend vers le mélange des deux alliages qui le composent, le second tend vers un composite Acier/Al₅Fe₂.

Des problèmes de densification des composites ont également été mis en avant pour le composite Al6061/Acier IF à chaud. En effet, les composites ont une masse volumique qui augmente avec le nombre de passes de colaminage ce qui n'est évidemment pas recherché dans une optique d'allégement des structures.

CHAPITRE V : SOUDABILITÉ ET CAPACITÉ DE BLINDAGE MAGNÉTIQUE DES COMPOSITES MULTI-COLAMINÉS

Chapitre V : SOUDABILITÉ ET CAPACITÉ DE BLINDAGE MAGNÉTIQUE DES COMPOSITES MULTI-COLAMINÉS

Introduction

Le multi-colaminage est très largement utilisé comme technique d'hyperdéformation permettant d'améliorer les propriétés mécaniques (**Chapitre III**) mais aussi comme procédé d'élaboration de composites métalliques à l'état solide (**Chapitre IV**). La création de composites par multi-colaminage est pertinente car elle permet évidemment de combiner les propriétés de deux matériaux afin de pallier leur(s) faiblesse(s) respectives. Cette présente partie propose de mettre en avant les aptitudes particulières des deux composites élaborés dans le cadre de cette étude. Pour le composite Al6061/Al5754, c'est la résistance à la fissuration à chaud qui est recherchée tandis que, pour le composite Al6061/Acier IF, une capacité de blindage à basses fréquences est désirée.

I. Composite Al6061/Al5754 : résistance à la fissuration à chaud

I.1 Introduction bibliographique

L'alliage Al6061, bien que largement utilisé dans l'industrie [110], présente le désavantage de fissurer à chaud [111, 112] ce qui le rend peu apte au soudage. L'apparition de cette fissuration à chaud est due à sa composition chimique. En effet, les solutés présents, et notamment le magnésium et le silicium, ont un impact sur la solidification de l'aluminium. Comme le montre la **Figure V.1**, l'Al6061 a des teneurs en magnésium et en silicium qui se situent au niveau des pics de sensibilité à la fissuration à chaud.



Figure V.1: Sensibilité à la fissuration à chaud en fonction de la proportion de soluté (Si ou Mg) pour des alliages binaires Al-Si et Al-Mg [113] et de l'Al6061 et de l'Al5754

L'intérêt de la présente étude est d'élaborer un composite multi-colaminé associant l'Al6061 à l'Al5754, ce dernier étant moins sensible à la fissuration à chaud et tout autant utilisé en aéronautique. En effet, les alliages d'aluminium de la famille 5000 sont utilisés comme métal d'apport pour permettre le soudage des tôles d'aluminium 6000. Donc, l'idée est de créer un composite ne présentant pas de fissuration à chaud tout en gardant les propriétés mécaniques recherchées des aluminiums Al6061 et Al5754.

I.2 Le soudage TIG

Afin de vérifier la résistance à chaud du composite Al6061/Al5754, un soudage TIG (Tungsten Inert Gas) a été réalisé [114]. Le soudage TIG est une technique de soudage à l'arc électrique (**Figure V.2**). Ce dernier est créé entre une électrode de tungstène ($T_f = 3000^{\circ}C$) contenue dans une torche et l'échantillon, ce qui entraîne la fusion de la zone impactée. Afin d'éviter toute oxydation, il est nécessaire de le réaliser sous atmosphère inerte. La torche est déplacée avec ou sans métal d'apport pour former un cordon de soudure. L'utilisation du soudage TIG est très répandue car le travail réalisé est précis et esthétique, tout en étant automatisable bien que la vitesse de soudage soit limitée.



Figure V.2 : Schéma du soudage TIG [114]

Le soudage a été réalisé à l'Institut des Matériaux Jean Rouxel de Nantes (IMN). Le cordon a été fait sans métal d'apport après avoir nettoyé la surface du composite à l'acétone. La vitesse de soudage a été fixée à 15cm/min. Le courant alternatif a été réglé à 40A et la tension à 13V. Le gaz inerte utilisé était de l'argon à 100%.

I.3 Observations en microscopie optique

Les essais de soudage TIG ont été réalisés exclusivement sur les composites élaborés en CARB à 350°C. Le cordon de soudure a été fait dans le plan DL-DT du côté Al5754 et du côté Al6061, selon DL, ainsi que sur les états initiaux (**Figure V.3**).

Le soudage de l'Al6061 à l'état initial provoque une fissure visible au niveau du cordon de soudure. Au contraire, l'Al5754 ne présente pas de fissure.

Le premier colaminage, quel que soit le côté soudé, ne présente aucune fissuration. Lorsque la soudure est réalisée du côté Al6061, l'interface entre les deux alliages disparaît au niveau du cordon. Au contraire, celle-ci est encore clairement visible lorsque la soudure est réalisée du côté Al5754. On peut noter la présence de porosités le long de cette interface .Cellesci sont plutôt localisées au bord de l'échantillon pour la soudure côté Al6061.



Figure V.3 : Observation en microscopie optique de la section DN-DT des échantillons après soudage TIG des états initiaux d'Al6061 et d'Al5454 et sur les composites élaborés en CARB à 350°C après 1, 2 et 5 passes

Pour le second colaminage (CARB 2), on remarque que le cordon traverse difficilement l'épaisseur lors du soudage du côté A15754. Des porosités sont encore présentes dans les deux cas, mais cette fois à la limite entre la zone de fusion et celle où les couches sont visibles.

Après cinq passes (CARB 5), pour les deux côtés de soudage, le cordon a traversé toute l'épaisseur du composite. Des porosités sont visibles sur le bord extérieur de l'échantillon et entre la zone fondue et le composite de base.

En résumé, il n'y a pas de fissuration lors du soudage dès lors que l'Al6061 est colaminé avec l'Al5754.

I.4 Analyses microstructurales et chimiques

Afin de comprendre cette absence de fissuration dans le composite, une cartographie EBSD-EDS a été réalisée sur l'échantillon ARB 1 où la soudure a été faite du côté Al5754 (**Figure V.4**) afin d'obtenir une information simultanée sur la chimie et la cristallographie.



Figure V.4 : (a) Micrographie en microscopie optique, (b) cartographie EBSD et (c) zoom (carré noir sur (b)) de la cartographie EBSD (avec joints de grains en noir) superposée à l'EDS de l'échantillon ayant subi le soudage du côté Al5754 après une passe d'ARB

La zone soudée est seulement du côté de l'Al5754 car seule cette dernière présente très clairement des grains allongés, colonnaires, tandis qu'en dessous, du côté de l'Al6061, le composite ne présente que des grains recristallisés alors qu'ils étaient déformés après le colaminage à chaud (**Figure III.17**). Cette zone a donc été affectée thermiquement (ZAT). De même, une ZAT est visible dans l'Al5754 (grains recristallisés). Il est intéressant de noter que chimiquement (en proportion de Mg) les deux matériaux sont dissociables. Toutefois, les grains colonnaires semblent croître de l'Al6061 vers l'Al5754, ce qui conduit à un gradient chimique dans ces grains. Des pores sont présents au niveau de l'interface Al6061/Al5754 dans la ZAT.



Figure V.5 : Cartographies IPF (gauche) et cartographies présentant les joints de grains et la teneur en magnésium des échantillons ayant eu un cordon de soudage (a) après une passe du côté Al6061, (b) après deux passes côté 5754 et (c) après deux passes côté 6061





Figure V.5 (suite) : Cartographies IPF (gauche) et cartographies présentant les joints de grains et la teneur en magnésium des échantillons ayant eu un cordon de soudage (a) après une passe du côté Al6061, (b) après deux passes côté 5754 et (c) après deux passes côté 6061

Pour les autres échantillons quel que soit le côté soudé (**Figure V.5**), la zone fondue (avec des grains colonnaires) présente une chimie qui résulte du mélange des deux alliages tandis que la ZAT présente des grains recristallisés et une séparation franche des deux alliages chimiquement. On remarque également la présence notable de pores au niveau des interfaces Al6061/Al5754 plutôt situés dans la ZAT (particulièrement sur les **Figure V.5 (b) et (c)**).

I.5 Discussion : Soudage TIG sur le composite Al6061/Al5754

La résistance à la fissuration à chaud des composites élaborés en CARB à 350°C a été montrée (**Figure V.3**). Toutefois, la raison de cette résistance n'est pas unique. En effet, il faut séparer deux cas : le soudage sur le CARB 1 effectué côté Al5754 et le reste des échantillons.

En effet, pour le CARB 1 effectué côté Al5754, la profondeur de la zone soudée (selon DN) (**Figure V.4**) ainsi que la différence de morphologie des grains entre les deux alliages prouvent que l'Al6061 n'est pas entré massivement en fusion, ce qui le préserve de la fissuration à chaud. La difficulté de fondre l'Al6061 pourrait être due aux deux paramètres matériaux que sont la conductivité (thermique et électrique) et la température de fusion (**Chapitre II.1**). La

conductivité est relativement plus faible dans l'Al5754 que dans l'Al6061, ce qui limiterait la puissance électrique apportée à l'Al6061 lorsque le soudage a lieu du côté Al5754. Par ailleurs, si effectivement la température de fusion de l'Al5754 est plus basse que celle de l'Al6061 (les plages des températures de fusion des deux aluminiums s'entremêlent [115]), il est possible également que la température de fusion de l'Al5754 ne permette pas de faire fondre l'Al6061. En résumé ; la couche d'Al5754 fait office de barrière pour la fusion de l'Al6061. Après deux passes en CARB (**Figure V.1**), ce phénomène est drastiquement atténué ce qui laisse penser qu'il est lié à l'épaisseur des couches d'Al5754.

Pour tous les autres cas, il y a une zone fondue importante, mélange des deux alliages, comme le montrent les cartographies chimiques des soudages effectués (**Figure V.5 (a, b et c)**). Ainsi dans cette zone fondue, il en résulte un décalage des teneurs en Mg et Si sur les courbes de sensibilité à la fissuration à chaud de la **Figure V.6**, suffisant pour l'empêcher.



Figure V.6 : Sensibilité à la fissuration à chaud en fonction de la proportion de soluté (Si ou Mg) pour des alliages binaires Al-Si et Al-Mg, de l'Al6061, de l'Al5754 et de leur mélange

A titre de comparaison, il nous a semblé intéressant de réaliser un soudage TIG sur deux tôles superposées sans qu'elles soient préalablement colaminées. Il s'est alors avéré, en conservant les mêmes paramètres process, que le soudage entre les deux alliages n'était pas possible. De plus, une augmentation de la puissance (intensité et tension) a mené à la destruction des échantillons. Il apparaît donc que le colaminage préalable est nécessaire pour réaliser un tel soudage. En brisant la couche d'oxyde (mécanisme de fragmentation-extrusion-soudage), le colaminage facilite alors le soudage des deux alliages (**Chapitre I**).

Si les interfaces ne sont plus présentes dans la zone soudée, elles le sont toujours dans la ZAT et semblent propices à l'apparition d'une porosité (**Figure V.5**) qu'il faut prendre en compte car les pores peuvent servir d'amorce de rupture [111,116]. Cette porosité est probablement due à l'emprisonnement d'air entre les tôles lors du colaminage (**Figure I.5**) et à son gonflement au cours de la montée en température lors du soudage.

I.6 Conclusion

Le composite Al6061/Al5754 est apte à résister à la fissuration à chaud lors d'un soudage TIG de deux façons différentes :

- Pour le premier colaminage (CARB 1), le soudage TIG côté Al5754 empêche la fusion de l'Al6061 donc la fissuration à chaud.
- Pour le premier colaminage côté Al6061 et les autres passes quel que soit le côté, le mélange entre les deux alliages permet de changer la teneur en magnésium et en silicium du nouvel alliage créé, ce qui diminue la sensibilité du composite à la fissuration à chaud

Ce composite colaminé offre donc de nouvelles perspectives d'application alliant par exemple la bonne résistance à la corrosion de l'Al5754 aux bonnes propriétés mécaniques de l'Al6061. Par ailleurs, ce colaminé pourra être ultérieurement assemblé par soudage.

II. Composite Al6061/Acier IF : Blindage magnétique

II.1 Introduction bibliographique

Le blindage électromagnétique [117] est un enjeu des plus importants étant donné l'explosion de la technologie électronique. En effet, les appareils électroniques peuvent émettre des interférences néfastes pour leur environnement (quatrième source de pollution publique après les pollutions sonores, de l'eau et de l'air [118]) ou, au contraire, être sensibles à ces interférences ce qui est un problème pour leur durée de vie. Également, un aspect sécuritaire est en jeu car le blindage magnétique permet d'éviter le piratage ou l'accès à des données sensibles [119].

L'efficacité du blindage (Shielding Effectiveness, SE) est la somme de trois contributions, la réflexion (R) en surface du matériau, l'absorption (A) et les réflexions multiples (B) dans le volume [120] (**Figure V.7**).



Figure V.7 : Mécanismes du blindage électromagnétique pour une onde incidente ayant un champ électrique E_i et un champ magnétique H_i [121]

Ces trois contributions sont reliées aux paramètres matériau selon les équations suivantes :

$$R(dB) = 168-10\log(f\frac{\mu_r}{\sigma_r})$$
 (Éq V.1)

$$A(dB) = 20 \log(1 - e^{-2t/\delta})$$
 (Éq V.2)

$$B(dB) = 1,314t \times \sqrt{f\mu_r \sigma_r}$$
 (Éq V.3)

Avec
$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi\mu\sigma f}}$$
 (en m), l'épaisseur de peau (Éq V.4)

 $\begin{array}{l} f: fréquence de l'onde électromagnétique \\ \mu_r: perméabilité magnétique relative du matériau \\ \sigma_r: conductivité électrique relative du matériau \\ \mu: perméabilité magnétique du matériau (H.m^{-1}) \\ \sigma: conductivité électrique du matériau (\Omega^{-1}.m^{-1}) \\ t: épaisseur du matériau (en m) \end{array}$

Le multi-colaminage de deux matériaux, à cause de l'alternance de la nature des couches, complexifie la répartition de ces différentes contributions dans le matériau.

Le choix de l'acier et de l'aluminium est pertinent pour alléger les structures grâce à l'aluminium mais aussi parce que l'acier est ferromagnétique. Le ferromagnétisme est la capacité qu'a un matériau à s'aimanter très fortement sous l'effet d'un champ magnétique extérieur et à conserver une partie de cette aimantation suite au retrait du champ extérieur. Au niveau du blindage magnétique, cela confère au matériau une aptitude à canaliser les lignes de champ magnétique et donc à blinder. Ainsi, il serait possible de blinder à basses fréquences grâce à l'acier, ce qui est une propriété très recherchée [122-124]. En outre, comme vu dans le **Chapitre IV**, l'influence sur le blindage des différentes architectures, notamment l'obtention d'un composite à matrice d'aluminium avec des renforts d'acier, pourrait montrer également un intérêt.

II.2 Blindage magnétique : technique expérimentale et simulation

II.2.1 Réalisation du banc d'essai

Afin de tester le blindage magnétique du composite Al6061/Acier IF/Al6061, un banc d'essai a été élaboré au sein du laboratoire électrotechnique SATIE au CNAM de Paris. Le banc est constitué d'une source produisant un champ magnétique et de capteurs magnétiques. La source est constituée d'une bobine, de 60 mm de diamètre et de 70 mm de hauteur, constituée

de 100 spires de fil de cuivre d'un diamètre de 1 mm. Cette bobine est alimentée par un amplificateur piloté par un générateur à basses fréquences. Un ampèremètre mesure le courant dans la bobine. La mesure est différentielle, c'est-à-dire que le champ magnétique créé par la bobine avec et sans l'écran constitué par l'échantillon est mesuré. L'échantillon est un carré de 30 mm de côté et de 1 mm d'épaisseur. Celui-ci est posé au-dessus de la bobine (à 10 mm) et il est centré sur son axe de révolution. Une sonde Hall est positionnée au-dessus de l'échantillon afin de récupérer l'induction magnétique de sortie (**Figure V.8**).

L'effet Hall se produit dans un matériau conducteur lorsque celui-ci est parcouru par un courant (I) et soumis à une induction magnétique (B). Une tension (V_H), dite de Hall, dans la direction du produit vectoriel des deux autres paramètres est induite et vaut :

$$V_{\rm H} = R_{\rm H} \frac{\rm I.B}{\rm e}$$
 (Éq. V.5)

Avec R_H , la constante de Hall du matériau et e, l'épaisseur de la sonde dans la direction de l'induction magnétique.

Il y a donc une relation linéaire entre la tension de Hall relevée dans la sonde et le champ magnétique auquel elle est soumise.



Figure V.8 : Montage expérimental pour mesurer la capacité de blindage : (a) Schéma de principe du montage et (b) photographie du montage



Figure V.8 (suite): Montage expérimental pour mesurer la capacité de blindage : (a) Schéma de principe du montage et (b) photographie du montage

Le blindage magnétique (SE) ou atténuation est déterminé comme suit :

SE (dB)= - 20 log
$$\left(\frac{B_s}{B_{air}}\right)$$
 = - 20 log $\left(\frac{V_s}{V_{air}}\right)$ (Éq. V.6)

Avec B_s et V_{s} , l'induction et la tension de Hall en sortie de l'échantillon, respectivement, et B_{air} et V_{air} , l'induction et la tension de Hall relevées à la même position sans échantillon, respectivement.

Les essais ont été réalisés de 2 Hz à 2 000 Hz avec une intensité de 400 mA (limite du banc pour toute la gamme de fréquences).

II.2.2 Simulation par éléments finis du blindage magnétique

Le logiciel FEMM® (Finite Element Method Magnetics) a été utilisé pour simuler le blindage du composite Al6061/Acier IF et notamment pour visualiser les lignes de champ. La méthode des éléments finis est très puissante pour l'approximation numérique de solutions de problèmes aux limites (statiques ou dynamiques). Le domaine d'étude est fractionné en éléments, appelés mailles, qui sont le plus souvent triangulaires en 2D. Le modèle utilisé est régi par le formalisme électromagnétique de Maxwell et ne permet de faire que de la simulation en 2D.

La géométrie simulée est représentée sur la **Figure V.9**. On considère ici un problème de magnétostatique avec une géométrie axisymétrique (=cylindrique). Les conditions aux limites de la boîte de simulation (espace maillé) sont telles que le vecteur potentiel A, tel que $B = \nabla \times A$, soit nul aux limites confinant le flux magnétique dans la boîte (condition aux limites de type Dirichlet [125]).

Les mailles, triangulaires, ne peuvent pas avoir d'angles inférieurs à 30. La « zone » de simulation (la partie effectivement maillée) a une hauteur de 516 mm et un rayon de 250 mm. Les paramètres électromagnétiques de la boîte sont ceux de l'air ($\mu_r = 1$ et $\sigma = 0$ MS.m⁻¹). La taille de la maille est de 0,5 mm, c'est-à-dire que son périmètre n'excède pas 0,5 mm. L'aire de la bobine de cuivre ($\mu_r = 1$ et $\sigma = 60$ MS.m⁻¹) est la somme de la section des 100 spires de 1 mm de diamètre. Un courant y circule dans le sens circonférentiel pour créer le champ magnétique. La taille de maille n'y excède pas 0,11mm.



Figure V.9 : Boîte de simulation avec mailles (en jaune), bobine (orange) et géométrie des divers échantillons

L'échantillon est positionné à 15 mm (10 mm + 5 mm de plastique, voir **Figure V.8b**) au-dessus de la bobine. Les colaminés sont représentés par des couches superposées d'Al6061 et d'acier IF (voir **Tableau II.1** pour les paramètres électromagnétiques de l'aluminium et de l'acier) faisant au total toujours 1 mm d'épaisseur. La taille de maille maximale est de 0,05 mm. Pour ARB 3, la géométrie est celle d'une matrice continue d'aluminium dans laquelle ont été placés des renforts ellipsoïdaux d'acier IF. On suppose que les épaisseurs des couches d'Al6061 et d'acier IF sont les mêmes. La simulation accomplie, seule la composante selon z du champ magnétique (composante normale) est relevée pour pouvoir être comparée à l'expérience. En effet, la sonde Hall ne permet d'accéder qu'à cette composante du champ magnétique, cette dernière étant perpendiculaire à la surface de l'échantillon.

II.3 Blindage magnétique : résultats expérimentaux

Suite à la réalisation du montage, l'induction magnétique a tout d'abord été mesurée sans échantillon. Puis, elle a été relevée pour le cuivre (matériau de référence), pour les matériaux bruts Al6061 et Acier IF et pour les échantillons multi-colaminés à l'ambiante et à chaud qui font tous 1 mm d'épaisseur. Les mesures ont été réalisées à 20, 200, 2 000 et 20 000 Hz donc dans une gamme de basses fréquences (**Figure V.10**).



Figure V.10 : Résultats des mesures de blindage magnétique

Le cuivre et l'aluminium ont un comportement assez similaire : le blindage est quasiment nul à 20 et 200 Hz alors qu'il est de l'ordre de 2dB pour l'acier. En revanche, il s'avère bien plus important à 2 kHz et surtout à 20 kHz et est beaucoup plus efficace que l'acier. Le sandwich primaire (ARB 0) montre un blindage un peu plus faible que l'acier à 20 et 200 Hz et un blindage équivalent à celui de l'aluminium pour les deux fréquences plus élevées.

Pour les échantillons élaborés à l'ambiante, l'échantillon ARB 3 est le plus performant quelle que soit la fréquence, vient ensuite l'ARB 1 puis l'ARB 2, qui présente même un blindage positif à 20 Hz.

Pour les échantillons élaborés à 600°C, il est à noter qu'ils ont tous un blindage équivalent. Ils s'avèrent particulièrement efficaces entre 20 et 200 Hz, comparativement à tous les autres échantillons, atteignant un blindage proche de celui de l'acier. À 2 000 et 20 000 Hz, leur blindage se rapproche plutôt de celui de l'aluminium tout en étant toutefois moins bon.

II.4 Blindage magnétique : résultat des simulations

Afin d'observer plus précisément le comportement des lignes de champs et la répartition du champ magnétique, des simulations par éléments finis ont été réalisées pour les échantillons élaborés à l'ambiante. Jusqu'à ARB 2, il a été supposé que les échantillons étaient parfaitement stratifiés (sans striction ou rupture) avec comme proportions un tiers d'acier et deux tiers d'aluminium. Pour la dernière passe ARB 3, le matériau modélisé est constitué d'une matrice d'aluminium avec des renforts d'acier IF distribués aléatoirement. Avant d'entreprendre ces calculs, la simulation utilisée a tout d'abord dû être validée.

II.4.1 Validation de la simulation

Deux sondes à effet Hall, l'une placée 5 mm au-dessus de l'échantillon (20 mm audessus de la bobine) et la seconde, 5 mm sous l'échantillon (10 mm de la bobine) ont été déplacées radialement afin de mesurer l'induction magnétique tous les 5 mm à partir de l'axe de révolution et jusqu'à 45 mm. Ces valeurs d'induction ont également été simulées pour les mêmes positions (**Figure V.11**).



Figure V.11 : Schématisation de la boîte de simulation utilisée et des différentes architectures de composites testées.

La Figure V.12 montre la comparaison entre l'expérience et la simulation par éléments finis. Sachant qu'expérimentalement la distance entre la sonde d'entrée et l'échantillon ne peut être ajustée qu'à plus ou moins 2 mm, il peut être nécessaire de modifier cette distance lors de la simulation. Ainsi, la Figure V.12 (a) montre l'effet d'un décalage de 2 mm de la sonde d'entrée sur l'induction magnétique simulée. Dans ces conditions, les résultats expérimentaux et simulés sont comparables dans l'air à basses et hautes fréquences.



Figure V.12 : Induction magnétique en entrée et en sortie mesurée dans l'air à (a) 20 Hz et (b) 2 000 Hz en fonction de la distance à l'axe de révolution

Le même test, effectué à 2 000 Hz, sur les matériaux bruts et sur l'échantillon ARB 1 est également concluant. Le décalage entre la simulation et l'expérience sur les **Figure V.12**





(c)

Figure V.13 : Induction magnétique en entrée et en sortie mesurée et simulée à 2 000 Hz pour l'aluminium, l'acier et l'échantillon ARB 1 élaboré à l'ambiante

La simulation est donc validée. Par ailleurs, elle montre une forte sensibilité des mesures vis-à-vis de la position des sondes. Il est donc nécessaire d'améliorer le banc de mesure pour avoir une meilleure reproductibilité des résultats.

II.4.2 Simulation du blindage magnétique

La capacité de blindage a été simulée à partir de la valeur du champ magnétique à r = 0 mm et à 5 mm au-dessus de l'échantillon. Elle a également pu être comparée aux résultats expérimentaux décrits précédemment (**Figure V.14**).



Figure V.14 : Résultats expérimentaux (barres remplies) et simulés (barres vides) du blindage des matériaux bruts et des échantillons d'ARB élaborés à l'ambiante à 20, 200, 2 000 et 20 000 Hz

La **Figure V.14** montre que la simulation du blindage est correcte à la fois pour l'aluminium et l'acier seul. D'une manière générale, malgré les écarts entre les valeurs expérimentales et simulées, probablement attribuables à la différence entre l'architecture réelle (**Figure IV.8**) et l'architecture simulée, l'évolution du blindage expérimental et simulé en fonction de la fréquence, pour un échantillon donné, est comparable. La qualité du blindage est améliorée lorsque la fréquence augmente ce qui est conforme avec l'expérience. Notons que l'échantillon ARB 2 ne présente pas d'atténuation négative à 20 Hz, contrairement à l'expérience, qui résulte sans doute d'une erreur lors de l'acquisition.

Il apparaît que la stratification en fines couches (ARB 2) est défavorable au blindage alors que la présence de renforts d'acier dans l'aluminium semble de nouveau l'améliorer.

On peut conclure que l'architecture a donc un effet non négligeable sur le blindage qui est correctement reproduit par la simulation.

II.5 Discussion : Impact de l'architecture des composites sur leur blindage magnétique

Que les résultats soient expérimentaux ou simulés, le multi-colaminage s'avère intéressant vis à vis du blindage magnétique puisqu'il permet de palier le mauvais blindage de l'aluminium à basses fréquences (20 et 200 Hz) et celui de l'acier aux plus hautes fréquences (2 000 et 20 000 Hz) en garantissant un bon blindage sur toute la gamme de fréquences analysées.

Avant de caractériser le comportement magnétique des métaux multi-colaminés, il est intéressant d'observer comment l'aluminium et l'acier répondent individuellement à la présence d'un champ magnétique.

II.5.1 Comportement magnétique de l'aluminium et de l'acier

L'aluminium ne blinde qu'à partir de 2 000 Hz comme le montre la simulation et l'expérience (**Figure V.14**). Cette réponse est due à l'apparition des courants de Foucault induits par le champ magnétique [126] : le champ magnétique induit crée, à partir d'une certaine fréquence, des courants circulaires à l'intérieur du matériau qui engendrent un champ magnétique s'opposant à celui induit (loi de Lenz-Faraday). Ces courants sont décelables sur la **Figure V.15 (a, b, c et d)** où l'on visualise l'apparition de la densité de courant en fonction de la fréquence. Cette dernière figure montre concrètement qu'à 20 et 200 Hz, l'aluminium ne perturbe pas les lignes de champ (=lignes tangentielles au champ magnétique en tout point) alors qu'une déviation est visible à 2 000 Hz et même une répulsion hors du matériau à 20 000 Hz.

Au contraire, l'acier (**Figure V.15** (**e**, **f**, **g et h**) dévie les lignes de champ magnétique pour les deux plus basses fréquences. Pour les deux plus élevées, les lignes sont canalisées à la surface de l'échantillon et créent un courant surfacique qui a pour conséquence de faire apparaître un champ magnétique dans le matériau (**Figure V.16**).



Figure V.15: Densité de courant induit à (a) 20 Hz, (b) 200 Hz, (c) 2 000 Hz et (d) 20 000 Hz et les lignes de champ magnétique

L'observation du gradient d'induction magnétique à 20 Hz et 20 kHz (**Figure V.16**) renseigne également sur la disparité entre les deux matériaux. L'aluminium est totalement transparent au champ magnétique à basse fréquence. Au contraire, à partir de 20 000 Hz, le champ magnétique est repoussé de l'échantillon. Il est à remarquer que l'extrémité de l'échantillon présente un effet de bord où le champ magnétique s'avère plus fort. Pour l'acier, le changement de fréquence change peu l'environnement magnétique de l'échantillon mais

intensifie l'induction magnétique locale. En effet, à très basse fréquence (20 Hz), l'aimantation interne résulte en un champ magnétique réparti également dans le volume (mais fonction de la distance à l'axe de symétrie) alors qu'à plus haute fréquence le champ magnétique est plus intense en surface qu'en profondeur. Ces simulations sont en accord avec la **Figure V.14**.



Figure V.16: Gradient d'induction magnétique autour et dans les échantillons d'aluminium et d'acier à 20 et 20 000 Hz (bobine en dessous de la zone observée)

Compte tenu de la différence de comportement des deux matériaux en termes de blindage magnétique, il est intéressant de simuler celui des composites multi-colaminés. En effet, il est difficile d'anticiper leur comportement compte tenu de l'architecture complexe des couches.

II.5.2 <u>Comportement magnétique de l'aluminium et de l'acier multi-</u> <u>colaminés</u>

Compte tenu des différences d'architecture obtenues suivant le nombre de colaminages (**Figure IV.8**), les réponses au champ magnétique sont susceptibles d'être diversifiées.

Les trois premières simulations (ARB 0 à ARB 2) sont faites sur un matériau multicouches alors que la dernière (ARB 3) est réalisée sur une matrice d'aluminium avec des renforts d'acier (**Figure V.16**).




20 000 Hz



Figure V.17: Gradient d'induction magnétique et ligne de champ (a) autour et dans les échantillons multi-colaminés (ARB 0, 1, 2 et 3) à 20 Hz et 20 000 Hz et (b) zoom sur le volume des composites



Figure V.18 : Densité de courant à 20 000 Hz pour les échantillons multi-colaminés

Pour les trois premières passes, rappelons que l'affinement et la multiplication du nombre de couches n'est pas efficace pour le blindage (**Figure V.14**). L'observation de l'induction magnétique dans le matériau à 20 Hz (**Figure V.17**) permet difficilement d'en expliquer les raisons. Toutefois, il est pertinent de noter que le champ magnétique s'affaiblit de plus en plus dans l'acier en se rapprochant du centre de l'échantillon ($r \rightarrow 0$ mm) lorsque le nombre de passes augmente. Ceci est d'autant plus vrai pour les deux couches les moins superficielles d'ARB 2. L'explication pourrait être que les dipôles magnétiques (=aimants) d'acier sont multipliés en augmentant le nombre de passes. L'induction magnétique créée par l'aimantation d'une couche entrerait alors en conflit avec celle des autres, ce qui affaiblirait le champ magnétique. Pour ARB 3, les renforts d'acier s'avèrent peu efficaces à capter et canaliser le champ magnétique d'où le moins bon blindage obtenu.

À 20 000 Hz, il est intéressant de voir que, bien que l'acier ne soit plus en un seul bloc, contrairement à l'acier seul (**Figure V.9**), les lignes de champ sont toujours canalisées en surface des premières et dernières couches d'acier rencontrées.

En ce qui concerne la densité de courant (de Foucault) (**Figure V.18**), ce sont les couches superficielles d'aluminium qui présentent les valeurs les plus importantes. C'est toutefois l'extrémité de l'échantillon qui concentre le plus l'activité car c'est vers lui que sont focalisées les lignes de champ. L'augmentation du nombre de couches conduit à une meilleure répartition des courants de Foucault dans la longueur de la couche. Pour ARB 3, l'aluminium

étant continu, les courants de Foucault y sont beaucoup mieux répartis dans l'épaisseur. On peut voir que les renforts d'acier complexifient drastiquement le chemin des lignes de champ.

Par ailleurs, la taille des échantillons est de loin le paramètre le plus important à prendre en compte (**Figure V.19**). En effet, en augmentant la longueur des tôles en simulation (cinq fois plus longues que la réalité, donc $r=15\rightarrow75$ mm), par exemple pour ARB 0, des blindages de -16 dB à 20 Hz et de 56 dB à 20 000 Hz sont obtenus contre 2 dB et 10 dB avec la simulation d'échantillons de 15 mm. Cette amélioration est d'ailleurs clairement visible sur la **Figure V.19**, où la zone au-dessus de l'échantillon a une induction magnétique réduite. Autrement dit, plus la tôle est longue et plus le blindage est efficace.



Figure V.19: Comparaison des simulations de l'induction magnétique pour l'échantillon ARB 0 pour deux longueurs différentes à 20 et 20 000 Hz

Bien que les résultats de blindage sur les échantillons élaborés à l'ambiante s'avèrent intéressants dans toute la gamme de fréquences, les résultats expérimentaux obtenus sur les échantillons élaborés à 600°C sont encore bien plus intéressants surtout à basses fréquences (**Figure V.10**). Comme observé dans le **Chapitre IV**, des intermétalliques riches en aluminium (Al₅Fe₂) se sont formés lors de l'élaboration des composites. Les travaux de *Ma et al.* [127] ont mis l'accent sur l'utilité des intermétalliques pour améliorer le blindage. Cette phase, bien que paramagnétique, comme l'aluminium, présente une susceptibilité (μ r) plus élevée que ce dernier, ce qui améliore ainsi le blindage [128].

II.6 Conclusion

La présente étude a montré l'intérêt du multi-colaminage de l'acier, métal ferromagnétique, et de l'aluminium, métal paramagnétique, pour des applications en blindage

magnétique sur une gamme de fréquences allant de 20 Hz à 20 000 Hz. Toutefois, les données expérimentales et simulées ont montré que l'augmentation du nombre de couches n'améliore pas le blindage magnétique, ARB 0 donnant les meilleurs résultats. En revanche, lorsque le nombre de passes de colaminage est important, il permet de créer un composite constitué de multiples fragments d'acier dans une matrice d'aluminium. Dans ce cas, la simulation a montré que la canalisation du champ magnétique est complexifiée et permet ainsi d'obtenir un blindage magnétique très satisfaisant.

En outre, lorsque le multi-colaminage est fait à chaud, l'apparition d'intermétalliques permet d'accéder à des valeurs de blindage qui s'approchent de celles obtenues pour l'acier seul surtout à basses fréquences.

CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES

Conclusion

La présente thèse portant sur le multi-colaminage (ARB) de matériaux différents s'est proposée d'élaborer deux composites : Al6061/Al5754 et Al6061/Acier IF.

En ce qui concerne l'hyperdéformation à température ambiante, c'est la comparaison des multi-colaminages classique et croisé (ARB & CARB) qui a été étudié sur le premier composite. Ce dernier procédé s'est avéré plus efficace que l'ARB pour affiner la microstructure et donc pour obtenir une meilleure limite d'élasticité. C'est la texture qui a permis de différencier ces deux procédés. En effet, si l'ARB se caractérise par une texture de laminage classique (texture cuivre), le CARB est défini par une composante majoritaire, l'orientation ND-rotated Brass. D'après les simulations VPSC, cette composante a pour origine les composantes Brass et S, majoritaires dans l'aluminium laminé. Par ailleurs, la symétrie particulière de cette ND-rotated Brass octroie une certaine similarité des propriétés mécaniques du composite selon les directions de laminage (DL) et transverse (DT).

Pour l'élaboration à 350°C, quel que soit le chemin de déformation, le recuit intermédiaire de 15 min mène à une restauration/recristallisation et au grossissement des grains, empêchant le cumul de déformation et donc l'augmentation de la limite d'élasticité. Toutefois, une bonne isotropie du comportement mécanique, même pour ARB, est obtenue grâce au développement majoritaire de la composante Cube tournée qui présente la même symétrie que la ND-rotated Brass. Quoi qu'il en soit, même après élaboration à chaud, la résistance mécanique du composite est toujours supérieure à celle des états initiaux des deux alliages.

Au niveau de l'architecture du composite, il existe une grande différence selon que l'élaboration est faite à température ambiante ou à chaud. Quel que soit le composite, le multicolaminage à l'ambiante mène à la striction puis à la rupture de la phase la plus dure, ce qui est néfaste d'un point de vu mécanique puisque c'est le métal le moins résistant qui supporte la charge. Ceci est particulièrement flagrant pour le composite Al6061/Acier IF où la disparité mécanique est importante entre les deux alliages. Il a été montré qu'une façon de repousser l'apparition de la striction est d'utiliser le CARB. En outre, l'élaboration à chaud permet de maintenir la stratification des couches.

Au niveau de la physico-chimie des interfaces, le colaminage à chaud permet d'améliorer l'adhésion et donc de favoriser la diffusion aux interfaces. Il est toutefois nécessaire

de différencier deux cas : le multi-colaminage d'un composite monométallique (Al6061/Al5754) et celui d'un composite bimétallique (Al6061/Acier IF). Dans le premier cas, des grains recristallisent au niveau des plus anciennes interfaces, ce qui améliore l'adhésion des couches. Dans le second cas, au niveau des interfaces Al6061/Acier IF, la diffusion du fer dans l'aluminium entraîne l'apparition d'une phase intermétallique fragile (Al₅Fe₂) qui est néfaste pour toute application du composite dans les structures.

Le composite Al6061/Al5754 s'est montré résistant à la fissuration à chaud. Tout d'abord, dans le cas d'un soudage effectué sur le composite bicouche du côté Al5754, ce dernier joue le rôle d'écran et évite l'entrée en fusion de l'Al6061. Par ailleurs, pour toutes les autres configurations, lors du soudage, le mélange des deux alliages change la teneur en magnésium et surtout en silicium ce qui est suffisant pour empêcher la fissuration à chaud de l'Al6061.

Le composite Al6061/Acier IF présente un intérêt pour une application en blindage magnétique à basses fréquences notamment pour le premier colaminé (tricouche). L'ARB n'améliore cette propriété qu'à partir du moment où sont créés des renforts d'acier dans la matrice d'aluminium. Ce sont toutefois les composites élaborés à 600°C (donc avec des intermétalliques) qui montrent les résultats les plus prometteurs pour des applications à très basses fréquences, ce qui est un enjeu majeur en blindage.

Outre l'intérêt connu de l'hyperdéformation pour l'amélioration des propriétés mécaniques, le présent travail a mis en évidence le potentiel du multi-colaminage pour élaborer des composites à propriétés originales, comme le blindage magnétique.

Perspectives

Cette thèse a montré que la température d'élaboration est le paramètre majeur qui régit, d'une part, l'affinement de la microstructure et, d'autre part, la cohésion et la stratification des couches. Ainsi, il est nécessaire de maîtriser la température et le temps de recuit afin d'optimiser les propriétés du composite considéré.

Dans l'optique de mieux comprendre le développement des textures en multicolaminage afin notamment de modifier l'anisotropie du comportement mécanique, il serait intéressant de persévérer dans la simulation VPSC. Les analyses EBSD ont mis en évidence l'impact du cisaillement sur les textures locales dans l'épaisseur des composites. Ces textures locales n'ont toutefois pas pu être simulées par VPSC car il aurait fallu quantifier expérimentalement le gradient de cisaillement dans l'épaisseur. Comme cette quantification est délicate, notamment en CARB, on pourrait envisager de faire une simulation par éléments finis du multi-colaminage afin de déterminer localement le tenseur de déformation et donc la texture correspondante en chaque point de la tôle via le modèle VPSC.

Au niveau de la cohésion, la présente thèse a montré que des grains envahissaient les interfaces du composite Al6061/Al5754. Il serait donc intéressant d'effectuer des analyses poussées in-situ dans le MEB voire en EBSD permettant de suivre l'évolution de la recristallisation aux interfaces. Par ailleurs, ceci pourrait expliquer pourquoi le modèle de Cooper et Alwood prédit mal l'adhésion à haute température. Il serait donc intéressant d'inclure un terme d'expansion de la zone d'adhésion par recristallisation dans le modèle. De plus, comme ce récent modèle n'est pas adapté au colaminage de matériaux différents, il serait intéressant de l'améliorer afin de prédire avec plus de fidélité l'adhésion dans ces composites.

Pour les applications en soudage, il serait intéressant d'envisager l'élaboration d'Al6061 revêtu d'une fine tôle d'Al5754 par colaminage. Cela permettrait d'avoir un matériau prêt-à-souder sans métal d'apport. Il serait nécessaire de déterminer l'épaisseur optimale de ce revêtement.

Pour le composite Al6061/Acier IF, si les intermétalliques sont néfastes pour toutes applications structurales, ils se sont révélés du plus grand intérêt en blindage magnétique à basses fréquences. On pourrait tenter de modifier l'épaisseur des couches d'intermétalliques pour améliorer le blindage magnétique tant d'un point de vu expérimental que numérique. Par ailleurs, comme les renforts d'acier dans la matrice d'aluminium contribuent à l'amélioration

du blindage, un couplage simulation-expérience pourrait être développé pour mieux comprendre l'effet de la géométrie des renforts sur les propriétés magnétiques. On pourrait aussi envisager d'introduire des particules d'acier de différentes formes et tailles entre deux tôles d'aluminium avant de les colaminer.

RÉFÉRENCES

Références

- [1] Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji, T. Sakai, Acta Materialia 47 (1999) 579-583.
- [2] Y. Bienvenu, Techniques de l'ingénieur, Réf : **bm7747** (2010).
- [3] P. Paillard, Techniques de l'ingénieur, Réf : **bm7700** (2014).
- [4] K.S. Lee, Y.N. Kwon, Transactions of Nonferrous Metals Society of China 23 (2013) 341-346.
- [5] I.A. Bataev, T.S. Ogneva, A.A. Bataev, V.I. Mali, M.A. Esikov, D. V. Lazurenko, Y. Guo, A.M. Jorge Junior, Materials and Design 88 (2015) 1082-1087.
- [6] R.S. Mishra, Z.Y. Ma, Materials Science and Engineering R : Reports 50 (2005) 1-78.
- [7] J.F. Hinrichs, C.B. Smith, B.F. Orsini, R.J. DeGeorge, B.J. Smale, P.C. Ruehl, International Conference on Friction Stir Welding 5 (2004) 1-13.
- [8] Sandrine Bozzy, "Optimisation du procédé FSSW (Friction Stir Spot Welding) pour des assemblages homogènes Al/Al et hétérogènes Al/Acier", Thèse de doctorat de l'Université Paris-Sud, France (2009).
- [9] L.R. Vaidyanath, D.R. Milner, British welding journal 7 (1960) 1-6.
- [10] A.P. Semenov, Wear 4 (1961) 1-9.
- [11] Y. Mitani, R. Vargas, M. Zavala, Thin Solid Films 111 (1984) 37-42.
- [12] J. Parks, Welding journal **32** (1953) 209-222.
- [13] R.C. Pendrous, A.N. Bramley, G. Pollard, Metals Technology 11 (1984) 280-289.
- [14] H. Conrad, L. Rice, Metallurgical Transactions 1 (1970) 3019-3029.
- [15] N. Bay, Welding Research Supplement (1983) 137-142.
- [16] M. Eizadjou, H. Danesh Manesh, K. Janghorban, Materials & Design 30 (2009) 4156-4161.
- [17] A. Kaabi, "Substrat architecturé et brasure composite sans plomb pour l'électronique de puissance des véhicules électriques ou hybrides : conception et procédés", Thèse de doctorat de l'École Normale Supérieure des Mines de Paris, France (2011).

- [18] R. Jamaati, M.R. Toroghinejad, Journal of Materials Engineering and Performance 20 (2010) 191-197.
- [19] N. Bay, Metal Construction **18** (1986) 625–629.
- [20] L. Li, K. Nagai, F. Yin, Science and Technology of Advanced Materials 9 (2008).
- [21] M. Eizadjou, H. Danesh Manesh, K. Janghorban, Materials & Design 29 (2008) 909-913.
- [22] M. Abbasi, M.R. Toroghinejad, Journal of Materials Processing Technology 210 (2010) 560-563.
- [23] H. Yan, J.G. Lenard, Materials Science and Engineering A 385 (2004) 419-428.
- [24] H. Olia, M. Abbasi, S.H. Razavi, Transactions of Nonferrous Metals Society of China 22 (2012) 312-317.
- [25] R. Jamaati, M.R. Toroghinejad, Materials Science and Technology 27 (2011) 1101-1108.
- [26] C. Lu, K. Tieu, D. Wexler, Journal of Materials Processing Technology 209 (2009) 4830-4834.
- [27] M.A. Soltani, R. Jamaati, M.R. Toroghinejad, Materials Science and Engineering A 550 (2012) 367-374.
- [28] D.R. Cooper, J.M. Allwood, Journal of Materials Processing Technology 214 (2014) 2576-2592.
- [29] W.F. Hosford, R.M. Caddell, *Metal forming: Mechanics and metallurgy (3^{ème} edition)*, Cambridge University Press (2007).
- [30] A. Azushima, R. Kopp, A. Korhonen, D.Y. Yang, F. Micari, G.D. Lahoti, P. Groche, J. Yanagimoto, N. Tsuji, A. Rosochowski, A. Yanagida, CIRP Annals - Manufacturing Technology 57 (2008) 716-735.
- [31] E.O. Hall, Proceedings of the Physical Society B **64** (1951) 747.
- [32] N.J. Petch, Journal of the Iron and Steel Institute **174** (1953) 25-28.
- [33] K. Lu, M.L. Sui, Scripta Metallurgica et Materialia 28 (1993) 1465-1470.

- [34] A.H. Chokshi, A. Rosen, J. Karch, H. Gleiter, Scripta Metallurgica 23 (1989) 1679-1683.
- [35] H.W. Song, S.R. Guo, Z.Q. Hu, Nanostructured Materials 11 (1999) 203-210.
- [36] S. Takeuchi, Scripta Materialia **44** (2001) 1483-1487.
- [37] M. Zhao, J.C. Li, Q. Jiang, Journal of Alloys and Compounds 361 (2003) 160-164.
- [38] T.G. Nieh, J. Wadsworth, Scripta Metallurgica et Materialia 25 (1991) 955-958.
- [39] G. Fan, H. Choo, P. Liaw, E. Lavernia, Materials Science and Engineering A pas homogène avec avant A 409 (2005) 243-248.
- [40] H. Gleiter, Progress in Materials Science **33** (1989) 223-315.
- [41] C.E. Carlton, P.J. Ferreira, Acta Materialia 55 (2007) 3749-3756.
- [42] S.S. Quek, Z.H. Chooi, Z. Wu, Y.W. Zhang, D.J. Srolovitz, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 88 (2015) 252-266.
- [43] R.O. Scattergood, C.C. Koch, Scripta Metallurgica et Materiala 27 (1992) 1195-1200.
- [44] V.M. Segal, USSR Patent No. 575892 (1977).
- [45] R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, Progress in Materials Science 45 (2000) 103-189.
- [46] R.Z. Valiev, N.A. Krasilnikov, N.K. Tsenev, Materials Science and Engineering A 197 (1991) 35-40.
- [47] K. Edalati, Z. Horita, Materials Science and Engineering A 652 (2016) 325-352.
- [48] S. Kaneko, K. Fukuda, H. Utsunomiya, T. Sakai, Y. Saito, N. Furushiro, Materials Science Forum 426-432 (2003) 2649-2654.
- [49] M.R. Toroghinejad, R. Jamaati, J. Dutkiewicz, J.A. Szpunar, Materials and Design 51 (2013) 274-279.
- [50] T. Inoue, Acta Mechanica **214** (2010) 17-30.
- [51] N. Tsuji, Y. Saito, H. Utsunomiya, S. Tanigawa, Scripta Materialia 40 (1999) 795-800.
- [52] P. Qu, L. Zhou, V.L. Acoff, Materials Characterization 107 (2015) 367-375.
- [53] J.-C. Lee, Y.-H. Chung, H.-K. Seok, J.-Y. Suh, J.-H. Han, Metallurgical and Materials

Transactions A **33** (2002) 665-673.

- [54] J. Bauschinger, Minutes of Proceedings of the Institution of Civil Engineers with Other Selected and Abstracted Papers LXXXVII: 463 (1886).
- [55] L. Durrenberger, "Analyse de la pré-deformation plastique sur la tenue au crash d'une structure carsh box par approches expérimentale et numérique", Thèse de doctorat, Université Paul Verlaine de Metz, France (2007).
- [56] W. Wen, M. Borodachenkova, C.N. Tomé, G. Vincze, E.F. Rauch, F. Barlat, J.J. Grácio, International Journal of Plasticity 74 (2014) 171-183.
- [57] J.H. Schmitt, E.L. Shen, J.L. Raphanel, International Journal of Plasticity 10 (1994) 535-551.
- [58] J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet, P. Combrade, Métallurgie du minerai au matériau (2nd Édition), Dunod (2002).
- [59] M. Alizadeh, Materials Letters 64 (2010) 2641-2643.
- [60] M. Alizadeh, M.H. Paydar, Materials Science and Engineering A 538 (2012) 14-19.
- [61] M.R.K. Ardakani, S. Amirkhanlou, S. Khorsand, Materials Science and Engineering A 591 (2014) 144-149.
- [62] M. Ruppert, H. Werner Höppel, M. Göken, Materials Science and Engineering A 597 (2014) 122-127.
- [63] T. Sakai, A. Belyakov, R. Kaibyshev, H. Miura, J.J. Jonas, Progress in Materials Science60 (2014) 130-207.
- [64] O. Dimitrov, Journal de Physique Colloques **36** (1975) C4-319-C4-332.
- [65] T. Sakai, J.J. Jonas, Acta Metallurgica **32** (1984) 189-209.
- [66] F. Montheillet, Techniques de l'ingénieur, Réf : m600 (1996).
- [67] D. Ponge, G. Gottstein, Acta Materialia **46** (1998) 69-80.
- [68] H. McQueen, N. Ryan, Materials Science and Engineering A **322** (2002) 43-63.
- [69] C. Castan, "Étude de la recristallisation au cours du laminage à chaud d'aciers à basse densité Fer-Aluminium", Thèse de doctorat de l'École Normale Supérieure des Mines de

Saint-Étienne, France (2011).

- [70] Y. Ito, Z. Horita, Materials Science and Engineering A 503 (2009) 32-36.
- [71] S. Gourdet, F. Montheillet, Materials Science and Engineering A 283 (2000) 274-288.
- [72] H.J. McQueen, Materials Science and Engineering A **387-389** (2004) 203-208.
- [73] F.J. Humphreys, M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena* (2nd édition), Elsevier (2004).
- [74] S. Toros, F. Ozturk, I. Kacar, Journal of Materials Processing Technology 207 (2008) 1-12.
- [75] R. Jamaati, M.R. Toroghinejad, Materials & Design **31** (2010) 4508-4513.
- [76] H.R. Madaah-Hosseini, A.H. Kokabi, Materials Science and Engineering A 335 (2002) 186-190.
- [77] T. Baudin, A.-L. Helbert, dans, M. Repoux, J. Ruste, F. Grillon, F. Robaut, F. Brisset (éd.), *Microscopie électronique à balayage et Microanalyses*, EDP Sciences (2008), 521-542
- [78] K. Pawlik, J. Pospiech, K. Lücke, Textures and Microstructures 14-18 (1991) 25-30.
- [79] A. Molinari, G.R. Canova, S. Ahzi, Acta Metallurgica **35** (1987) 2983-2994.
- [80] R.A. Lebensohn, C.N. Tomé, Acta Metallurgica et Materialia 41 (1993) 2611-2624.
- [81] J.D. Eshelby, Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences 241 (1957) 376-396.
- [82] C.N. Tomé, C.T. Necker, R.A. Lebensohn, Metallurgical and Materials Transactions A 33 (2002) 2635-2648.
- [83] M.Y. Huh, S.Y. Cho, O. Engler, Materials Science and Engineering A 315 (2001) 35-46.
- [84] S.-H. Hong, D.N. Lee, Journal of Engineering Materials and Technology 124 (2002) 13-22.
- [85] P.P. Bhattacharjee, M. Joshi, V.P. Chaudhary, J.R. Gatti, M. Zaid, Metallurgical and Materials Transactions A 44 (2013) 2707-2716.

- [86] A. Lodini, T. Baudin, *Rayonnement synchrotron, rayons X et neutrons au service des matériaux Analyse des contraintes et des textures*, EDP Sciences (2012).
- [87] L. Su, C. Lu, A.A. Gazder, A.A. Saleh, G. Deng, K. Tieu, H. Li, Journal of Alloys and Compounds 594 (2014) 12-22.
- [88] S.H. Lee, Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai, Scripta Materialia 46 (2002) 281-285.
- [89] K. Verstraete, A.-L. Helbert, F. Brisset, T. Baudin, Materials Science Forum 879 (2016) 2038-2043.
- [90] L. Su, C. Lu, A.K. Tieu, G. Deng, X. Sun, Materials Science and Engineering A 559 (2013) 345-351.
- [91] H. Azzeddine, K. Tirsatine, T. Baudin, A.-L. Helbert, F. Brisset, D. Bradai, Materials Characterization 97 (2014) 140-149.
- [92] M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, R.Z. Valiev, T.G. Langdon, Acta Materialia 44 (1996) 4619-4629.
- [93] A. Loucif, R.B. Figueiredo, T. Baudin, F. Brisset, R. Chemam, T.G. Langdon, Materials Science and Engineering A 532 (2012) 139-145.
- [94] K. Verstraete, A.-L. Helbert, F. Brisset, T. Baudin, IOP Conference Series: Materials Science and Engineering A 63 (2014).
- [95] A. Samet-Meziou, A.-L. Etter, T. Baudin, R. Penelle, Materials Science and Engineering A 473 (2008) 342-353
- [96] V.S. Sarma, J. Wang, W.W. Jian, A. Kauffmann, H. Conrad, J. Freudenberger, Y.T. Zhu, Materials Science and Engineering A 527 (2010) 7624-7630.
- [97] T.C. Schulthess, P.E.A. Turchi, A. Gonis, T.-G. Nieh, Acta Materialia 46 (1998) 2215-2221.
- [98] J.-M. Lee, B.-R. Lee, S.-B. Kang, Materials Science and Engineering A 406 (2005) 95-101.
- [99] M. Talebian, M. Alizadeh, Materials Science and Engineering A **590** (2014) 186-193.
- [100] J. Romberg, J. Freudenberger, H. Bauder, G. Plattner, H. Krug, F. Holländer,

J. Scharnweber, A. Eschke, U. Kühn, H. Klauß, C. Oertel, W. Skrotzki, J. Eckert, L. Schultz, Metals **6** (2016) 1-14.

- [101] S. Roy, B.R. Nataraj, S. Suwas, S. Kumar, K. Chattopadhyay, Materials & Design 36 (2012) 529-539.
- [102] Y.M. Hwang, H.H. Hsu, H.J. Lee, International Journal of Machine Tools and Manufacture 36 (1996) 47-62.
- [103] M. Reihanian, M. Naseri, Materials and Design 89 (2016) 1213-1222.
- [104] P. Guiraldenq, Techniques de l'Ingénieur, Réf : m55 (1994).
- [105] A.D. LeClaire, G. Neumann, dans:, Landolt-Börnstein Group III, Diffusion in Solid Metals and Alloys, H. Mehrer (1990), 151-156.
- [106] H. Mecking, Y. Estrin, Scripta Metallurgica 14 (1980) 815-819.
- [107] A.D. LeClaire, G. Neumann, dans:, Landolt-Börnstein Group III, Diffusion in Solid Metals and Alloys, H. Mehrer (1990), 124-130.
- [108] S. Bozzi, A.L. Helbert-Etter, T. Baudin, B. Criqui, J.G. Kerbiguet, Materials Science and Engineering A 527 (2010) 4505-4509.
- [109] M. Zamanzade, A. Barnoush, C. Motz, Crystals 6 (2016) 10.
- [110] D. Maisonnette, "Influences mécaniques et métallurgiques de procédés haute température sur un alliage d'aluminium 6061-T6", Thèse de doctorat de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, France (2010).
- [111] V. Malin, Welding journal 74 (1995) 305s-318s.
- [112] A. Niel, F. Deschaux-Beaume, C. Bordreuil, G. Fras, 16ème Colloque National de la Recherche en IUT (2010) 1-12.
- [113] P. Kah, J. Martikainen, E. Hiltunen, F. Brhane, V. Karkhin, dans:, *Hot Cracking Phenomena in Welds III*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2011), 59-69.
- [114] Techniques de l'ingénieur, Réf : tba1376 (2008).
- [115] C. Vargel, Techniques de l'ingénieur, Réf : m4661 (2005).
- [116] C.E. Cross, dans:, T. Böllinghaus, H.Herold (Éd.), Hot Cracking Phenomena in Welds,

Springer Berlin Heidelberg (2005) 3-18.

- [117] G. Bouchoux, Technique de l'ingénieur Réf : d1320 (2015).
- [118] S.X. Jiang, R.H. Guo, Surface and Coatings Technology 205 (2011) 4274-4279.
- [119] X. Chen, J. Liu, F. Pan, Journal of Physics and Chemistry of Solids 74 (2013) 872-878.
- [120] X. Chen, L. Liu, F. Pan, J. Mao, X. Xu, T. Yan, Materials Science and Engineering B 197 (2015) 67-74.
- [121] A. Fricka, "Contribution à l'étude du blindage magnétique basse fréquence de boîtiers dédiés aux véhicules électriques et hybrides composition", Thèse de doctorat de l'Université Paris-Sud, France (2014).
- [122] A. Keshtkar, A. Maghoul, A. Kalantarnia, International Journal of Computer and Electrical Engineering 3 (2011) 507-513.
- [123] O. Bottauscio, M. Chiampi, D. Chiarabaglio, M. Zucca, Journal of Magnetism and Magnetic Materials 215 (2000) 130-132.
- [124] A. Frikha, M. Bensetti, L. Pichon, **57** (2015) 1481-1490.
- [125] K.B. Baltzis, Education and Information Technologies 15 (2010) 19-36.
- [126] E.E. Kriezis, T.D. Tsiboukis, S.M. Panas, J. A. Tegopoulos, Proceedings of the IEEE 80 (1992) 1559-1589.
- [127] X. Ma, Q. Zhang, Z. Luo, X. Lin, G. Wu, Materials and Design 89 (2016) 71-77.
- [128] Z. Jagličić, S. Vrtnik, M. Feuerbacher, J. Dolinšek, Physical Review B 83 (2011) 1-13.

ANNEXES

Annexe A : L'aluminium

L'aluminium, bien qu'étant l'élément métallique le plus abondant de la croûte terrestre, n'a été découvert et industrialisé que récemment (XIX^e siècle). Sa faible densité alliée à des propriétés mécaniques convenables en font un matériau de choix pour l'allègement des structures embarquées et donc pour la réduction des émissions de CO₂. De plus, il présente une excellente résistance à la corrosion. C'est pourquoi, il est utilisé dans beaucoup de domaines industriels de la métallurgie.

Afin d'accroître les propriétés de l'aluminium, d'autres éléments sont ajoutés. Ainsi, il existe huit séries d'alliages d'aluminium corroyés dont la dernière, la série 8xxx, regroupe des alliages avec différents éléments non classables parmi les autres séries [1] (**Tableau A.1**). *Tableau A.1: Les différentes séries d'aluminiums*

	1xxx	2xxx	Зххх	4xxx	5xxx	6ххх	7xxx	8xxx
Élément(-s) d'alliage principal(-aux)	/	Cuivre	Manganèse	Silicium	Magnésium	Magnésium - Silicium	Zinc	Autres

Le premier chiffre indique à quelle série appartient l'alliage. Le deuxième chiffre, s'il est non nul, indique une modification chimique par rapport à l'alliage de référence (ex : l'Al6160 possède autant de Mg et de Si que l'Al6060 mais est moins riche en autres éléments)

Pour la série 1xxx, dont la teneur en aluminium est supérieure à 99 %, le troisième et le quatrième chiffre représentent respectivement le dixième et le centième au-dessus de 99% (Al 1050 à 99,50% d'aluminium).

Pour les autres séries, les deux derniers chiffres désignent un alliage spécifique de la série et n'ont pas de signification physique particulière.

Ces séries peuvent être séparées en deux groupes:

- Les alliages à durcissement par écrouissage :
 - Séries 1xxx, 3xxx, 4xxx, 5xxx
- Les alliages à durcissement structural, dont les propriétés mécaniques sont liées à la précipitation de certains de leurs éléments d'addition :
 - Séries 2xxx, 6xxx, 7xxx

Tous les alliages peuvent être dans les états F (brut de corroyage) ou O (brut de corroyage + recuit d'adoucissement) (**Figure A.1**).

Les procédés pour obtenir les états des alliages à durcissement par écrouissage consistent tous en un écrouissage à froid suivi (ou non) d'un traitement thermique (états H).

Les traitements pour les différents états des alliages à durcissement structural comprennent tous un traitement thermique suivi d'un refroidissement contrôlé ou d'une trempe, ensuite des traitements thermiques et mécaniques sont utilisés et combinés (états T):

- l'écrouissage à froid
- le vieillissement naturel, à température ambiante (= maturation)
- le vieillissement artificiel, si la maturation est en température (= revenu)



Figure A.1 : Les traitements thermomécaniques menant aux principaux états des aluminiums corroyés

L'ensemble de ces séries couplées aux différents traitements thermomécaniques permet

à l'aluminium d'avoir des propriétés diverses pouvant s'accommoder à différents types d'utilisation.

<u>**Référence :**</u>

[1] E. Romhanji, D. Mitlin, V. Radmilovic, Materials Science and Engineering A **291** (2000) 160-167.

ANNEXE B : Grain Orientation Spread (GOS)

Le GOS correspond à une fonction dans le logiciel OIMTM pour calculer de la dispersion de l'orientation dans un grain. Donc elle dépend forcément de la définition d'un grain dans OIMTM. Normalement (ou par défaut), un grain est défini par une zone qui contient au moins deux pixels et dans laquelle la désorientation entre deux pixels voisins est inférieure à 5°.

Le calcul du GOS peut être séparé en deux parties. D'abord, pour un grain, OIMTM va calculer son orientation moyenne \bar{g} . Ensuite, le GOS sera calculé en prenant la désorientation moyenne entre toutes les orientations des pixels dans ce grain et l'orientation moyenne \bar{g} de ce grain [1,2]

$$GOS = \frac{1}{N} * \sum_{A=1}^{N} \left\{ \min \left[\cos^{-1}\left(\frac{trace\left[\overline{g}(h_i g^A)\right] - 1}{2}\right) \right] \right\}$$
(A.1)

N : nombre de pixels dans un grain.

A : numéro de ces pixels

g^A est l'orientation de l'A^{ème} pixel

 h_i correspond aux matrices de symétrie pour calculer les orientations équivalentes d'un pixel la fonction min[] permet de calculer la désorientation minimale entre \bar{g} et l'orientation g^A du pixel A en prenant en compte ses orientations équivalentes

Pour un grain, quand le GOS est inférieur à 1°, il peut être considéré comme un grain recristallisé [3]. La **Figure A.1** montre trois courbes de GOS qui présentent respectivement la recristallisation complète, la recristallisation partielle et l'état déformé.



Figure AI.1 : Trois exemples de distribution des valeurs de GOS pour (a) une recristallisation complète, (b) une recristallisation partielle et (c) un état déformé.

<u>Références :</u>

- [1] Mapping and assessing plastic deformation using EBSD, dans:, A. J. Schwartz, M. Kumar, B.L. Adams, D. Field, *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science* (2nd Edition), New York: Springer (2009) 251-262.
- [2] D.P Field, L.T Bradford, M.M Nowell, T.M Lillo, Acta Materialia, 55 (2007) 4233-4241.
- [3] Y. Jin, M. Bernacki, G.S. Rohrer, A.D. Rollett, B. Lin, N. Bozzolo, Materials Science Forum, **753** (2013) 113-116.

ANNEXE C : Striction d'une phase dure dans une phase molle

Une éprouvette soumise à une traction est sujette à des instabilités dans son épaisseur que l'on appelle striction. Le critère d'apparition de cette dernière est le suivant (critère de Considère [1]) :

$$\frac{\mathrm{d}\sigma}{\mathrm{d}\varepsilon} = \sigma \qquad (\mathrm{\acute{E}q} \ \mathrm{C.1})$$

Si la loi d'écrouissage est une loi puissance (loi d'Hollomon : $\sigma = A\epsilon^n$) alors le critère est rempli pour une déformation homogène ϵ atteignant la valeur de n, le coefficient d'écrouissage [1].

Le coefficient d'écrouissage, n, typique d'un acier bas carbone est 0,35 [2] alors que l'Al6061 a un coefficient valant 0,23 [3]. Ainsi, la striction, pour une même condition de chargement, apparaît à une plus grande déformation pour l'acier que pour l'aluminium.

Dans le cas du colaminage d'un matériau dur avec un matériau plus mou, il n'est pas évident de comprendre que ce soit la phase dure qui strictionne. C'est ce que propose de démontrer cette annexe qui se base largement sur les travaux de *Nowicke et al.* [133].

Comme énoncé dans le **Chapitre IV**, il est nécessaire d'appliquer cinq hypothèses de départ pour ce problème :

- La déformation élastique des tôles est négligée
- Les déformations dans les tôles sont des déformations planes
- Les tôles sont soudées entre elles
- Les contraintes sont distribuées uniformément dans l'épaisseur
- Il n'y a pas d'effet d'anisotropie des matériaux

Compte tenu de l'hypothèse de déformation plane, le problème de colaminage (**Figure C.I** (**a**)) peut être schématisé par la **Figure C.I** (**b**), où A se rapporte à la phase dure et B à la phase molle.



Figure C.1 : (a) Géométrie du colaminage et (b) compression en déformation plane équivalente

Pour être à l'équilibre, les contraintes des deux phases selon l'axe y doivent être égales soit :

$$\boldsymbol{\sigma}_{y}^{A} = \boldsymbol{\sigma}_{y}^{B} \qquad (\acute{E}q C.2)$$

La direction de laminage (x) étant exempte de toutes forces extérieures, les contraintes dans les deux matériaux doivent s'annuler en satisfaisant l'équation suivante :

$$\sigma_x^A f_A + \sigma_x^B f_B = 0 \qquad (\acute{Eq} C.3)$$

avec f_A et f_B, les fractions volumiques de la phase dure et de la phase molle, respectivement.

En supposant que les contraintes résultent de la déformation plane $\left(\sigma_z = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2}\right)$ et

qu'il n'y a pas de cisaillement, la contrainte effective pour une phase est la suivante, selon le critère de von Mises :

$$\overline{\sigma} = \frac{\sqrt{2}}{2} \left[\left(\sigma_{x} - \sigma_{y} \right)^{2} + \left(\sigma_{y} - \sigma_{z} \right)^{2} + \left(\sigma_{z} - \sigma_{x} \right)^{2} \right]^{\frac{1}{2}} \qquad (\text{Éq C.4})$$

Soit :

$$\overline{\sigma} = \frac{\sqrt{3}}{2} \left| \sigma_{x} - \sigma_{y} \right| \qquad (\acute{Eq} C.5)$$

Ce qui résulte pour chaque phase à :

$$\sigma_x^{A} - \sigma_y^{A} = \frac{2Y_A}{\sqrt{3}}$$
 et $\sigma_x^{B} - \sigma_y^{B} = \frac{2Y_B}{\sqrt{3}}$ (Éq C.6)

avec Y_A et Y_B les contraintes d'écoulement respectivement de la phase dure et de la phase molle.

En combinant Éq C.3 et Éq C.6, et en utilisant l'hypothèse que les contraintes selon y sont identiques dans l'épaisseur, on obtient :

$$\sigma_{y}^{A} = \sigma_{y}^{B} = -\frac{2}{\sqrt{3}}(f_{A}Y_{A} + f_{B}Y_{B})$$
 (Éq C.7)

Ainsi, en combinant C.7 et C.6, on obtient:

$$\sigma_x^{A} = f_{B} \frac{2}{\sqrt{3}} (Y_{A} - Y_{B}) \text{ et } \sigma_x^{B} = f_{A} \frac{2}{\sqrt{3}} (Y_{B} - Y_{A})$$
 (Éq C.8)

Les contraintes d'écoulement étant strictement positives (de même que les fractions volumiques) et parce que la contrainte d'écoulement de la phase dure est forcément plus élevée que celle de la phase molle, il en ressort effectivement que la contrainte selon les x positifs (donc dans le sens de laminage), est positive dans la phase dure et négative dans la phase molle. Autrement dit, la phase dure est en traction, donc sujette à la striction, et la phase molle est en compression, et en est donc exemptée.

<u>Références :</u>

- D. François, A. Pineau, A. Zaoui, Comportement mécanique des matériaux, Hermès (1993).
- [2] A. Col, M. Colombié, L'emboutissage des aciers, Dunod (2008).
- [3] R.K. Gupta, C. Mathew, P. Ramkumar, Frontiers in Aerospace Engineering 4 (2015) 1-13.
- [4] F. Nowicke, A. Zavaliangos, H.C. Rogers, International Journal of Mechanical Sciences48 (2006) 868-877.



ÉCOLE DOCTORALE Sciences chimiques : molécules, matériaux, instrumentation et biosystèmes

Titre : Multi-colaminage de matériaux différents

Mots clés : Multi-colaminage Al/Al et Al/Acier, Adhésion, Microstructure, Texture, Propriétés mécaniques et magnétiques, Fissuration à chaud

Résumé : Le multi-colaminage est connu pour pouvoir créer des composites ayant une résistance mécanique améliorée et coupler les bonnes propriétés des deux métaux utilisés. L'étude s'est focalisée sur l'élaboration à froid et à chaud de deux composites fonctionnels à d'aluminium : Al6061/Al5754 base et Al6061/Acier IF. Sur le premier composite, une comparaison a été faite entre le procédé classique et le multi-colaminage croisé, où la direction de laminage est tournée de 90° entre chaque passe. Ce dernier s'est avéré plus apte à hyperdéformer et donc à améliorer la résistance mécanique à température ambiante alors qu'une élaboration à chaud limite cette augmentation par rapport au procédé classique.

Au niveau de l'architecture des composites, une réalisation à l'ambiante strictionne puis fractionne la phase dure occasionnant une chute de la résistance mécanique pour le composite Al/Acier, tandis qu'une réalisation en température conserve la stratification et permet la disparition des interfaces pour le composite Al/Al et l'apparition d'intermétalliques pour le composite Al/Acier. Enfin, le composite Al6061/Al5754 s'est montré apte à résister à la fissuration à chaud tandis que le composite Al6061/Acier IF est capable de blinder magnétiquement.

Title : Accumulative Roll Bonding of different materials

Keywords : Accumulative Roll-bonding of Al/Al and Al/Steel, Bonding, Microstructure, Texture, Mechanical and magnetic properties, Hot Cracking

Abstract: The Accumulative Roll Bonding (ARB), consisting in a repetition of roll bonding, is known as a suitable process to work out composite with tailored properties and higher mechanical strength. The present study aimed to develop two functional composites at room and hot temperatures: AA6061/AA5754 and AA6061/IF steel. The first one was developed with both ARB and Cross-ARB (CARB). The CARB process changes the rolling direction by 90° between each pass. As a result, CARB exhibited higher strength at room temperature. A hotter temperature of process prevented a further enhancement of the strength.

According to the temperature of the process, different architectures were obtained. Indeed, ARB at room temperature led to the necking then to the fragmentation of the hard phase and, as a consequence, to the collapse of the strength of the composite AA6061/IF steel. The temperature preserved the stratification in the Aluminum/Aluminum composite but favored the appearance of intermetallic phase in the Aluminum/Steel composite. Eventually, the AA6061/AA5754 composite was able to resist to the hot cracking while the AA6061/IF Steel showed magnetic shielding effectiveness.