



HAL
open science

Élaboration d'un tissu composite bimétallique Al/Acier/Al pour le blindage électromagnétique

Paul Clérico

► **To cite this version:**

Paul Clérico. Élaboration d'un tissu composite bimétallique Al/Acier/Al pour le blindage électromagnétique. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Paris Saclay (COMUE), 2019. Français. NNT : 2019SACLS410 . tel-02383866

HAL Id: tel-02383866

<https://theses.hal.science/tel-02383866v1>

Submitted on 28 Nov 2019

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.

Élaboration d'un tissu composite bimétallique Al/Acier/Al pour le blindage électromagnétique

Thèse de doctorat de l'Université Paris-Saclay
préparée à l'Université Paris-Sud

École doctorale n°571 Sciences chimiques : molécules, matériaux,
instrumentation et biosystèmes (2MIB)
Spécialité de doctorat: Chimie

Thèse présentée et soutenue à Orsay, le 19 novembre 2019, par

M. Paul Clérico

Composition du Jury :

M. Lionel Pichon Directeur de Recherche, CNRS, CentraleSupélec (GeePs)	Président
M. Yves Bienvenu Professeur honoraire, Mines ParisTech (Centre des Matériaux)	Rapporteur
M. Christian Vollaire Professeur des Universités, École Centrale Lyon (EEA/Ampère)	Rapporteur
M. Philippe Vermaut Maître de Conférences HDR, Institut de Recherche de Chimie Paris (IRCP)	Examineur
Mme Anne-Laure Helbert Professeure des Universités, Université Paris-Sud (ICMMO)	Directrice de thèse
M. Xavier Mininger Professeur des Universités, Université Paris-Sud (GeePs)	Co-Directeur de thèse
M. Thierry Baudin Directeur de Recherche, CNRS, Université Paris-Sud (ICMMO)	Invité
M. Laurent Prévond Maître de Conférences, CNAM Paris (SATIE)	Invité

« Il est impossible de se tenir debout en ce monde sans jamais se courber »

Proverbe Japonais

Remerciements

La présente thèse est pluridisciplinaire et a donc été effectuée au sein de plusieurs laboratoires. Ainsi, je souhaite remercier initialement l'équipe encadrante en commençant par Anne-Laure Helbert et Thierry Baudin de l'Institut de Chimie Moléculaire et des Matériaux d'Orsay (ICMMO) pour m'avoir proposé de travailler sur ce sujet de thèse au sein de l'équipe Synthèse, Propriétés et Modélisation des Matériaux (SP2M) et, au final, de m'avoir permis d'acquérir et/ou de consolider des compétences aussi bien au niveau expérimental qu'en simulation numérique.

Je tiens à remercier ensuite Xavier Mininger du laboratoire de Génie électrique et électronique de Paris (GeePs) de m'avoir accueilli au sein du laboratoire, d'avoir dirigé et encadré mon travail. Sa supervision et son aide furent essentielles au cours de la thèse, notamment à propos du modèle numérique du blindage magnétique.

Je remercie également Laurent Prévond de m'avoir accueilli au laboratoire Systèmes et Applications des Technologies de l'Information et de l'Énergie (SATIE) du CNAM Paris, de m'avoir grandement aidé sur la partie « montage électronique » de la thèse et d'avoir toujours apporté des idées intéressantes au cours de nos réunions quasi-mensuelles.

Sous leur direction et encadrement, j'ai beaucoup appris et pu acquérir une plus grande confiance en moi, une grande indépendance et une connaissance plus approfondie de la science et de la recherche en générale.

Je suis reconnaissant envers le professeur Yves Bienvenu et le professeur Christian Voltaire qui ont accepté de rapporter mes travaux de thèse. Je remercie également Philippe Vermaut, maître de conférences, qui a accepté le rôle d'examineur et Lionel Pichon, directeur de recherche au CNRS, qui a présidé le jury.

Je tiens à remercier François Brisset, responsable au MEB, pour ses cartographies même s'il y en a eu peu d'effectuées au final.

Soit remercié Aurore Brézard-Oudot pour ses mesures 4-pointes effectuées sur divers échantillons qui nous a permis par la suite de déterminer la conductivité des matériaux utilisés au cours de la thèse et d'intégrer ces paramètres dans le modèle numérique du blindage.

Remercions également très chaleureusement notre expert polisseur, dont je tais le nom à sa demande, pour sa présence primordiale à l'ambiance de l'équipe avec entre autres les doctorants et stagiaires.

Je remercie ainsi tous les membres de l'ICMMO, particulièrement l'équipe SP2M et le groupe de métallurgie pour ces trois années passées avec vous. Je tiens à remercier Denis Solas pour sa bonne humeur, les doctorants de l'équipe en pensant notamment à Maxime, ami de l'ESIREM, Kévin, prédécesseur en colaminage, Fazati, Marion, Sébastien, Nicolas, Yoann, David, Ahmed, Antoine mais également aux derniers arrivants de l'équipe, Justine, Caroline et Donald dont je souhaite bon courage pour la suite de leur thèse respective. Je remercie également tous les stagiaires qui sont passés entre ces murs, Clément, Arnaud, Arnaud, Hugo et tous ceux dont j'ai oublié leurs noms trop facilement.

Je tiens également à remercier Méhand Tebib, ingénieur de recherche, avec qui on a bien galéré au début avec le modèle numérique du colaminage.

Je dois également remercier tous ceux que j'ai pu côtoyer de loin ou de près au sein des trois laboratoires qui ont permis le bon déroulement de la thèse que cela soit le personnel scientifique ou non.

J'ai également une pensée profonde pour mes camarades de l'ESIREM, en particulier mes amis les plus proches, Maxime, Clément et Alexis pour les bons moments passés ensemble.

Enfin, mes derniers remerciements vont à ma famille sans qui je ne serai pas allé aussi loin et qui m'ont toujours soutenu. Un égard est tourné en particulier vers mon frère jumeau, Adrien, sans qui je ne serai pas au complet.

Table des matières

Remerciements	5
Table des matières	7
Introduction	11
Chapitre I : État de l'art	15
I. Colaminage : principe et influence de divers paramètres.....	17
I.1 Principe	17
I.2 Paramètres du colaminage	21
I.2.1 Matériaux.....	21
I.2.2 Préparation des surfaces concomitantes	22
I.2.3 Paramètres intrinsèques du colaminage	24
I.2.4 Recuit après colaminage	26
I.3 Instabilités plastiques.....	26
I.4 Synthèse	31
II. Compatibilité électromagnétique (CEM)	32
II.1 Matériaux et composites	33
II.2 Mécanisme du blindage électromagnétique	34
II.2.1 Décomposition de Schelkunoff.....	34
II.2.2 Application aux multicouches.....	37
II.2.3 Blindage en champ proche	39
II.2.4 Validation du modèle analytique.....	41
II.3 Homogénéisation	43
II.4 Conclusion	45
Chapitre II : Étude du colaminage d'un trilame Al/Acier/Al	47
I. Matériaux étudiés	49
I.1 Al8011	49
I.2 Acier DC01.....	50
II. Étude de la préparation des tôles d'aluminium et d'acier	51
II.1 Préparation des tôles	51
II.1.1 Découpe	51
II.1.2 Recuit	51

II.1.3 Brossage.....	52
II.2 Influence du recuit et du brossage sur les propriétés mécaniques.....	53
II.2.1 Essais de traction.....	53
II.2.2 Courbes de traction obtenues.....	54
II.2.3 Essais de microdureté.....	55
II.3 Influence du recuit et du brossage sur la microstructure.....	58
III. Étude des instabilités plastiques au cours du colaminage.....	61
III.1 Colaminage du trilame Al/Acier/Al.....	61
III.1.1 Colaminage expérimental.....	61
III.1.2 Modèle numérique du colaminage.....	62
III.1.2.a Géométrie.....	62
III.1.2.b Matériaux.....	63
III.1.2.c Maillage.....	64
III.1.2.d Définition des contacts.....	66
III.1.2.e Méthode de résolution.....	67
III.1.2.f Quelques résultats.....	69
III.2 Étude des instabilités plastiques.....	75
III.2.1 Influence du taux de réduction.....	75
III.2.1.a Coupe longitudinale (DL-DN).....	75
III.2.1.b Macrostructure de l'acier après dissolution de l'Al (DL-DT).....	77
III.2.1.c Origine des instabilités plastiques.....	79
III.2.2 Influence de l'épaisseur initiale d'acier.....	85
III.2.2.a Coupe longitudinale (DL-DN).....	86
III.2.2.b Macrostructure de l'acier après dissolution de l'Al (DL-DT).....	88
III.2.2.c Contraintes normales dans le trilame.....	88
IV. Étude de l'adhérence des interfaces Al/Acier.....	92
IV.1 Test d'adhérence en traction.....	92
IV.2 Faciès de rupture.....	97
V. Conclusion du chapitre.....	99

Chapitre III : Étude de l'efficacité de blindage magnétique à basse fréquence du trilame Al/Acier/Al..... 101

I. Modélisation numérique du blindage magnétique.....	103
I.1 Démarche générale de modélisation.....	103
I.1.1 Physique du modèle.....	103

I.1.2 Géométrie	104
I.1.3 Matériaux.....	105
I.1.4 Maillage.....	107
I.1.5 Validation du calcul du champ magnétique dans l'air	108
I.2 Optimisation de l'efficacité de blindage du trilame.....	110
I.2.1 Modèle analytique	110
I.2.2 Optimisation des épaisseurs du trilame	113
I.2.3 Application au trilame optimisé.....	115
I.3 Homogénéisation et prise en compte de la fragmentation de l'acier	116
I.3.1 Méthode d'homogénéisation	116
I.3.2 Influence des paramètres géométriques du modèle numérique.....	119
I.3.3 Influence du ratio d'épaisseur R_e	124
I.4 Intérêt du trilame pour le blindage magnétique	125
II. Influence de l'épaisseur initiale d'acier sur le blindage magnétique.....	133
II.1 Mesures de l'efficacité de blindage	133
II.1.1 Montage électronique pour le blindage magnétique.....	133
II.1.2 Calcul de l'efficacité de blindage	135
II.1.3 Résultats expérimentaux	135
II.2 Résultats numériques	138
II.3 Comparaison entre mesures et résultats numériques	144
III. Influence de la fragmentation de l'acier sur le blindage magnétique	145
III.1 Mesures.....	146
III.2 Résultats du modèle numérique.....	148
III.3 Comparaison entre mesures et résultats numériques	152
IV. Conclusion du chapitre	155
Chapitre IV : Applications	157
I. Géométrie des applications	159
I.1 Boîte cylindrique	159
I.2 Boîte carrée.....	161
I.3 Câble à haute tension	161
II. Matériaux et homogénéisation.....	163
III. Efficacité de blindage.....	168
III.1 Étude iso-épaisseur et iso-masse.....	168

III.2 Effet du décentrage de la bobine dans la boîte cylindrique	172
III.3 Effet d'ouvertures dans la boîte cylindrique.....	176
IV. Conclusion du chapitre	178
Conclusion & Perspectives	181
Références	189
Annexes	197
Annexe 1 : Optimisation des paramètres du colaminage par des essais manuels de délaminage	199
Annexe 2 : Application de la méthode AMSL au trilame Al/Acier/Al.....	203

INTRODUCTION

INTRODUCTION

L'électronique de plus en plus omniprésente dans notre quotidien, avec l'électronisation de l'industrie des transports, de la télécommunication, de l'énergie, ..., a mené à l'augmentation de la pollution électromagnétique. Cette dernière est à l'origine de perturbations qui peuvent dans certaines situations être néfastes à l'intégrité des dispositifs sensibles et potentiellement dangereuses pour les êtres vivants. La diminution de la pollution électromagnétique est donc un enjeu majeur. Ainsi, la compatibilité électromagnétique (CEM) des équipements et systèmes électriques doit être assurée. Les composants sensibles doivent être protégés des champs électromagnétiques perturbateurs et les dispositifs électroniques générant ces champs doivent être confinés. Ceci peut être atteint grâce au blindage électromagnétique.

Les matériaux les plus usités comme écran de blindage sont les métaux. Les métaux *conducteurs* tels que le cuivre (Cu) ou l'aluminium (Al) sont connus pour limiter la propagation des champs électromagnétiques dans la gamme des hautes fréquences. À basses fréquences, les matériaux ayant une *forte perméabilité magnétique* tels que les aciers ou les alliages à base de nickel et de fer (mumétal) sont capables de canaliser les lignes de champ et ainsi d'atténuer les champs électromagnétiques transmis. L'utilisation d'un composite bimétallique constitué d'un métal conducteur et d'un matériau à forte perméabilité relative semble ainsi des plus pertinente pour l'optimisation du blindage électromagnétique sur une large gamme de fréquences car elle permet l'obtention d'un matériau ayant des propriétés hybrides des deux matériaux.

L'élaboration d'un composite bimétallique peut s'avérer toutefois difficile au vu des différences de propriétés, notamment mécaniques et thermiques, des deux métaux. Néanmoins, différentes techniques de soudage à l'état solide existent et celle qui est la plus répandue est le colaminage. Cette solution ne nécessite qu'un laminoir, outil largement présent dans l'industrie pour l'élaboration et la mise en forme de tôles métalliques.

Ces travaux de thèse ont consisté à élaborer un tissu composite bimétallique, le trilame Al/Acier/Al, par colaminage et à étudier ses propriétés en tant qu'écran de blindage électromagnétique. Le choix d'une épaisseur de tissu faible a été retenu afin de faciliter son intégration dans des applications de blindage présentant diverses géométries, ce qui est plus difficile avec un composite d'épaisseur plus importante. Ces travaux ont été réalisés dans le cadre d'une collaboration entre les laboratoires SATIE, ICMMO et GeePs. Ils ont été financés via une bourse IDEX de l'Université Paris-Saclay (ANR-11-IDEX0003-02).

L'aluminium et l'acier sont deux métaux très largement utilisés dans l'industrie et sont peu onéreux. De plus, l'aluminium allie légèreté, bonne résistance mécanique et conductivité électrique élevée. L'acier possède de bonnes propriétés mécaniques et une perméabilité relative élevée, mais est sensible à l'oxydation et à la corrosion. La tôle d'acier, étant prise en sandwich entre deux tôles d'aluminium, est cependant protégée de l'oxydation et de la corrosion grâce à la présence d'une couche passive d'alumine en surface de l'aluminium. Les

travaux de thèse s'intéresseront notamment au blindage magnétique à basses fréquences (1 Hz - 10 kHz). En effet, les champs magnétiques à basse fréquence peuvent être source de bruits et de perturbations et sont généralement émis par des alimentations électriques, des interrupteurs et des moteurs, par exemple.

Le **premier chapitre** de cette thèse consistera en une bibliographie sur la méthode d'élaboration du composite par colaminage, et sur la compatibilité électromagnétique, plus précisément sur le blindage électromagnétique. Les différents paramètres qui influent sur la qualité du colaminage seront présentés. La formation d'instabilités plastiques qui peuvent apparaître au cours du colaminage sera rapportée. Enfin, le mécanisme du blindage électromagnétique sera détaillé.

Le **deuxième chapitre** portera sur la mise en œuvre du colaminage du trilame Al/Acier/Al. Dans un premier temps, la composition chimique et les propriétés mécaniques seront présentées. L'impact de la préparation des tôles sur leurs propriétés mécaniques et leurs microstructures sera alors évalué. Par la suite, le colaminage du composite sera étudié expérimentalement et par une approche numérique, en particulier avec l'analyse de l'évolution des instabilités plastiques en fonction du taux de réduction et du ratio d'épaisseur des couches du trilame. Enfin, l'adhérence des interfaces Al/Acier sera quantifiée afin de valider la qualité du soudage à l'état solide.

Le **troisième chapitre** s'intéressera à l'efficacité de blindage à basses fréquences (1 Hz - 10 kHz) du trilame Al/Acier/Al élaboré par colaminage. À ces fréquences (champ proche), les champs électriques et magnétiques sont décorrélés. L'atténuation des champs magnétiques en champ proche par le trilame sera alors notamment analysée. L'intérêt du composite bimétallique sera d'abord évalué par des approches analytique et numérique. Pour faciliter la modélisation du trilame, une méthode d'homogénéisation sera proposée. En lien avec le chapitre précédent, l'efficacité de blindage sera alors étudiée expérimentalement et numériquement en fonction du taux de réduction et du ratio d'épaisseur d'Al et d'acier. L'influence des instabilités plastiques sur le blindage sera en particulier mise en avant. En parallèle, l'efficacité de blindage du trilame sera comparée à celles du cuivre, de l'aluminium et de l'acier afin de valider l'intérêt de la solution proposée.

Le **dernier chapitre** proposera une intégration du trilame dans des applications pour le blindage magnétique à basses fréquences. Trois applications seront proposées et développées à partir du modèle numérique. Les deux premières applications simuleront un boîtier de blindage dans deux cas différents. Le premier cas sera la simulation du confinement d'un champ magnétique à l'intérieur du boîtier (champ proche) et le second cas sera la simulation de la protection d'un dispositif sensible (champ lointain). La troisième application simulera un câble à haute tension sous-marin. L'efficacité de blindage de ces trois applications sera quantifiée pour le trilame et comparée avec celles du cuivre, de l'aluminium et de l'acier.

CHAPITRE I : ÉTAT DE L'ART

CHAPITRE I : ÉTAT DE L'ART

Ce chapitre se propose de présenter brièvement dans un premier temps le principe du colaminage et de ses dérivés. Les différents paramètres du colaminage qui influencent les propriétés et la structure du composite sont détaillés.

La seconde partie s'intéresse à la compatibilité électromagnétique et en particulier au blindage électromagnétique. La théorie et les modèles analytiques du blindage électromagnétique sont alors présentés.

I. Colaminage : principe et influence de divers paramètres

Le laminage est un procédé industriel [1] de fabrication et de mise en forme par déformation plastique d'un matériau, notamment appliqué aux métaux. Cette déformation plastique est obtenue par passage continu du matériau entre des cylindres contrarotatifs, appelés laminoir, qui vont appliquer une compression sur celui-ci tout en diminuant son épaisseur, conduisant ainsi à son allongement. Ce procédé est utilisé aussi bien pour élaborer des produits plats que des produits longs (rails, barres, tubes, etc.). Le laminage peut se faire à chaud comme à froid (température ambiante).

I.1 Principe du colaminage

Le colaminage est par définition le laminage de plusieurs tôles superposées en même temps dans le but d'atteindre, sous certaines conditions, leur adhérence. Ce procédé est principalement appliqué aux bilames (2 tôles) et trilames (3 tôles). Le colaminage est un procédé qui comporte plusieurs étapes (**Figure I.1**).

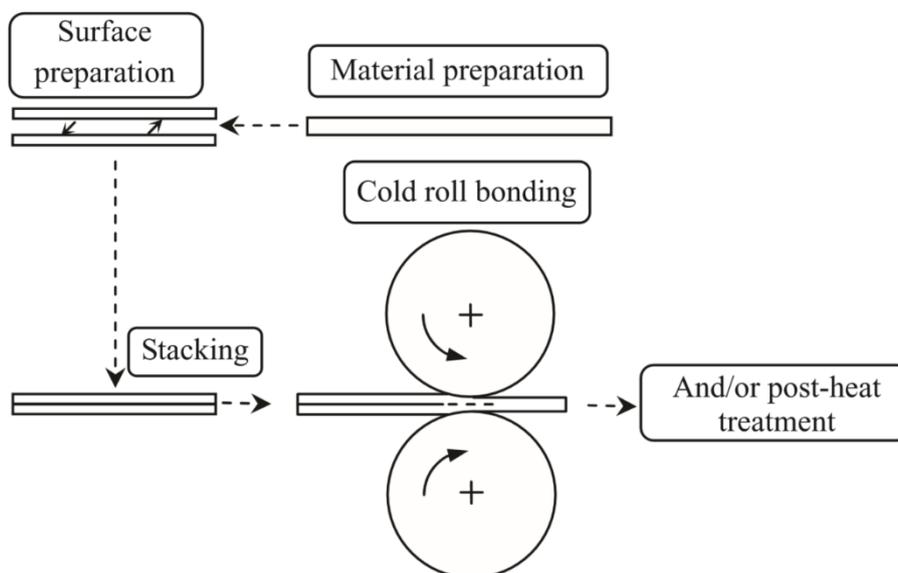


Figure I.1 : Schéma du colaminage d'un bilame [2]

La première étape du colaminage est la préparation des tôles avec notamment leur dimensionnement et des traitements thermiques. La deuxième étape consiste en la préparation des surfaces qui seront en contact au cours du colaminage. Cette préparation comporte en grande partie le nettoyage et le brossage de ces surfaces. Les tôles sont ensuite empilées puis passées entre les cylindres du laminage. Des traitements thermiques après colaminage peuvent être également effectués.

L'objectif principal du colaminage est d'assurer une bonne adhérence des tôles entre elles. Divers paramètres au cours de ces différentes étapes du procédé vont alors jouer un rôle crucial pour l'obtention de celle-ci. Ces paramètres sont détaillés par la suite dans la partie I.2. Pour quantifier l'adhérence, différentes méthodes ont été développées. Elles sont basées principalement sur des essais de cisaillement [3, 4, 5] et des essais de pelage [6, 7, 8] (**Figure I.2**).

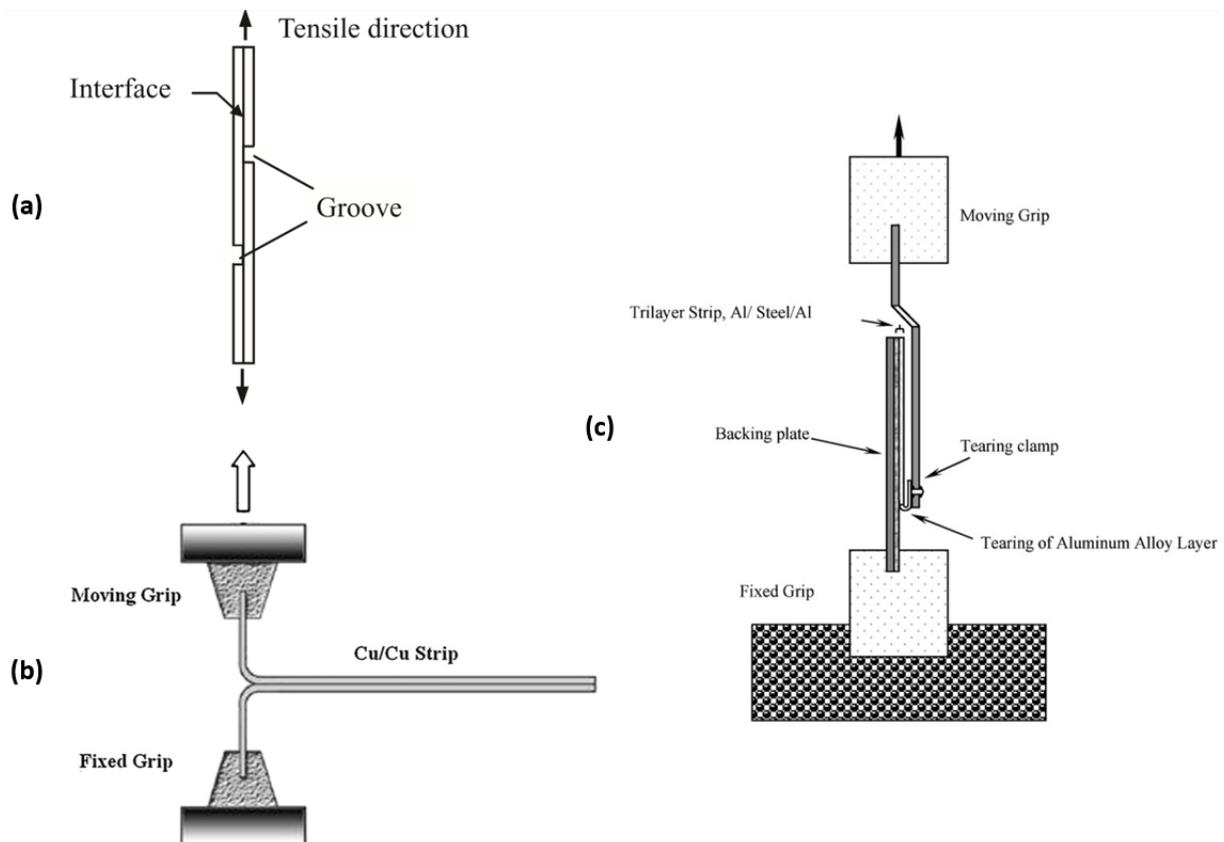


Figure I.2 : Schéma de l'essai de cisaillement en traction (tensile shear test) [2] (a), de l'essai de pelage 90° (T-peel test) sur un bilame Cu/Cu [7] (b) et de l'essai de pelage 180° sur un trilame Al/Acier/Al [6] (c)

Le mécanisme à l'origine de l'adhérence au cours du colaminage à froid faisant consensus dans la communauté scientifique est le mécanisme de fragmentation-extrusion-soudage proposé à l'origine par Vaidyanath & Milner [9]. Ce mécanisme consiste d'abord en la fragmentation au cours du colaminage d'une couche superficielle de contaminant (oxyde,

eau, etc.) et/ou d'une couche superficielle écaillée obtenue par brosse. Une extrusion de la matière vierge a lieu ensuite entre les fragments et permet finalement le soudage des tôles (Figure I.3). Le colaminage est alors considéré comme un procédé de soudage à l'état solide. L'adhérence au cours du colaminage se fait au final principalement par liaison mécanique.

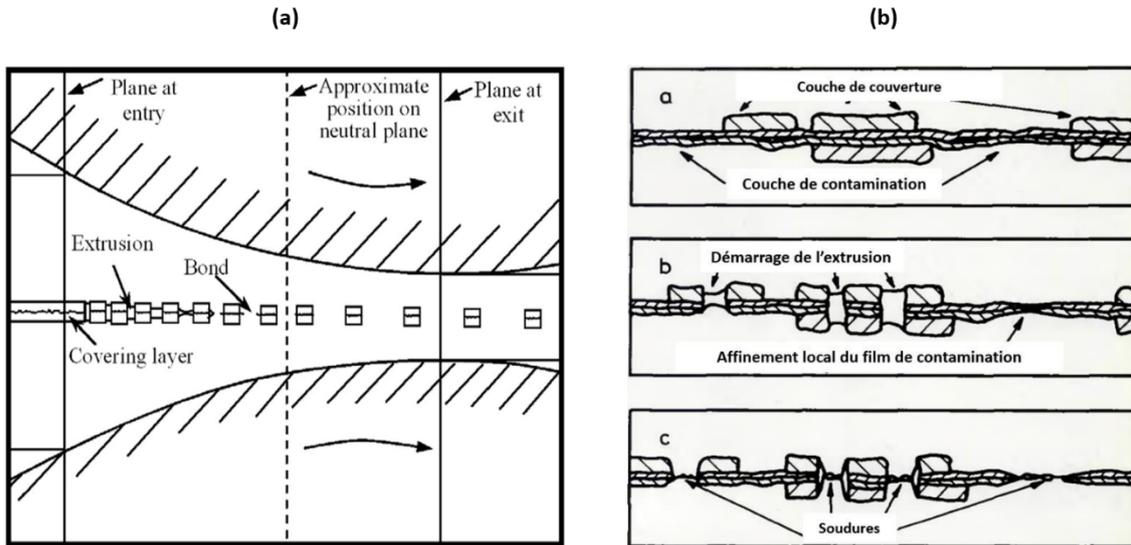


Figure I.3 : Schéma illustratif du mécanisme d'adhérence au cours du colaminage [2] (a) et zoom sur le processus de fragmentation-extrusion-soudage [10] (b)

Le colaminage a été utilisé par la suite par d'autres procédés qui sont le multi-colaminage (ARB : Accumulative Roll Bonding) et le multi-colaminage croisé (CARB : Cross Accumulative Roll Bonding). L'ARB consiste à colaminer un composite avec un taux de réduction de 50 %, à couper en deux le produit obtenu, à superposer ensuite les deux tôles et enfin à les colaminer à nouveau suivant la même direction de laminage DL (ou rolling direction RD). Ce cycle peut alors être répété plusieurs fois (Figure I.4 (a)).

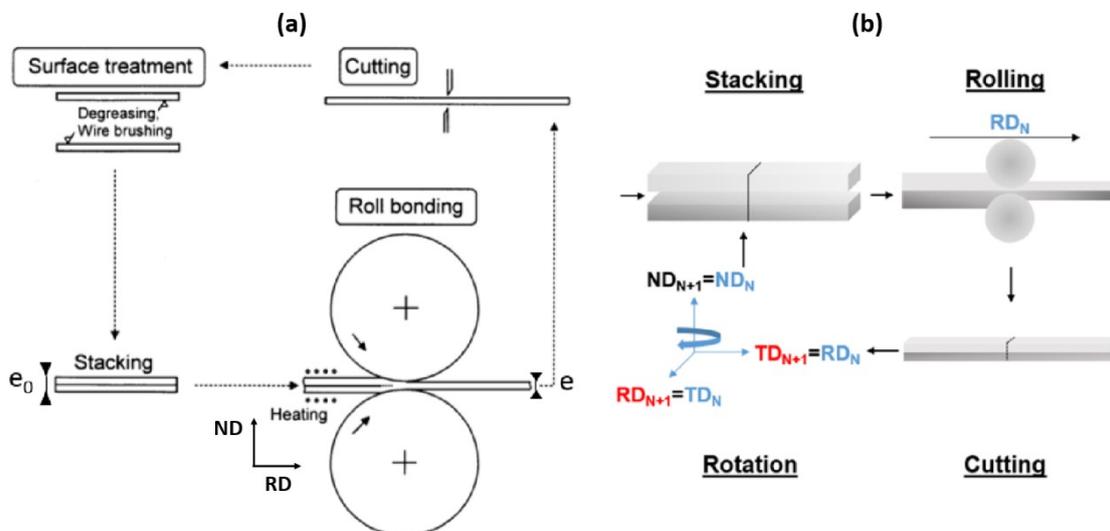


Figure I.4 : Schéma du principe de l'ARB (a) et du CARB (b) [11]

Le CARB ajoute une rotation de l'échantillon de 90° par rapport à la direction normale DN (ou ND en anglais) avant chaque nouveau cycle (**Figure I.4 (b)**). Ainsi, l'échantillon n'est plus colaminé tout le temps suivant DL mais aussi suivant la direction transverse DT (ou TD en anglais).

Ces deux procédés sont considérés comme des procédés d'hyper-déformation. En effet, ils permettent de réduire significativement la taille des grains d'un matériau et d'améliorer ses propriétés mécaniques [11, 12, 13, 14]. De plus, le CARB permet d'obtenir de meilleures propriétés mécaniques que l'ARB [11, 15]. La **Figure I.5** montre une augmentation de la résistance à la traction d'un Al AA1050 obtenu en ARB et en CARB à température ambiante en fonction du nombre de cycle. La résistance initiale du matériau recuit est d'environ 78 MPa, elle est quasiment triplée après 8 cycles de CARB [15].

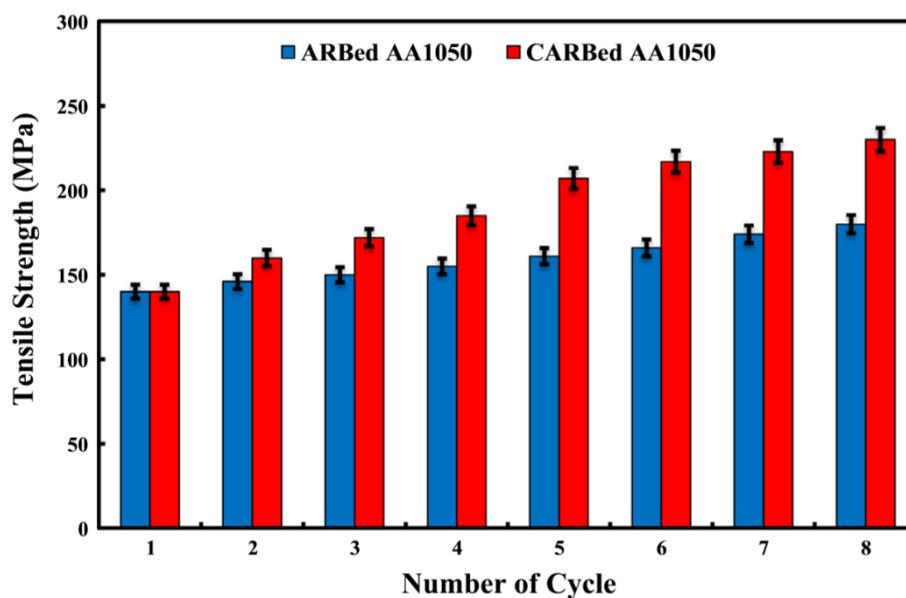


Figure I.5 : Variation de la résistance à la traction avec le nombre de cycles en ARB et CARB [15]

Le colaminage et/ou le multi-colaminage ont été étudiés sur de nombreux matériaux, que ce soit par exemple sur des couples de mêmes matériaux d'Al [12, 15] ou de Cu [7], des bilames Mg/Al [16], Al/Zn [17], Al/Acier [18], Al/Cu [5, 8] et Cu/Ni [13], des trilames Ti/Cu/Ti [19], Acier/Al/Acier [20] et Al/Acier/Al [6, 14] et même sur des matériaux multicouches Cu/Ti [21]. La **Figure I.6** regroupe les couples de différents matériaux élaborés avec succès par colaminage et par multi-colaminage [2]. Il s'avère que les métaux cubiques à faces centrées (fcc) sont plus enclins à créer des composites que les autres structures cristallines (hcp, bcc et rho).

En conclusion, le colaminage est un procédé permettant le soudage à l'état solide de tôles de même matériau ou de matériaux différents. Le mécanisme d'adhérence reconnu est la fragmentation d'une couche superficielle de contaminant et/ou d'une couche écrouie, l'extrusion de la matière vierge entre les fragments et enfin son soudage mécanique. La

qualité de l'adhérence dépend cependant de plusieurs paramètres liés principalement à la préparation des tôles et au procédé de colaminage lui-même.

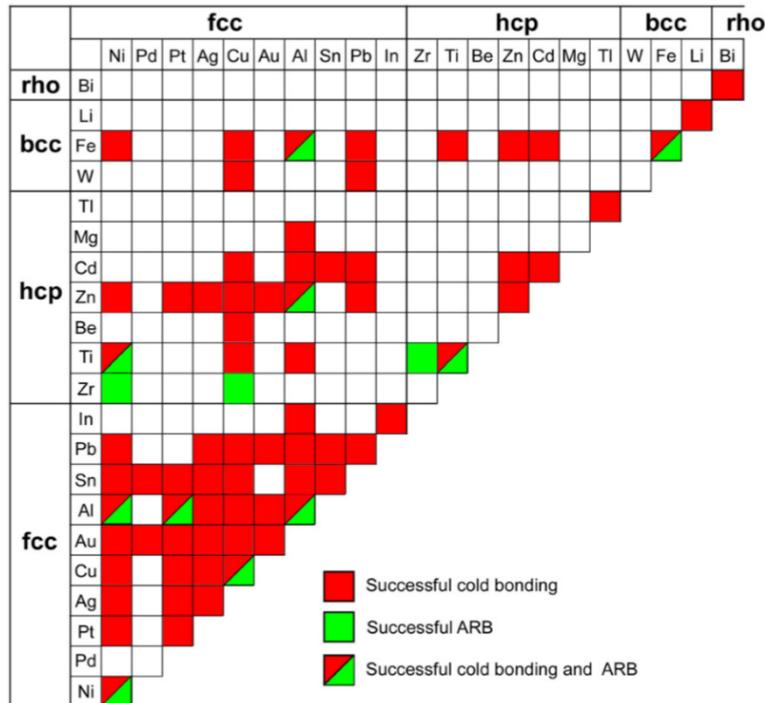


Figure 1.6 : Couple de matériau élaboré avec succès en colaminage et/ou en ARB [2]

I.2 Paramètres du colaminage

Cette partie a pour but de regrouper les paramètres qui affectent l'adhérence des interfaces d'un composite élaboré par colaminage. Une préparation minutieuse des tôles s'avère tout aussi importante que les conditions de colaminage pour obtenir une bonne adhérence.

I.2.1 Matériaux

La nature du métal à colaminer a un impact sur l'adhérence [2] (**Figure I.7 (a)**), étant donné que les matériaux n'ont pas les mêmes propriétés mécaniques. De plus, on a vu précédemment sur la **Figure I.6** que tous les couples de matériaux ne sont pas réalisables. En plus de sa nature, l'état initial du métal impacte aussi l'adhérence. Notamment, le colaminage d'un métal dans un état recuit facilite l'adhérence [22, 23, 24] (**Figure I.7 (b)**). En effet, le recuit permet d'augmenter la formabilité du matériau et ainsi, le métal vierge s'écoule plus aisément à travers la couche superficielle (couche d'oxyde) qui se fragmente d'autant plus facilement grâce à une déformation plus élevée. De la même manière, la diminution de la dureté du métal améliore aussi la qualité de l'adhérence [24].

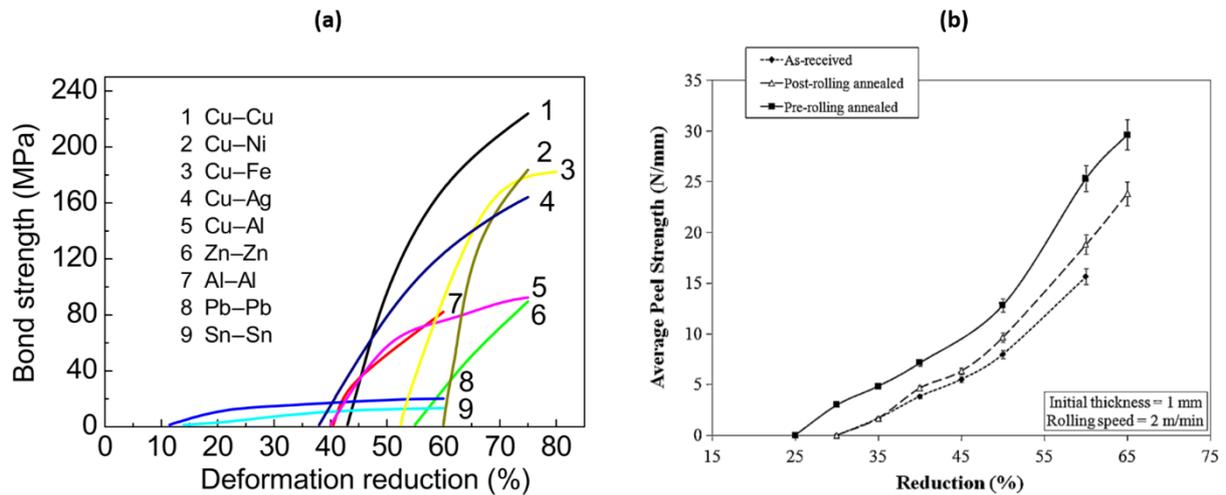


Figure 1.7 : Influence du couple de métaux (essai de cisaillement) [2] (a) et influence du recuit avant et après colaminage d'un bilame Al/Al (essai de pelage) [22] (b) sur l'adhérence

1.2.2 Préparation des surfaces concomitantes

Une bonne préparation des surfaces qui sont en contact au cours du colaminage est un point clé pour favoriser l'adhérence. La préparation des surfaces peut être classée en trois catégories : nettoyage chimique, nettoyage mécanique et formation d'une couche superficielle dure qui se fragmentera au cours du colaminage. Pour obtenir une adhérence satisfaisante en colaminage, il est essentiel d'enlever la couche de contaminants en surface du métal [9]. Cette dernière est composée d'oxydes, d'ions adsorbés, de graisses, d'humidité et de poussières qui vont être néfastes à l'adhérence. Un nettoyage chimique, souvent à l'acétone, suivi par un nettoyage mécanique est la meilleure combinaison [2, 9] (**Figure 1.8**).

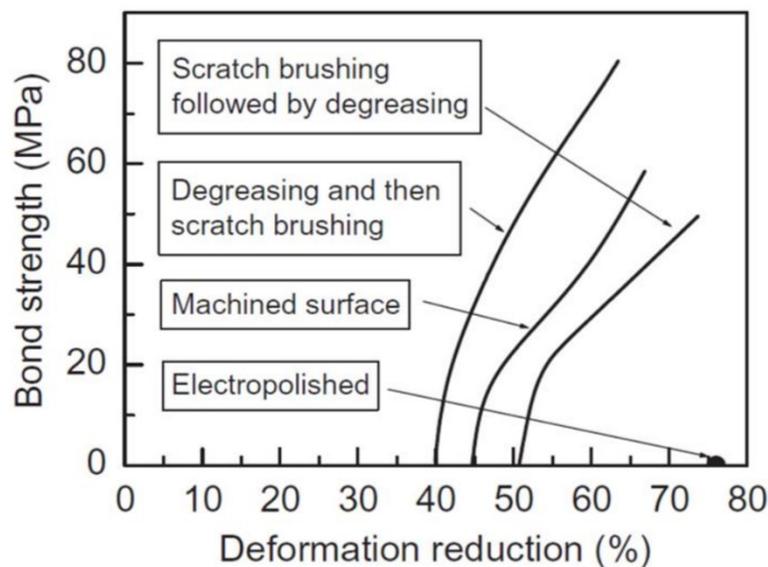


Figure 1.8 : Effet de diverses méthodes de préparation des surfaces concomitantes sur la qualité de l'adhérence d'un composite d'Al [9]

Le nettoyage mécanique se fait principalement par brosse de la surface. Le brossage permet de plus d'augmenter la rugosité superficielle et de créer la couche écrouie qui se fragmentera au cours du colaminage. Le brossage est cependant intrinsèquement dépendant du type de brosse utilisée. La brosse métallique (wire brush), le ruban abrasif (belt grinding) et le disque à lamelles abrasives (flap disc) sont les outils les plus employés. En augmentant la rugosité de la surface par le brossage, les surfaces en contact augmentent et l'adhérence est alors favorisée [7, 25] (**Figure I.9 (a)**). L'utilisation du ruban abrasif [26] et du disque à lamelles [27] apportent une meilleure adhérence que la brosse métallique (**Figure I.9 (b) et (c)**), la rugosité obtenue étant alors plus élevée [26, 27]. De plus, la dureté de la couche écrouie est plus faible avec le disque à lamelles [27], les fissures présentes entre la couche écrouie et sa matrice sont alors moins nombreuses. La couche écrouie est d'ailleurs plus épaisse avec la brosse métallique qu'avec le ruban abrasif [26]. Il faut donc atteindre une compression plus élevée pour fragmenter la couche écrouie obtenue avec la brosse métallique.

La couche dure superficielle peut aussi être obtenue autrement que par brossage. Par exemple, la nitruration d'un acier permet de créer une couche de Fe_3N dure et fragile qui se fragmente au cours du colaminage [18].

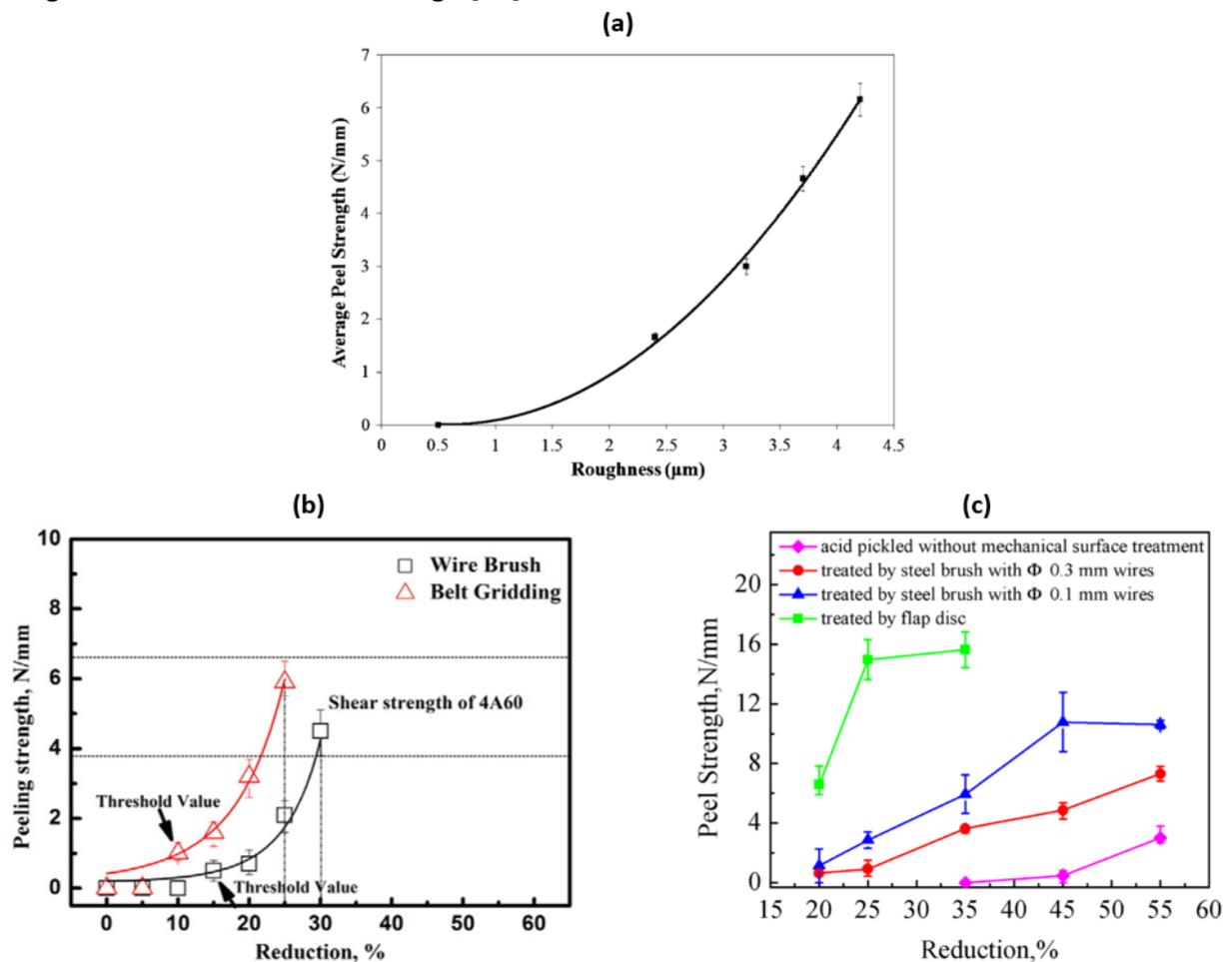


Figure I.9 : Effet de la rugosité (a) et du type de brosse (b, c) sur la qualité de l'adhérence d'un bilame Al/Al (a) [25], d'un trilame Al/Acier/Al (b) [26] et d'un bilame Al/Acier (c) [27]

Après brossage des surfaces, il est important de réaliser le colaminage rapidement afin d'éviter la formation d'oxydes qui nuisent à l'adhérence [25, 28]. En plus de la formation d'oxydes, ce délai favorise la reconstitution de la couche de contamination (poussières, particules adsorbées, etc.). Ainsi, plus le temps entre la préparation des surfaces et le colaminage est court, meilleure est la qualité de l'adhérence (**Figure I.10**).

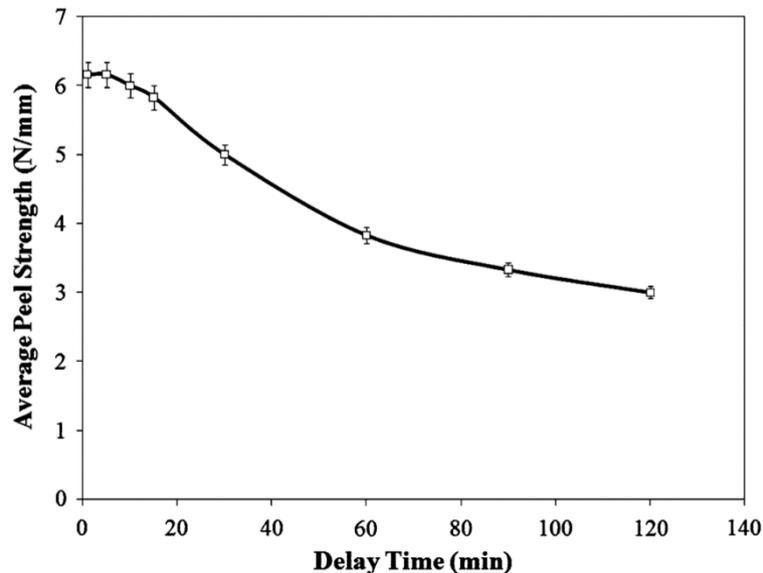


Figure I.10 : Effet du temps entre la préparation des échantillons et leur colaminage sur la qualité de l'adhérence d'un bilame Al/Al [25]

I.2.3 Paramètres intrinsèques du colaminage

Plusieurs paramètres pendant le colaminage ont également un impact sur l'adhérence [2]. On peut citer notamment le taux de réduction, la vitesse de rotation des cylindres, le coefficient de frottement cylindres/échantillon, l'épaisseur ou le ratio d'épaisseur des échantillons et la température à laquelle est réalisé le colaminage.

À partir des figures précédentes (**Figures I.7, I.8 et I.9**), on constate que plus le taux de déformation est élevé, plus la qualité de l'adhérence augmente. La compression des échantillons par les cylindres augmente avec le taux de réduction, la fragmentation de la couche écrouie est alors plus facile favorisant ainsi l'extrusion et le soudage de la matière vierge.

Plusieurs publications [6, 7, 19, 22, 28] ont montré que l'adhérence est meilleure lorsque le colaminage à froid est effectué à faible vitesse pour le même taux de réduction (**Figure I.11 (a)**). En effet, une vitesse de rotation des cylindres élevée implique un temps de contact court qui entrave l'extrusion de la matière vierge à travers les fragments de la couche écrouie.

Le colaminage effectué avec un fort coefficient de frottement cylindres/échantillon permet d'atteindre l'adhérence des tôles à plus faible taux de réduction [6, 24, 28, 29] (**Figure**

I.11 (b)). En augmentant le coefficient de frottement, les contraintes dans le matériau augmentent ainsi que la pression au contact [28].

À même taux de réduction, le colaminage d'un composite de faible épaisseur augmente la qualité de l'adhérence [7, 22, 28, 29, 30] (**Figure I.11 (c)**). L'augmentation de l'épaisseur initiale du composite augmente la longueur de contact cylindres/échantillon diminuant alors la pression moyenne de contact. De plus, en diminuant l'épaisseur initiale, la pression moyenne nécessaire à l'obtention de l'adhérence diminue aussi.

La température de colaminage joue aussi un rôle sur l'adhérence [7, 17, 31, 32, 33] (**Figure I.11 (d)**). Plus la température est élevée, plus la qualité de l'adhérence augmente. Ce phénomène peut être expliqué par le fait que le métal à haute température a une meilleure formabilité et sa contrainte d'écoulement est alors plus faible. L'extrusion de la matière vierge à travers les fragments est donc facilitée. De plus, à haute température, le mécanisme de fragmentation-extrusion-soudage est associé à d'autres phénomènes comme la diffusion atomique et la recristallisation/croissance de grains aux interfaces [11].

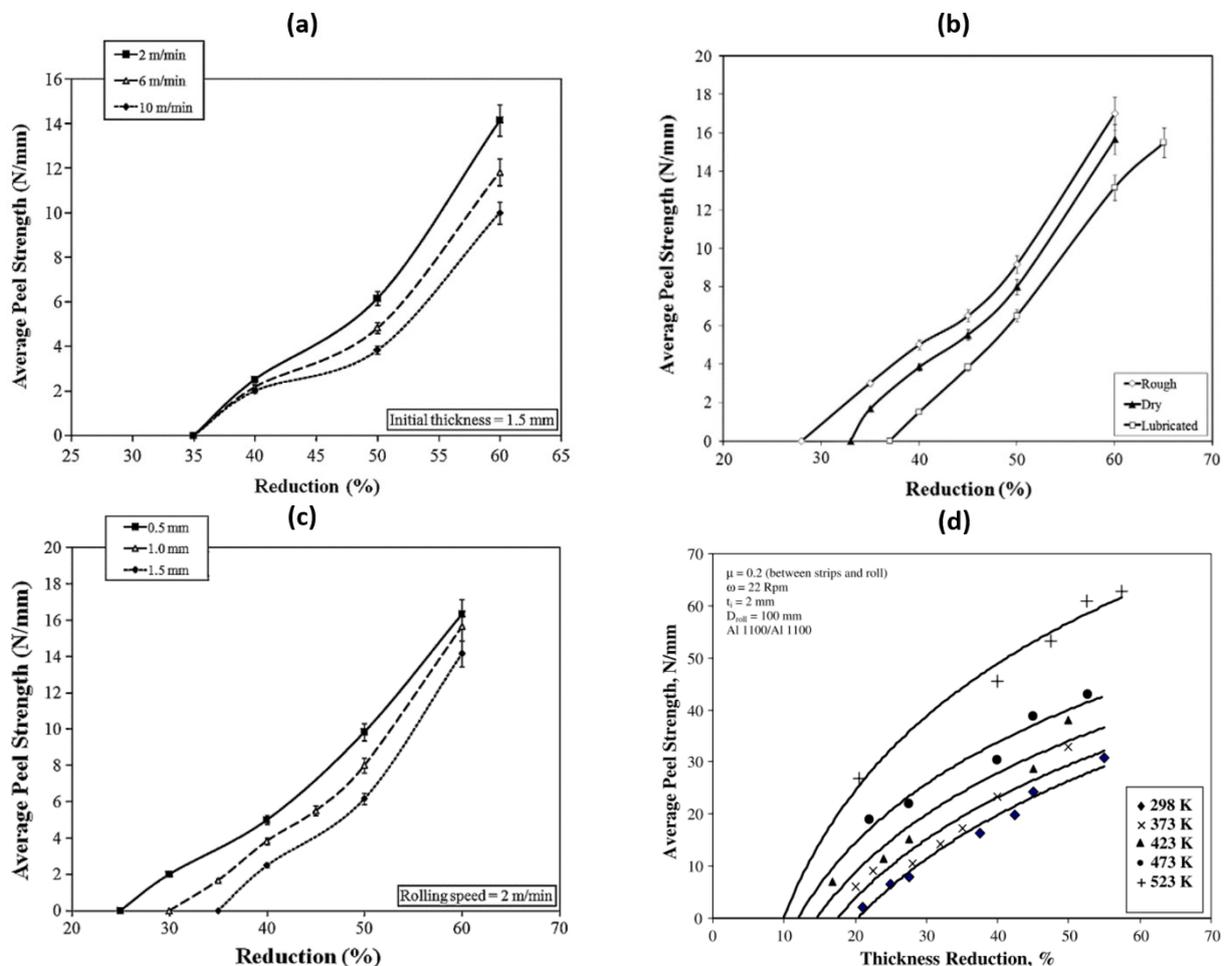


Figure I.11 : Effet de la vitesse de rotation des cylindres [22] (a), du coefficient de frottement cylindres/échantillon [24] (b), de l'épaisseur initiale [22] (c) et de la température de colaminage [33] (d) d'un bilame Al/Al

I.2.4 Recuit après colaminage

Il est observé sur la **Figure I.7 (b)** que le recuit post-colaminage améliore l'adhérence. Cependant, de nombreuses autres publications [29, 34, 35, 36] ont montré que le recuit post-colaminage peut être tout aussi néfaste. En effet, l'amélioration de l'adhérence grâce au recuit est notamment liée à la réduction des contraintes résiduelles et à la diffusion atomique à l'interface. Cependant, cette diffusion peut entraîner la formation d'intermétalliques qui fragilisent le composite. De plus, pour des composites bimétalliques, la différence de coefficient de diffusion des matériaux peut mener à la formation de trous à l'interface [36]. Ainsi, au final, le recuit post-colaminage doit être optimisé en fonction de la température, de la durée et du matériau recuit pour garantir un gain d'adhérence.

Finalement, l'adhérence est d'autant plus optimale que le taux de réduction et le coefficient de frottement cylindres/composite sont élevés et que la vitesse de rotation des cylindres et l'épaisseur du composite sont faibles. Une préparation minutieuse des surfaces en contact est aussi nécessaire. Les surfaces doivent être d'abord nettoyées et dégraissées chimiquement puis brossées afin de former une couche écrouie dure et cassante qui se fragmentera au cours du colaminage. Cette préparation favorise alors le mécanisme de fragmentation-extrusion-soudage, appelé aussi théorie du film. Des traitements thermiques avant et après colaminage peuvent également améliorer l'adhérence. Le colaminage à chaud permet d'atteindre une meilleure adhérence qu'à froid, mais c'est un procédé plus énergivore et coûteux. Dans un contexte de développement durable, le colaminage à froid reste toutefois un moyen satisfaisant pour le soudage à l'état solide de composite métallique.

I.3 Instabilités plastiques

Tous les paramètres cités précédemment, en plus de jouer sur l'adhérence des tôles, vont aussi agir sur l'architecture du composite métallique. En effet, au cours du colaminage d'un composite bimétallique, des instabilités plastiques peuvent être observées au niveau du métal le plus dur. Ces instabilités plastiques (striction) ont été initialement constatées en ARB [14, 21, 37, 38], le nombre de cycles agissant directement sur la structure du composite. La **Figure I.12 (a)** présente la structure d'un composite Al/Fe [14] après différents cycles de colaminage. On remarque dans ce cas que des striction (necking) de l'acier St-12 sont visibles à partir du deuxième cycle. Au troisième cycle, l'acier est totalement fragmenté à l'intérieur de la matrice d'aluminium. Les instabilités plastiques observées correspondent donc à la striction et à la fragmentation d'un composant pendant le colaminage. Les propriétés mécaniques du composite sont directement liées à sa structure et dépendent donc de la présence de cette striction/fragmentation de la matière dure (**Figure I.12 (b)**). Dans le cas du composite Al/Fe [14], les propriétés mécaniques diminuent avec l'apparition de la striction et de la fragmentation. En effet, la résistance mécanique du composite après le premier et le deuxième cycle (cycle 0 et 1) est supérieure ($\approx 360 - 390$ MPa) à celle de l'acier initial

(≈ 300 MPa). Après apparition de la striction et de la fragmentation au cours du cycle 2 et 3, la résistance mécanique du composite décroît et atteint une valeur plus faible (≈ 280 MPa) que celle de l'acier initial.

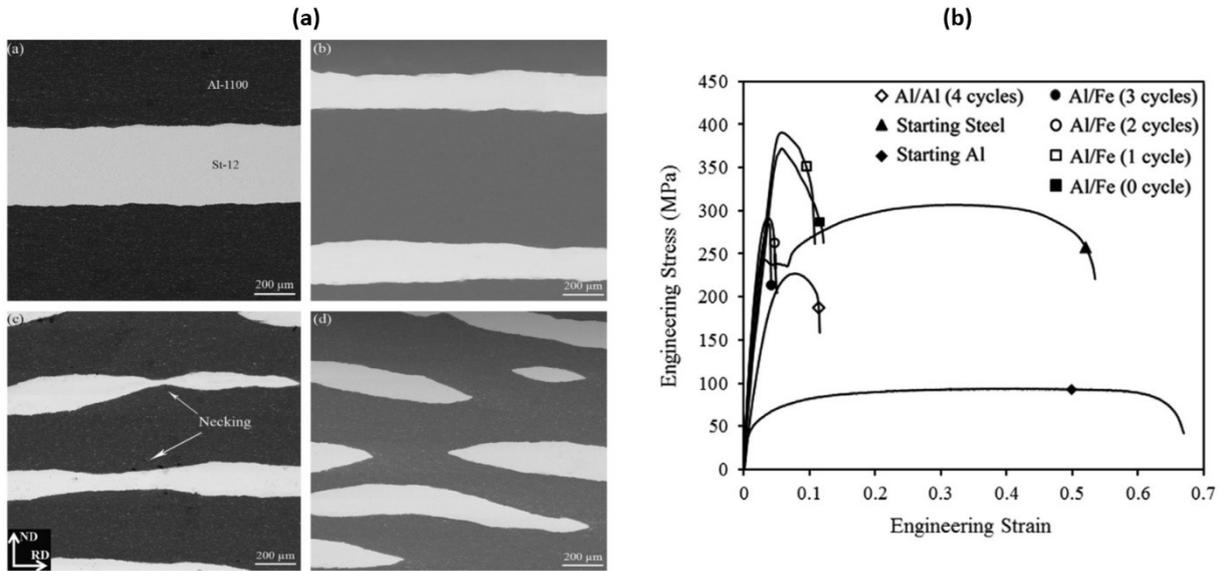


Figure I.12 : Images MEB du composite Al/Fe après plusieurs cycles (0, 1, 2 et 3 cycles) (a) et propriétés mécaniques de ces différents composites (b) [14]

Dans le cas d'un trilame de matériaux mou/dur/mou, Hwang et al. [39] ont déterminé des critères théoriques de déformation ε_{diff} d'apparition de la striction diffuse et ε_{loc} de la striction locale. Par définition, la striction diffuse correspond à l'amincissement du matériau sur une « certaine » longueur alors que la striction locale est un amincissement en un point donné comme on peut le voir sur la **Figure I.12 (a)**. Plus récemment, Reihanian et al. [38] ont déterminé un critère théorique de déformation ε_{frag} d'apparition de la fragmentation. Ces trois critères ont été développés en considérant que le comportement plastique d'écroutissage des matériaux suit une loi de type puissance (ou loi de Hollomon), que les déformations sont planes (plane strain deformation) et que les tôles sont initialement liées avant le passage sous les cylindres (pas de glissement à l'interface). Ainsi, le comportement mécanique des matériaux et les critères théoriques sont déterminés à partir des équations suivantes :

$$\sigma_c = A_c \varepsilon_c^{n_c}, \sigma_s = A_s \varepsilon_s^{n_s} \quad (I.1)$$

$$\varepsilon_{diff} = \frac{n_c}{\sqrt{3}(1 - R_e) \left(1 - \frac{A_s}{A_c} \varepsilon_{diff}^{(n_s - n_c)}\right)} \quad (I.2)$$

$$\varepsilon_{loc} = \frac{2}{\sqrt{3}} n_c \quad (I.3)$$

$$\left(\frac{\varepsilon_{ten}}{\varepsilon_{frag}}\right)^{n_c + 1} = \frac{2}{\sqrt{3}} (1 - R_e) \left(1 - \frac{A_s n_c + 1}{A_c n_s + 1} \varepsilon_{frag}^{(n_s - n_c)}\right) \quad (I.4)$$

Le comportement des matériaux suit la loi de Hollomon avec σ_c et σ_s les contraintes, ε_c et ε_s les déformations, A_c et A_s des coefficients et n_c et n_s les coefficients d'écrouissage du matériau dur ($c = \text{core}$) et du matériau mou ($s = \text{skin}$). Les trois critères (**équations I.2, I.3 et I.4**) dépendent principalement des propriétés des matériaux mais aussi de R_e qui est le ratio de l'épaisseur du matériau dur par rapport à l'épaisseur totale du composite. Le coefficient de fragmentation dépend aussi de ε_{ten} qui représente la déformation nécessaire à la rupture du matériau dur lors d'un essai de traction uniaxiale. Dans leur analyse, Reihanian et al. [38] ont considéré ε_{ten} égale à $n_c + 0,1$. Malheureusement, Reihanian et al. [38] ont montré que ces critères théoriques sont plus faibles que celles observées expérimentalement. Cette différence est liée aux hypothèses faites, notamment que le composite est considéré déjà lié avant colaminage, et qu'il est difficile d'observer expérimentalement l'apparition de la striction diffuse.

La striction et la fragmentation de la tôle dure sont des phénomènes principalement observés en ARB mais elles peuvent l'être aussi sous certaines conditions dès le premier passage du composite (trilame) sous les cylindres [40, 41, 42, 43]. Pour des bilames, une ondulation de l'interface peut être observée [44], mais cette ondulation est plus liée à l'état de surface des tôles initiales (dureté, brossage, etc.) qu'à des instabilités plastiques.

Les critères théoriques précédemment définis restent toutefois cohérents qualitativement avec les observations expérimentales. La **Figure I.13** [38] présente l'évolution des critères de striction diffuse et de fragmentation en fonction du coefficient d'écrouissage n_c de la phase dure, du ratio d'épaisseur R_e et du rapport A_s/A_c . On tire de ces courbes principalement trois observations : la striction est retardée en augmentant le coefficient d'écrouissage de la phase dure, le ratio d'épaisseur et le rapport A_s/A_c . Il en va de même pour la fragmentation. Ainsi, plus l'épaisseur de la phase dure est élevée, plus sa striction et sa fragmentation nécessitent une grande déformation. Ce phénomène a été observé expérimentalement par Rahdari et al. [41] pour un trilame Al/Laiton/Al (**Figure I.14**). Ils ont montré aussi en remplaçant le laiton par du nickel et du cuivre que plus la dureté de la phase dure se rapproche de celle de la phase molle (Al), plus un taux de déformation élevé est nécessaire pour observer la striction et la fragmentation.

Des études de la striction ont été aussi menées en simulation numérique par la méthode des éléments finis (FEM) [41, 42, 43]. Rahdari et al. [41] ont aussi réussi à reproduire la fragmentation de la phase dure grâce à des simulations réalisées en dynamique explicite. Ces derniers ont montré que la striction et la fragmentation apparaissent cependant plus tôt en simulation qu'expérimentalement. Cette différence est liée notamment au comportement simplifié des matériaux considéré dans leur modèle numérique (élastique parfaitement plastique). Imai et al. [42] ont montré que plus la différence des propriétés mécaniques entre la phase dure et la phase molle est importante, plus la striction est prononcée à même taux de réduction. Utsunomiya et al. [43] ont montré, quant à eux, que la striction est de plus en plus prononcée avec l'augmentation du taux de réduction (**Figure I.15**) et que la taille des cylindres influe peu sur la géométrie de la striction. Seule une légère hausse de la distance λ entre deux strictions est observée lorsque leur diamètre augmente.

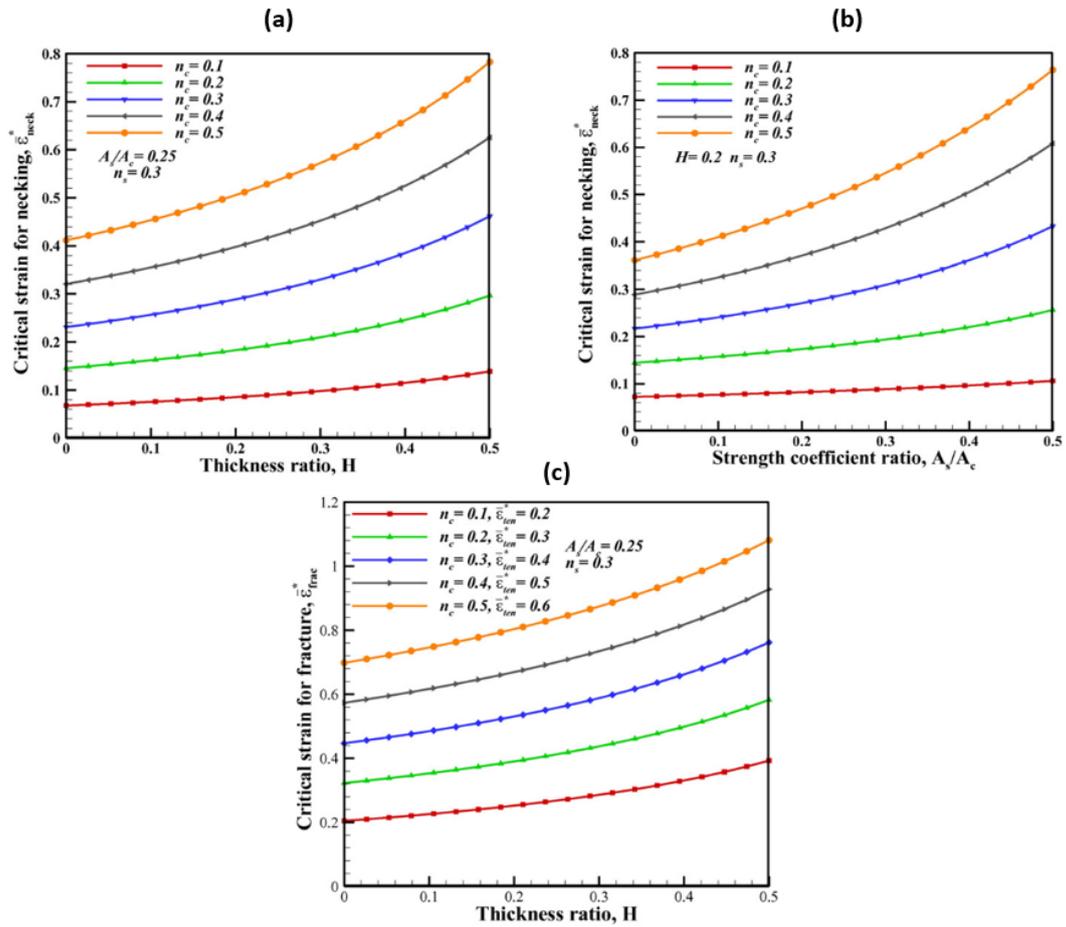


Figure I.13 : Critère de déformation de l'apparition de la striction diffuse (a et b) et de la fragmentation (c) en fonction du coefficient d'écroissage n_c de la phase dure, du ratio d'épaisseur H (a et c) et du ratio A_s/A_c (b) [38]

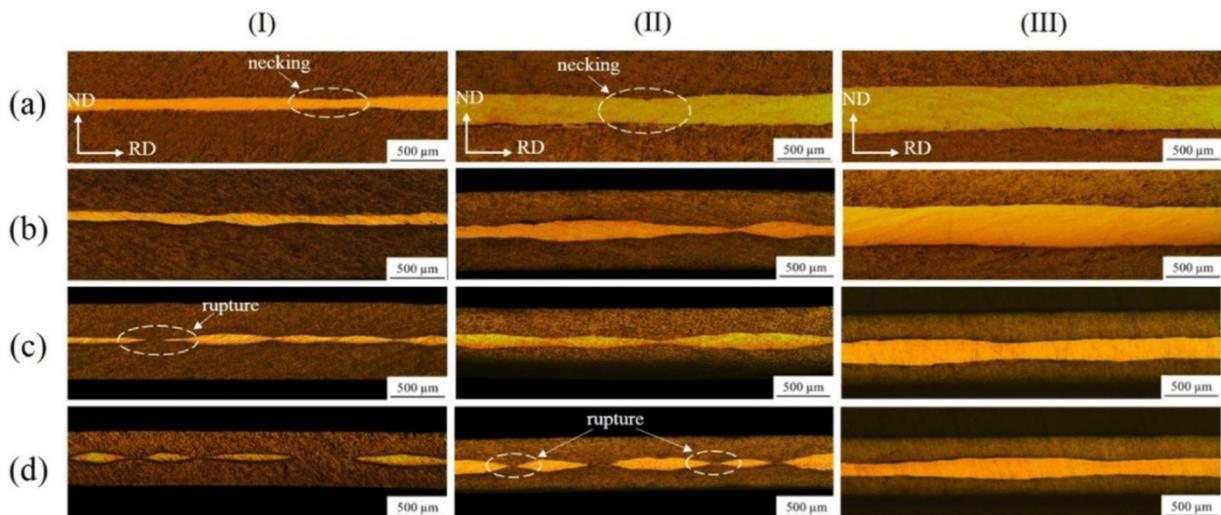


Figure I.14 : Observations de la microstructure de I) Al/Laiton(0,2 mm)/Al, II) Al/Laiton (0,5 mm)/Al, III) Al/Laiton(0,8 mm)/Al à différents taux de réduction I) 40 % (a), 65 % (b), 75 % (c) et 87 % (d), II) 43 % (a), 75 % (b), 82 % (c) et 87 % et III) 40 % (a), 48 % (b), 78 % (c) et 83 % [41]

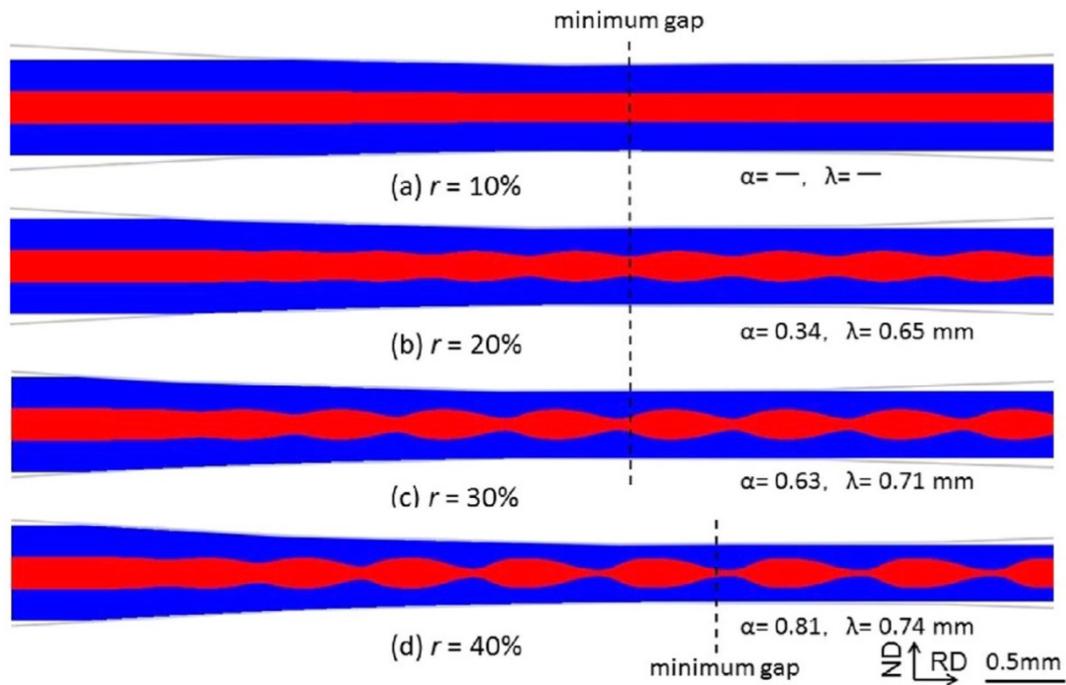


Figure I.15 : Évolution de la striction en fonction du taux de réduction (10 à 40 %) [43]

De plus, il ressort de ces simulations numériques que la striction est un phénomène périodique (**Figure I.15**). En effet, en dissolvant les couches d'Al d'un trilame Al/Acier/Al par de la soude concentrée, Nowicke et al. [40] ont pu révéler la surface de la tôle d'acier inoxydable (SS) et montrer que les strictions sont plus ou moins périodiques (**Figure I.16 (a)**). Ils ont aussi mis en avant deux types de rupture au cours de la fragmentation : une rupture ductile (**Figure I.16 (b)**) principalement observée pour un trilame Al/Acier/Al et une rupture par cisaillement ($\approx 45^\circ$) (**Figure I.16 (c)**) cette fois principalement observée pour un trilame Acier/Al/Acier. Ces deux modes de rupture s'observent cependant pour les deux dispositions du trilame.

Au final, la striction apparaît à partir d'un certain taux de déformation et est ensuite suivie par la fragmentation/rupture du matériau. Son apparition dépend des paramètres du colaminage présentés précédemment. On peut noter qu'elle dépend surtout des paramètres matériaux et plus précisément de la différence de propriétés entre la phase dure et la phase molle. Il faudra alors une déformation plus élevée pour l'observer lorsque les propriétés mécaniques de la phase dure et la phase molle sont proches et lorsque le ratio d'épaisseur R_e est élevé.

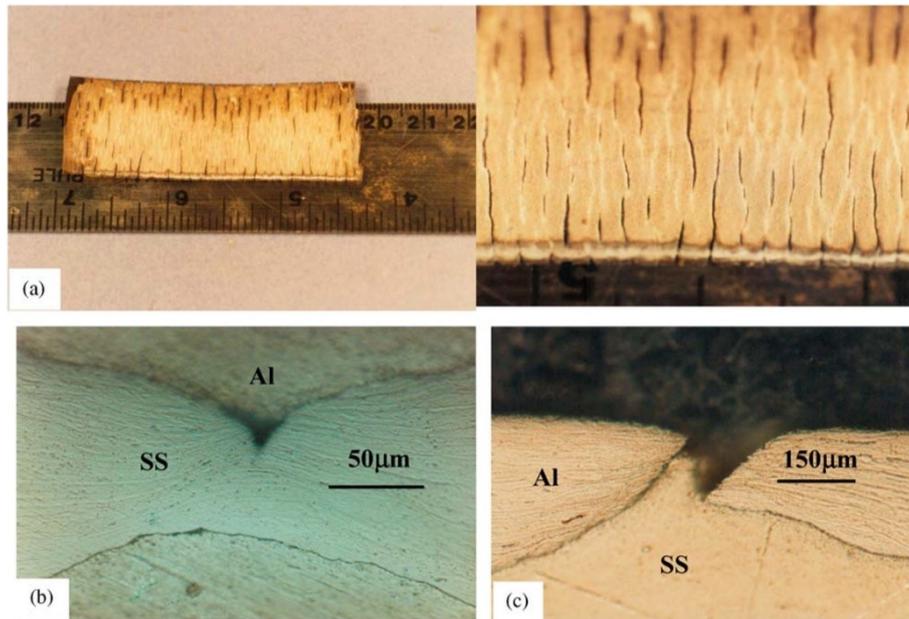


Figure I.16 : Striction de l'acier révélée après dissolution de l'Al par de la soude (a), rupture ductile de l'acier (Al/Acier/Al) (b) et rupture par cisaillement de l'Al (Acier/Al/Acier) (c) [40]

L'impact de certains paramètres du colaminage sur la striction et la fragmentation a donc été étudié, mais l'origine de cette striction reste mal connue. Nowicke et al. [40] ont montré théoriquement, pour un trilame mou/dur/mou, qu'en assimilant le colaminage à de la compression plane, la phase dure est en traction suivant la direction de laminage (DL) alors que la phase molle est en compression. Cette traction selon DL explique en partie le fait que le matériau subisse une striction.

I.4 Synthèse

Pour résumer les points précédents, le colaminage à froid est un procédé de soudage à l'état solide principalement employé pour élaborer des composites métalliques. La qualité de l'adhérence entre les tôles dépend de nombreux paramètres extrinsèques et intrinsèques au colaminage. L'adhérence est optimisée lorsque le taux de réduction et le coefficient de frottement cylindres/composite sont élevés et lorsque la vitesse de rotation des cylindres est faible. Une préparation minutieuse des surfaces concomitantes est tout aussi importante. Enfin, des traitements thermiques adaptés peuvent également favoriser l'adhérence. Ces mêmes paramètres vont aussi jouer sur l'architecture du composite. En effet, des instabilités plastiques (striction et fragmentation) ont été observées lors du colaminage de trilames et en ARB. Cependant, l'origine de ces instabilités plastiques n'est pas totalement connue.

L'utilisation envisagée de ce composite élaboré par colaminage rentre dans le domaine de la compatibilité électromagnétique (CEM), qui est le propos de la partie suivante.

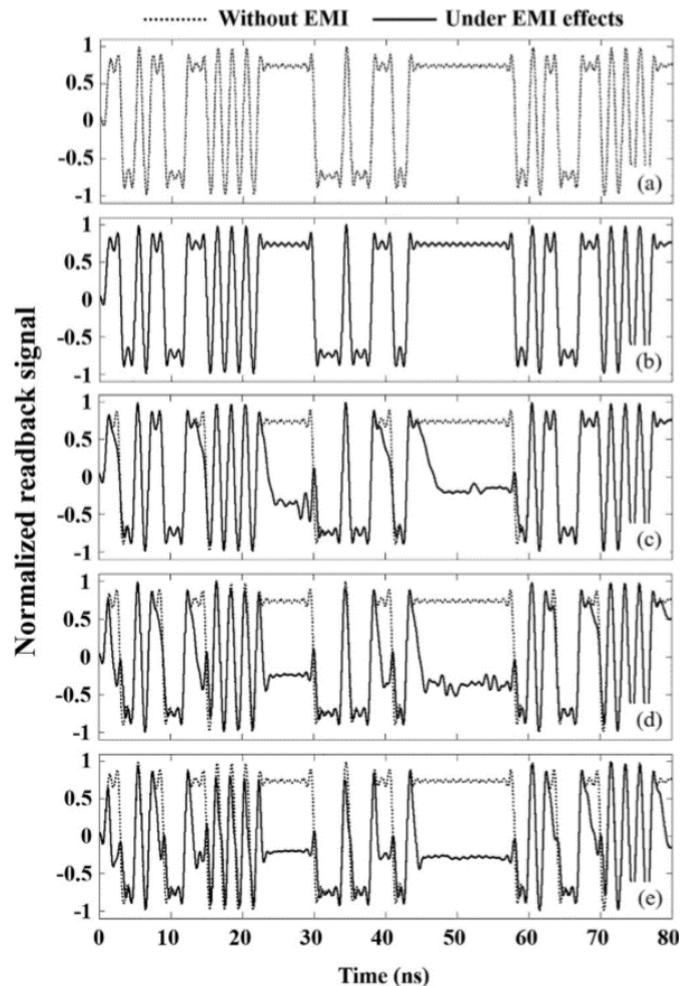
II. Compatibilité électromagnétique (CEM)

La compatibilité électromagnétique (CEM) est la capacité d'un équipement ou d'un système électrique et électronique à fonctionner correctement dans son milieu sans engendrer lui-même des perturbations électromagnétiques à tout ce qui se trouve dans son environnement. La compatibilité se faisant dans les deux sens, deux phénomènes ont été définis : l'émission ou la perturbation qui désigne les signaux ou champs engendrés par le système qui peuvent interférer avec d'autres objets et la susceptibilité ou l'immunité qui désigne le comportement de ce système face à des perturbations extérieures. Ainsi, un équipement doit être élaboré idéalement pour être ni perturbateur ni perturbé.

Tout système électronique est cependant source d'émission de champ électromagnétique. L'ensemble de ces champs va engendrer une réelle pollution électromagnétique qui va perturber le fonctionnement des systèmes les plus sensibles [45, 46] et devenir potentiellement néfaste pour la santé des êtres vivants [47, 48, 49]. La **Figure I.17** présente la dégradation d'un signal reçu dans la tête de lecture d'un système CPP-GMR (Current Perpendicular to the Plane Giant Magnetoresistance) en présence d'une interférence électromagnétique (EMI) émise par décharge électrostatique à différente tension. Plus la décharge électrostatique se fait à haute tension, c'est-à-dire plus le champ électromagnétique de l'interférence est intense, plus le signal reçu est déformé. L'augmentation de la pollution électromagnétique liée à la croissance continue de l'industrie de l'électronique a mené alors à des normes et des directives imposant sa diminution [50, 51].

L'un des moyens pour réduire les risques encourus est l'utilisation d'un blindage électromagnétique qui peut être intégré directement à la source des perturbations pour confiner les champs engendrés et/ou aux systèmes sensibles pour les protéger des champs extérieurs.

Figure I.17 : Signal reçu sans (a) et avec interférence électromagnétique (EMI) émise par décharge électrostatique à différentes tensions : 2 kV (b), 4 kV (c), 6 kV (d) et 8 kV (e) [46]



II.1 Matériaux et composites

Les matériaux les plus employés comme blindage électromagnétique sont les métaux [52, 53] et les matériaux à base de carbone (graphite, graphène, filament de carbone, nanotube de carbone, etc.) [54, 55]. La nécessité de matériaux légers pour notamment l'industrie du transport a mené à l'étude de matériaux composites. Des composites polymères renforcés par du métal ou du carbone ont été largement étudiés sous forme massive ou de mousse [56, 57, 58, 59, 60]. Bien que les composites polymères renforcés soient plus légers que le métal brut, ces derniers montrent, néanmoins, une conductivité électrique bien plus faible [56]. De plus, les composites sous forme massive ont un meilleur blindage que ceux sous forme de mousse (**Figure I.18 (a) et (b)**), mais ils ont cependant un bien plus faible blindage spécifique (**Figure I.18 (c)**) [59, 60]. Le blindage spécifique correspond au ratio du blindage divisé par la densité volumique du matériau. Les composites sous forme de multicouches sont aussi un bon moyen pour limiter la propagation des champs électromagnétiques [61, 62, 63].

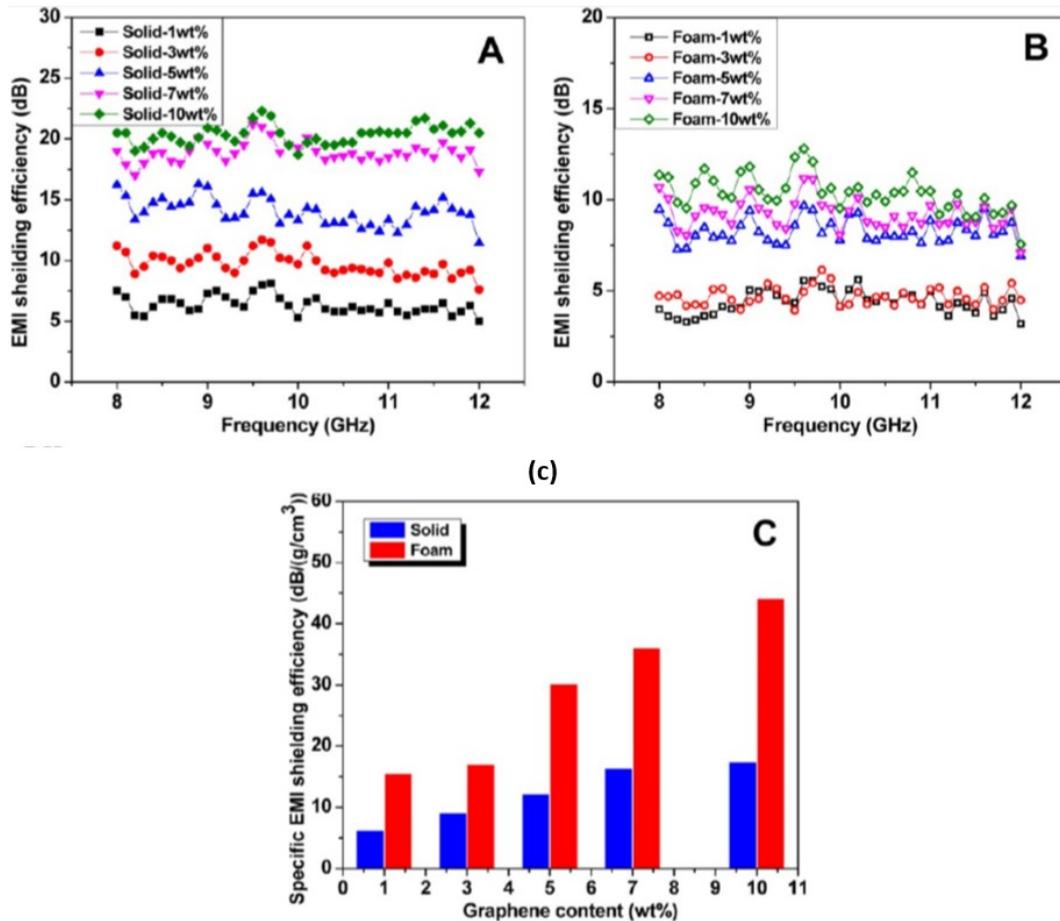


Figure I.18 : Efficacité de blindage du composite polyétherimide (PEI)-graphène massif (a) et sous forme de mousse (b) et comparaison de l'efficacité de blindage spécifique du composite PEI-graphène massif et sous forme de mousse (c) en fonction de la quantité de graphène [59]

II.2 Mécanisme du blindage électromagnétique

II.2.1 Décomposition de Schelkunoff

L'efficacité de blindage d'un matériau est liée à ses propriétés, sa géométrie et à la fréquence de l'onde électromagnétique à blinder. La conductivité électrique et la perméabilité magnétique sont des propriétés directement reliées au blindage des champs électromagnétiques. Une des premières théories du blindage a été proposée par Schelkunoff [64] en utilisant le modèle de la ligne de transmission et en considérant l'impédance d'onde Z_0 et l'impédance du matériau Z_m . Notons que l'impédance d'un matériau est proportionnelle au ratio de la perméabilité magnétique μ divisé par la conductivité électrique σ . Schelkunoff [64] a décrit, de plus, trois mécanismes contribuant au blindage des champs électromagnétiques : l'absorption A , la réflexion R et les réflexions multiples B (Figure I.21).

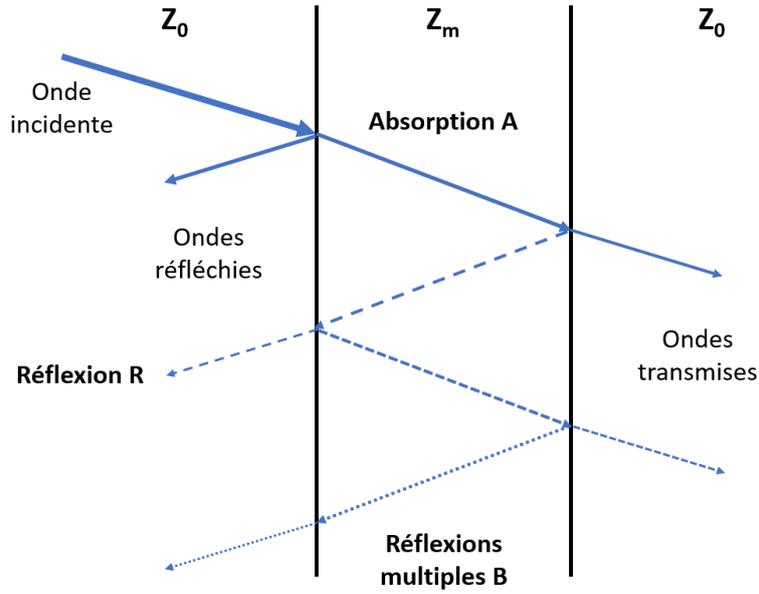


Figure I.21 : Schéma des trois mécanismes liés au blindage électromagnétique

Ainsi, l'efficacité de blindage SE d'un blindage plan infini a été définie par :

$$SE = A + R + B \quad (1.5)$$

$$A = 20 \log_{10} e^{(1+j)\frac{l}{\delta}} \quad (1.6)$$

$$R = 20 \log_{10} \left| \frac{1}{1 - \rho^2} \right| \quad (1.7)$$

$$B = 20 \log_{10} \left| 1 - \rho^2 e^{-2(1+j)\frac{l}{\delta}} \right| \quad (1.8)$$

Ces équations correspondent à ce que l'on appelle communément la décomposition de Schelkunoff. L'absorption A , la réflexion R et les réflexions multiples B ont été définies en fonction de l'épaisseur du blindage l , de l'épaisseur de peau δ et du coefficient de réflexion ρ . Ces deux derniers paramètres correspondent à :

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\pi\mu\sigma f}} \quad (1.9)$$

$$\rho = \frac{Z_m - Z_0}{Z_m + Z_0} \quad (1.10)$$

$$Z_0 = \sqrt{\frac{\mu_0}{\epsilon_0}} \quad (1.11)$$

$$Z_m = \sqrt{\frac{2j\pi\mu f}{\sigma}} \quad (1.12)$$

avec f la fréquence de l'onde, μ la perméabilité magnétique du matériau, μ_0 la perméabilité du vide égale à $4\pi \times 10^{-7}$ H/m, σ la conductivité électrique du matériau, ϵ_0 la permittivité du vide égale à environ $8,854 \times 10^{-12}$ F/m, Z_0 l'impédance d'onde dans le vide égale à environ 377Ω et Z_m l'impédance du matériau.

Par définition, l'épaisseur de peau est la profondeur de pénétration du champ rayonnant à laquelle celui-ci a atteint $1/e$, soit environ 37 %, de l'intensité incidente (**Figure I.22**). Pour un matériau donné, elle dépend uniquement de la fréquence. Ainsi, plus la fréquence est élevée, plus l'épaisseur de peau est fine et plus l'absorption est importante. Au contraire, en augmentant la fréquence, les réflexions multiples deviennent négligeables. Ainsi, elles sont principalement présentes pour les faibles fréquences lorsque l'épaisseur de peau est importante par rapport à l'épaisseur du matériau.

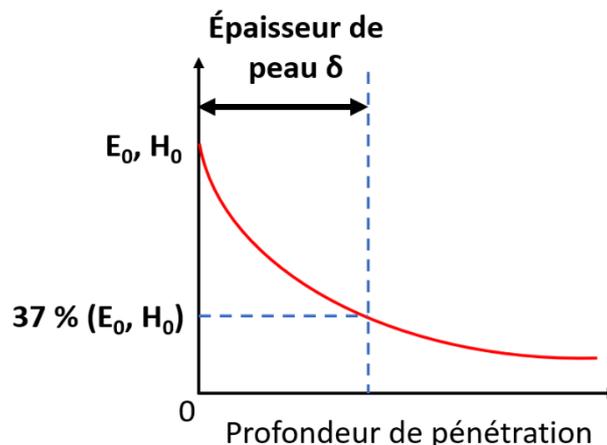


Figure I.22 : Définition de l'épaisseur de peau

Pour une réflexion de l'onde incidente, le blindage doit posséder des porteurs de charges mobiles (électrons ou trous) qui interagissent avec le champ électromagnétique [65]. Par conséquent, les blindages tendent à être de bons conducteurs électriques. Les métaux et en particulier l'aluminium (Al), l'argent (Ag) et le cuivre (Cu) sont donc excellents pour la réflexion (**Figure I.23 (a)**).

Pour une absorption significative, le blindage doit être pourvu de dipôles électriques et/ou magnétiques [65]. Par conséquent, les matériaux possédant une perméabilité magnétique élevée tels que les aciers ou le mumétal sont excellents pour l'absorption (**Figure I.23 (b)**).

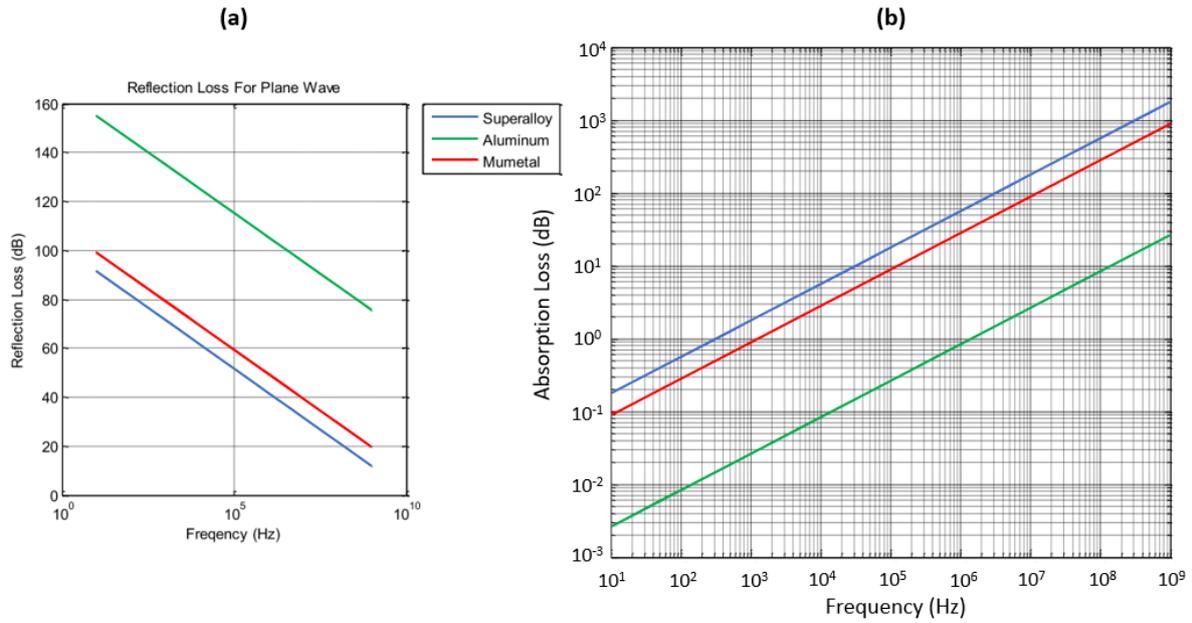


Figure I.23 : Réflexion (a) et absorption (b) d'une onde plane par un blindage plan infini d'épaisseur 889 μm composé d'aluminium, de mumétal ou d'un superalliage en fonction de la fréquence calculées à partir de la décomposition de Schelkunoff [66]

II.2.2 Application aux multicouches

Le travail de Schelkunoff [64] a été ensuite étendu à d'autres géométries comme des blindages cylindriques ou sphériques [67]. Schulz et al. [68] ont, quant à eux, étendu la décomposition de Schelkunoff à un blindage multicouche. Les équations précédentes deviennent alors :

$$A = 20 \log_{10} \left| \prod_{i=1}^N e^{(1+j)\frac{l_i}{\delta_i}} \right| \quad (1.13)$$

$$R = 20 \log_{10} \left| \prod_{i=1}^{N+1} \frac{1}{1 + \rho_i} \right| \quad (1.14)$$

$$B = 20 \log_{10} \left| \prod_{i=1}^N \left(1 + \rho_i \Gamma_{i+1} e^{-2(1+j)\frac{l_i}{\delta_i}} \right) \right| \quad (1.15)$$

$$\delta_i = \frac{1}{\sqrt{\pi \mu_i \sigma_i f}} \quad (1.16)$$

$$\rho_i = \frac{Z_i - Z_{i-1}}{Z_i + Z_{i-1}} \quad (1.17)$$

$$\Gamma_i = \frac{\rho_i + \Gamma_{i+1} e^{-2(1+j)\frac{l_i}{\delta_i}}}{1 + \rho_i \Gamma_{i+1} e^{-2(1+j)\frac{l_i}{\delta_i}}} \quad (1.18)$$

$$\Gamma_{N+1} = \rho_{N+1} \quad (1.19)$$

avec l_i l'épaisseur, δ_i l'épaisseur de peau, ρ_i le coefficient de réflexion et Z_i l'impédance de la $i^{\text{ème}}$ couche. Les relations récursives entre les coefficients de réflexion sont données par Γ_i . Notons que lorsque le nombre de couche N est égal à 1, on retombe sur les équations de Schelkunoff.

L'intérêt d'un blindage multicouche est la possibilité de coupler les propriétés de différents matériaux afin d'améliorer l'efficacité de blindage d'une tôle seule [63, 64, 65, 69]. Ce couplage se fait généralement avec un matériau conducteur et un matériau à perméabilité élevée. La **Figure I.24** présente le cas d'un sandwich Fe/Al/Fe élaboré par pression isostatique à chaud [63]. Avec la même épaisseur de 1 mm, le sandwich Fe/Al/Fe a un blindage environ 5 à 10 dB supérieur à celui de la tôle seule de Fe. Pour protéger le Fe de l'oxydation et de la corrosion, un dépôt de Ni par électrodéposition peut être réalisé. Ce dépôt supplémentaire contribue à une augmentation significative du blindage du sandwich.

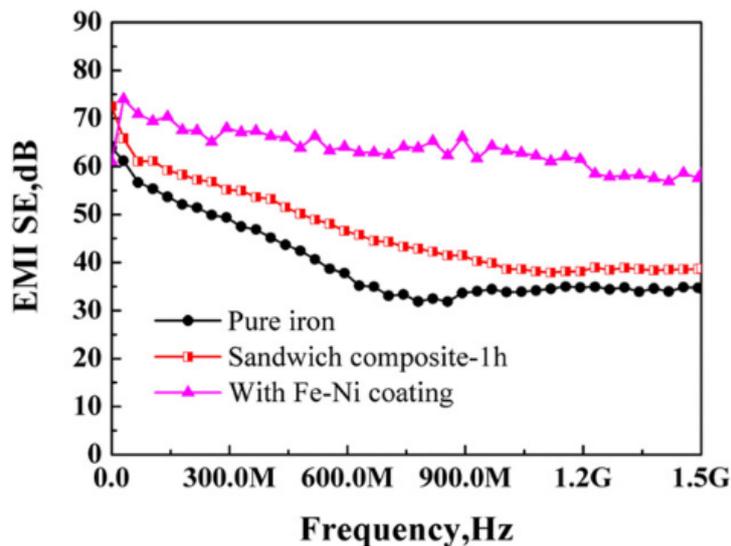


Figure I.24 : Efficacité de blindage d'un sandwich Fe/Al/Fe d'épaisseur 1 mm avec et sans revêtement Fe-Ni comparé à la tôle de Fe pure seule [63]

Un blindage adapté permet aussi d'améliorer les performances de certains systèmes. Par exemple, une bicouche aluminium/ferrite de Mn-Zn permet d'améliorer le coefficient de couplage entre deux bobines d'un système MR-WPT (Magnetic Resonance – Wireless Power Transfer) tout en permettant son blindage [70]. Pour ces applications, le coefficient de couplage est d'environ 0,319 avec la bicouche alors qu'il est de 0,288 avec la ferrite seule et

de 0,035 avec l'aluminium seul. Le coefficient de couplage dans l'air (sans blindage) est d'environ 0,193. L'aluminium seul dégrade donc la qualité du transfert de puissance sans fil mais celui-ci montre un meilleur blindage que la ferrite. Ainsi, au final, l'association de la ferrite avec l'aluminium permet de blinder le système MR-WPT tout en optimisant la qualité de transmission.

II.2.3 Blindage en champ proche

D'après les équations précédentes de Schelkunoff [64] et de Schulz et al. [68], l'efficacité de blindage SE dépend de l'impédance d'onde dans l'air Z_0 qui est égale à environ 377Ω (éq I.11). Cependant, cette valeur de l'impédance d'onde n'est valable qu'en champ lointain lorsque le champ électrique et le champ magnétique sont liés fortement. C'est alors le rapport de leur intensité (E_0/H_0) qui équivaut à 377Ω (**Figure I.25**). De plus, en champ lointain, l'onde électromagnétique est considérée plane.

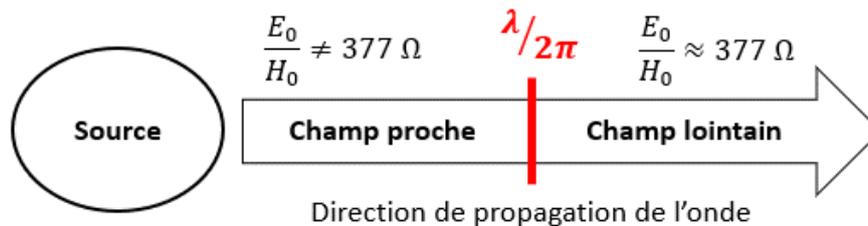


Figure I.25 : Limite entre champ proche et champ lointain

En champ proche, le champ électrique et le champ magnétique sont faiblement liés, l'un est alors prépondérant par rapport à l'autre. On considère que le passage du champ proche au champ lointain se fait pour une distance r égale à $\lambda/2\pi$, λ étant la longueur d'onde (**Figure I.25**). En champ proche, l'impédance d'onde n'est plus une constante et va varier alors selon la fréquence ($f = c/\lambda$) et la distance à la source r . Elle va de plus être dépendante du type de source [71]. S'il s'agit d'une source de courant avec une faible tension, on est à prédominance magnétique et l'impédance d'onde Z_H est plus faible que 377Ω . S'il s'agit d'une source de forte tension sous faible courant, le champ électrique est prédominant et l'impédance d'onde Z_E est plus élevée que 377Ω . Les impédances d'onde sous champ électrique Z_E et sous champ magnétique Z_H sont données par les équations suivantes en coordonnées sphériques [71] :

$$Z_E = \frac{\sqrt{\sin^2 \theta + 4 \cos^2 \theta}}{\sin \theta} \frac{1}{\omega \cdot \epsilon_0 \cdot r} \quad (I.20)$$

$$Z_H = \frac{\sin \theta}{\sqrt{\sin^2 \theta + 4 \cos^2 \theta}} \frac{4\pi^2}{\omega \cdot \varepsilon_0 \cdot \left(\frac{c}{f}\right)^2} \cdot r \quad (1.21)$$

En incidence normale ($\theta = \pi/2$), ces équations se simplifient en :

$$Z_E = \frac{1}{\omega \cdot \varepsilon_0 \cdot r} = \frac{1}{\varepsilon_0 \cdot c \cdot r_{lim}} \approx \frac{377}{r_{lim}} \quad (1.22)$$

$$Z_H = \frac{4\pi^2}{\omega \cdot \varepsilon_0 \cdot \left(\frac{c}{f}\right)^2} \cdot r = \mu_0 \cdot c \cdot r_{lim} \approx 377 \times r_{lim} \quad (1.23)$$

$$r_{lim} = \frac{r}{\lambda/2\pi} \quad (1.24)$$

avec ω la pulsation ($\omega = 2\pi f$), f la fréquence, λ la longueur d'onde, ε_0 la permittivité du vide, c la célérité de la lumière et r la distance à la source.

Les impédances d'onde s'écrivent aussi souvent en fonction de la fréquence f sous la forme suivante [71] :

$$Z_E = \frac{1,8 \times 10^{10}}{f \cdot r} \approx \frac{0,477 \times 10^8}{f \cdot r} \times 377 \quad (1.25)$$

$$Z_H = 8\pi^2 \times 10^{-7} f \cdot r \approx 2,094 \times 10^{-8} f \cdot r \times 377 \quad (1.26)$$

La **Figure 1.26** présente l'évolution de l'impédance d'onde en fonction du type de source, de la distance à la source r et de la longueur d'onde λ . Ainsi, l'impédance d'onde d'une source électrique est bien plus élevée que celle d'une source magnétique, notamment lorsque la distance à la source est faible. L'efficacité de blindage en champ proche va dépendre ainsi, en plus du matériau et de la fréquence, de la distance entre la source d'onde et le blindage. En électronique, pour des fréquences inférieures à 1 MHz, on est toujours en champ proche puisque le rapport $\lambda/2\pi$ est supérieur à 50 m.

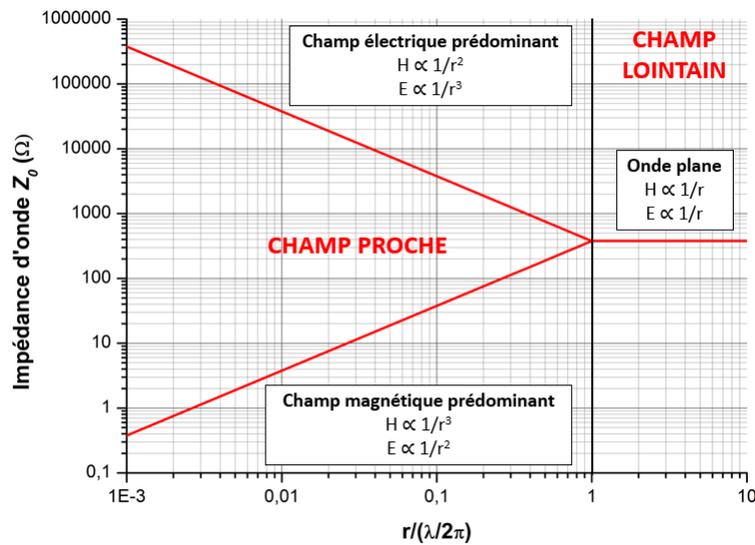


Figure I.26 : Impédance d'onde en fonction de la distance à la source, de la longueur d'onde et du type de source [71]

II.2.4 Validation du modèle analytique

Pour déterminer l'efficacité de blindage en champ proche, il suffit alors d'utiliser la bonne impédance d'onde dans la décomposition de Schelkunoff. Cependant dans le cas d'un champ proche magnétique, Moser [72] a développé un modèle analytique du blindage d'une tôle infinie et plane lorsque celle-ci est illuminée par une boucle circulaire parcourue par un courant d'intensité électrique I (**Figure I.27**).

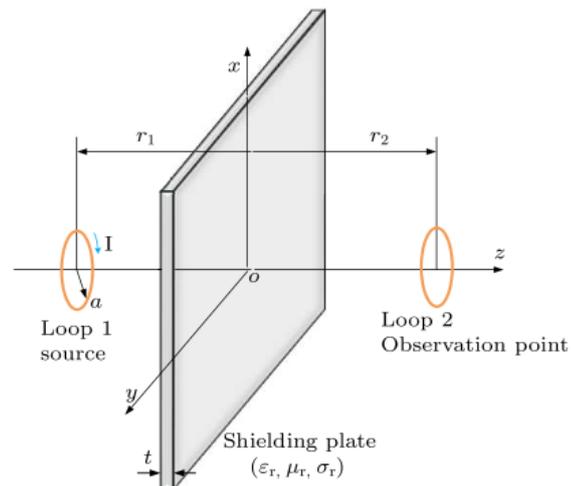


Figure I.27 : Principe du blindage en champ proche magnétique de Moser [72]

Notons tout d'abord que ces deux modèles de Schelkunoff [64] et de Moser [72] ont montré une bonne adéquation avec des simulations numériques par éléments finis [70]. Par ailleurs, des mesures expérimentales ont été réalisées par la suite pour vérifier la validité de ces modèles. Une bonne correspondance entre le modèle de Moser et des mesures expérimentales a été observée par Andrieu et al. [73] sur des échantillons de cuivre de 300

μm d'épaisseur, mettant en avant cependant un effet de bord non négligeable à hautes fréquences ($> 100 \text{ kHz}$) pour l'échantillon de plus faible dimension (**Figure I.28 (a)**). Kühn et al. [74] ont aussi observé une très bonne adéquation entre le modèle de Moser et des mesures expérimentales sur une tôle d'Al de $300 \mu\text{m}$ d'épaisseur (**Figure I.28 (b)**). D'après leur mesure, le modèle de Schelkunoff montre aussi une très bonne adéquation, mais le modèle de Moser semble plus adéquat pour des fréquences inférieures à $2,5 \text{ kHz}$. Au-dessus de $2,5 \text{ kHz}$, les deux modèles donnent des résultats similaires. Précisons toutefois que les mesures expérimentales ont été effectuées ici grâce à une boucle circulaire correspondant au modèle de Moser.

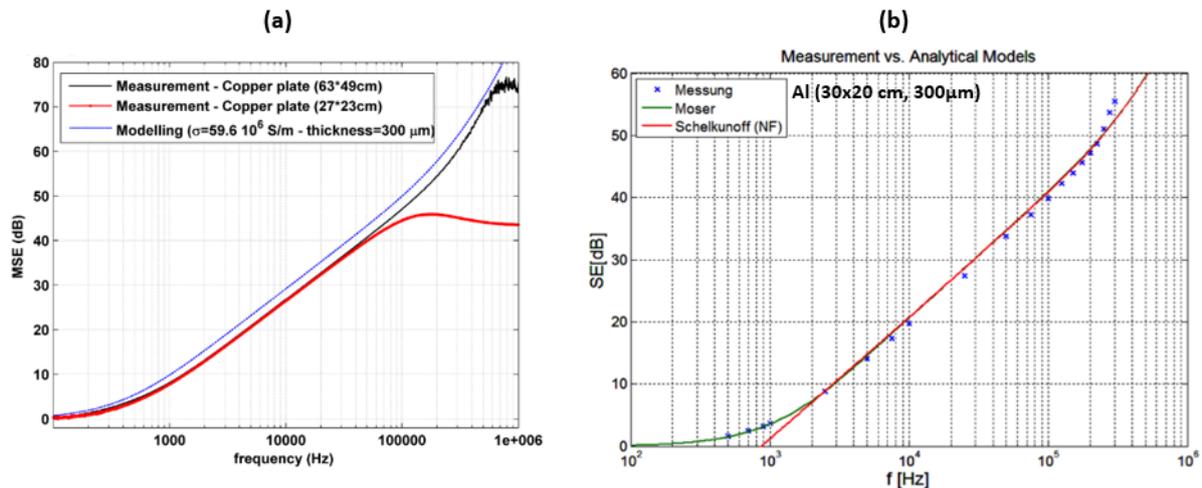


Figure I.28 : Comparaison entre des mesures expérimentales et le modèle de Moser sur des échantillons de cuivre de $300 \mu\text{m}$ d'épaisseur [78] (a) et les modèles de Moser et de Schelkunoff sur un échantillon d'aluminium de $300 \mu\text{m}$ d'épaisseur [74] (b)

Pour résumer, l'un des premiers modèles de blindage électromagnétique a été développé par Schelkunoff. Ce dernier a décrit trois mécanismes liés au blindage : la réflexion du champ électromagnétique à la surface du matériau, l'absorption à l'intérieur de celui-ci et les réflexions multiples qui se font aux diverses interfaces. Schulz et al. ont étendu ensuite le travail de Schelkunoff aux matériaux multicouches.

Il ressort de ces équations que l'efficacité de blindage dépend des propriétés matériaux (conductivité électrique et perméabilité magnétique), de son épaisseur et de la fréquence de l'onde incidente. En champ proche, l'efficacité de blindage dépend de plus du type de source d'onde et de la distance à celle-ci. En effet, en champ proche, l'impédance d'onde varie en fonction de ces deux paramètres.

Le modèle de Schelkunoff a montré une bonne adéquation avec des mesures expérimentales, même si le modèle de Moser semble être plus adapté pour les très faibles fréquences. Cependant, grâce au travail de Schulz et al., le modèle de Schelkunoff est applicable à des composites multicouches alors que celui de Moser l'est difficilement.

II.3 Homogénéisation

Des outils de calculs analytiques et numériques permettent de quantifier l'efficacité de blindage d'un matériau. Néanmoins, l'intégration de matériaux composites dans ces outils peut s'avérer difficile, notamment dans le cas des modèles numériques. En effet, le maillage de toutes les hétérogénéités de la structure composite impliquerait un nombre d'inconnues élevé et nécessiterait des ressources informatiques conséquentes. Une des possibilités pour parvenir à modéliser des matériaux composites est d'avoir recours à une méthode d'homogénéisation. Cette méthode permet d'estimer les propriétés effectives du matériau composite en faisant le lien entre les effets induits par les hétérogénéités à l'échelle microscopique et le comportement du matériau à l'échelle macroscopique. Il sera ensuite possible de modéliser numériquement ce matériau par un milieu homogène équivalent (**Figure I.19**). Les propriétés effectives de ce milieu homogène doivent être déterminées à partir d'un volume élémentaire représentatif du milieu hétérogène.

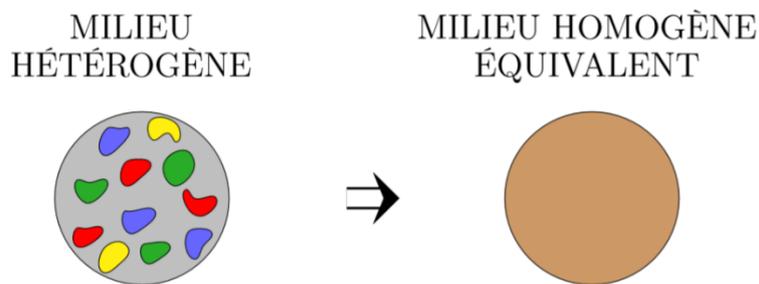


Figure I.19 : Homogénéisation d'un milieu hétérogène [75]

Diverses méthodes d'homogénéisation existent. En électromagnétisme, l'homogénéisation est souvent effectuée avec des méthodes numériques puisqu'elles donnent accès à la totalité des champs locaux permettant de définir la réponse du matériau en chaque point [76, 77]. Les méthodes analytiques sont plus rapides mais fournissent des informations locales de la microstructure moins précises [75].

Des méthodes numériques et analytiques peuvent également être couplées pour effectuer l'homogénéisation d'un matériau composite. Par exemple, dans le cadre des travaux de thèse de Al-Achkar [78], l'homogénéisation d'un composite à fibres tissés a été effectuée en déterminant d'abord l'efficacité de blindage SE_{FEM} et le coefficient de réflexion R_{FEM} du composite par un modèle numérique par éléments finis, puis en récupérant les paramètres effectifs (σ_{eff} et ϵ_{eff}) par une méthode d'optimisation d'une fonction coût. La fonction coût F_c développée par Al-Achkar [78] est :

$$F_c = |R_{FEM}(f)|_{dB} \times |SE_{FEM}(f) - SE_{analytique}(\varepsilon(f), \sigma(f))|_{dB}^2 + |SE_{FEM}(f)|_{dB} \times |R_{FEM}(f) - R_{analytique}(\varepsilon(f), \sigma(f))|_{dB}^2 \quad (1.5)$$

avec $SE_{analytique}$ et $R_{analytique}$ respectivement l'efficacité de blindage et le coefficient de réflexion obtenus par des calculs analytiques sur une couche équivalente et qui dépendent de la permittivité ε et de la conductivité σ du matériau. Dans les travaux de Préault [75] et de Al-Achkar [78], l'homogénéisation des matériaux composites a été effectuée pour des fréquences de l'ordre du GHz.

Une méthode d'homogénéisation récente permet, en plus d'obtenir les propriétés effectives d'un matériau (tôle), de mailler la couche équivalente dans son épaisseur avec une seule et unique maille. Cette méthode est basée sur l'analogie entre la propagation de la composante tangentielle du champ électromagnétique à l'intérieur d'une couche mince conductrice avec une ligne de transmission avec perte. Cette méthode se nomme AMSL (Artificial Material Single-Layer). Elle a d'abord été développée en utilisant les fonctions linéaires (AMSL 1^{er} ordre) [79] et a été ensuite étendue aux fonctions quadratiques (AMSL 2nd ordre) [80].

La **Figure I.20** [80] présente la densité du flux magnétique mesurée au-dessus d'une tôle d'aluminium de 1 mm d'épaisseur, calculée numériquement avec la tôle maillée finement (FEM) et avec la tôle maillée avec un seul élément dans son épaisseur (AMSL). Les **Figures I.20 (a)** et **(b)** présente respectivement la géométrie du modèle numérique 3D et le montage expérimental. La **Figure I.20 (c)** présente la densité du flux magnétique mesurée au-dessus de la tôle selon l'axe x pour une fréquence de 100 kHz. La densité du flux magnétique obtenue par le modèle numérique 3D (FEM) est en très bonne corrélation avec les mesures. Nous remarquons de plus que la précision de la méthode AMSL de 2nd ordre est très bonne tandis que la méthode AMSL de 1^{er} ordre montre une divergence lorsque la composante normale du champ magnétique est importante ($x = 0$). Ainsi, l'AMSL de 2nd ordre est plus robuste pour des problèmes en champ proche.

L'utilisation de la méthode AMSL permet en plus de réduire le nombre d'éléments qui maillent la tôle et donc de réduire le temps de calcul. Dans le modèle numérique précédent, en utilisant la méthode AMSL, le nombre d'éléments passe de 254 520 à seulement 8 484 permettant de réduire le temps de calcul de 1 089 s à 125 s [80].

Précisons enfin que la méthode AMSL, par sa définition, peut être étendue à des composites multicouches. L'ANNEXE 2 présentera des résultats de l'application de l'AMSL à nos conditions.

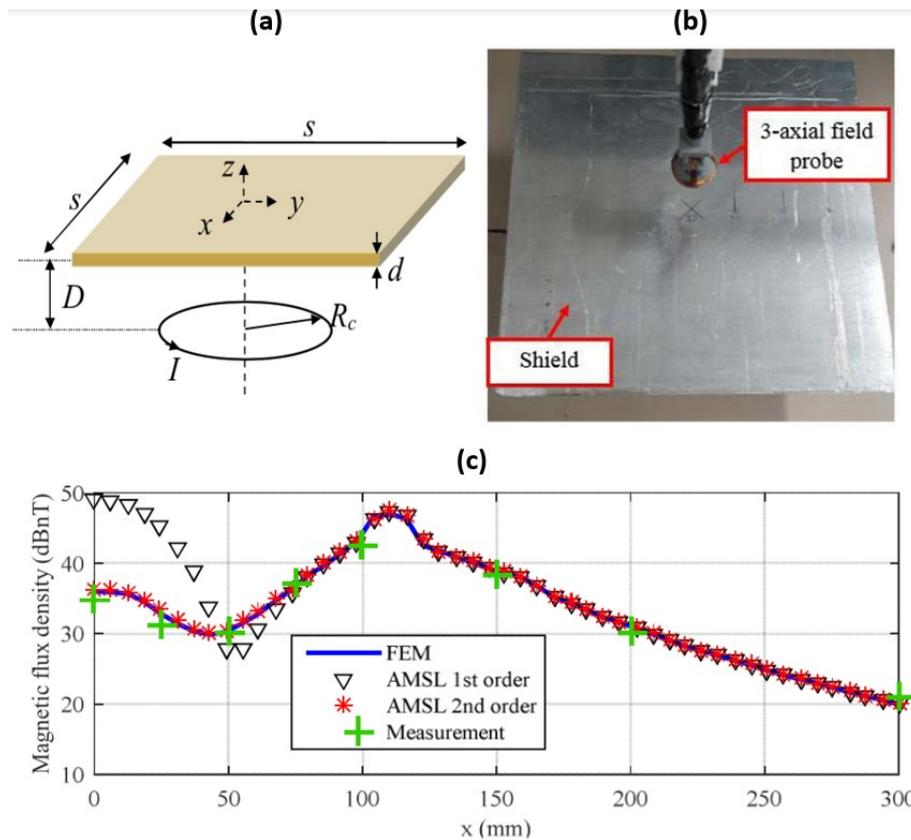


Figure 1.20 : Géométrie 3D du modèle numérique (a), montage expérimental (b) et densité de flux magnétique en fonction de l'axe x ($f = 100$ kHz) (c) [80]

II.4 Conclusion

En CEM, l'élaboration idéale d'un système électronique doit se faire de telle manière que celui-ci ne soit ni perturbateur ni perturbé. En effet, on a vu dans ce chapitre qu'un système électronique peut être source de perturbations et influencer le fonctionnement d'autres systèmes. Ainsi, l'utilisation d'un blindage est nécessaire pour confiner les champs électromagnétiques rayonnés et/ou pour protéger un système sensible à ces champs.

Les matériaux constituant un blindage électromagnétique sont souvent des métaux puisqu'ils possèdent une grande conductivité électrique et certains une perméabilité magnétique élevée favorables au blindage. En effet, la conductivité favorise la réflexion du champ électromagnétique à la surface du matériau, alors que la perméabilité relative favorise l'absorption du champ à l'intérieur du matériau.

L'efficacité de blindage d'une plaque plane et infinie a été définie par Schelkunoff comme la somme de trois termes : les pertes par réflexion, par absorption et par réflexions multiples. Schulz et al. l'ont ensuite étendu à des blindages multicouches. L'efficacité de blindage au final dépend du matériau, de la fréquence et du type de source. En effet, en champ proche, l'impédance d'onde dépend de la source d'onde qui est soit à prédominance

électrique ou soit à prédominance magnétique. Ces modèles analytiques ont montré une bonne adéquation avec les mesures expérimentales.

Pour faciliter la simulation numérique de systèmes intégrant des matériaux composites, des méthodes d'homogénéisation peuvent être utilisées. L'homogénéisation permet de simuler le matériau hétérogène par un matériau homogène équivalent. En effet, les propriétés équivalentes obtenues par homogénéisation permettent de retranscrire correctement le comportement macroscopique du matériau hétérogène.

La présente thèse se propose d'étudier l'efficacité de blindage d'un composite bimétallique Al/Acier/Al élaboré par colaminage. Dans un premier temps, l'étude du colaminage et de l'évolution des instabilités plastiques au cours de celui-ci fera l'objet du **Chapitre II**.

CHAPITRE II :
ÉTUDE DU COLAMINAGE
D'UN TRILAME AI/ACIER/AI

CHAPITRE II : ÉTUDE DU COLAMINAGE D'UN TRILAME Al/ACIER/Al

Ce chapitre porte sur l'étude du colaminage d'un composite bimétallique, le trilame Al/Acier/Al. Le trilame a été étudiée pour des faibles épaisseurs, d'environ 100 à 300 μm . Dans un premier temps, les deux matériaux constituant le trilame sont présentés. Les propriétés mécaniques des tôles d'aluminium et d'acier sont déterminées à différentes étapes de leur préparation avant colaminage. Ces propriétés sont par la suite intégrées dans un modèle numérique. Nous avons vu dans le chapitre précédent qu'au cours du colaminage, les composites multicouches sont souvent sujet à des instabilités plastiques. Ainsi, la formation des instabilités plastiques dans le cas du trilame Al/Acier/Al sera étudiée aussi bien expérimentalement que numériquement en fonction de divers paramètres. Enfin, l'adhérence des interfaces Al/Acier, requise à l'intégrité du composite, est quantifiée et l'influence des instabilités plastiques sur celle-ci est examinée.

I. Matériaux étudiés

L'étude porte sur un composite tri-couche de faible épaisseur, formé par deux alliages, l'Al8011 et l'acier DC01. L'Al8011 a été fourni par Eurofoil sous forme de tôles de 250 μm d'épaisseur. L'acier DC01 a été obtenu auprès de MECAFLASH sous forme de tôles de 100 μm et de 200 μm d'épaisseur. Les propriétés mécaniques de ces tôles ont été déterminées par des essais de traction et intégrées dans le modèle numérique du colaminage.

I.1 Al8011

L'Al8011, de dénomination officielle EN AW-8011, est un alliage d'aluminium corroyé contenant du Fe et du Si. La composition chimique de cet alliage est donnée dans le **Tableau II.1**.

Tableau II.1 : Composition chimique de l'Al8011 (%poids)

Éléments	Al	Fe	Si	Mn	Zn	Cu	Ti	Cr	Mg
%massique	Bal.	0,6-1	0,5-0,9	$\leq 0,2$	$\leq 0,1$	$\leq 0,1$	$\leq 0,08$	$\leq 0,05$	$\leq 0,05$

Cet aluminium est l'un des alliages laminés à froid les plus répandus. On le retrouve principalement sous forme de papier d'aluminium dans les emballages alimentaires. Il est résistant à la corrosion et aux déformations, en particulier lorsqu'il est recuit. Il est de plus emboutissable et possède donc une bonne formabilité. Cet alliage peut être également utilisé en tant que matériau d'isolation dans des échangeurs thermiques et des systèmes de

tuyauterie. Comme tous les aluminiums, il possède de bonnes conductivités électrique et thermique.

D'un point de vue magnétique, l'aluminium est paramagnétique. Il possède ainsi une aimantation uniquement en présence d'un champ magnétique. En conséquence, l'aluminium est connu pour posséder une perméabilité magnétique relative proche de 1. Les lignes de champ magnétique ne peuvent donc pas être canalisées par de l'aluminium. En termes de blindage, l'aluminium ne peut alors pas être efficace aux très basses fréquences. En revanche, grâce à sa conductivité électrique élevée, l'aluminium limite la propagation des ondes électromagnétiques à hautes fréquences grâce à l'apparition des courants de Foucault dans le matériau qui vont générer un champ magnétique s'opposant à celui de la source magnétique.

I.2 Acier DC01

L'acier DC01 est un acier doux, à faible taux de carbone, non allié, laminé à froid. Sa composition chimique est donnée dans le **Tableau II.2**.

Tableau II.2 : Composition chimique de l'acier DC01 (%poids)

Éléments	Fe	C	Mn	P	S	Si	Al
%massique	Bal.	≤ 0,12	≤ 0,6	≤ 0,045	≤ 0,045	≤ 0,03	≤ 0,02

Cet acier fait partie des produits plats laminés à froid pour le formage à froid. Il présente donc une excellente aptitude au formage, pliage et emboutissage grâce à des propriétés mécaniques adaptées : une limite d'élasticité peu élevée et un allongement à la rupture élevé. Il présente une bonne soudabilité que cela soit par soudage laser, sous flux gazeux ou par résistance. Comparativement à l'aluminium, l'acier possède une moins bonne conductivité électrique. Les principaux domaines d'application de cet acier sont l'industrie automobile, l'électroménager, le mobilier métallique, la fabrication de tubes et profilés étroits.

D'un point de vue magnétique, les aciers sont ferromagnétiques. Ils s'aimantent donc fortement en présence d'un champ magnétique, et une aimantation rémanente peut persister après retrait du champ. La perméabilité magnétique relative des aciers varie grandement selon leur composition chimique allant de 100 à plus de 1 000. Celle spécifique à l'acier DC01 n'est pas connue mais déterminée par la suite par une approche numérique. Grâce à cette perméabilité, les aciers sont capables de canaliser les lignes de champ magnétique. En termes de blindage, l'acier DC01 est alors capable d'atténuer les champs en très basses fréquences. L'influence des courants de Foucault dans l'acier à hautes fréquences est plus restreinte que dans l'Al compte tenu de sa plus faible conductivité électrique.

II. Étude de la préparation des tôles d'aluminium et d'acier

Dans le **Chapitre I**, nous avons vu que les propriétés mécaniques et l'adhérence des tôles d'un composite obtenu par colaminage sont dépendantes de divers paramètres. Une étude préliminaire (ANNEXE 1) a alors été réalisée pour optimiser les paramètres du procédé d'élaboration. Pour ceci, la qualité de l'adhérence des interfaces Al/Acier a été évaluée qualitativement par un délaminage manuel afin d'obtenir rapidement une information sur l'adhérence. Les propriétés mécaniques des tôles initiales font partie des paramètres qui se sont révélées être primordiales à l'obtention d'une bonne adhérence. Cette partie propose donc d'étudier l'influence de la préparation des tôles d'aluminium et d'acier sur leurs propriétés mécaniques et leur microstructure.

II.1 Préparation des tôles

Nous avons vu précédemment dans le **Chapitre I** qu'avant le passage du composite sous les cylindres du laminoir, les tôles doivent être préparées avec minutie pour garantir une bonne adhérence des interfaces Al/Acier. La présence d'oxydes, de poussières, de graisses et de saletés qui contaminent la surface des échantillons est à minimiser. De plus, le brossage de l'acier permet de créer une couche écrouie qui se fragmentera lors du colaminage (mécanisme de fragmentation-extrusion-soudage) mais augmente aussi la rugosité de surface et facilite ainsi l'accroche entre la tôle d'acier et celle d'aluminium.

II.1.1 Découpe

La découpe des tôles fines (jusqu'à environ 300 μm) est effectuée avec la rogneuse Dahl 550 utilisée classiquement pour découper des feuilles de papier. Pour des épaisseurs plus élevées et/ou des échantillons de faibles dimensions, la découpe se fait à la cisaille ou au massicot. La majorité des échantillons étudiés au cours de cette thèse ont une longueur initiale de 5 cm et une largeur initiale de 1 cm. Cependant, la largeur des tôles évoluera en fonction des applications et mesures réalisées par la suite.

II.1.2 Recuit avant colaminage

Après découpe des tôles, celles-ci sont dégraissées et nettoyées dans un bain d'acétone. Elles sont ensuite placées dans un four tubulaire à 600°C pendant 30 min et 5 min respectivement pour l'aluminium et l'acier. Pour l'aluminium, cette température a été choisie en fonction des recommandations du brevet Aluarmé [81, 82]. Le recuit avant colaminage permet d'augmenter la qualité de l'adhérence des interfaces Al/Acier [22]. Le recuit de l'aluminium permet de le rendre très malléable et donc facilement déformable. Le recuit de l'acier permet notamment de faciliter son brossage. En effet, si l'acier ne subit pas de traitement thermique, une courbure de l'échantillon, engendrée par les contraintes

mécaniques au cours du brossage, est alors observée. Un recuit de 5 min à 600 °C est suffisant pour rendre l'acier plus malléable tout en limitant son oxydation. En effet, un recuit à plus haute température ou durant un temps plus long entraîne la formation d'une fine couche d'oxydes qui s'enlève difficilement, même par brossage, et peut aller jusqu'à oxydation complète de la tôle de 100 µm d'épaisseur.

II.1.3 Brossage

Après recuit, les tôles sont de nouveau plongées dans un bain d'acétone. Au cours de l'étude préliminaire (ANNEXE 1), il a été constaté que le brossage de l'aluminium n'était pas nécessaire pour obtenir une très bonne adhérence. Par la suite, seules les deux faces de l'acier sont alors brossées selon leur longueur. La brosse utilisée est une brosse métallique rotative possédant des fils en acier inoxydable de diamètre 0,2 mm et est fixée sur une perceuse (**Figure II.1**). Pendant le brossage, la tôle d'acier est posée sur un support métallique plan sans aspérités pour éviter toutes déformations et empreintes. La tôle est maintenue à l'une de ses extrémités par un serre-joint. La partie non brossée en raison de la présence de ce serre-joint correspondra à la fin de l'échantillon et passera donc en dernier sous les cylindres. Cette partie facilitera notamment l'ouverture du composite pour l'étude qualitative de l'adhérence par délaminage manuel. La tôle est plongée une dernière fois dans un bain d'acétone pour enlever après essuyage toutes poussières liées au brossage. Les tôles sont ensuite empilées de la manière suivante Al/Acier/Al et passées sous les cylindres du laminoir à température ambiante. Le temps entre le brossage et le colaminage est minimisé pour limiter la formation d'oxydes et de contaminants qui pourraient nuire à la qualité de l'adhérence.

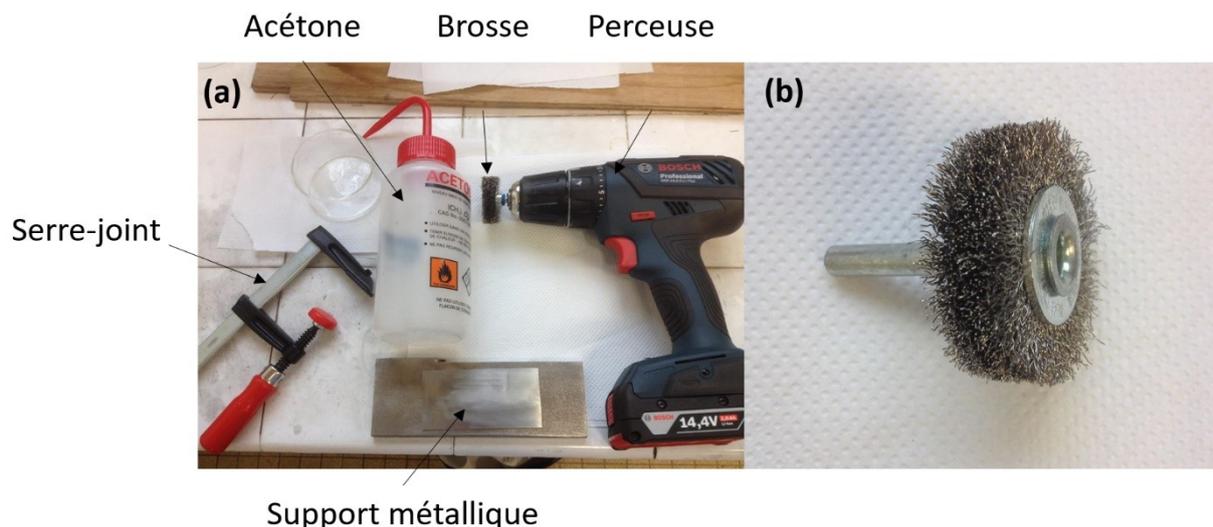


Figure II.1 : Outils de brossage des tôles (a) et zoom sur la brosse métallique en acier inoxydable (b)

II.2 Influence du recuit et du brossage sur les propriétés mécaniques

Dans le **Chapitre I**, nous avons vu que les instabilités plastiques dépendent des propriétés mécaniques des différentes tôles. Il est donc essentiel de connaître l'influence de la préparation des échantillons sur leurs propriétés mécaniques. Ces propriétés mécaniques sont déterminées par des essais de traction et de microdureté. De plus, les courbes de traction obtenues seront nécessaires au développement du modèle numérique.

II.2.1 Essais de traction

Des essais de traction ont été réalisés sur les tôles d'aluminium et d'acier après différentes étapes du procédé d'élaboration. La machine de traction utilisée est une Zwick Roell X Force P 10kN. L'aluminium a été testé à l'état brut, c'est-à-dire tel que reçu du fournisseur et à l'état recuit (600 °C – 30 min). L'acier a été testé à l'état brut, à l'état recuit (600 °C – 5 min) et à l'état recuit-brossé. Les éprouvettes de traction ont été découpées à la rogneuse ou au massicot, et la partie calibrée a été réalisée avec une bande de ponçage cylindrique de 13 mm de diamètre (Dremel 432). Les dimensions de ces éprouvettes, en conformité avec la norme ISO 6892-1, sont présentées sur la **Figure II.2**. La largeur et la largeur réduite des éprouvettes sont respectivement de 30 et 20 mm. La longueur de la section réduite calibrée L_c est de 40 mm. La longueur initiale entre repères L_0 (Gauge length) préconisée par la norme doit être supérieure à 15 mm, c'est le cas ici en considérant $L_0 = 11,3 \times \sqrt{S_0}$ avec S_0 la section de la largeur réduite calibrée. La longueur entre les couteaux de l'extensomètre utilisé au cours des essais est de 25 mm, cette longueur est comprise entre 0,5 L_0 et 0,9 L_c comme préconisée par la norme. Les essais de traction sont réalisés à une vitesse de déformation de $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

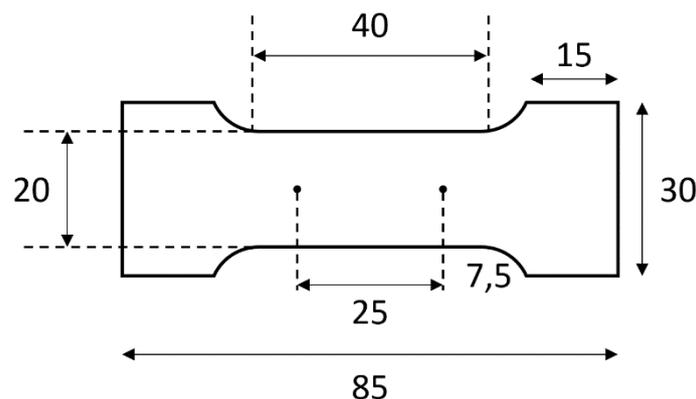


Figure II.2 : Dimensions (mm) des éprouvettes de traction

II.2.2 Courbes de traction obtenues

Les courbes de traction obtenues sur l'aluminium sont présentées sur la **Figure II.3 (a)**.

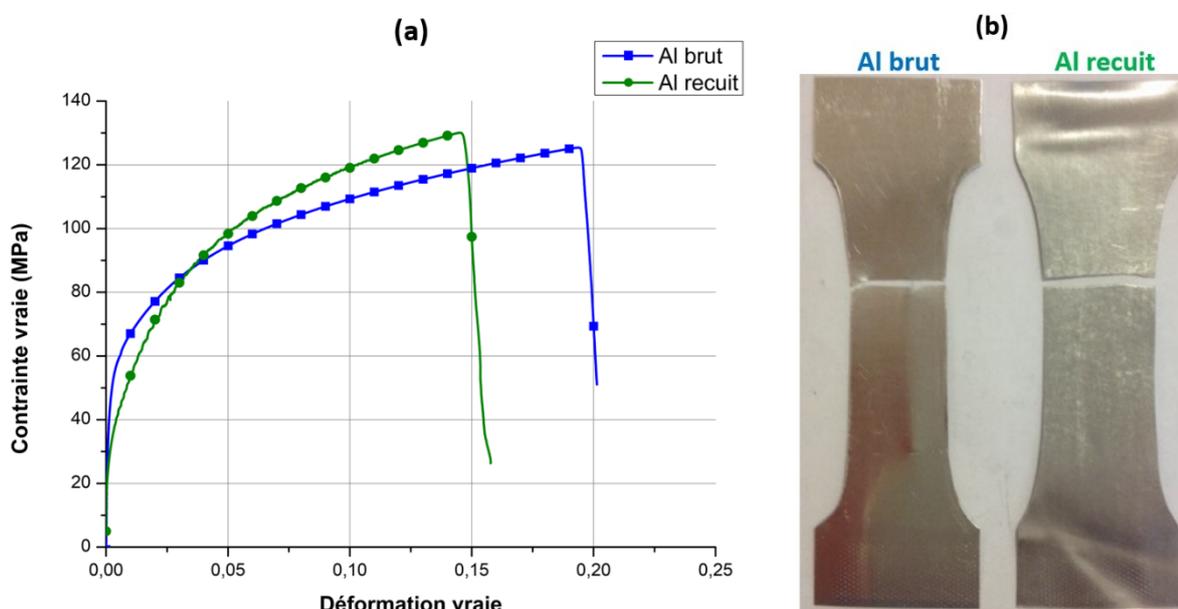


Figure II.3 : Courbe contrainte vraie – déformation vraie de l'Al (a) et éprouvettes rompues (b)

L'aluminium brut, reçu de Eurofoil, a déjà subi un court recuit à environ 220 °C. Le recuit supplémentaire à 600 °C pendant 30 minutes diminue la limite d'élasticité de l'aluminium et le rend légèrement plus résistant. L'aluminium étant très mou, les couteaux de l'extensomètre créent des défauts et la rupture des éprouvettes se fait à ces niveaux (**Figure II.3 (b)**). La perte de ductilité de l'aluminium recuit pourrait s'expliquer par des défauts engendrés par les couteaux, plus prononcés que dans le cas de l'aluminium brut.

Les courbes de traction obtenues sur l'acier et les éprouvettes rompues sont présentées sur la **Figure II.4**. Les deux aciers d'épaisseur 100 μm et 200 μm ont été testés. Les tôles brutes ont été élaborées par laminage et n'ont pas subi de traitements thermiques, elles sont donc très écrouies. Ceci se traduit par un allongement à la rupture très faible et une résistance mécanique élevée : 625 MPa pour le 100 μm et 705 MPa pour le 200 μm . Le recuit de 5 min à 600 °C est suffisant pour restaurer le matériau, ce qui se traduit par une limite d'élasticité plus faible et une ductilité beaucoup plus élevée. Les courbes des échantillons recuits, notamment celle de l'acier de 100 μm , sont typiques d'un acier doux avec une zone élastique suivie d'un plateau plastique, d'une zone d'écrouissage suivie par la rupture de l'éprouvette.

Comme évoqué auparavant, le brossage crée une couche écrouie en surface des échantillons. Le brossage a donc un impact différent selon l'épaisseur de l'acier. En effet, l'écrouissage lié au brossage impacte beaucoup plus l'acier d'épaisseur 100 μm que celui de 200 μm . Cela rend l'acier de 100 μm très peu ductile par rapport à l'acier de 200 μm pour une résistance mécanique similaire (≈ 465 MPa). Cela laisse penser que le brossage écrouit

supposément toute l'épaisseur de l'acier de 100 μm , ce qui n'est pas le cas pour l'acier de 200 μm . Cette analyse sera approfondie par la suite par des essais de dureté. De plus, la rupture des éprouvettes se fait généralement à environ 45° (**Figure II.4 (b)**), angle pour lequel les contraintes de cisaillement sont les plus élevées pendant un essai de traction. Seule l'éprouvette d'acier 100 μm brut ne montre pas cette caractéristique. Ceci pourrait être dû à la présence de défauts lors de la préparation de l'éprouvette ou au poids de l'extensomètre qui courbe légèrement l'échantillon à cause de sa faible épaisseur.

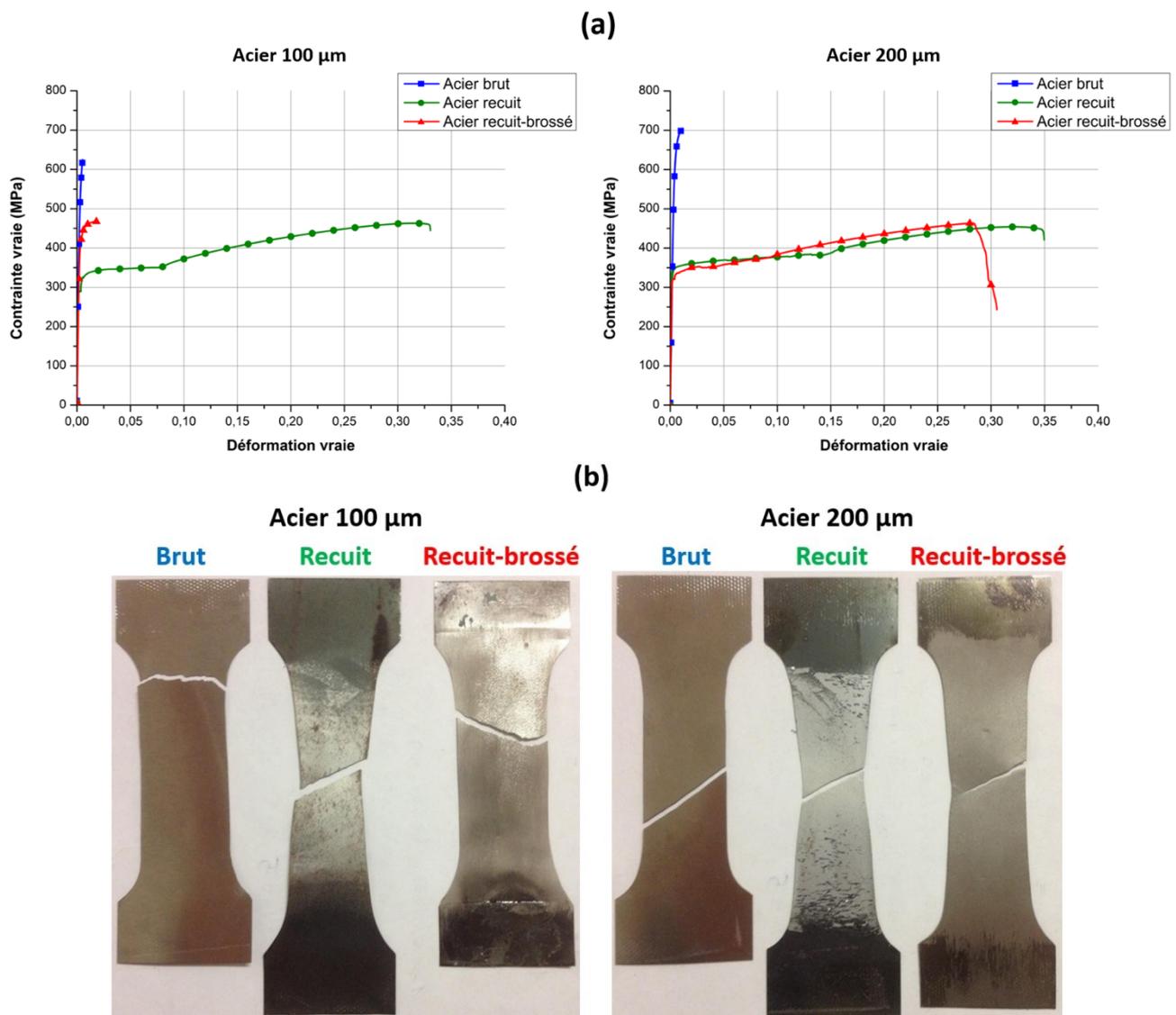


Figure II.4 : Courbes contrainte vraie – déformation vraie de l'acier d'épaisseur 100 et 200 μm (a) et éprouvettes rompues (b)

II.2.3 Essais de microdureté

Les essais de traction ont montré que le recuit et le brossage ont un fort impact sur les propriétés mécaniques (limite d'élasticité, résistance mécanique et allongement à la rupture),

en particulier sur l'acier de 100 μm . Pour quantifier l'influence du recuit et du brossage sur la dureté des tôles, des essais de microdureté ont été effectués à différentes étapes de la préparation des échantillons. La dureté a été mesurée à la surface des tôles (DL-DT) et au cœur suivant la tranche DL-DN grâce au microduromètre HMV-G de Shimadzu. Les duretés obtenues en Vickers sont récapitulées sur les **Figures II.5** et **II.7**. Les empreintes ont été effectuées avec une force de 245,2 mN appliquée pendant 15 s. Pour une meilleure précision, les duretés moyennes ont été calculées sur 10 empreintes.

La **Figure II.5** présente les duretés obtenues à la surface des échantillons (DL-DT). L'Al brut et recuit ont une dureté similaire d'une trentaine de Vickers avec une faible fluctuation des valeurs. Le recuit supplémentaire n'influence donc pas la dureté superficielle de l'Al. L'acier brut de 200 μm présente une dureté légèrement supérieure (~ 25 HV) à celui de 100 μm . Une différence d'élaboration des tôles brutes par Mecaflash peut expliquer cette variation. Le recuit des aciers diminue leur dureté superficielle et celle-ci atteint environ 160 HV dans les deux cas.

Le brossage, créant une zone écrouie en surface, augmente grandement la dureté superficielle moyenne de l'acier (≈ 480 HV). Cependant, il est bon de préciser que la valeur donnée ici est à titre indicatif au vu de la complexité de l'étude des empreintes de dureté, et donc ne correspond pas parfaitement à la dureté réelle de la surface brossée. Néanmoins, une grande fluctuation des valeurs a été constatée et la **Figure II.6** met en évidence la formation de deux zones au cours du brossage, une zone où la dureté est élevée ($> 1\ 000$ HV) et une où celle-ci se rapproche de la valeur avant brossage (≈ 240 HV).

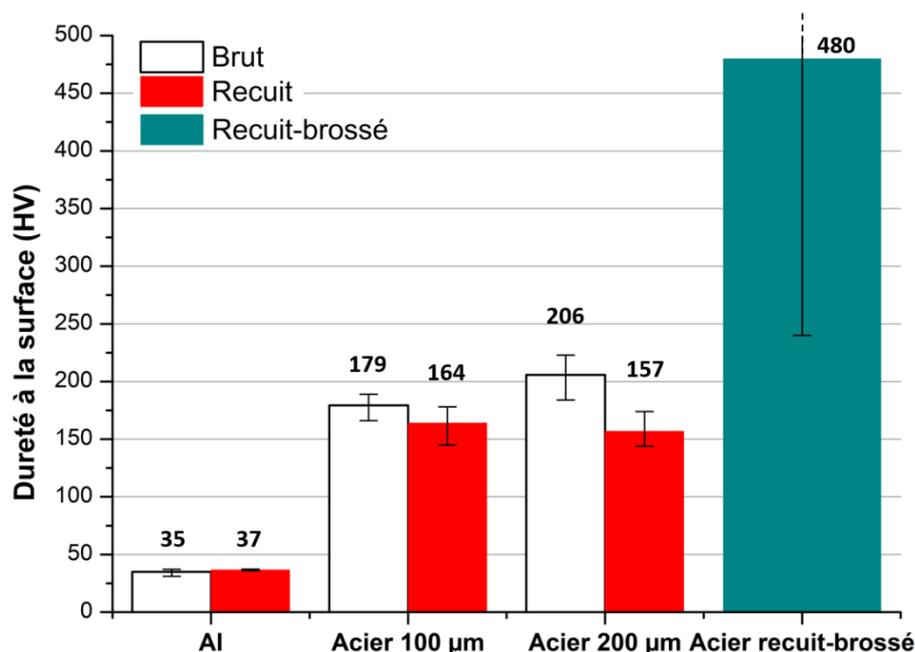


Figure II.5 : Duretés (HV) à la surface des échantillons (DL-DT)

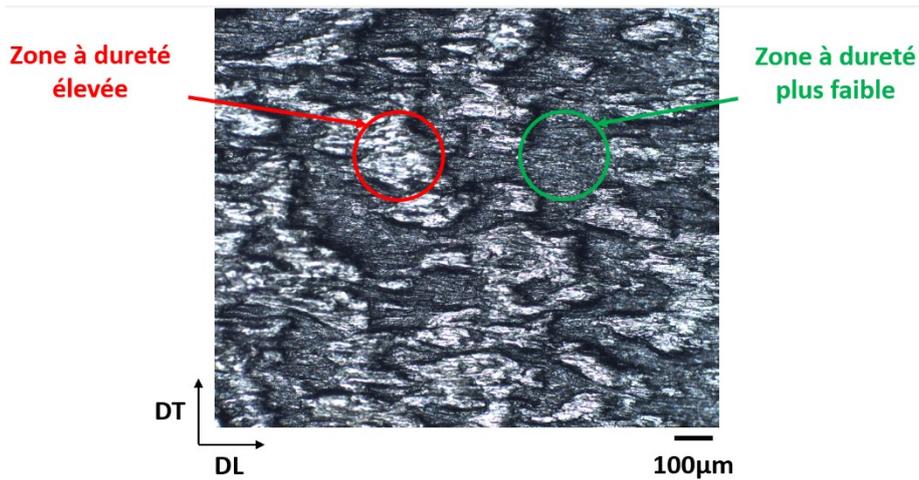


Figure II.6 : Microscopie optique de la surface de l'acier 100 µm après brossage

Des mesures de dureté ont été réalisées dans la tranche DL-DN des tôles pour connaître l'impact de l'élaboration des éprouvettes sur la dureté à cœur. La tranche des différents matériaux est polie avec du papier SiC (P800-P4000) et finalisée au diamant 3 et 1 µm. La **Figure II.7** présente les duretés obtenues au cœur de la tranche DL-DN des différents échantillons.

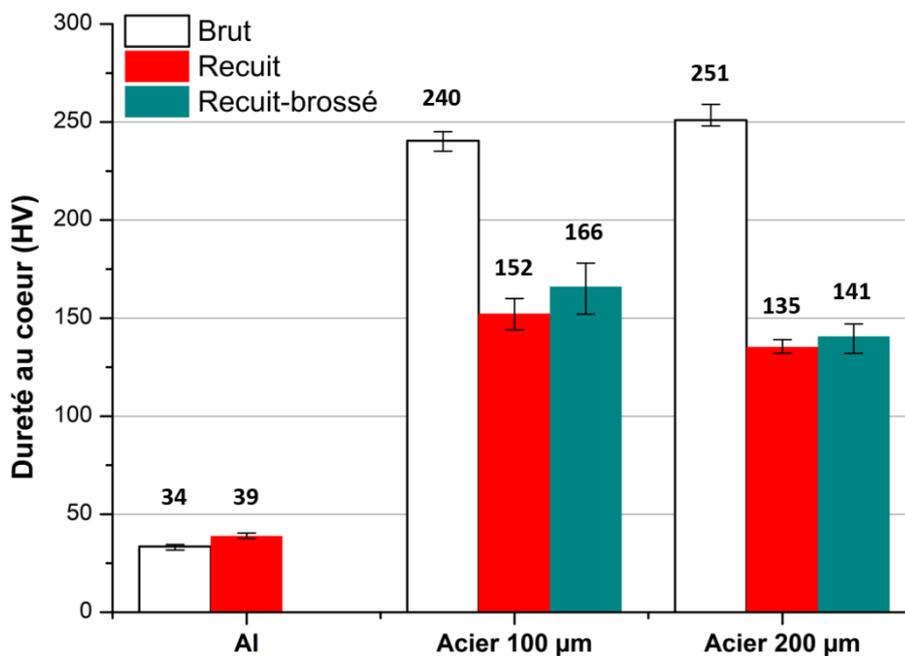


Figure II.7 : Duretés (HV) au cœur des échantillons (DL-DN)

Dans le cas de l'Al, une dureté moyenne d'une trentaine de Vickers est de nouveau constatée. La différence entre l'Al brut et recuit est cependant légèrement plus importante que précédemment passant de 2 à 5 HV. L'acier brut de 200 µm montre encore une fois une dureté supérieure à celle de l'acier de 100 µm. De plus, pour les deux aciers bruts, la dureté

dans la tranche est supérieure à la dureté de surface, 50 à 60 HV supplémentaire. Le recuit diminue la dureté et impacte légèrement plus l'acier 200 μm (≈ 135 HV) que l'acier 100 μm (≈ 152 HV). Le brossage, comme attendu, augmente la dureté moyenne du cœur des aciers mais pas autant que l'on aurait pu le penser, surtout pour l'acier 100 μm . Le brossage impacte moins l'acier 200 μm ($\approx 135 \rightarrow 140$ HV) car plus épais, mais son impact sur le 100 μm reste assez modeste ($\approx 152 \rightarrow 166$ HV).

Le brossage n'écroute donc pas toute l'épaisseur de l'acier 100 μm comme supposé précédemment avec les essais de traction. La **Figure II.8** permet de constater que l'épaisseur de la couche d'oxyde formée au cours du recuit est d'environ 5 - 6 μm pour les deux aciers. Pour les aciers recuits et brossés, on observe une dégradation de la surface. La couche superficielle qui s'est dégradée a une épaisseur de 10 à 20 μm . Le brossage a donc une influence très faible au cœur des lames d'acier.

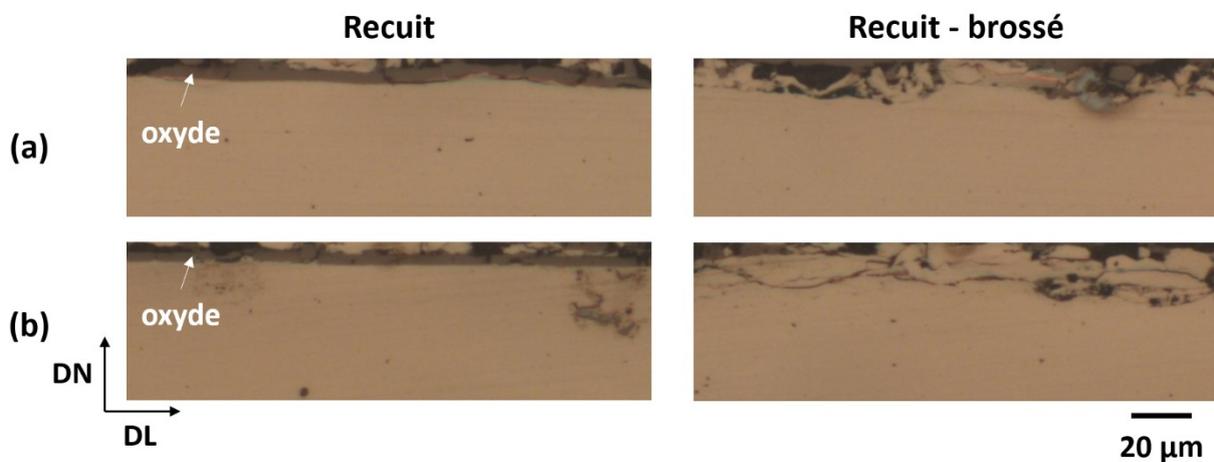


Figure II.8 : Microscopie optique (DL-DN) d'un acier recuit et un acier recuit-brossé pour l'acier de 100 μm (a) et 200 μm (b)

II.3 Influence du recuit et du brossage sur la microstructure

Les essais de microdureté ont montré que le recuit diminue la dureté des tôles d'acier et que le brossage augmente principalement sa dureté superficielle. Par définition, la dureté est dépendant de la microstructure du matériau, en particulier de la taille des grains. La microstructure des différents échantillons est alors étudiée par EBSD (Electron Backscatter Diffraction). La surface des matériaux avant et après traitements thermiques et brossage est donc polie avec du papier SiC (P800 à P4000) et finalisée au diamant (alumine) 3 et 1 μm . Un électro-polissage est par la suite réalisé avec le Lectropol-5 de Struers à 30 V pendant 8 s sous flux d'un électrolyte A2.

La **Figure II.9** présente les cartographies EBSD de la surface de l'acier et de l'aluminium avant et après recuit. L'acier initial étant brut de laminage présente une microstructure déformée avec des grains allongés suivant DL. Après recuit (600°C – 5 min), l'acier est très partiellement recristallisé mais les grains ne sont cependant plus allongés. La taille moyenne

des grains après recuit est de l'ordre de 20 μm . Cette uniformisation de la microstructure explique la baisse de la microdureté observée précédemment. Dans les deux cas, l'acier montre une texture de laminage classique des aciers avec des plans cristallographiques (100) et (111) dans le plan de laminage.

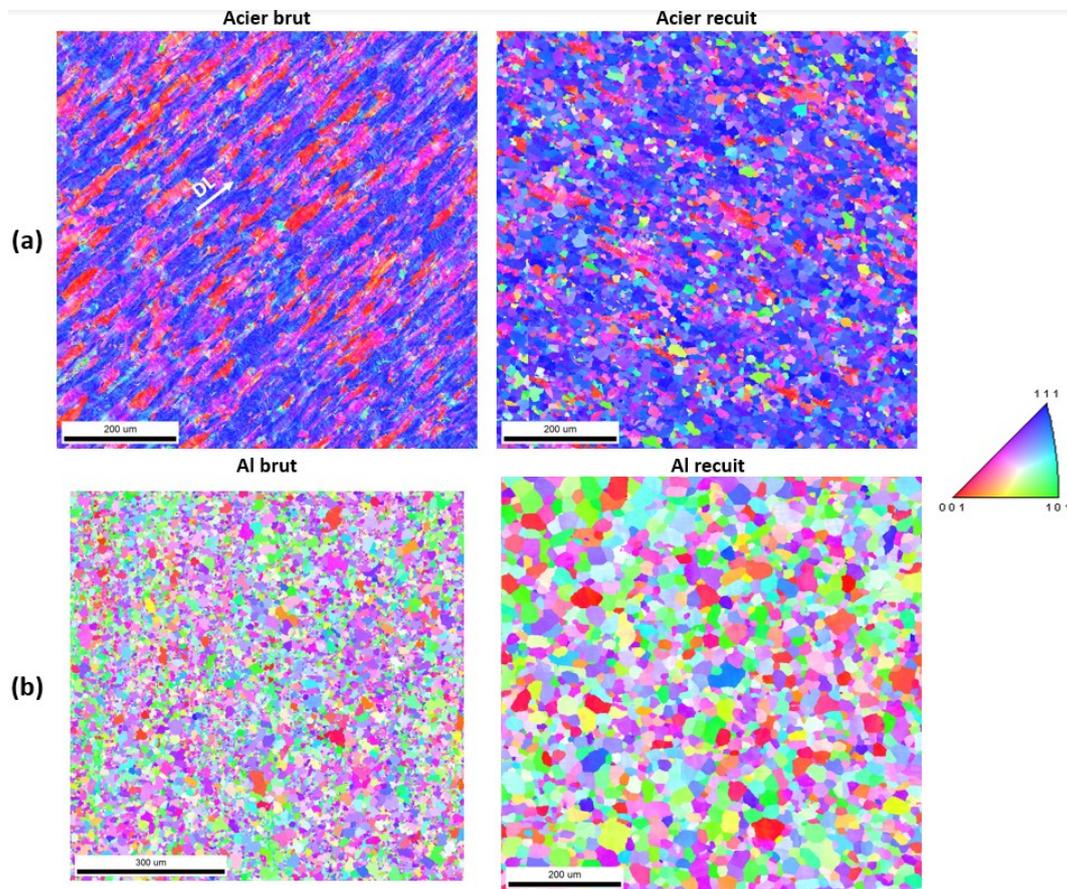


Figure II.9 : Cartographie EBSD de la surface des échantillons avant et après recuit de l'acier (a) et de l'Al (b) (échelle 200 μm). Distribution des plans $\{hkl\}$ // surface observée

L'aluminium brut présente une microstructure déformée avec des grains de différentes dimensions (≈ 1 à 40 μm). La taille moyenne des grains est de l'ordre de 12 μm . Une recristallisation de la microstructure est observée après recuit (600°C – 30 min) et s'accompagne d'un grossissement des grains, passant à une taille moyenne d'environ 30 μm . Bien que la taille moyenne des grains augmentent, la microdureté mesurée avant et après recuit change peu. De plus, l'aluminium ne présente pas d'orientation préférentielle et la texture est isotrope.

La **Figure II.10** présente les cartographies EBSD de la surface de l'acier avant et après broissage. L'acier recuit est partiellement recristallisé et présente donc quelques grains déformés. Après broissage, la majorité des grains de la microstructure présente une déformation. La taille des grains reste toutefois similaire. Finalement, le broissage écrouit donc bien la surface de l'acier.

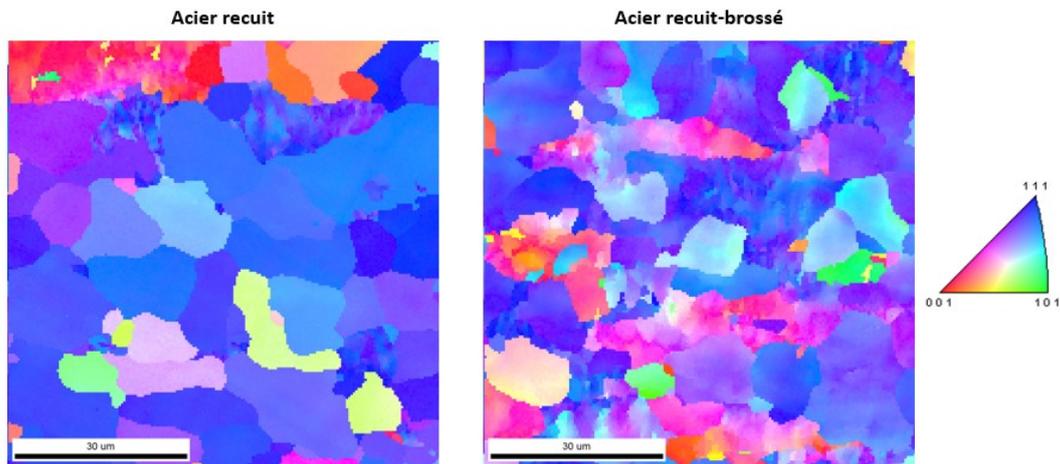


Figure II.10 : Cartographie EBSD de la surface de l'acier avant et après brossage (échelle 30 µm). Distribution des plans $\{hkl\}$ // surface observée

Pour résumer, dans cette partie, nous avons pu mettre en avant l'influence du recuit et du brossage des tôles d'aluminium et d'acier sur leurs propriétés mécaniques grâce à des essais de traction et de microdureté et sur leur microstructure grâce à des cartographies obtenues par EBSD.

Les propriétés mécaniques de la tôle d'aluminium, ayant déjà subi un recuit de 220 °C réalisé par Eurofoil, varient peu avec le recuit supplémentaire de 600 °C pendant 30 min. On note cependant une diminution de la limite d'élasticité et une légère augmentation de la résistance mécanique. Bien que la taille moyenne des grains augmentent, la microdureté mesurée est similaire ($\approx 35 - 40$ HV) que cela soit en surface (DL-DT) ou à cœur (DL-DN). Le recuit des tôles d'acier (600 °C - 5 min) diminue la limite d'élasticité et la résistance mécanique mais augmente grandement l'allongement. Comme pour l'Al, la taille moyenne des grains augmentent et la dureté mesurée diminue alors.

Le brossage de l'acier écrouit principalement la surface des tôles. En effet, les duretés à cœur (DL-DN) présentent qu'une faible augmentation après brossage. L'épaisseur de la couche écrouie est sensiblement la même pour les deux épaisseurs d'acier. Ainsi, le brossage a un impact plus important sur l'acier de 100 µm d'épaisseur. Ceci se traduit par une baisse importante de l'allongement de l'acier de 100 µm par rapport à l'acier de 200 µm. Au final, après brossage, l'acier de 100 µm devient fragile alors que le 200 µm reste ductile et malléable.

III. Étude des instabilités plastiques au cours du colaminage

Après avoir étudié la préparation des tôles, cette partie se concentre sur le colaminage en lui-même. Certains paramètres du colaminage ont été fixés grâce à l'étude expérimentale préliminaire (ANNEXE 1). Cette partie se propose d'étudier expérimentalement et numériquement les instabilités plastiques qui se forment au cours du colaminage du trilame Al/Acier/Al. L'influence du taux de réduction et de l'épaisseur initiale de la tôle d'acier (100 et 200 μm) sont en particulier investiguées. Les propriétés mécaniques des tôles d'aluminium et d'acier déterminées précédemment sont alors intégrées dans le modèle numérique du colaminage.

III.1 Colaminage du trilame Al/Acier/Al

III.1.1 Colaminage expérimental

La **Figure II.11** schématise le procédé de colaminage du trilame étudié. Après la préparation des tôles, l'empilement Al/Acier/Al est passé sans lubrification sous les cylindres du laminoir de 65 mm de diamètre. La vitesse de rotation est d'environ 12 mm/s. L'étude préliminaire (ANNEXE 1) a montré qu'avec des vitesses plus rapides la qualité de l'adhérence diminue. Une vitesse faible et permettant le passage des échantillons sous les cylindres a donc été utilisée. Les taux de réduction étudiés ont été choisis entre 40 et 80 %. Le taux de réduction de 40 % représente globalement la limite basse nécessaire à l'obtention d'une faible adhérence. Le taux de réduction de 80 % représente globalement le taux maximum pouvant être atteint dans la limite de capacité du laminoir. L'épaisseur finale des produits se situe donc entre environ 130 et 360 μm .

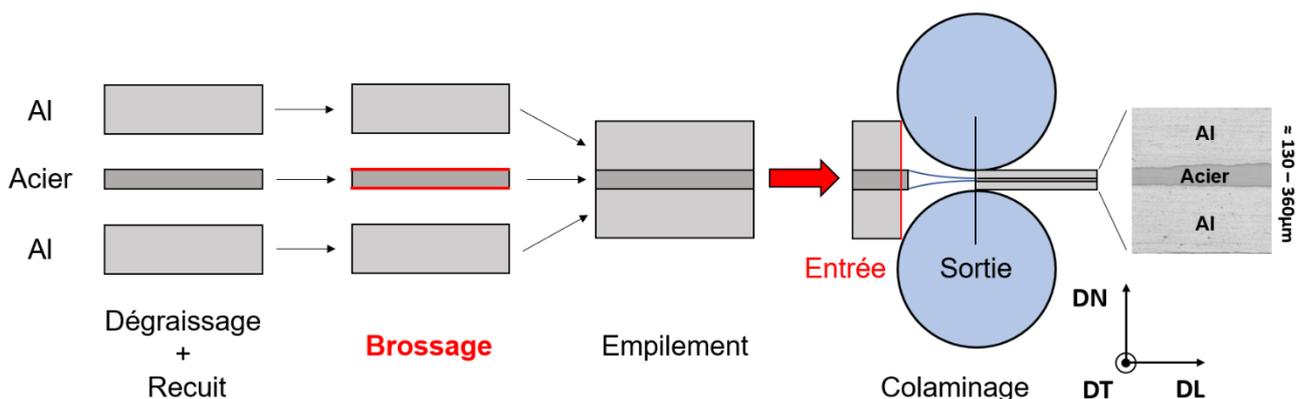


Figure II.11 : Procédé de colaminage du composite Al/Acier/Al

Le laminoir du laboratoire, utilisé classiquement en bijouterie, est de la marque Durston (FSM 130 Durston rolling mills) et possède un moteur d'une puissance d'1,1 kW (**Figure II.12 (a)**). Un cadran situé au-dessus de la cage du laminoir (**Figure II.12 (b)**) permet de garantir une bonne reproductibilité des essais. Un cran du cadran correspond à un

espacement entre cylindres de 25 μm . Cependant, l'épaisseur finale des trilames ne correspond pas exactement à l'espacement imposé entre les cylindres car ceux-ci se déforment élastiquement au cours du colaminage et surtout compte tenu de la présence d'un léger jeu mécanique (écartement supplémentaire des cylindres au passage du composite).

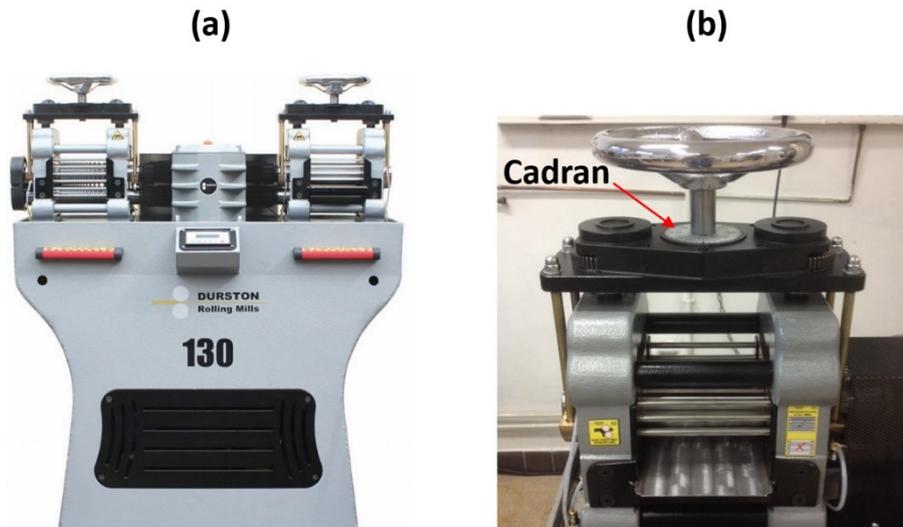


Figure II.12 : Laminoir FSM 130 de Durston (a) et zoom sur la cage du laminoir (b)

III.1.2 Modèle numérique du colaminage

En parallèle de l'étude expérimentale, un modèle numérique du colaminage a été développé afin de mieux comprendre l'origine des instabilités plastiques. Celui-ci a été réalisé à l'aide du logiciel ANSYS (v17.2). ANSYS est un logiciel de simulation, basé sur la méthode des éléments finis, qui couvre l'ensemble des domaines de la physique en proposant divers modules. Dans nos travaux, le module « structure » a été utilisé pour modéliser le colaminage. L'analyse du colaminage a été faite en régime transitoire (non-steady state). La majorité des simulations a été réalisée en 2D avec un comportement en déformation plane. Quelques simulations en 3D ont toutefois permis de mettre en avant l'influence de la largeur du composite sur la répartition des contraintes.

III.1.2.a Géométrie

La géométrie modélisée (**Figure II.13**) correspond à la géométrie du dispositif expérimental. Le diamètre des cylindres est de 65 mm. L'épaisseur totale du trilame est de 600 μm avec une épaisseur d'acier de 100 μm et d'aluminium de 250 μm . Des simulations avec l'acier de 200 μm ont aussi été réalisées. Pour réduire le temps de calcul, seule une partie des cylindres est modélisée et la longueur du composite prise en compte est d'environ 1 cm. Les extrémités du trilame sont arrondies pour éviter une distorsion trop grande du maillage au cours du calcul. La partie arrondie en entrée est placée sous les cylindres pour pouvoir

amorcer le passage du composite lors leur rotation. Dans le modèle 3D, un plan de symétrie transversal est utilisé pour réduire de moitié la largeur simulée du trilame et des cylindres.

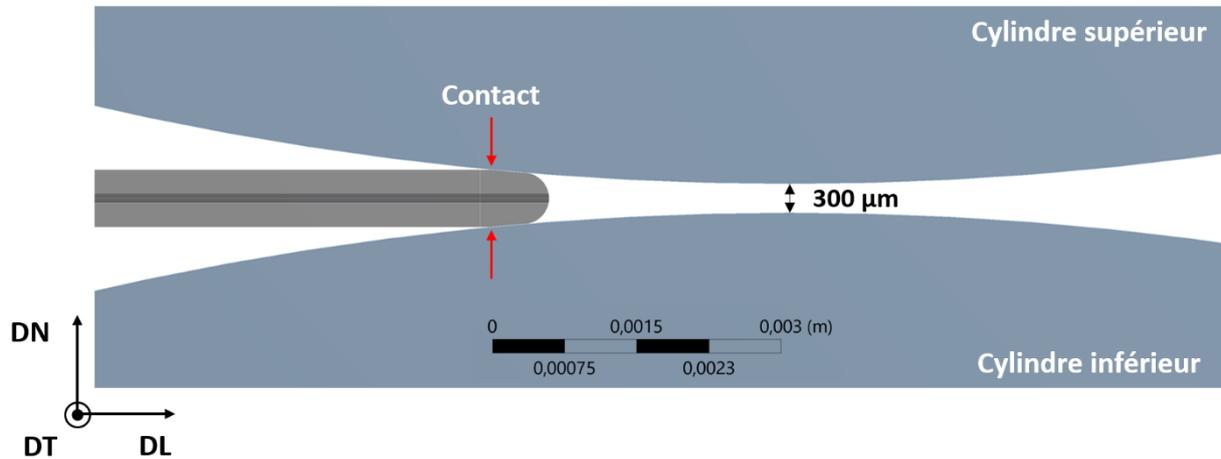


Figure II.13 : Géométrie 2D modélisée, exemple du trilame 250/100/250 µm colaminé de 50 %

III.1.2.b Matériaux

Les cylindres sont considérés comme rigides et donc ne se déforment pas. Les propriétés mécaniques de l'aluminium (recuit) et de l'acier (recuit-brossé) composant le trilame sont déterminées à partir des courbes de traction décrites précédemment. Les modules d'Young de l'Al et de l'acier sont respectivement 71 GPa et 200 GPa. Les limites d'élasticité à 0,2 %, notées $R_{p0,2}$, correspondent à environ 33, 410 et 326 MPa respectivement pour l'aluminium, l'acier 100 µm et l'acier 200 µm.

La partie plastique a été extrapolée par une loi de comportement phénoménologique de type loi puissance $\sigma = K \times \varepsilon_p^n$ (loi de Hollomon) avec ε_p la déformation plastique, K et n des paramètres matériaux, n étant le coefficient d'érouissage. Dans le cas de l'acier 200 µm, la loi de Hollomon n'étant pas assez précise, la loi de Ludwik $\sigma = \sigma_e + K' \times \varepsilon_p^{n'}$ avec σ_e la limite d'élasticité, a été utilisée.

Le **Tableau II.3** récapitule les paramètres des matériaux intégrés dans le modèle numérique. L'élasticité et l'érouissage de l'aluminium et de l'acier ont été considérés comme isotrope. Rappelons que les écarts de propriétés mécaniques des aciers sont dus à l'effet du broissage qui est plus ou moins impactant selon leur épaisseur.

Tableau II.3 : Paramètres des matériaux intégrés dans le modèle numérique

Matériaux	Module d'Young (GPa)	Limite d'élasticité $R_{p0,2}$ (MPa)	K ou K' (MPa)	n ou n'
Al	71	33	219,5	0,265
Acier 100 µm	200	410	512,9	0,024
Acier 200 µm	200	326	387	0,784

Les courbes extrapolées, intégrées dans ANSYS, sont superposées aux courbes expérimentales sur la **Figure II.14**. La loi puissance permet, dans les trois cas, de bien rendre compte des points expérimentaux. Elle se révèle cependant moins précise pour les faibles déformations plastiques, notamment dans le cas de l'Al. L'identification de la loi sur l'acier 100 μm se fait sur une portion de courbe très faible et donc l'extrapolation reste discutable. Dans le cas de l'aluminium et de l'acier 200 μm , celle-ci se fait sur une portion assez grande, les propriétés extrapolées restent donc cohérentes.

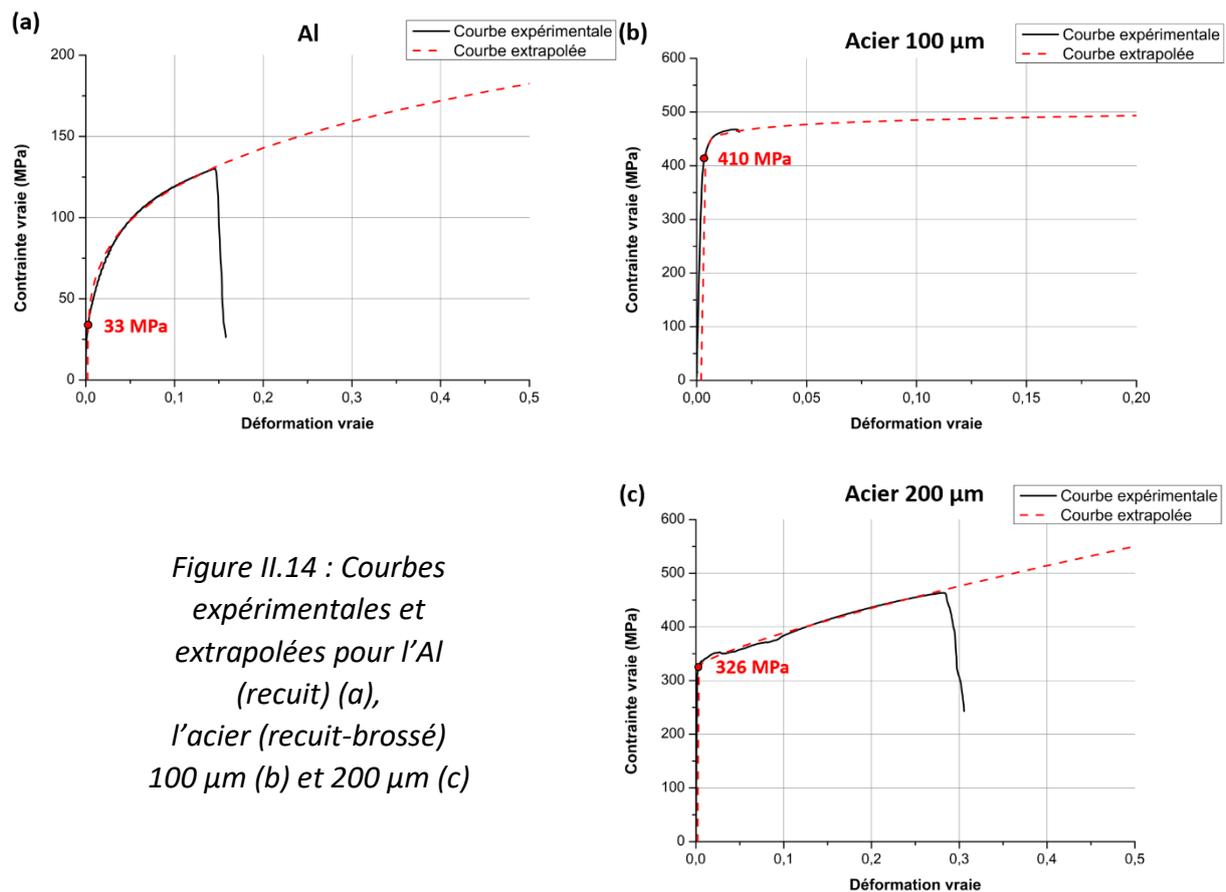


Figure II.14 : Courbes expérimentales et extrapolées pour l'Al (recuit) (a), l'acier (recuit-brossé) 100 μm (b) et 200 μm (c)

III.1.2.c Maillage

Le maillage du composite est composé majoritairement d'éléments quadrangles dont le degré d'interpolation est quadratique. L'élément possède donc un nœud à chaque sommet et au centre des arêtes et les fonctions polynômiales d'interpolation sont de degré 2.

Les dimensions du maillage dépendent du modèle numérique (2D ou 3D) et du taux de réduction simulé. Le maillage est adapté au taux de réduction pour éviter sa trop grande distorsion et permettre ainsi la convergence des modèles. Ainsi, en 2D, le maillage est fin et augmente avec le taux de réduction. Par exemple, la taille des éléments du maillage des tôles d'Al passe de 20 μm pour un taux de réduction de 50 % à 30 μm pour 70 % et celle de la tôle d'acier passe de 10 μm à 15 μm (**Figure II.15**).

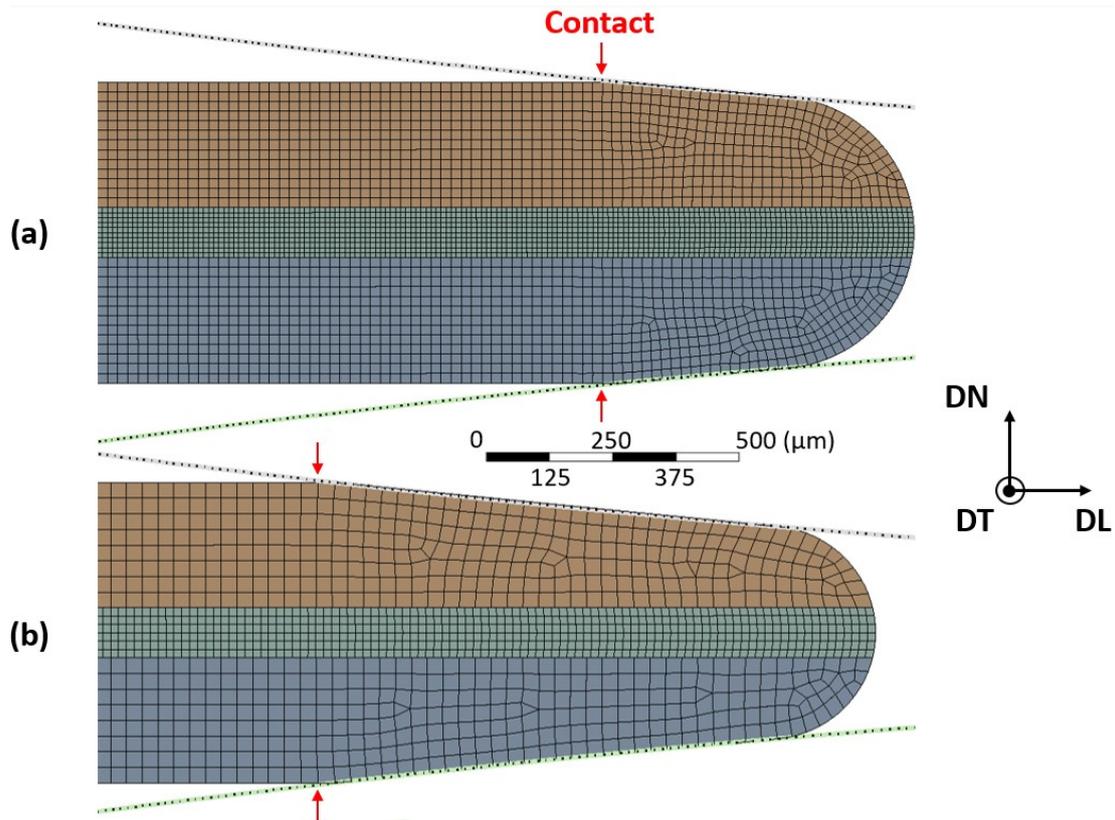


Figure II.15 : Maillage en entrée dans le modèle 2D pour un taux de déformation de 50 % (a) et de 70 % (b)

En 3D, le maillage est plus grossier (**Figure II.16**) pour limiter le temps de calcul et toujours dans un souci de limitation de sa distorsion. Il se compose de 4 mailles selon l'épaisseur par couche du trilame.

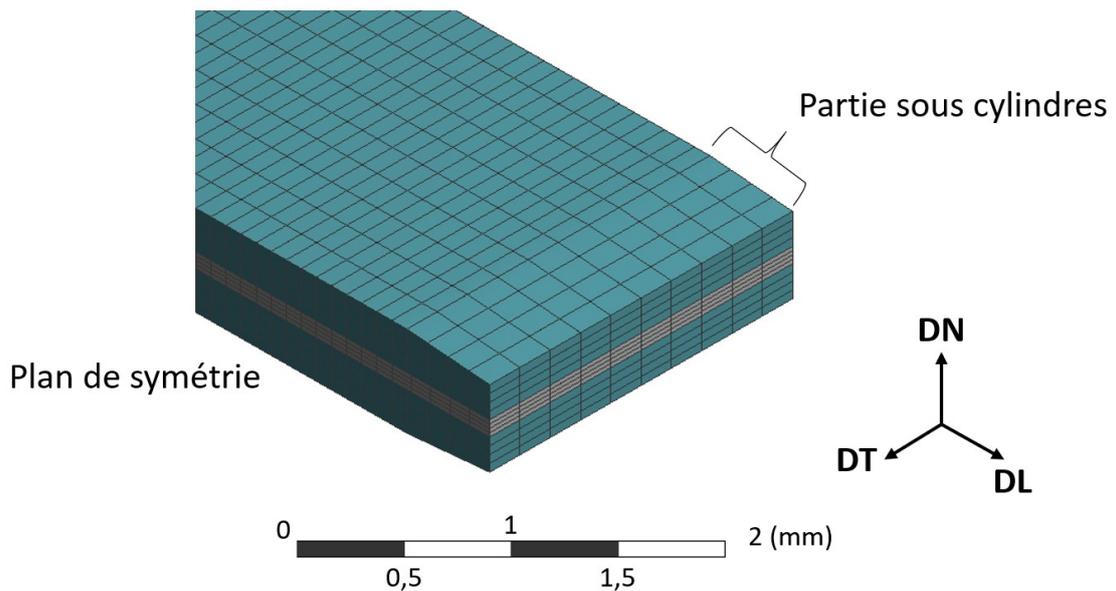


Figure II.16 : Maillage utilisé dans le modèle 3D, exemple d'un trilame de 4 mm de largeur

Le maillage des cylindres, quant à lui, pose moins de soucis car ils ne se déforment pas au cours du calcul (cylindres rigides). De plus, compte tenu de cette particularité, l'intérieur des cylindres n'a pas besoin d'être maillé, ainsi seule leur surface l'est (cf. **Figure II.15**). Dans la majorité des calculs, un maillage des cylindres de 20 μm en 2D et de 100 μm en 3D a été utilisé.

III.1.2.d Définition des contacts

Une difficulté importante du modèle numérique du colaminage concerne la définition des contacts composite/cylindres et Al/Acier. En effet, numériquement, le contact est une source d'instabilités puisque celui-ci est par définition une non-linéarité. D'un point de vue physique, des surfaces en contact ne s'interpénètrent pas, peuvent transmettre des forces normales compressives et des forces de friction tangentielle et souvent ne peuvent pas transmettre des forces normales de traction. De plus, elles sont libres de se séparer et de s'éloigner les unes des autres.

Dans le cas du colaminage, les surfaces en contact sont toutes considérées avec un frottement. Ainsi, le glissement entre surfaces est autorisé avec une résistance proportionnelle au coefficient de frottement mais avec la liberté de se séparer sans résistance. La loi de Coulomb est appliquée dans le modèle numérique avec des coefficients de frottement respectivement de 0,1 et 0,6 pour les contacts trilame/cylindres et Al/Acier. Un faible coefficient de frottement entre les cylindres et le composite a été utilisé principalement pour faciliter la convergence du modèle. En effet, des essais préliminaires ont montré que des coefficients plus élevés engendraient une distorsion des mailles trop importante. Un coefficient plus élevé a été choisi entre les tôles pour prendre en compte l'état rugueux de la surface de l'acier après broyage.

Il existe diverses formulations du contact en numérique, mais la plus adaptée à nos conditions est la formulation « Lagrange augmenté ». Cette formulation est une formulation dite de pénalisation (penalty-based method), c'est-à-dire qu'elle permet, dans le cas des contacts, une pénétration des surfaces entre elles (**Figure II.17**).

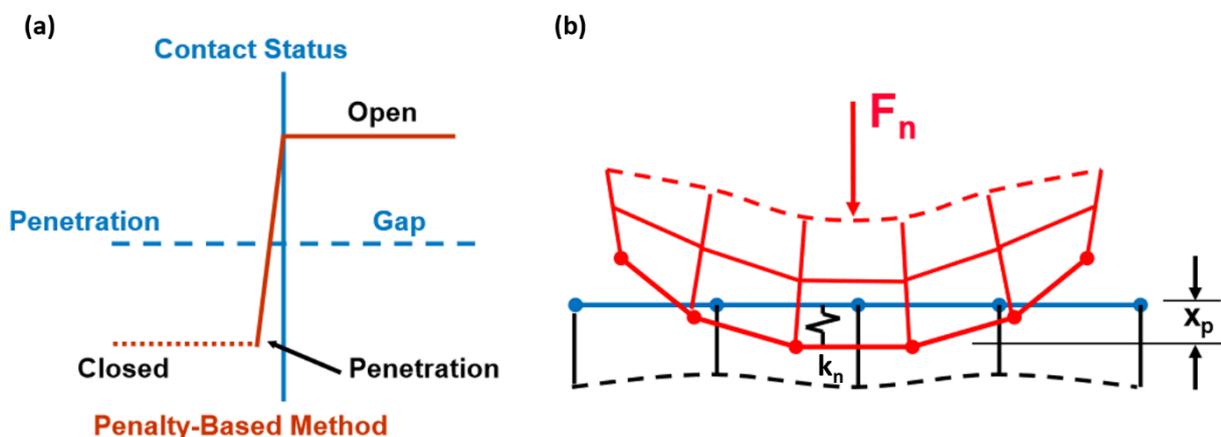


Figure II.17 : Formulation "Lagrange augmenté" : statut (a) et schématisation (b) du contact

Le fait d'autoriser une certaine pénétration permet de faciliter la convergence du modèle de colaminage mais peut aussi fausser la solution si celle-ci est trop importante. La force normale de contact F_n est alors définie en fonction de cette pénétration X_p avec un coefficient de proportionnalité k_n , raideur normale de contact similaire à la raideur d'un ressort connectant les deux surfaces en contact.

$$F_n = k_n \times X_p + \lambda \quad (\text{II.1})$$

Le terme lagrangien supplémentaire λ dans l'équation (II.1) permet à la formulation « Lagrange augmenté » d'être moins sensible à la valeur de la raideur normale de contact. Par analogie, la force tangentielle F_t est exprimée en fonction d'un glissement X_g avec un coefficient de proportionnalité k_t , raideur tangentielle de contact.

$$F_t = k_t \times X_g \quad (\text{II.2})$$

Le logiciel ANSYS permet à l'utilisateur de définir directement une valeur de la raideur normale de contact k_n et des valeurs maximales de tolérances de pénétration $X_{p,max}$ et de glissement $X_{g,max}$. En revanche, la raideur tangentielle de contact k_t ne peut pas être directement définie par l'utilisateur et est donc ajustée par le programme. Dans nos travaux, la raideur normale de contact k_n a principalement été utilisée comme un paramètre variable favorisant la convergence. Ainsi, entre chaque modèle (2D, 3D, différents taux de réductions), la raideur normale de contact varie et est comprise généralement entre 0,1 et 0,5. Les tolérances maximales de pénétration $X_{p,max}$ et de glissement $X_{g,max}$ ont été dans la majorité des cas laissées contrôlées par le programme puisqu'une pénétration minimale ($\approx 1 - 5 \mu\text{m}$) après résolution est constatée.

Un dernier point important à évoquer est le changement de statut du contact au cours du colaminage. En effet, expérimentalement, au cours du colaminage, les tôles d'aluminium et d'acier peuvent adhérer entre elles. Numériquement, le contact Al/Acier doit donc passer d'un contact avec frottement à un contact totalement lié. Pour ceci, il existe une commande en ligne de code qui permet de changer le statut du contact dès qu'une pression normale minimale est atteinte. Comme aucune étude poussée n'a été réalisée pour relier cette pression normale à une pression expérimentale nécessaire à l'adhérence, une faible valeur de pression (100 MPa) a donc été utilisée.

III.1.2.e Méthode de résolution

Comme évoqué précédemment, la modélisation a été effectuée en régime transitoire. La résolution se fait donc par incrément de temps. Dans notre modélisation, un incrément de temps correspond à 1/40 s et le calcul est fait sur 800 incréments.

La résolution de notre problème non-linéaire se fait sur ANSYS par une méthode itérative de Newton-Raphson. La **Figure II.18** donne un exemple de la démarche suivie par la méthode de Newton-Raphson sur 4 itérations d'équilibre. Le but de cette méthode est de calculer le déplacement pour une charge F_a . Le principe de cette méthode est d'abord de linéariser et de calculer la rigidité K_n (pente de la courbe au point x_{n-1}), de calculer ensuite le déplacement Δx^n et enfin de calculer la force résiduelle F_{res}^n (éq. II.4). Si cette force résiduelle est plus petite que le critère de convergence en force (fixé par le logiciel), alors la solution a convergé, sinon il faut reprendre les étapes précédentes.

$$\Delta x^n = (F_a - F_{n-1})/K_n \quad (II.3)$$

$$F_{res}^n = F_a - F_n \quad (II.4)$$

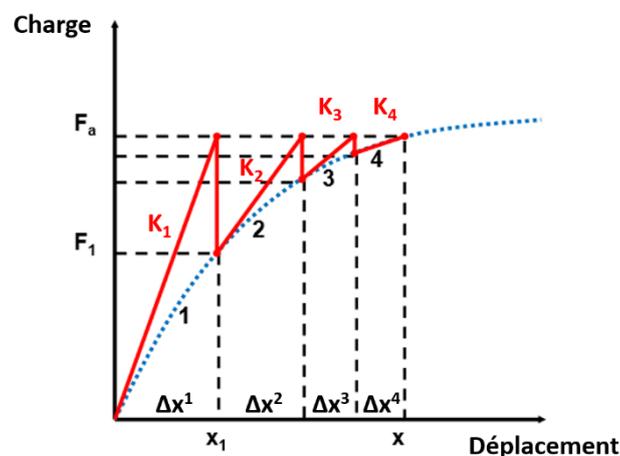


Figure II.18 : Méthode de Newton-Raphson, exemple de 4 itérations

Le passage du composite sous les cylindres lors du colaminage est lié à leur rotation. La rotation des rouleaux est définie dans le modèle par un déplacement distant appliqué à leur centre. Cette rotation est définie autour de l'axe DT (**Figure II.13**) par une vitesse de rotation de $1^\circ/s$. Elle est différente de la vitesse expérimentale ($\approx 21^\circ/s$) mais est nécessaire pour appliquer la charge progressivement et favoriser la convergence du calcul. L'influence de la vitesse de rotation dans le modèle sera tout de même étudiée. L'application d'un déplacement distant permet aussi de bloquer les autres rotations et translations possibles des cylindres. Ainsi, les cylindres sont parfaitement fixes en translation par rapport à leur axe de rotation.

Une partie du composite se trouvant déjà sous les cylindres, l'application de la rotation l'entraînera alors directement. Il n'y a donc pas de tension en entrée ou en sortie imposée pour faire passer le composite sous les cylindres. De plus, un déplacement vertical nul est imposé sur un point du bord arrière de la tôle d'acier. Sans ce blocage, l'arrière du composite peut osciller verticalement compliquant ainsi la convergence du modèle. Enfin, les grands déplacements et les effets dynamiques (régime transitoire) ont été activés au cours de la

résolution du modèle afin de prendre en compte correctement la déformation non-linéaire (forte déformation et distorsion du maillage) et l'inertie du système.

III.1.2.f Résultats préliminaires

Avant d'aborder l'étude de l'influence du taux de réduction sur les instabilités plastiques, quelques résultats de la modélisation 3D sont présentés afin d'observer la répartition des contraintes dans le trilame en fonction de divers paramètres de la mise en données.

- Influence de la largeur du trilame

La **Figure II.19** présente une vue du dessus des trilames (surface de l'Al) au cours de leur passage sous les cylindres. Les contraintes normales σ_N suivant DN sont étudiées pour trois largeurs initiales de tôles : 4, 6 et 10 mm (en tenant compte de la symétrie).

Pour une question de simplicité, les propriétés matériaux utilisées sont ici celles de la publication de Imai et al. [42], matériaux élastiques parfaitement plastiques, la phase dure (acier) et la phase molle (Al) ont alors respectivement une contrainte d'écoulement de 1 000 MPa et de 250 MPa. La simulation est réalisée pour un taux de réduction de 20 %.

Une hétérogénéité des contraintes normales de compression suivant la largeur est constatée. Il existe une concentration des contraintes au centre des composites qui s'élargit selon DT lorsque la largeur initiale augmente. Néanmoins, la contrainte de compression maximale $\sigma_{N,max}$ en surface de l'aluminium est relativement similaire quelle que soit la largeur initiale. Cette hétérogénéité peut être expliquée en partie par l'élargissement du trilame pendant son passage sous les cylindres (effets de bord libre). Cet élargissement s'avère être constant quelle que soit la largeur initiale et est d'environ 240 μm (120 μm sur la demi-largeur), correspondant alors à un élargissement de 6, 4 et 2,4 % respectivement pour le trilame de 4, 6 et 10 mm de largeur.

En entrée (proche des cylindres) et en sortie des cylindres, une alternance de couleurs rouge et orange est observée. Cette alternance correspond à des variations très faibles (≈ 10 MPa) des contraintes passant du négatif au positif. En entrée, l'alternance est probablement liée à la compression des cylindres. En sortie, cette alternance de contraintes est liée à la présence d'instabilités plastiques qui se forment notamment au centre du composite. Cette alternance semble aussi être impactée par l'élargissement du composite mais sa période spatiale reste similaire.

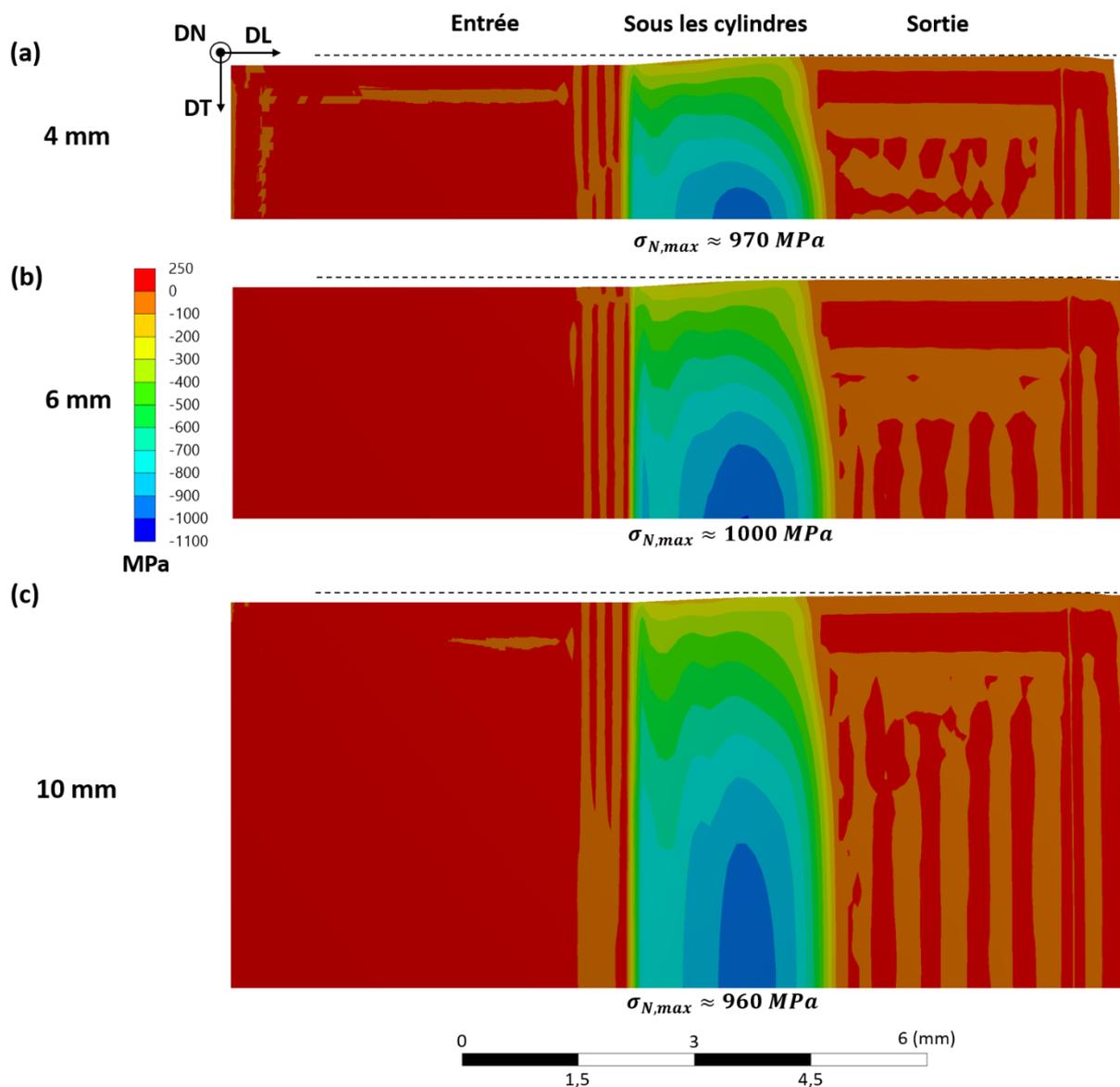


Figure II.19 : Répartition des contraintes normales σ_N et élargissement des composites ayant une largeur initiale de 4 mm (a), 6 mm (b) ou 10 mm (c) (Modèle 3D, propriétés matériaux : Imai et al. [42], taux de réduction : 20 %)

Cette hétérogénéité se retrouve aussi pour les contraintes longitudinales σ_L et transversales σ_T . Les contraintes équivalentes de von Mises σ_e sont, quant à elles, homogènes sous les cylindres tant dans l'aluminium que dans l'acier (**Figure II.20**). Les contraintes équivalentes atteintes sous les cylindres correspondent d'ailleurs aux contraintes d'écoulement définies dans les propriétés matériaux, soit 250 MPa pour l'aluminium et 1 000 MPa pour l'acier.

Ces modélisations 3D du colaminage permettent donc de mettre en évidence un effet de bord lié à la faible largeur des trilames ayant un impact assez prononcé sur la répartition des contraintes longitudinales, transversales et normales. La répartition des contraintes sera étudiée également à partir des calculs 2D et les valeurs des contraintes y seront comparées.

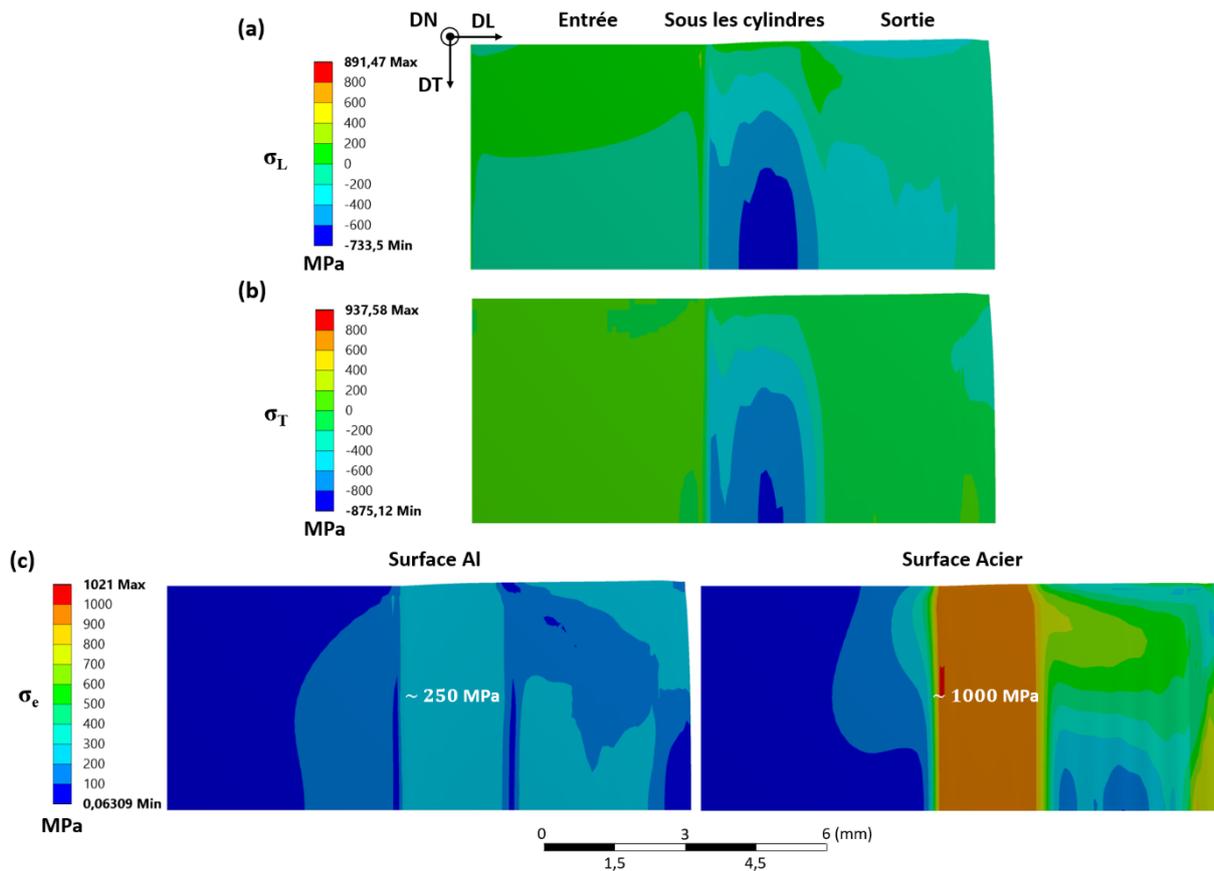


Figure II.20 : Répartition des contraintes longitudinales σ_L (a), transversales σ_T (b) et équivalentes de von Mises (c) (Modèle 3D, propriétés matériaux : Imai et al. [42], taux de réduction : 20 %, largeur initiale : 10 mm)

- Influence du taux de réduction

Le taux de déformation va naturellement jouer sur l'élargissement comme le montre la **Figure II.21**. En passant d'un taux de réduction de 20 à 40 %, l'élargissement passe environ de 120 à 310 μm , correspondant à un élargissement du trilame de 6 et de 15,5 %. Notons, tout de même, que la concentration des contraintes est similaire et que la contrainte normale maximale en surface de l'aluminium augmente passant d'environ 970 à 1 150 MPa. On constate, de plus, une longueur du contact cylindre/trilame plus étendue à 40 % qu'à 20 %.

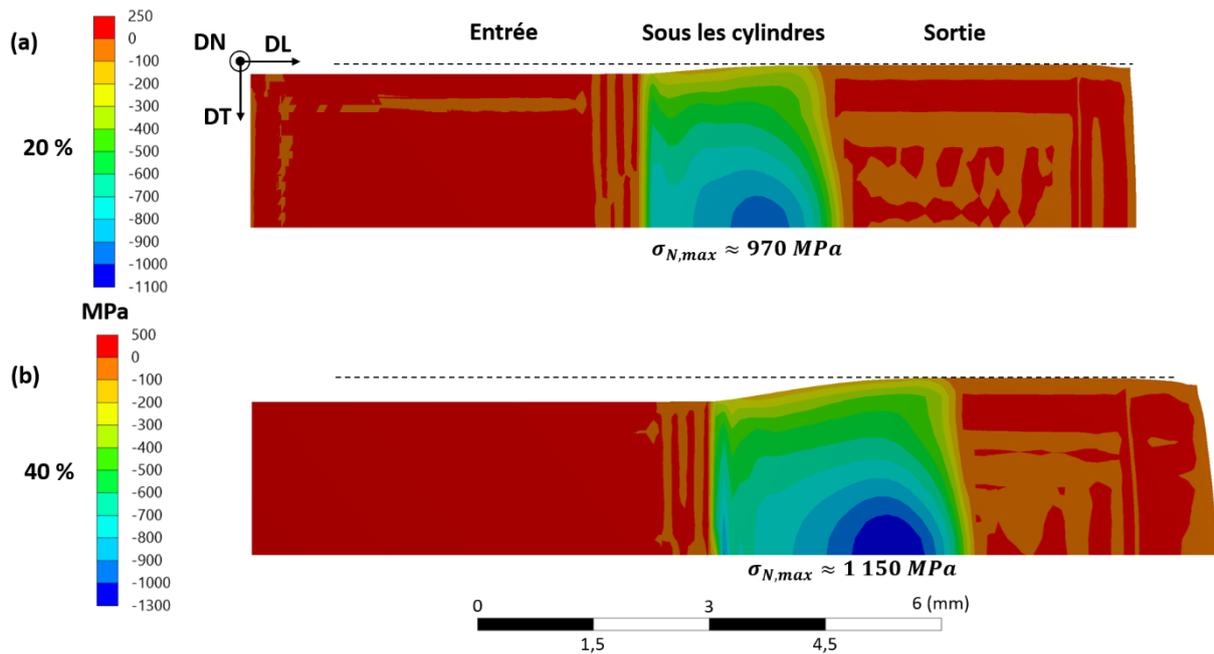


Figure II.21 : Répartition des contraintes normales σ_N et élargissement des composites pour un taux de déformation de 20 % (a) et de 40 % (b) (Modèle 3D, propriétés matériaux : Imai et al. [42], largeur initiale : 4 mm)

- Influence de la vitesse de rotation des cylindres

Des simulations ont également été réalisées à différentes vitesses de rotation (**Figure II.22**). Cette fois-ci, les propriétés des tôles d'aluminium et d'acier ont été utilisées (**Figure II.14**) afin de visualiser l'élargissement du trilame avec les propriétés de nos matériaux. L'étude est faite pour un taux de réduction de 50 % et une largeur initiale du trilame de 4 mm. Dans ces conditions, la vitesse de rotation n'influence pas la répartition et l'amplitude des contraintes ni l'élargissement du trilame qui est d'environ 400 μm (20 %). La vitesse des cylindres semble donc ne pas avoir d'impact sur les résultats délivrés par le modèle numérique, bien qu'une vitesse faible favorise la convergence du calcul. Ainsi, une vitesse de 1 °/s est gardée par la suite dans les modèles numériques.

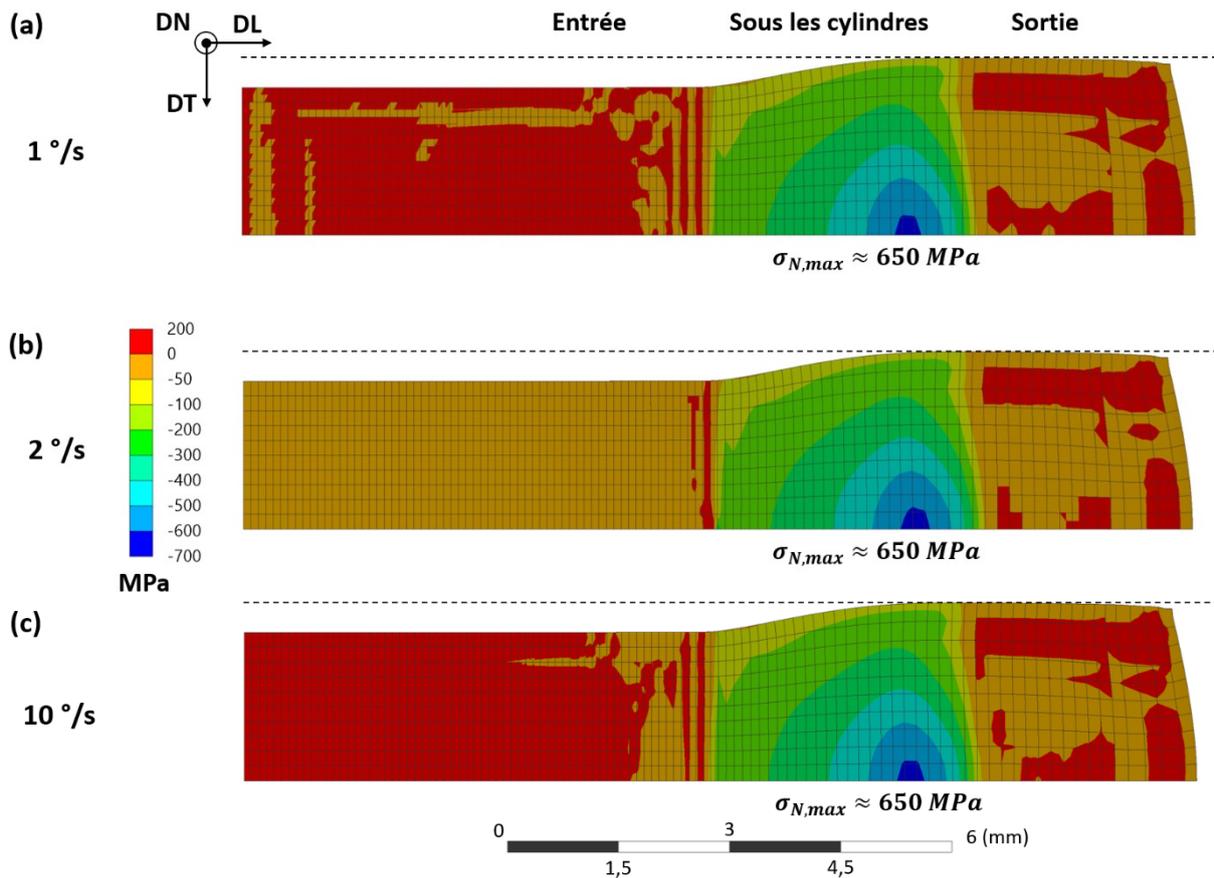


Figure II.22 : Répartition des contraintes normales σ_N et élargissement des composites pour une vitesse de rotation des rouleaux de 1 (a), 2 (b) et 10 °/s (Modèle 3D, propriétés matériaux : Al et acier, taux de réduction : 50 %, largeur initiale : 4 mm)

- Comparaison des modèles 2D et 3D

Une comparaison des résultats obtenus avec les modèles 2D et 3D est nécessaire pour valider le calcul 2D moins coûteux en temps de calculs. Un calcul 3D supplémentaire a été effectué en bloquant la translation selon DT des nœuds en bord de lame, afin de rendre compte de l'absence d'élargissement et de s'affranchir des effets de bords.

La **Figure II.23** présente ainsi trois résultats : modèle 3D avec élargissement libre, modèle 3D avec élargissement bloqué par un support sans frottement (SSF) et modèle 2D en déformation plane. Dans chaque cas, il s'agit du colaminage du trilame Al/Acier/Al avec les propriétés de nos matériaux à un taux de réduction de 50 %.

Lorsque l'élargissement est bloqué, les contraintes normales σ_N sont homogènes suivant la largeur du trilame. Comme nous pouvions nous y attendre, l'élargissement est bien la cause de la discontinuité des contraintes dans la largeur du composite. De plus, les contraintes normales maximales de compression sont plus élevées quand l'élargissement est laissé libre. En effet en bloquant l'élargissement les contraintes maximales de compression en surface de l'aluminium passent environ de 650 à 520 MPa, une différence non négligeable.

Cette diminution peut s'expliquer par le fait que les contraintes normales de compression induites par les cylindres se répartissent sur la largeur entière du trilame.

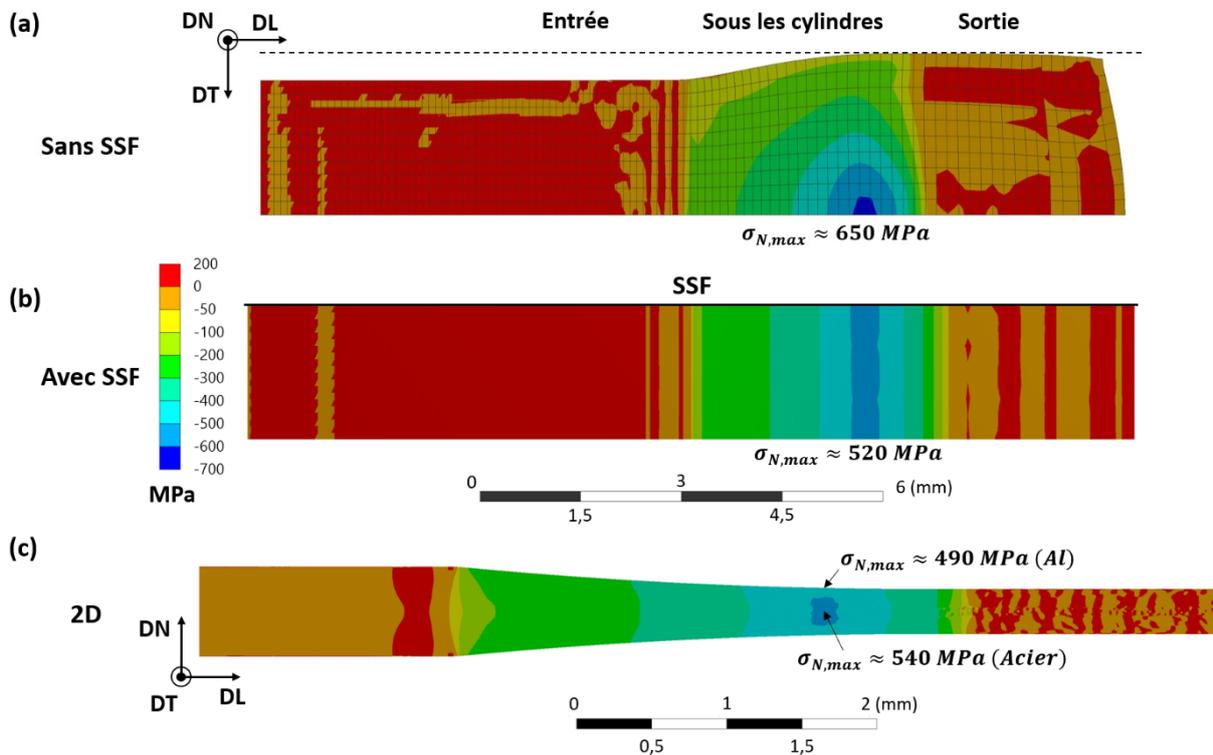


Figure II.23 : Répartition des contraintes normales σ_N simulées avec le modèle 3D sans (a) et avec (b) un support sans frottement (SSF) et avec le modèle 2D (c) (Propriétés matériaux : Al et acier, taux de réduction : 50 %, largeur initiale : 4 mm)

Le modèle 2D est utilisé en déformation plane, c'est-à-dire qu'une largeur infinie est considérée suivant DT. La contrainte normale maximale de compression en surface dans le modèle 2D ($\approx 490 \text{ MPa}$) est proche de celle du modèle 3D avec l'élargissement bloqué ($\approx 520 \text{ MPa}$). Grâce à la coupe DL-DN en 2D, on remarque que la contrainte de compression au niveau de l'acier (intérieur du trilame : $\approx 540 \text{ MPa}$) est supérieure à celle de la surface de l'aluminium ($\approx 490 \text{ MPa}$). Tout en étant conscient de ces différences, nous considérons que le modèle 2D permet de simuler le colaminage d'un trilame ayant une largeur suffisante pour négliger son élargissement et ainsi négliger la discontinuité des contraintes dans la largeur du trilame.

Expérimentalement, les élargissements sont difficilement quantifiables mais semblent cependant moins prononcés que dans les modèles numériques 3D. Des effets de bords (**Figure II.24**) avec une détérioration plus ou moins prononcée selon divers paramètres sont toutefois observés. De plus, ces effets de bords ont tendance à être plus prononcés pour les plus faibles largeurs, faisant ainsi le lien avec un rapport élargissement/largeur plus élevé pour les largeurs

les plus faibles dans le modèle 3D. Finalement, le modèle 2D semble suffisant, dans une première approche, pour simuler le colaminage du trilame Al/Acier/Al.

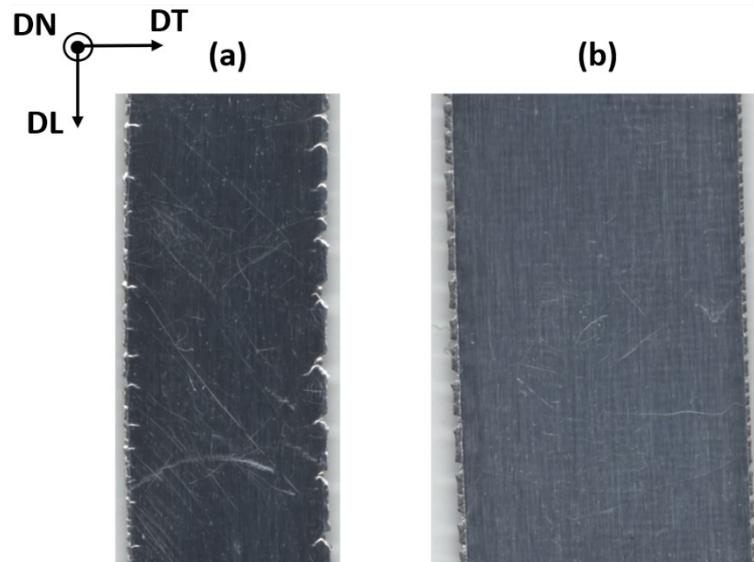


Figure II.24 : Détérioration du bord des trilames de largeur 1 cm (a) et 1,5 cm (b) au cours du colaminage

III.2 Étude des instabilités plastiques

Au cours des premiers essais de colaminage effectués, que cela soit par les approches expérimentale ou numérique, des irrégularités d'épaisseur de la couche d'acier ont été observées. Nous avons vu dans le **Chapitre I** que ces irrégularités sont formées par des instabilités plastiques. Ces dernières dépendent naturellement des divers paramètres du procédé de colaminage. Les deux paramètres parmi les plus influents sont le taux de réduction et le ratio d'épaisseur R_e (épaisseur acier / épaisseur trilame). Cette étude va donc permettre de mettre en avant la formation d'instabilités plastiques au cours du colaminage du trilame Al/Acier/Al. L'influence du taux de réduction et de l'épaisseur d'acier est étudiée aussi bien expérimentalement que numériquement.

III.2.1 Influence du taux de réduction

L'évolution structurale du trilame Al/Acier/Al d'épaisseur initiale 250/100/250 μm est étudiée pour des taux de réduction compris entre 48 et 78 %.

III.2.1.a Coupe longitudinale (DL-DN)

Dans un premier temps, des observations en microscopie optique ont été réalisées sur la tranche des échantillons dans le plan DL-DN. Pour ce faire, les trilames sont découpés au fil en leur centre et la face longitudinale est polie par du papier SiC P800 au P4000 et finalisée au diamant de 3 à 1 μm .

La **Figure II.25 (a)** présente la coupe longitudinale (DL-DN) de cinq échantillons obtenus à différents taux de réduction. En parallèle, la **Figure II.25 (b)** présente les résultats de la simulation 2D du colaminage pour trois taux de réduction : 50, 60 et 70 %. Ces coupes permettent de visualiser les instabilités plastiques de l'acier (striction) ayant lieu au cours du colaminage. Expérimentalement, de petites variations d'épaisseurs de la couche d'acier sont observées pour les taux de réductions de 48,3 % et 53,3 %. Elles indiquent le début de la striction diffuse (flèches rouges). La striction locale est observée à 61,7 et 65 %. La fragmentation de l'acier est visible ici à 69,2 %. L'extrusion et le soudage de l'aluminium sont réalisés entre les fragments de l'acier. Une certaine périodicité de la striction et donc de la fragmentation se devine sur ces observations.

La striction de l'acier est reproduite avec succès par le modèle numérique 2D et montre, ici, une réelle périodicité. À 50 %, une variation très faible de l'épaisseur ($\approx 1 - 2 \mu\text{m}$), non visible à l'œil nu, est remarquée. La striction à 60 % se révèle être très similaire à celle observée expérimentalement avec une périodicité d'environ $450 \mu\text{m}$. À 70 %, les résultats obtenus par le modèle numérique ne sont pas cohérents avec l'expérience car le modèle n'inclut pas de critère de rupture des éléments qui permettrait de considérer la fragmentation de l'acier. En effet, la modélisation de la fragmentation/rupture d'un matériau est une tâche complexe, notamment en raison du chevauchement nécessaire du maillage. Cependant, les épaisseurs maximales de la couche d'acier des approches expérimentale et numérique sont proches, de l'ordre de $50 \mu\text{m}$ environ.

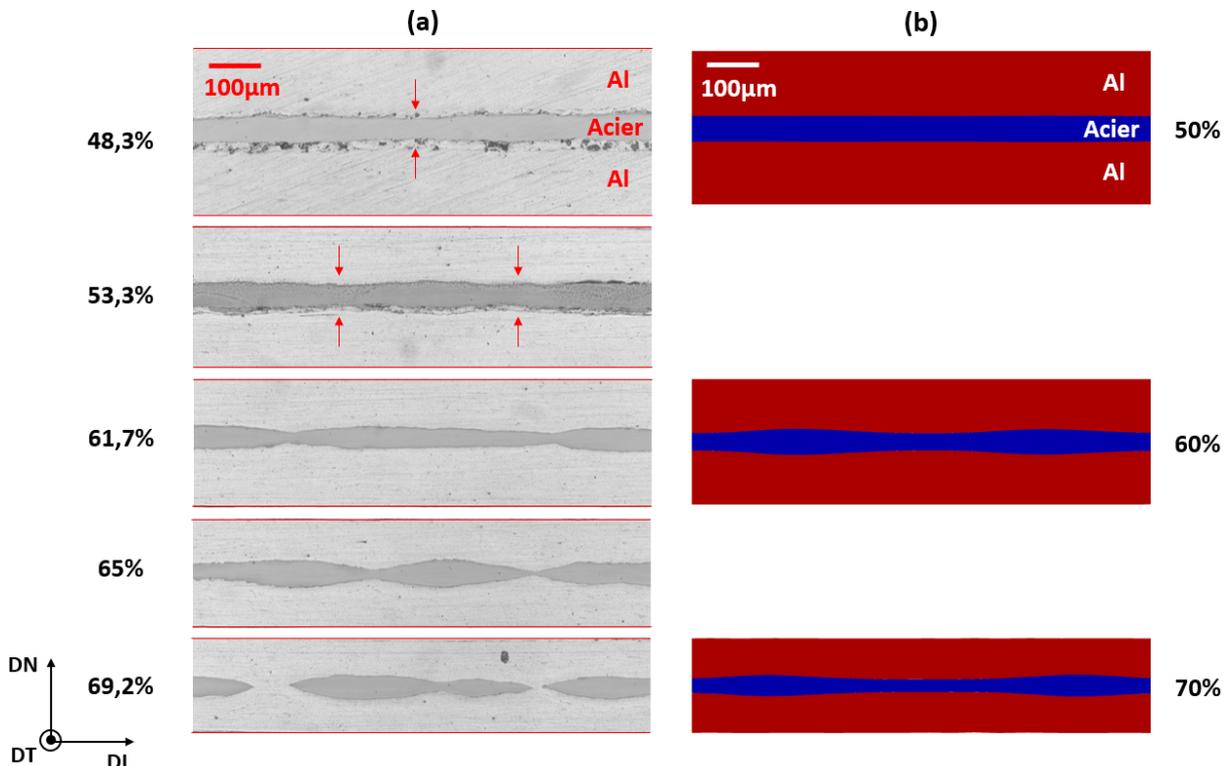


Figure II.25 : Coupe longitudinale (DL-DN) du composite à différents taux de déformation, expérience (a) et modèle numérique 2D (b)

III.2.1.b Macrostructure de l'acier après dissolution de l'Al (DL-DT)

L'étude des coupes longitudinales a pu mettre en évidence la striction et la fragmentation de l'acier. Toutefois, il est difficile de généraliser ces résultats à tout le volume des échantillons. Ainsi, pour avoir une meilleure vue d'ensemble, les trilames sont plongés dans de la soude concentrée (NaOH) pour dissoudre les couches d'aluminium afin d'observer uniquement la macrostructure de la couche d'acier dans le plan DL-DT. Pour ce faire, après dissolution complète de l'aluminium, les tôles d'acier sont scannées suivant deux modes, un mode « opaque » pour visualiser la striction et un mode « film » pour visualiser de préférence la fragmentation.

La **Figure II.26** présente les surfaces scannées des tôles d'acier de largeur 1 cm (1 x 2 cm²) après dissolution de l'Al à différents taux de réduction. Les cinq premiers échantillons correspondent aux taux de réduction des échantillons de la **Figure II.25**. Les deux derniers échantillons ont été réalisés avec le même écartement entre les cylindres mais avec et sans leur lubrification. Avec lubrification, un taux de réduction légèrement plus élevé est atteint. En effet, grâce au lubrifiant, le colaminage est facilité et les cylindres sont moins repoussés par l'échantillon pendant son passage, expliquant cette hausse du taux de réduction.

L'évolution des instabilités plastiques est bien sûr similaire aux résultats présentés précédemment. La striction est de plus en plus prononcée en augmentant le taux de réduction jusqu'à atteindre la fragmentation de l'acier à partir de 61,7 %. Le critère théorique de fragmentation (**éq. I.4**), obtenue à partir de l'équation de Reihanian et al. [38], est dans ce cas de seulement 13 % compte tenu du très faible coefficient d'écrouissage de l'acier ($n = 0,024$). Le calcul de ce critère théorique n'est donc pas adapté à nos conditions.

En augmentant le taux de réduction, les zones fragmentées sont de plus en plus nombreuses et larges, allant même jusqu'à atteindre quasiment la rupture complète de l'acier suivant sa largeur à 77,5 % de réduction. De plus, cette visualisation des instabilités plastiques dans le plan DL-DT permet de constater que la striction et la fragmentation présentent, en effet, une certaine périodicité, période qui tend à diminuer avec le taux de réduction. On remarque aussi que la fragmentation n'est pas uniforme, des zones présentent une densité de fragmentation légèrement plus élevée que d'autres, montrant de ce fait que la rupture de l'acier reste un phénomène plus ou moins casuel.

Cette fragmentation a été reliée à une valeur quantitative appelée taux de fragmentation calculée par l'équation (**II.3**) à partir des images présentées dans la **Figure II.26 (c)** :

$$\tau_{Frag} = \frac{N_{pb}}{N_{pt}} \times 100 \quad (II.3)$$

avec N_{pb} le nombre de pixel blanc et N_{pt} le nombre de pixel total. L'évolution du taux de fragmentation en fonction du taux de réduction est présentée par la **Figure II.27**.

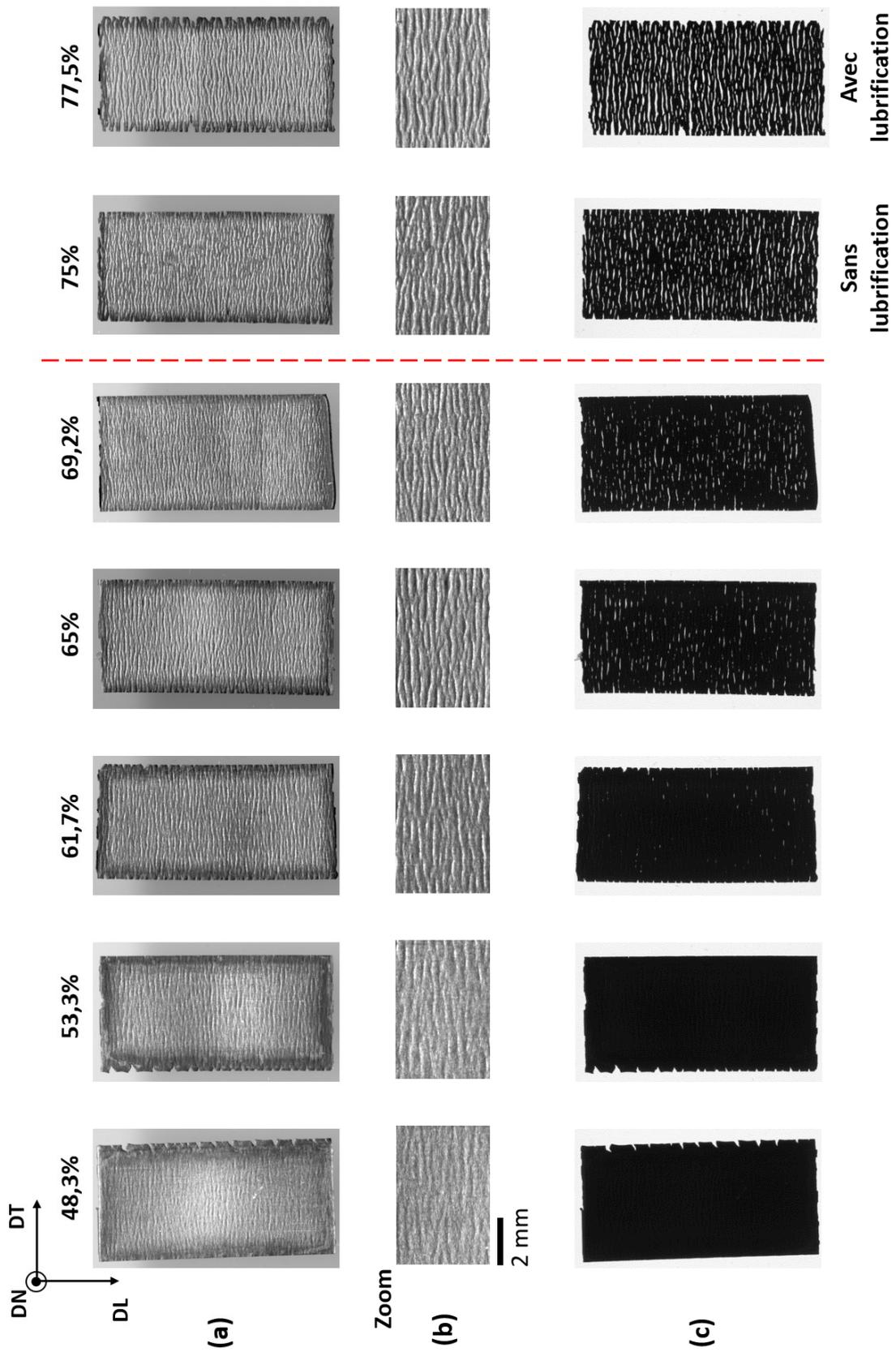


Figure II.26 : Surface de l'acier après dissolution de l'Al scannée en mode opaque (a), zoom du mode opaque (b) et mode film (c)

Pour chaque taux de réduction, quatre échantillons ont été considérés. Aucune fragmentation de l'acier n'a été constatée pour 48,3 et 53,3 % de réduction. Pour un taux de réduction compris entre 61,7 et 70 %, la fragmentation n'excède pas 4 %. À 75 %, elle atteint 14 % et dépasse 20 % à 77,5 %. Cette évolution est donc rapide et de type exponentiel.

Notons qu'au cours des essais expérimentaux, il a été observé que la striction et la fragmentation sont très dépendantes des paramètres du procédé de colaminage. Ainsi, de faibles variations (empilement des tôles, lubrification des rouleaux, taux de réduction, etc.) au niveau du procédé engendrent des taux de fragmentation différents, expliquant l'étendue des barres d'erreur.

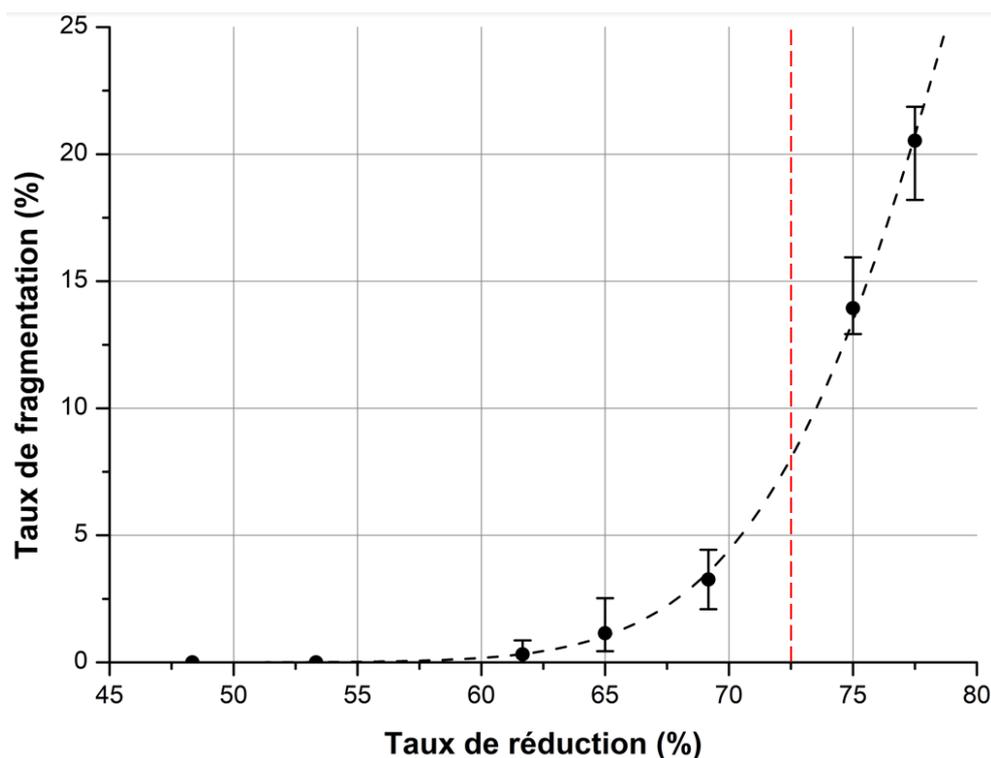


Figure II.27 : Taux de fragmentation des aciers ($1 \times 2 \text{ cm}^2$) en fonction du taux de réduction

III.2.1.c Origine des instabilités plastiques

La striction et la fragmentation de l'acier sont donc observées au cours du colaminage mais leur origine n'est pas encore totalement connue. Dans le **Chapitre I**, nous avons vu qu'une grande différence de propriétés mécaniques entre la phase dure et la phase molle favorise l'apparition de la striction (Imai et al. [42] et Utsunomiya et al. [43]). De même, il a été montré théoriquement par Nowicke et al. [40] qu'en assimilant le laminage à une compression plane, la phase dure, insérée entre deux phases molles, est en traction suivant la direction de laminage alors que les phases molles sont en compression. Cette traction favorise ainsi l'apparition de la striction.

Le modèle numérique 2D développé au cours de cette thèse permet de contribuer à la compréhension de ce phénomène. Les contraintes selon la direction de laminage (DL) sont représentées sur la **Figure II.28** pour des taux de réduction de 50, 60 et 70 %. Le contact entre les cylindres et le trilame est précisé sur les figures par des traits verticaux représentant l'entrée et la sortie des cylindres.

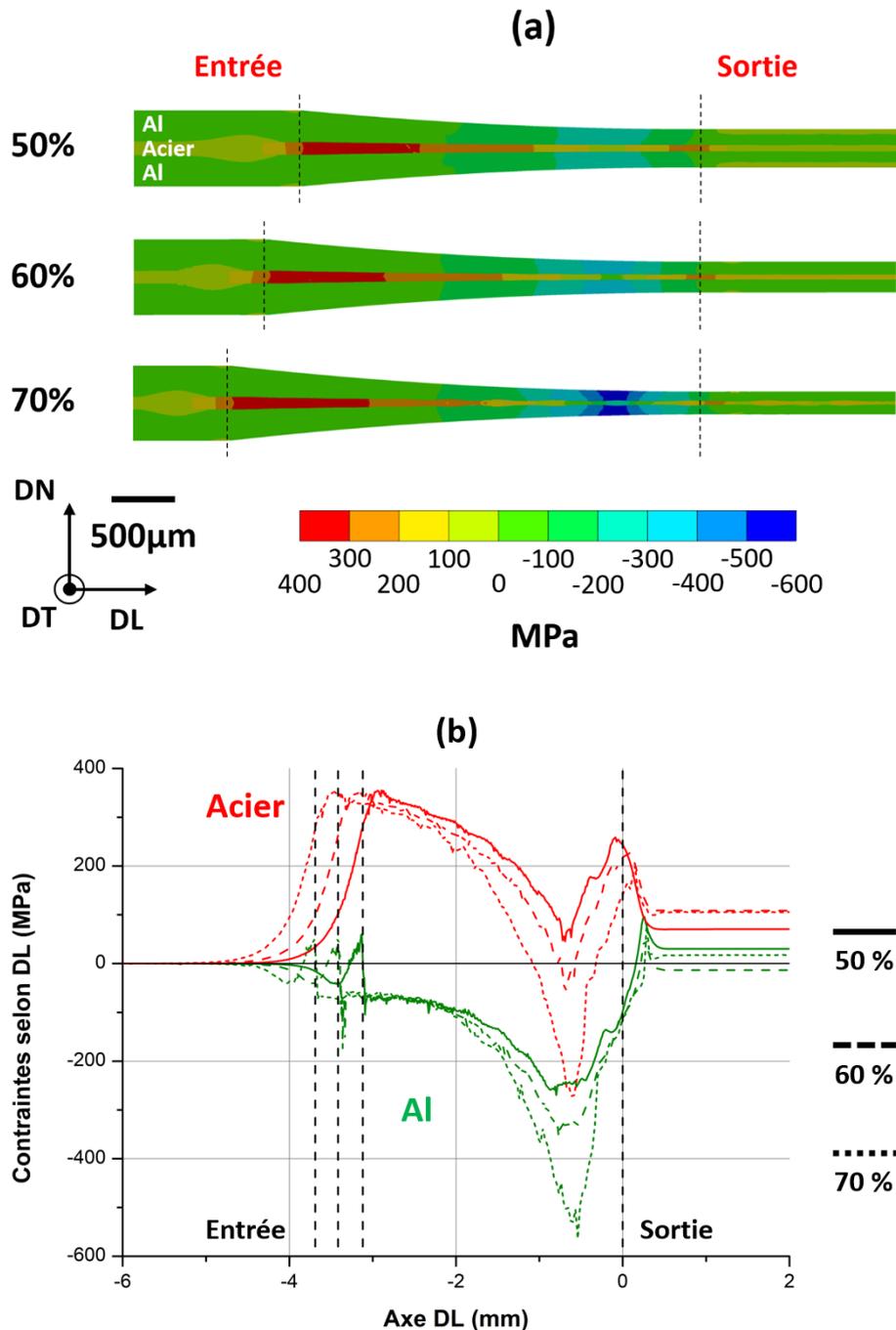


Figure II.28 : Visualisation des contraintes **selon DL** obtenues à différents taux de réduction (modèle numérique 2D) (a) et évolution de ces contraintes au centre de la tôle d'acier et à la surface de la tôle d'Al au cours du colaminage (b)

Suivant DL, on constate que l'acier est effectivement en traction (contraintes positives), principalement en entrée et plus faiblement en sortie des cylindres. De plus, la longueur de contact entre cylindres/trilame augmentant avec le taux de réduction, la longueur de cette zone de traction en entrée augmente aussi légèrement. Les deux couches d'aluminium sont, quant à elles, en compression (contraintes négatives) sous les cylindres et ces contraintes augmentent avec le taux de réduction. Néanmoins, l'acier passe tout de même par une zone compressive, là où la compression de l'aluminium est maximale, à 60 et 70 %. Ce dernier résultat n'a pas été prédit par Nowicke et al. [40]. Une rapide diminution de l'épaisseur de l'aluminium en entrée des rouleaux, entraînant l'acier avec lui, peut expliquer ces contraintes de traction. En sortie, la relaxation des contraintes de compression dans les couches d'aluminium peut expliquer les contraintes de traction dans l'acier car les interfaces Al/Acier à cet endroit sont considérées comme liées.

La **Figure II.28 (b)** révèle aussi que les contraintes selon la direction de laminage en entrée sont égales quel que soit le taux de réduction. Ainsi, les lames d'aluminium sont soumises à une compression en surface d'environ 70 MPa dès l'entrée et ont des valeurs équivalentes jusqu'à environ la position de -2 cm pour les trois taux de réduction. Plus étonnant encore, les contraintes maximales de traction au cœur de l'acier en entrée atteignent une valeur identique qui est d'environ 355 MPa pour ces trois taux de réduction. On en conclut que la valeur de contrainte de traction de l'acier selon DL ne peut pas expliquer à elle seule l'apparition de la striction. En effet, bien qu'une même contrainte de 355 MPa soit atteinte, la striction de l'acier dans le modèle numérique 2D se forme à 60 % et 70 % mais pas à 50 %.

Les contraintes selon la direction normale (DN) sont représentées sur la **Figure II.29** pour les trois taux de réduction étudiés. Suivant DN, l'acier et l'aluminium sont tous les deux en compression. Cette compression augmente évidemment avec le taux de réduction. De plus, les contraintes de compression sont légèrement plus élevées dans l'acier. Notons qu'une compression dans cette direction facilite la formation de la striction et favorise l'extrusion et le soudage de l'aluminium à travers la fragmentation de l'acier. La **Figure II.29 (b)** révèle de plus que les contraintes de compression selon DN sont aussi équivalentes en entrée (≈ 200 MPa) quel que soit le taux de réduction.

Ainsi, l'origine de la striction est attribuée à une association de plusieurs paramètres :

- la traction de l'acier en entrée selon DL,
- la compression de l'acier et de l'Al selon DN,
- la diminution de l'épaisseur de la tôle d'acier et des tôles d'Al (**Figure II.30**) qui entraîne l'acier.

On observe en effet que l'épaisseur d'aluminium décroît d'autant plus rapidement que la réduction augmente. La diminution de l'épaisseur de la tôle d'acier est, quant à elle, équivalente sous les rouleaux pour 50, 60 et 70 %. L'ondulation des courbes, notamment visible sur celle de 70 %, est liée à la striction de l'acier. Ces courbes montrent donc que c'est essentiellement l'Al qui supporte l'augmentation du taux de réduction.

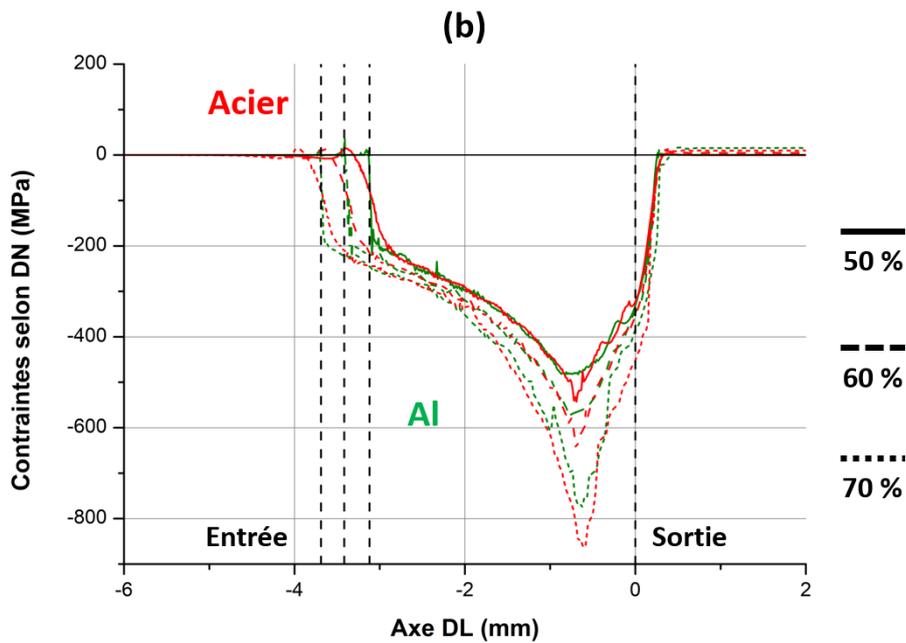
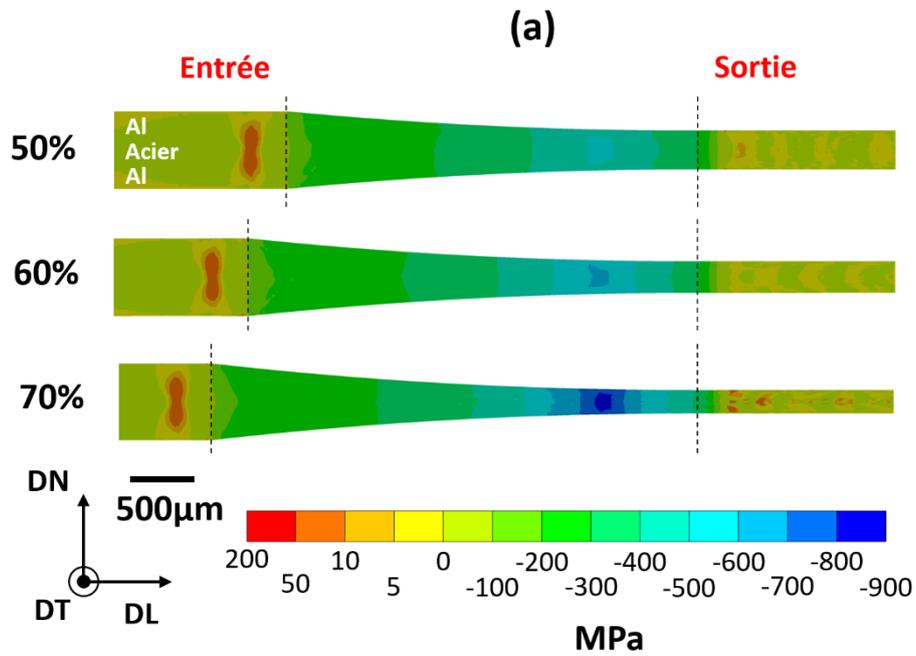


Figure II.29 : Visualisation des contraintes *selon DN* obtenues à différents taux de réduction (modèle numérique 2D) (a) et évolution de ces contraintes au centre de la tôle d'acier et à la surface de la tôle d'Al au cours du colaminage (b)

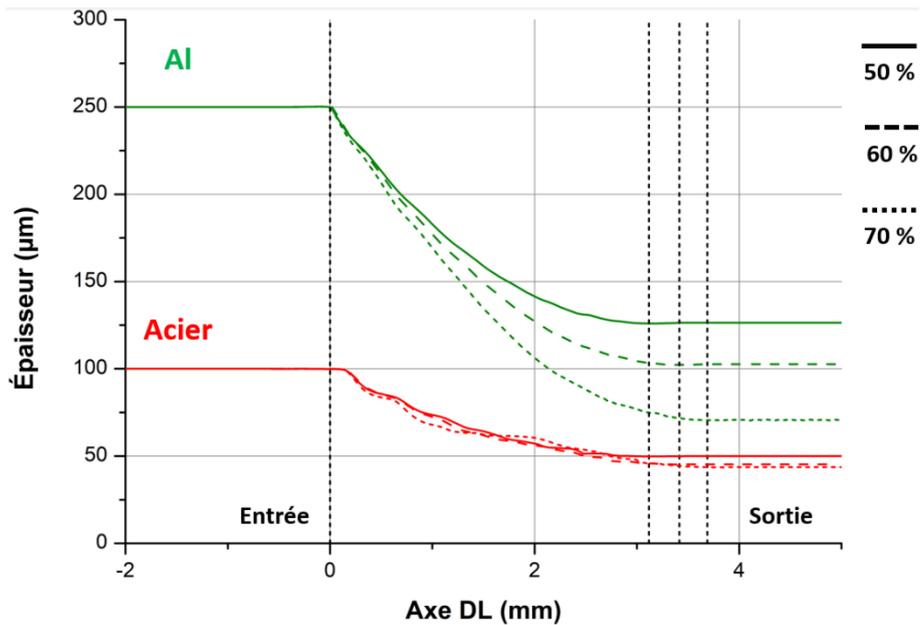
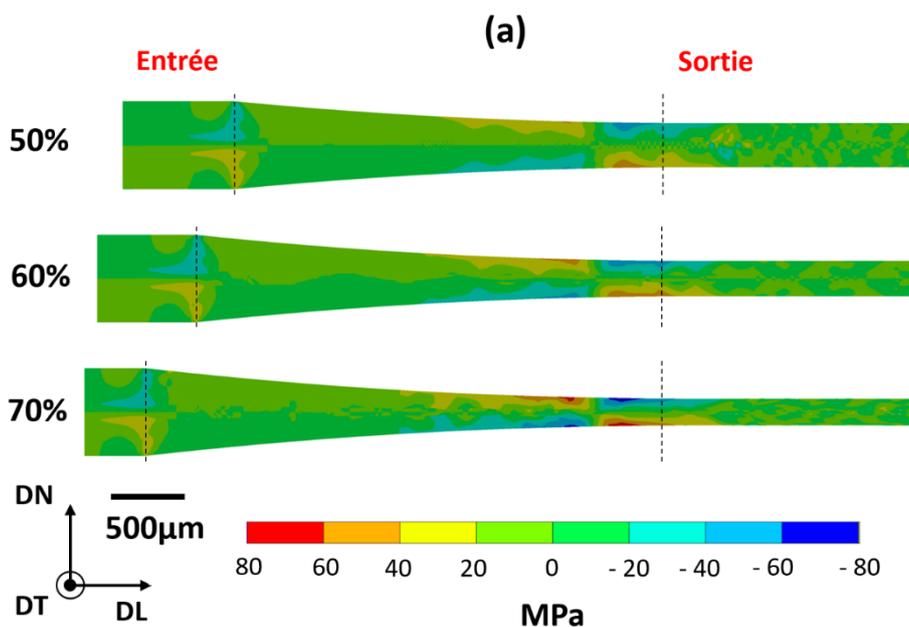


Figure II.30 : Diminution de l'épaisseur de la tôle d'Al et d'acier au cours du colaminage à différents taux de réduction (modèle numérique 2D)

On observe sur les **Figures 28 (b)** et **29 (b)** que les valeurs maximales de compression sont atteintes grosso modo au même point ($\approx -0,6$ cm) par rapport à la sortie. Ce point est nommé communément « point neutre » et représente la position à laquelle la vitesse du composite est égale à la vitesse des cylindres et où les contraintes de cisaillement changent de signe (**Figure II.31**). Pour les trois taux de réduction simulés, les contraintes de cisaillement DL-DN changent bien leur signe aux alentours de $-0,6$ cm. Les contraintes de cisaillement sont antisymétriques par rapport au centre de l'acier car les cylindres ne tournent pas dans le même sens : sens trigonométrique pour le rouleau supérieur et sens horaire pour le rouleau inférieur.



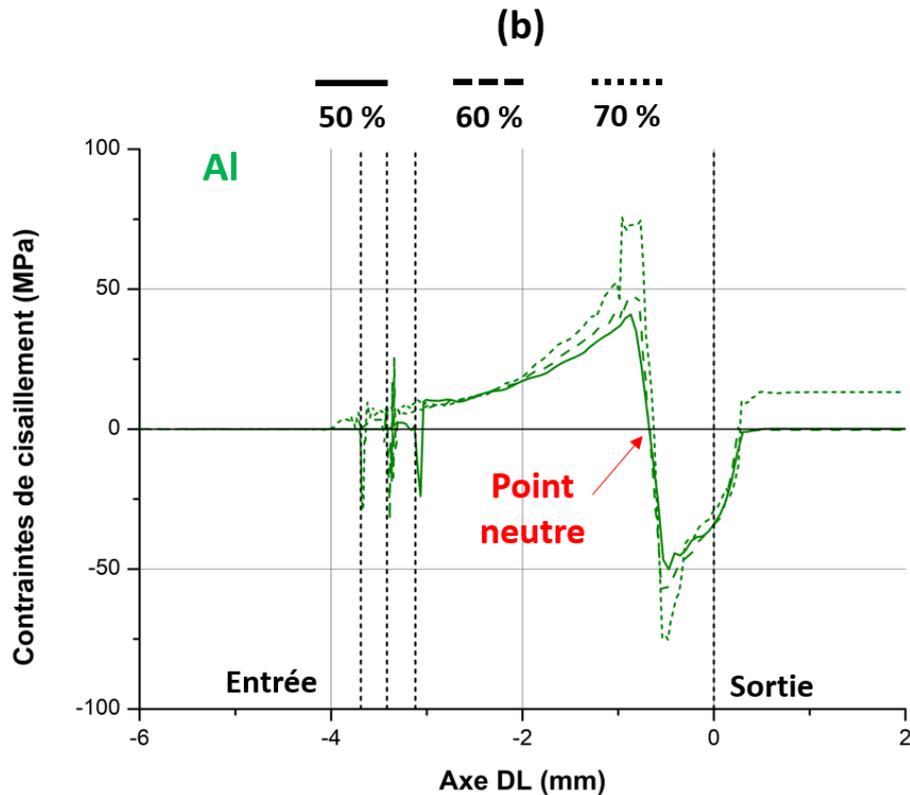


Figure II.31 : Contraintes de cisaillement DL-DN (a) et évolution à la surface de l'Al au cours du colaminage (b) (modèle numérique 2D)

Finalement, bien que les contraintes de traction selon DL et de compression selon DN soient identiques en entrée, l'augmentation du taux de réduction favorise l'apparition de la striction. En effet, plus le taux de réduction est élevé, plus la striction apparaît tôt, au plus proche de l'entrée.

Ainsi, la **Figure II.32**, montre que la première striction visible (flèches blanches) se rapproche de l'entrée lorsque le taux de réduction augmente de 60 à 70 %. Cette représentation permet aussi d'observer plus distinctement la périodicité de la striction au cours de sa formation sous les cylindres. On constate également que les déformations plastiques sont en forme de « X » selon l'épaisseur du trilame. Cette zone correspond à une zone de cisaillement maximal, c'est une croix que l'on observe aussi en mise en forme par forgeage. On peut penser que si le cisaillement n'est pas suffisant (cas du 50 %) alors la striction n'aura pas lieu. On ramène là le critère d'apparition de la striction à un critère en déformation, tout comme l'est le critère classique de Considère qui définit l'apparition de la striction lors d'un essai de traction uniaxiale : $\varepsilon = n$, n le coefficient d'écroutissement du matériau).

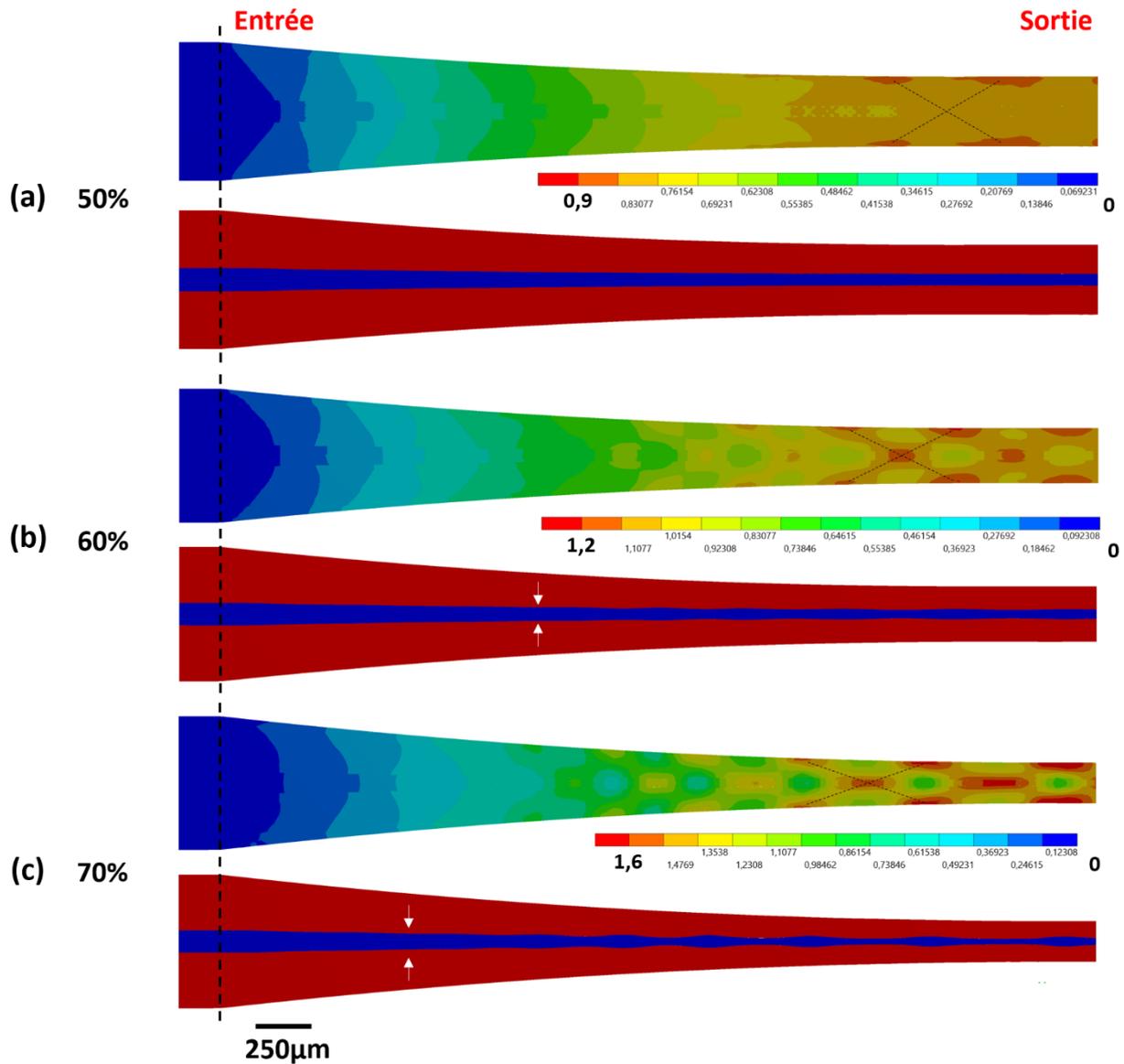


Figure II.32 : Déformation plastique équivalente et structure du trilame au cours du colaminage à 50 % (a), 60 % (b) et 70 % (c) (modèle numérique 2D)

III.2.2 Influence de l'épaisseur initiale d'acier

Le deuxième paramètre étudié dans cette partie et qui va aussi influencer l'apparition de la striction est l'épaisseur initiale des tôles d'aluminium et d'acier, et plus précisément le ratio entre ces deux épaisseurs (cf. **éq. I.2** et **I.4**). Cette partie se focalise donc sur l'influence de ce ratio en faisant varier uniquement l'épaisseur d'acier. Les résultats précédemment obtenus avec un acier de 100 µm vont donc être comparés à ceux obtenus avec un acier de 200 µm.

III.2.2.a Coupe longitudinale (DL-DN)

La **Figure II.33** présente la coupe longitudinale (DL-DN) du trilame (échantillons expérimentaux) avec une épaisseur d'acier initiale de 100 μm **(a)** et 200 de μm **(b)** pour différents taux de réduction. Avec l'épaisseur initiale de 100 μm , on retrouve la striction et la fragmentation de la tôle d'acier. Avec l'épaisseur initiale de 200 μm , et pour des taux de réduction compris entre 61 et 72 %, on ne constate qu'une légère variation d'épaisseur de l'acier qui peut s'assimiler à de la striction diffuse. En revanche, aucune striction locale n'est observée, bien que certaines zones dans le 72 % puissent s'y apparenter.

La fragmentation de l'acier est atteinte à partir d'environ 80 %. Rappelons que cette fragmentation est atteinte aux alentours des 62 % avec l'épaisseur initiale d'acier de 100 μm . Ainsi, augmenter l'épaisseur d'acier tout en gardant la même épaisseur d'Al permet de réduire la formation de la striction et donc d'éviter la fragmentation pour des taux de réduction inférieurs à 80 %.

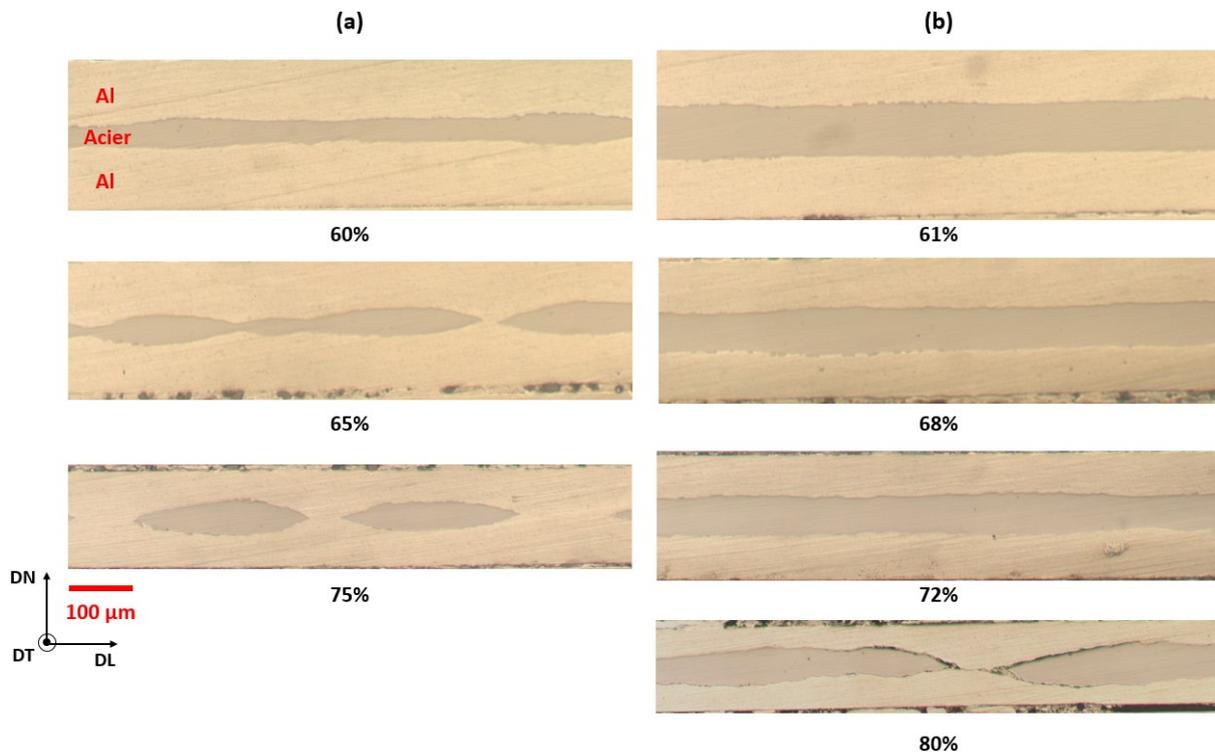


Figure II.33 : Coupe longitudinale (DL-DN) du composite avec une épaisseur initiale d'acier de 100 μm (a) ou de 200 μm (b) pour différents taux de réductions

La modélisation numérique confirme ces observations expérimentales (**Figure II.34**). Des simulations à 60 et 70 % de réduction ont été réalisées en utilisant l'acier d'épaisseur 200 μm . Comme dans l'expérience, on constate que l'épaisseur de l'acier varie peu ($\approx 5 \mu\text{m}$) et la striction n'est pas observable. Pour rappel, la striction est bien visible pour les mêmes taux de réduction lorsque l'épaisseur initiale d'acier est de 100 μm (**Figure II.34 (a)**). Il faut

donc atteindre des taux de réduction, et ainsi des déformations, plus élevés pour former la striction lorsque l'acier de 200 μm est utilisé.

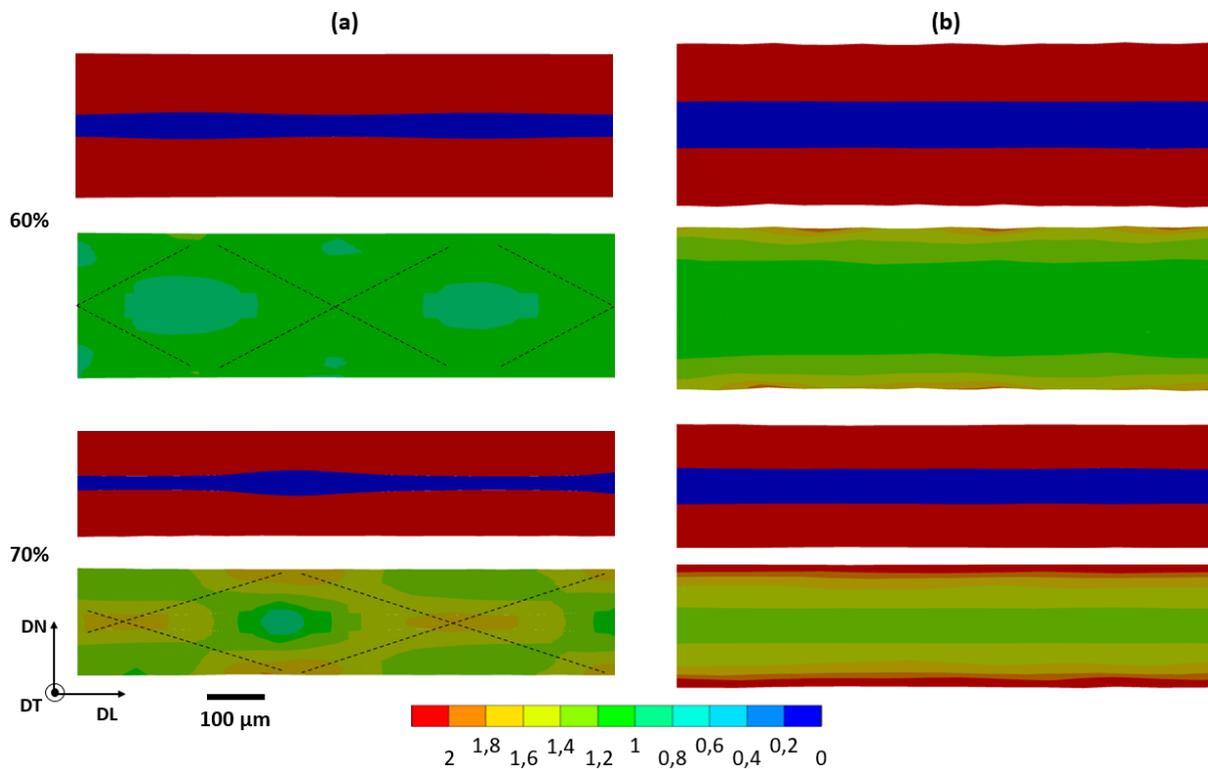


Figure II.34 : Coupe longitudinale (DL-DN) du composite, structure et déformation plastique équivalente, avec une épaisseur initiale d'acier de 100 μm (a) ou de 200 μm (b) pour une réduction de 60 et de 70 % (modèle numérique 2D)

Les déformations plastiques équivalentes au cœur de l'acier de 100 μm alternent entre des valeurs maximales et minimales suivant la longueur du trilame alors que celles de l'acier de 200 μm restent constantes. Les valeurs de déformation au cœur de l'acier d'épaisseur initiale 100 μm alternent entre 0,9 et 1,1 et entre 1 et 1,7 respectivement à 60 et 70 %. Les valeurs de déformation au cœur de l'acier d'épaisseur initiale 200 μm sont de 1,1 et 1,4 respectivement à 60 et 70 %.

Ainsi, il suffit d'une déformation plastique d'au moins 0,9, correspondant à un taux de réduction de 54 %, pour que la striction de l'acier de 100 μm apparaisse alors qu'une déformation plastique de 1,4 n'est pas encore suffisante pour faire apparaître la striction de l'acier de 200 μm . Précisons que la déformation plastique équivalente de l'acier 100 μm à 50 % (**Figure 32 (a)**) est d'environ 0,8.

Dans le cas où il n'y a pas de striction (**Figure 34 (b)**), on constate que la déformation plastique équivalente est principalement superficielle. En effet, la surface des tôles d'aluminium qui sont en contact avec les cylindres montrent une déformation bien plus grande que l'acier. Cette déformation superficielle est d'environ 1,7 et 2,5 respectivement à 60 et 70 % lors du colaminage du trilame 250/200/250 μm .

III.2.2.b Macrostructure de l'acier après dissolution de l'Al (DL-DT)

La surface de l'acier de 200 μm d'épaisseur initiale a également été observée après dissolution de l'aluminium (**Figure II.35**). Comparé à la **Figure II.26**, la striction de l'acier est peu visible et peu prononcée pour 61, 68 et 72 %. Elle commence à être plus marquée sur le dernier échantillon à 78 %. Ainsi, la striction commence donc à apparaître entre 72 et 78 % de réduction. Ceci confirme les observations effectuées sur la tranche DL-DN (**Figure II.33**).

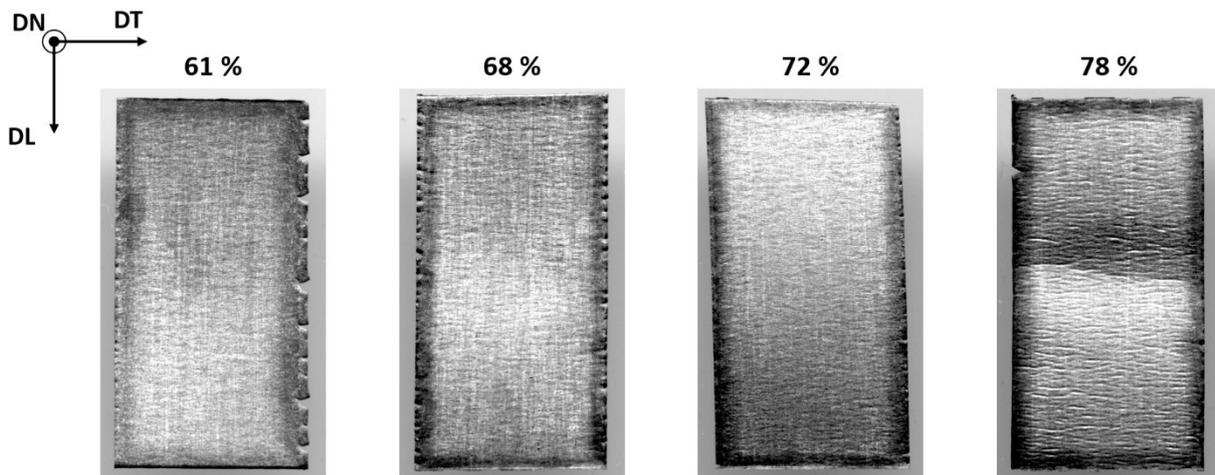


Figure II.35 : Surface de l'acier (largeur 1 cm) de 200 μm d'épaisseur initiale après dissolution de l'Al, scannée par mode opaque

III.2.2.c Contraintes normales dans le trilame

Finalement, le retard à la striction avec l'acier 200 μm est liée à l'augmentation de l'épaisseur mais peut sans doute aussi être associé au fait que cet acier brossé n'a pas les mêmes propriétés mécaniques (notamment la limite d'élasticité et la ductilité) que l'acier brossé de 100 μm (cf. **Figure II.14**). Dès lors, la différence des propriétés mécaniques entre l'acier 200 μm et l'aluminium est moins importante qu'entre l'acier 100 μm et l'aluminium, et ceci défavorise l'apparition de la striction [42].

De plus, nous avons vu précédemment que les contraintes selon DL et DN étaient aussi à l'origine de la striction. Les **Figures II.36** et **II.37** présentent respectivement les contraintes selon DL et les contraintes selon DN dans le trilame avec l'acier de 100 μm et de 200 μm d'épaisseur initiale pour 60 % et 70 % de réduction. Pour le même taux de réduction, les contraintes de traction selon DL en entrée sont plus faibles dans l'acier pour l'épaisseur initiale de 200 μm que pour celle de 100 μm . Inversement, les contraintes de traction en sortie sont plus importantes. De même, la compression dans l'aluminium est plus importante avec l'acier de 200 μm . Les contraintes de compression maximales atteintes selon DN sont aussi supérieures avec l'acier de 200 μm à même taux de réduction.

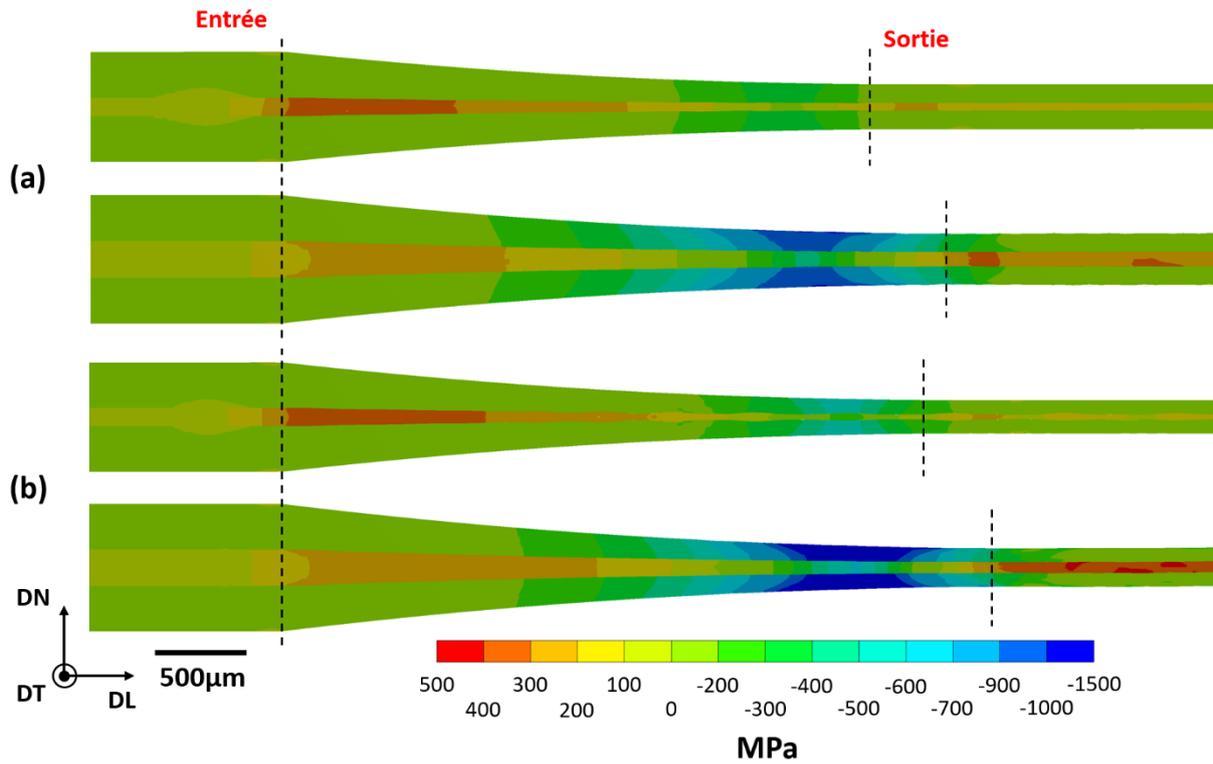


Figure II.36 : Visualisation des contraintes selon **DL** pour une réduction de 60 % (a) et de 70 % (b) avec l'épaisseur initiale d'acier de 100 µm (haut) et de 200 µm (bas) (modèle numérique 2D)

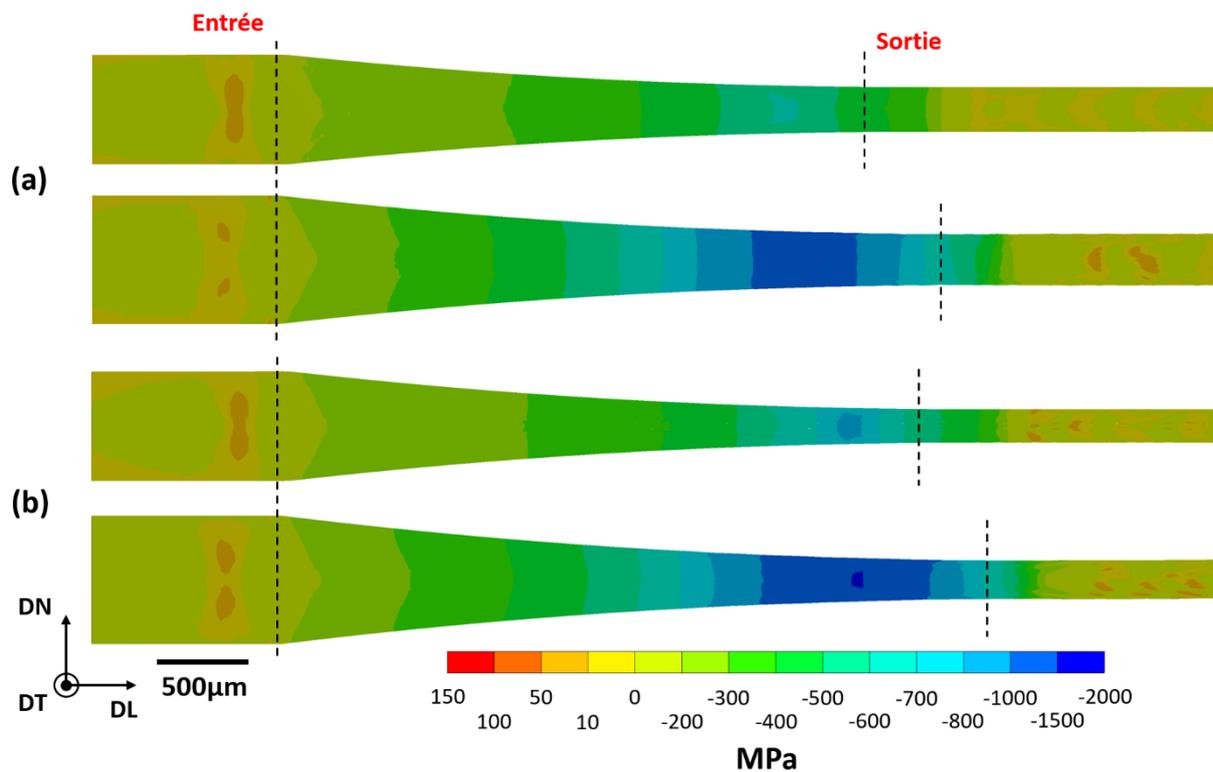


Figure II.37 : Visualisation des contraintes selon **DN** pour une réduction de 60 % (a) et de 70 % (b) avec l'épaisseur initiale d'acier de 100 µm (haut) et de 200 µm (bas) (modèle numérique 2D)

L'évolution des contraintes selon DL et DN au centre de l'acier et à la surface de l'aluminium (contact avec le cylindre) est tracée sur la **Figure II.38** en fonction de la distance selon DL pour les deux trilames colaminés avec un taux de réduction de 60 %.

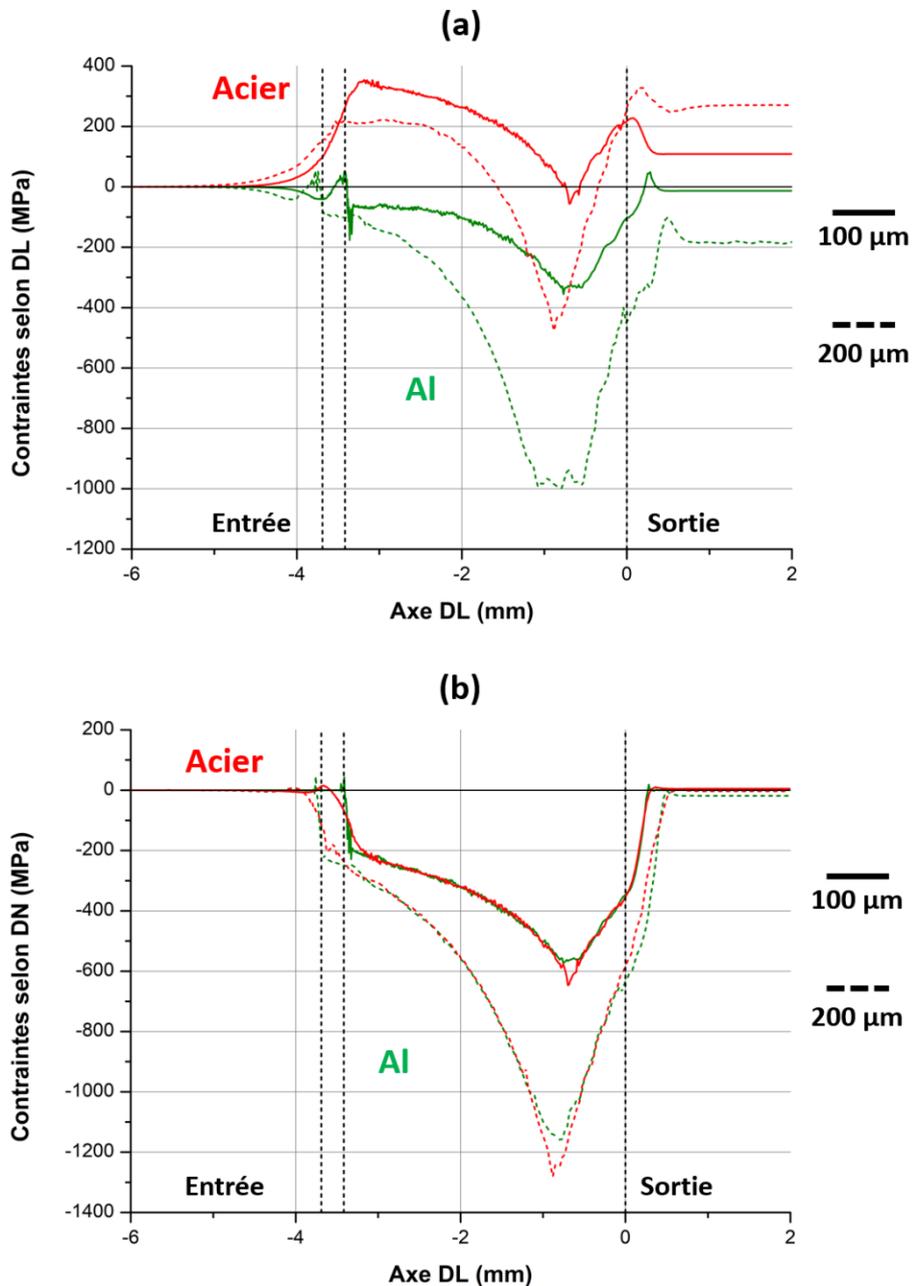


Figure II.38 : Contraintes selon DL (a) et selon DN (b) au centre de la tôle d'acier et à la surface de la tôle d'Al au cours du colaminage de 60 % de réduction du trilame avec l'acier de 100 µm (trait plein) ou de 200 µm (tiret) d'épaisseur initiale (modèle numérique 2D)

Les contraintes de traction selon DL atteignent respectivement en entrée et en sortie environ 220 MPa et 330 MPa dans l'acier de 200 µm et environ 355 MPa et 230 MPa dans l'acier de 100 µm. Au point neutre, les contraintes maximales de compression dans l'aluminium atteignent respectivement environ 1 GPa et 330 MPa. Une contrainte de traction

en sortie plus élevée dans l'acier de 200 μm peut être expliquée par la relaxation des contraintes de compression plus élevée dans l'aluminium. On remarque que le point neutre n'est pas à la même position dans les deux cas, environ -0,6 cm pour l'acier 100 μm et -0,8 cm pour l'acier 200 μm .

Selon DN, au point neutre, les contraintes de compression atteintes sont respectivement d'environ 1,28 GPa et 1,15 GPa dans l'acier et l'aluminium pour l'acier de 200 μm et environ 650 MPa et 560 MPa dans l'acier et l'aluminium pour l'acier de 100 μm . En doublant l'épaisseur de l'acier, les contraintes de compression maximales atteintes sont quasiment doublées aussi. La striction de l'acier 200 μm n'apparaît donc pas puisque les contraintes de traction selon DL et les contraintes de compression selon DN ne sont pas suffisantes pour générer des déformations nécessaires à l'amorçage de la striction (cf. **Figure II.34**).

Enfin, la diminution des épaisseurs des tôles d'aluminium et d'acier au cours du colaminage de 60 % des deux trilames est tracée sur la **Figure II.39**. Sous les cylindres, l'épaisseur de la tôle d'aluminium diminue de manière équivalente pour les deux trilames. Elle atteint néanmoins une épaisseur légèrement plus petite avec l'acier de 200 μm (100 μm pour 103 μm) car le contact cylindre/trilame est plus long.

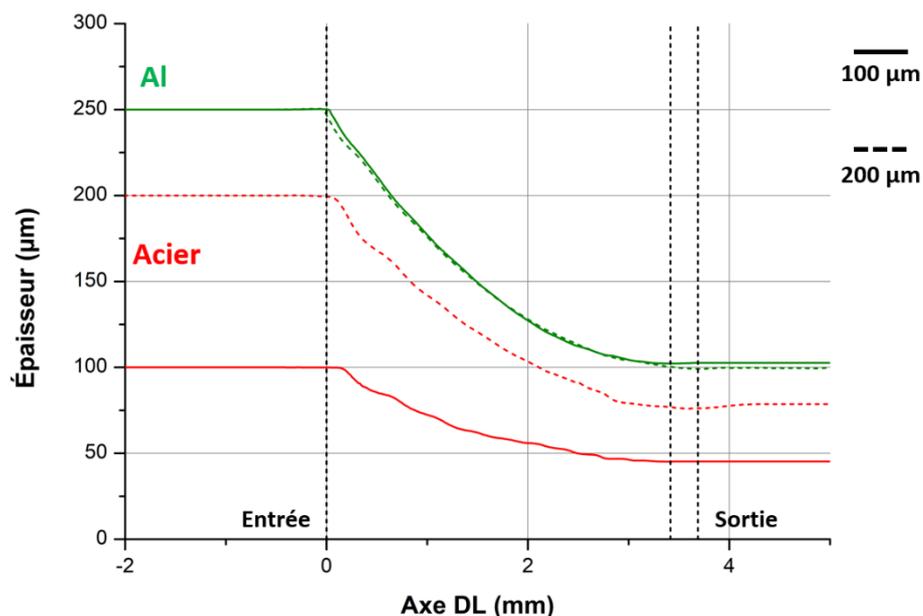


Figure II.39 : Diminution de l'épaisseur de la tôle d'Al et d'acier au cours du colaminage du trilame avec l'acier initial de 100 (trait plein) et 200 μm (tiret) à un taux de réduction global de 60 % (modèle numérique 2D)

L'épaisseur initiale de 200 μm diminue plus, atteignant environ 80 μm (diminution de 60 %), que celle de 100 μm qui atteint 45 μm (diminution de 55 %) pour la section choisie. Notons cependant que ce dernier résultat est à prendre avec précaution car l'acier de 100 μm présente une striction à 60 % de réduction avec une épaisseur qui varie environ entre 40 et 50 μm (diminution de 50 à 60 %). Il est donc possible que, si l'acier ne présentait pas cette

striction, son épaisseur serait constante et aux alentours des 40 μm correspondant à une diminution d'épaisseur de 60 %.

Pour conclure sur cette partie, l'augmentation de l'épaisseur d'acier tout en gardant l'épaisseur d'aluminium constante repousse l'apparition de la striction de l'acier vers des taux de réduction plus élevés. Les tôles d'aluminium, entraînant l'acier avec elles sous les cylindres, se déforment de la même manière avec les deux épaisseurs d'acier. Ainsi, pour un taux de réduction donné, la contrainte de traction selon DL est plus faible en entrée dans l'acier de 200 μm d'épaisseur initiale que celle trouvée pour l'épaisseur initiale de 100 μm . Cette différence explique en partie l'apparition plus tardive de la striction pour l'acier de plus forte épaisseur.

Finalement, la condition d'apparition de la striction est une déformation plastique minimale de l'acier à atteindre qui est liée aux contraintes de traction selon DL et aux contraintes de compression selon DN. Ainsi, il a été observé expérimentalement et numériquement que la striction de l'acier apparaît à partir d'un certain taux de réduction ($\approx 53\text{-}54\%$ avec l'acier de 100 μm). Précisons de plus que dès que la striction est atteinte, les déformations plastiques équivalentes ne sont plus majoritairement superficielles (surface de l'aluminium en contact avec les rouleaux) mais se répartissent selon l'épaisseur du trilame en forme de croix.

IV. Influence du taux de réduction et de l'épaisseur initiale d'acier sur l'adhérence des interfaces Al/Acier

Le taux de réduction et l'épaisseur initiale de l'acier ont donc des effets structurels sur l'architecture du trilame Al/Acier/Al. Rappelons qu'au cours d'un colaminage, il est capital d'assurer une bonne adhérence entre les différentes tôles pour garantir le maintien du composite élaboré. Cette partie se focalise donc sur l'étude de l'adhérence des interfaces Al/Acier en fonction du taux de réduction et de l'épaisseur initiale d'acier. L'adhérence des interfaces Al/Acier est alors quantifiée par des tests en traction.

IV.1 Test d'adhérence en traction

La méthode usuelle utilisée pour quantifier l'adhérence est le pelage. Comme décrit dans le **Chapitre I** via la **Figure I.2**, le pelage consiste à tirer les tôles l'une par rapport à l'autre afin de délaminer l'interface. Des essais de pelage ont donc été réalisés sur les trilames Al/Acier/Al. Malheureusement, cette méthode s'est révélée très peu adaptée à nos conditions (**Figure II.40**).

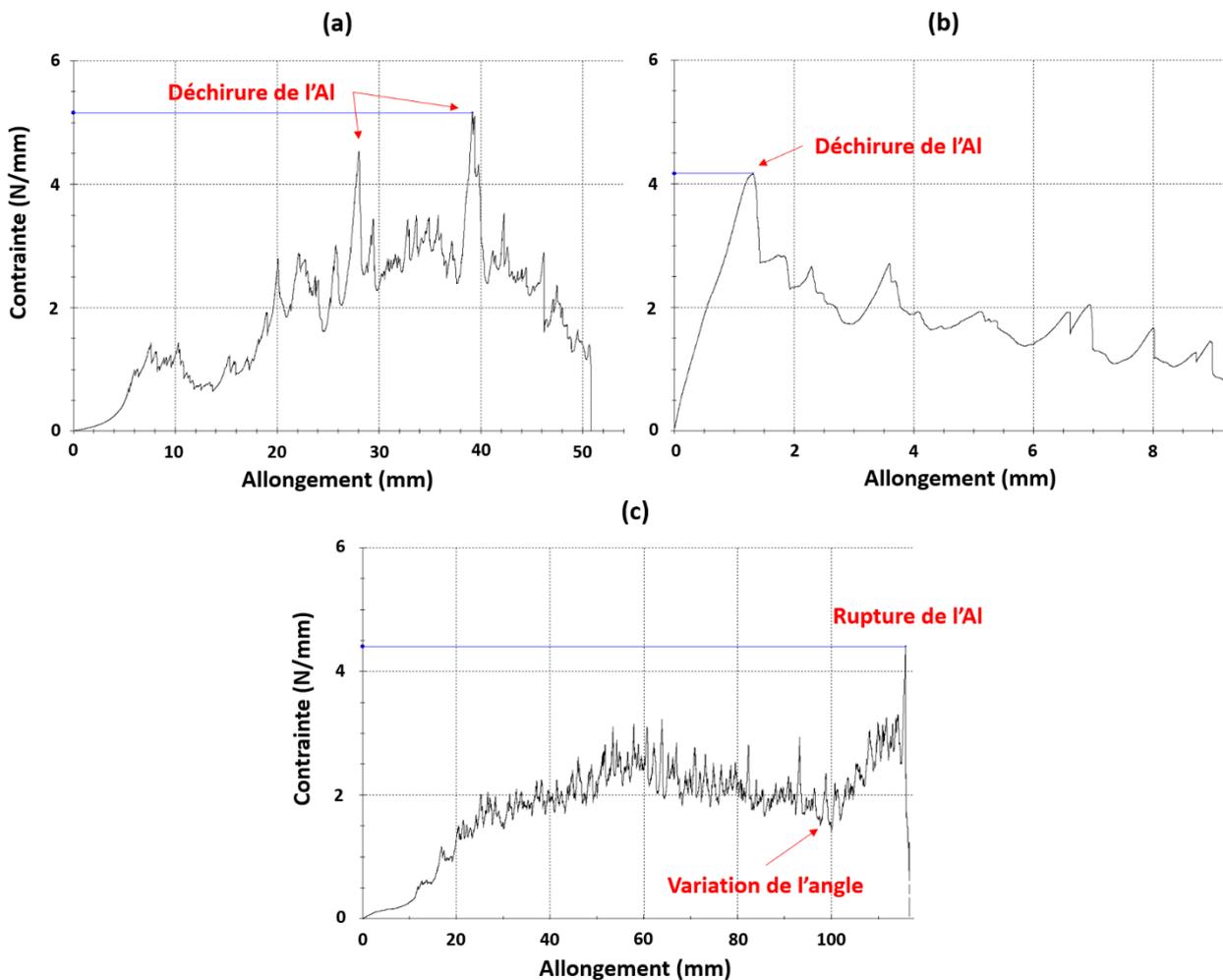


Figure II.40 : Courbes de pelage avec déchirure de la tôle d'Al au cours de l'essai (a), au début de l'essai (b) et avec variation de l'angle d'essai (c)

En effet, compte tenu de sa très faible épaisseur, la tôle d'aluminium a tendance à se déchirer au cours des essais de pelage (**Figure II.40 (a)**) voire même dès le début de l'essai (**Figure II.40 (b)**). À cause de ces déchirures, la largeur pelée ne correspond donc plus à la largeur totale de l'échantillon. Notons que ces déchirures avaient déjà été constatées au cours des délaminaages manuels (ANNEXE 1).

Par ailleurs, lorsque l'aluminium ne se déchire pas, l'angle entre la direction de traction et l'échantillon restant à délaminer ne reste pas constant (égal à 90°) mais au contraire varie au cours de l'essai, faussant ainsi les mesures (**Figure II.40 (c)**). Cette méthode ne permet donc pas de quantifier l'adhérence Al/Acier de nos composites. Néanmoins, il a été constaté à travers ces divers essais que l'aluminium a tendance à se déchirer aux alentours de 4 - 5 N/mm.

Après différentes recherches, la méthode choisie pour quantifier l'adhérence de l'interface Al/Acier est le « tensile bond strength test (TBST) ». Cet essai consiste à tirer sur l'interface perpendiculairement à celle-ci. C'est une approche principalement utilisée sur les couches minces (peintures, adhésifs, ...) [83] ou bien sur les revêtements réalisés par projection thermique [84]. Dans notre cas, les trilames sont collés entre deux barreaux

d'aluminium de section carrée (**Figure II.41 (a)**). Les surfaces du trilame et des barreaux qui sont en contact sont préalablement dégraissées à l'acétone et microbillées.

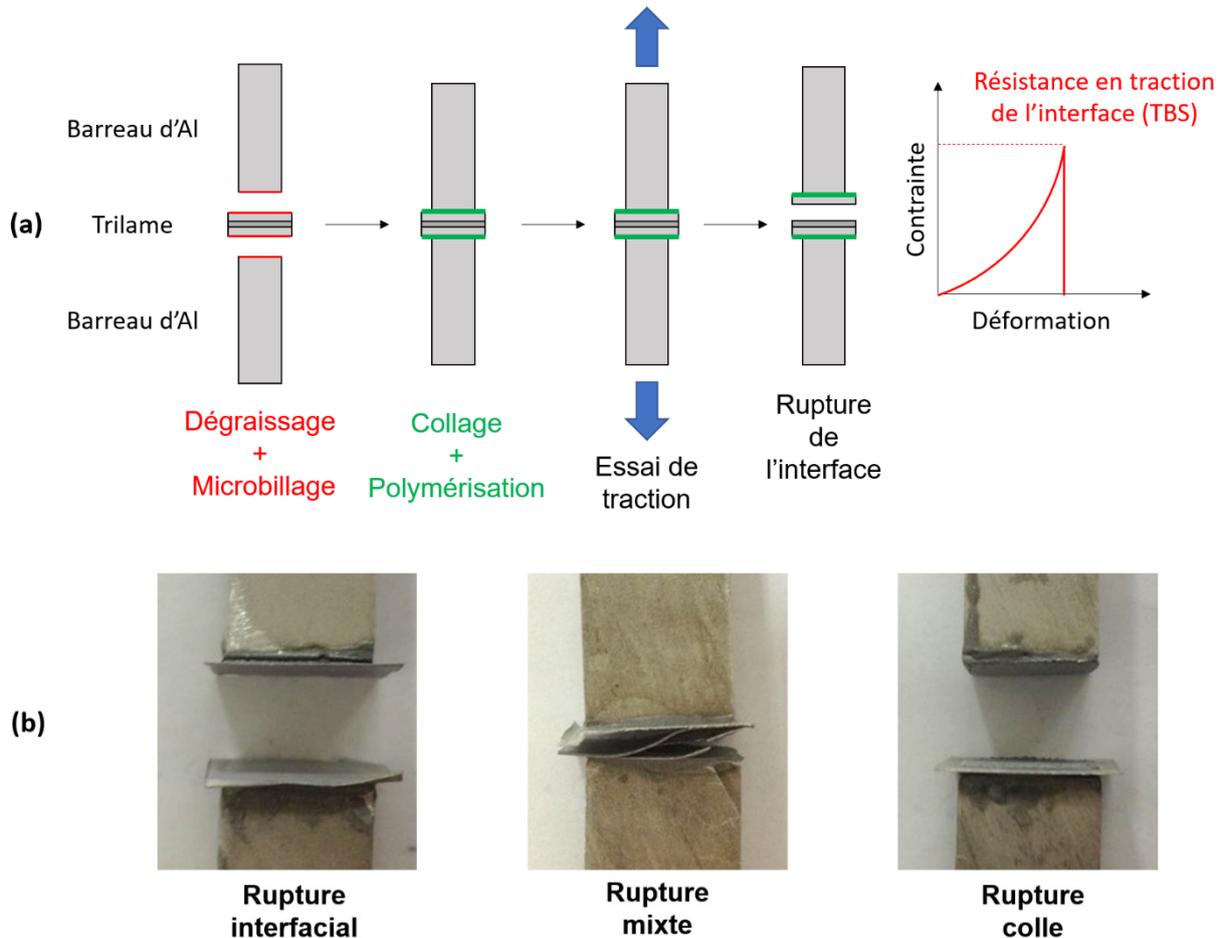


Figure II.41 : Principe du test d'adhérence (a) et différent(s) type(s) de rupture (b)

Le microbillage permet d'augmenter la surface de contact entre le barreau, le composite et la colle favorisant ainsi la qualité du collage. La colle est une résine époxy dénommée DELOMONOPOX AD286. Sa polymérisation et sa résistance à la traction (64 MPa) est optimale après un traitement thermique de 40 min à 150 °C. L'assemblage (barreaux + trilame) est donc placé dans une étuve et est soumis à ce traitement thermique.

Des mesures de dureté réalisées au cœur de la tranche DL-DN des trilames ont montré que ce traitement thermique n'a pas d'impact sur les matériaux (**Figure II.42**). En effet, la dureté au cœur de la tôle d'aluminium avant et après recuit reste aux alentours de 64 HV et celle des aciers varie peu, entre 272 et 277 HV. L'interface Al/Acier n'est donc probablement pas impactée par ce traitement thermique (40 min – 150 °C).

Après refroidissement, les essais de traction sont réalisés à température ambiante à une vitesse de 2 mm/min jusqu'à rupture de l'interface. La courbe contrainte-déformation atteint un maximum qui correspond à la résistance en traction de l'interface ou tensile bond strength (TBS) (**Figure 41 (a)**). Ces essais sont réalisés sur des échantillons carrés

(1,5 x 1,5 cm²) de trilame élaboré à différents taux de réduction. Les barreaux ont une section carrée légèrement plus petite (environ 1,2 x 1,2 cm²) pour éviter que la résine époxy colle les deux barreaux entre eux.

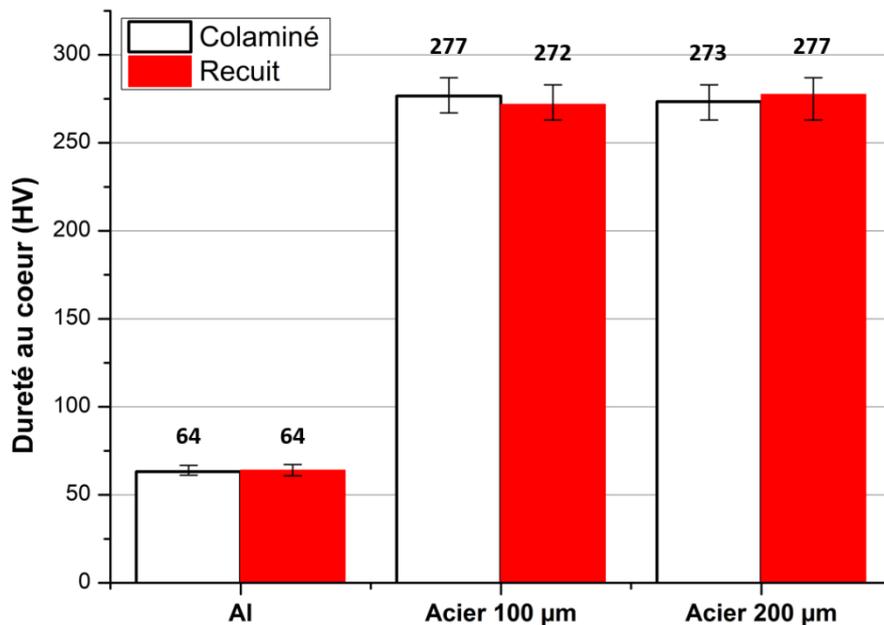


Figure II.42 : Dureté au cœur de la tranche DL-DN des tôles d'Al et d'acier du trilame colaminé et recuit à 150 °C pendant 40 min

Cette technique est bien sûr limitée par la résistance mécanique de la colle et la quantification de l'adhérence pour les plus forts taux de réduction n'est pas possible. Différents types de rupture sont alors observés selon le taux de réduction (**Figure II.41 (b)**) : rupture d'une interface Al/Acier, rupture de la colle et rupture mixte (rupture de l'interface et de la colle).

La résistance en traction de l'interface (TBS) est tracée suivant le taux de réduction et l'épaisseur du trilame sur la **Figure II.43**. Pour chaque taux de réduction, cinq échantillons ont été considérés afin de moyenniser les résultats. On peut noter que les barres d'erreur sont relativement grandes. En effet, les résultats sont très dépendants de la qualité de l'assemblage (surfaces planes, bonne quantité de colle), de l'essai de traction (axe de sollicitation parfaitement perpendiculaire au trilame pour éviter les cisaillements, ...) et de la reproductibilité de la fragmentation de l'acier pour un même taux de réduction au cours du colaminage. Au cours de ces essais, il a été remarqué que la rupture interfaciale se faisait principalement en-dessous de 55 % de réduction, la rupture mixte entre 55 et 65 % et que la rupture de la colle était prépondérante au-dessus de 65 % de réduction. L'affaiblissement de la colle commençant aux alentours de 20 MPa, l'adhérence réelle des échantillons au-dessus de 65 % de réduction est donc plus grande que les points tracés sur la **Figure II.43 (a)**, en témoigne une éprouvette qui a atteint environ 50 MPa avant que la colle ne cède.

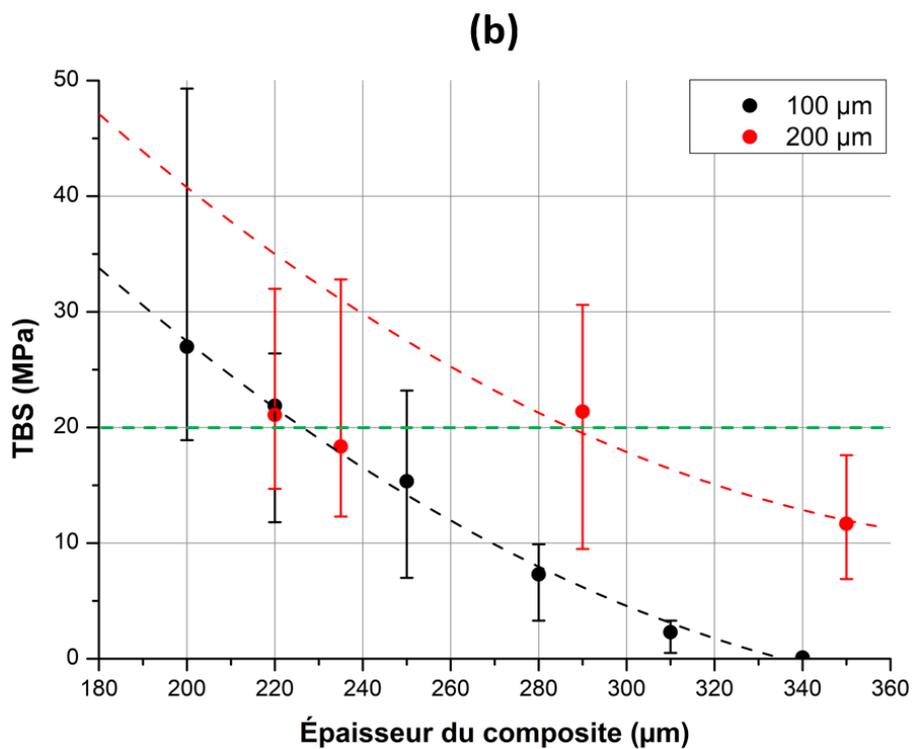
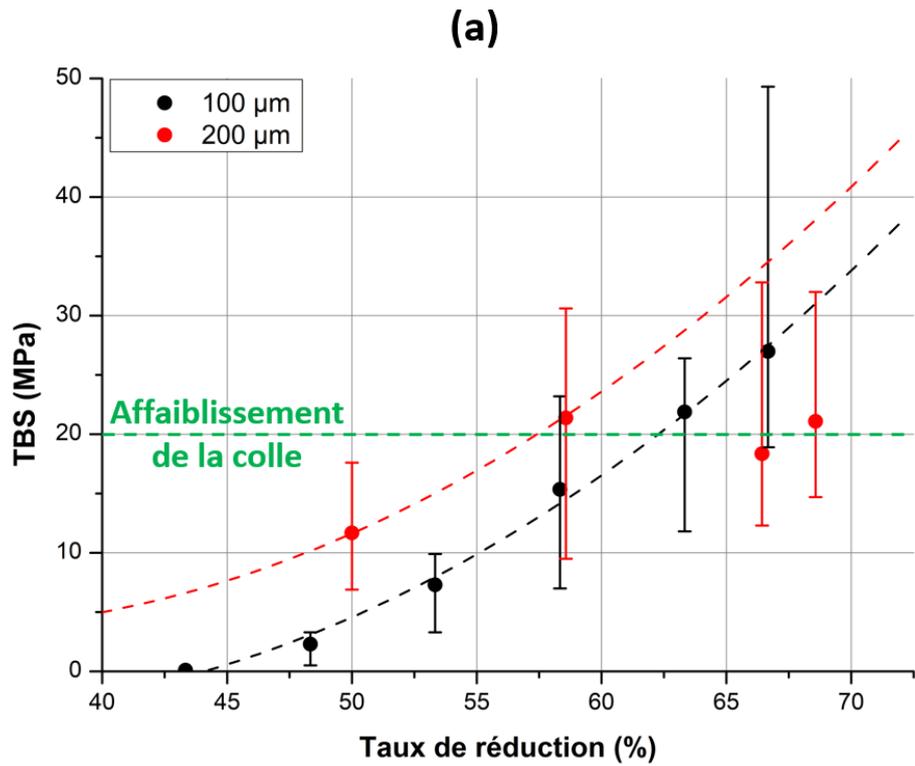


Figure II.43 : Résistance en traction de l'interface Al/Acier (TBS) en fonction du taux de réduction (a) et de l'épaisseur totale du trilame (b) pour des composites avec une épaisseur initiale d'acier de 100 μm (noir) et de 200 μm (rouge)

Néanmoins et comme on pouvait s’y attendre, l’adhérence des interfaces augmente avec le taux de réduction. En effet, plus le taux de réduction est élevé et plus les contraintes de compression selon DN sont importantes (cf. **Figure II.29 (a)** et **Figure II.37**), meilleure est l’adhérence. La **Figure II.44** montre en particulier la pression maximale relevée à l’interface Al/Acier dans le modèle numérique 2D.

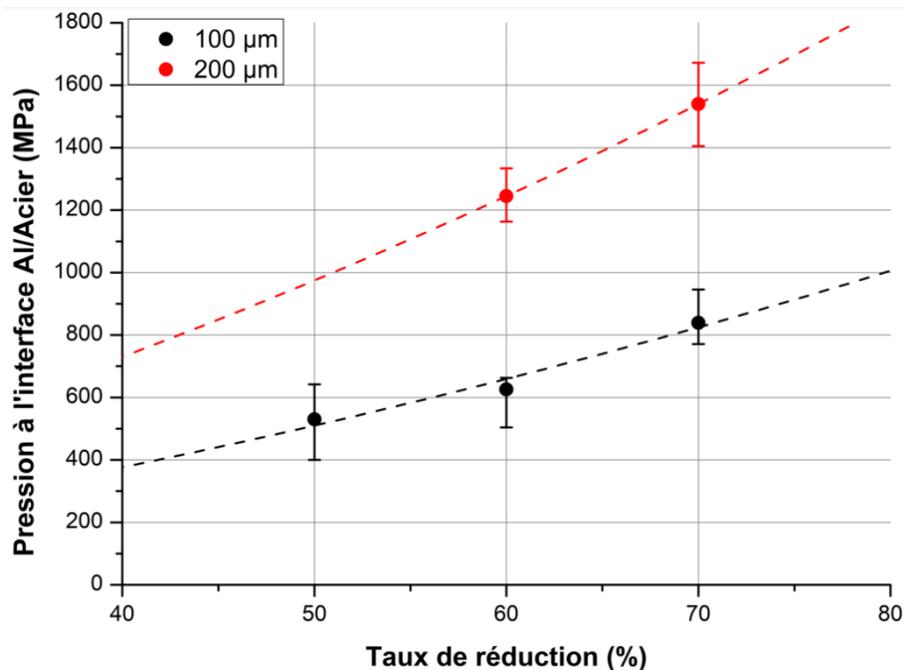


Figure II.44 : Pression maximale à l’interface Al/Acier relevée dans le modèle numérique 2D en fonction du taux de réduction avec l’épaisseur initiale d’acier de 100 et de 200 µm

Ces courbes permettent aussi de mettre en évidence que l’adhérence des interfaces Al/Acier est de meilleure qualité pour les trilames élaborés avec l’épaisseur initiale d’acier de 200 µm jusqu’à 60 % de réduction. Ceci s’explique par le niveau de pression à l’interface Al/Acier plus élevé vérifié sur la **Figure II.44** pour un taux de réduction donné. Au-delà de 60 %, la rupture s’amorce au niveau de la colle et non à l’interface Al/Acier, la comparaison 100 - 200 µm est donc plus hasardeuse.

Néanmoins, à iso-épaisseur (**Figure 43 (b)**), on privilégiera l’utilisation d’un acier plus épais pour obtenir possiblement une meilleure adhérence des interfaces et par la même occasion un composite qui présente moins d’instabilités plastiques.

IV.2 Faciès de rupture

Les faciès de rupture après TBST (rupture interfaciale) des différents trilames sont présentés sur la **Figure II.45**. La surface de l’acier est donc étudiée. Comme nous l’avons déjà observé, plus le taux de réduction est élevé et plus la striction de l’acier est prononcée. Ainsi, à 43,3 %, il n’y a pas de striction alors qu’elle est assez prononcée à 53,3 %. Le dernier

échantillon à 63,3 % présente une rupture mixte avec rupture de la colle et de la tôle d'aluminium faisant apparaître en-dessous la couche d'acier. Les instabilités plastiques semblent donc être bénéfiques à l'adhérence. En effet, la striction est une zone de grande déformation où l'aluminium s'écoule. L'aluminium présent au niveau de la striction est alors mieux adhérent à l'acier. De plus, la fragmentation de l'acier crée des zones d'extrusion d'aluminium permettant ainsi la soudure de des deux couches d'aluminium entre elles (interface Al/Al).

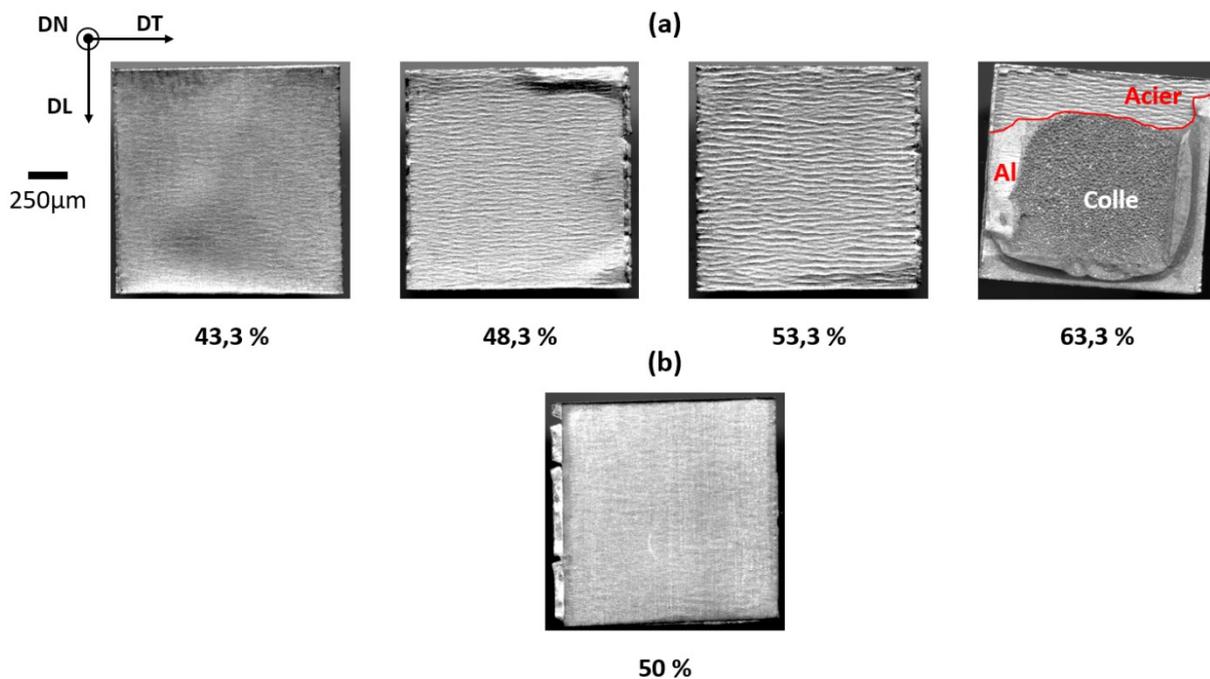


Figure II.45 : Faciès de rupture après TBST des trilames avec épaisseur initiale d'acier de 100 µm (a) et de 200 µm (b)

La Figure II.46 superpose les courbes des Figures II.43 (a) et II.27. Cette figure permet de constater que l'apparition de la striction et de la fragmentation de l'acier est bénéfique à l'adhérence bien que cette dernière puisse être présente sans ces deux phénomènes. En effet, bien qu'étant faible (≈ 2 MPa), une adhérence a été mesurée pour un échantillon colaminé à 48 % qui montre une striction très peu visible (Figure II.26).

Ainsi, les instabilités plastiques ne sont donc pas un prérequis à l'adhérence. En effet, le trilame élaboré avec l'acier de 200 µm et colaminé de 50 % ne présente aucune striction (Figure II.45 (b)) mais atteint une adhérence de meilleure qualité (≈ 12 MPa) que le trilame élaboré avec l'acier de 100 µm et colaminé à 53,3 % (≈ 7 MPa) pour lequel la striction est bien visible. Une plus grande pression au niveau de l'interface Al/Acier avec l'épaisseur initiale d'acier de 200 µm explique encore une fois ce résultat (Figure II.44).

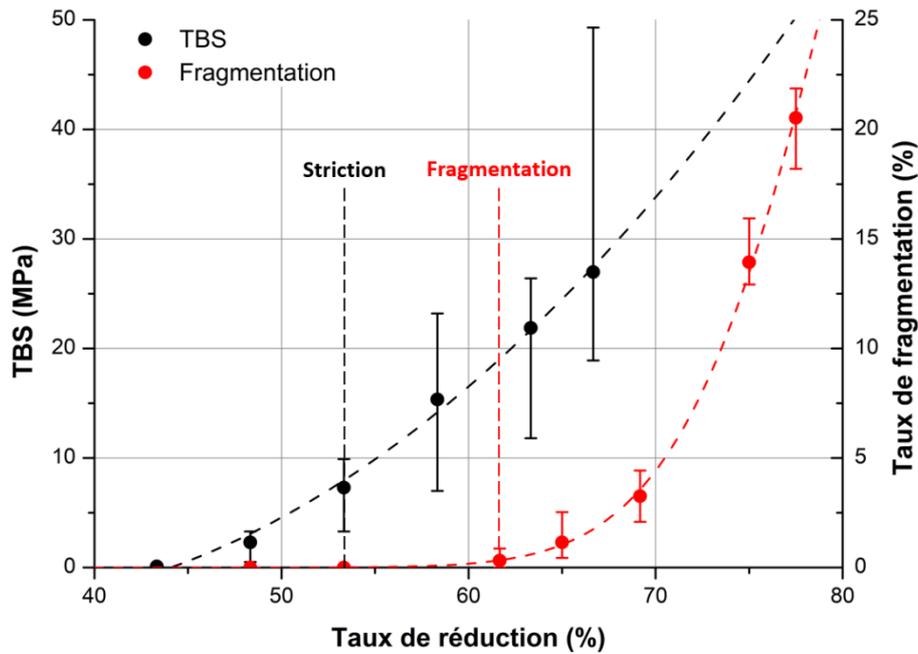


Figure II.46 : Résistance à la traction de l'interface (TBS) pour le trilame avec l'acier d'épaisseur initiale de 100 μm et taux de fragmentation en fonction du taux de réduction

V. Conclusion du chapitre

Cette première étude a permis de mettre en avant la formation d'instabilités plastiques au cours du colaminage d'un trilame Al/Acier/Al de faible épaisseur. La striction et la fragmentation de la couche d'acier ont été donc observées.

Dans un premier temps, l'influence de la préparation des tôles sur leurs propriétés mécaniques et leur microstructure a été étudiée. Le recuit avant colaminage permet de rendre les matériaux plus malléables avec recristallisation de la microstructure. Cette recristallisation reste partielle dans le cas de l'acier au vu de la faible durée du recuit. Avant passage sous les cylindres, l'aluminium est donc très mou et pourra se déformer facilement. Les deux faces de l'acier sont, quant à elles, brossées. Ce brossage augmente principalement la dureté superficielle de l'acier en créant une couche écrouie qui se fragmentera au cours du colaminage. Le brossage, écrouissant donc principalement la surface des tôles, impacte différemment les propriétés mécaniques de l'acier en fonction de son épaisseur initiale. En effet, l'acier d'épaisseur initiale de 100 μm devient très peu ductile alors que celui de 200 μm le reste globalement. Le brossage augmente aussi la rugosité de surface de l'acier favorisant le contact avec l'aluminium au cours du colaminage. Après brossage, la microstructure de l'acier révèle des grains fortement déformés.

Les formations de la striction et de la fragmentation ont été étudiées expérimentalement et numériquement. Il a été admis que la striction de l'acier est due à une déformation minimale à atteindre qui est liée à des contraintes de traction selon DL et des contraintes de compression selon DN. La présence de striction et de fragmentations augmente

donc avec le taux de réduction. En augmentant l'épaisseur initiale de l'acier, la formation de ces instabilités plastiques est repoussée vers des taux de réduction plus élevés puisque la déformation minimale nécessaire à l'apparition de la striction est plus grande pour l'acier de 200 μm . Ces instabilités plastiques se sont révélées bénéfiques à l'adhérence des interfaces Al/Acier mais ne sont toutefois pas un prérequis à l'obtention d'une bonne adhérence.

Pour conclure, un composite Al/Acier/Al a été élaboré avec succès par colaminage. Une bonne adhérence des interfaces Al/Acier est atteinte. La macrostructure du composite dépend des conditions initiales et des paramètres du colaminage. En effet, la tôle d'acier pris en sandwich entre deux tôles d'Al est sujet à des instabilités plastiques qui amènent à la formation de striction évoluant par la suite en fragmentation pour des taux de réduction élevés. La macrostructure du composite va impacter ses propriétés physiques. Les parties suivantes s'intéresseront en particulier à la relation entre la structure du composite colaminé et son efficacité pour des applications de blindage électromagnétique en basse fréquence.

CHAPITRE III :
ÉTUDES DE L'EFFICACITÉ DE
BLINDAGE MAGNÉTIQUE À
BASSE FRÉQUENCE DU
TRILAME Al/ACIER/Al

CHAPITRE III : ÉTUDES DE L'EFFICACITÉ DE BLINDAGE MAGNÉTIQUE À BASSE FRÉQUENCE DU TRILAME Al/ACIER/Al

Ce chapitre se focalise sur l'étude du trilame Al/Acier/Al dans son application envisagée qui est le blindage magnétique à basse fréquence. Ainsi, la capacité du trilame à atténuer les champs magnétiques sur une gamme de fréquences allant de 1 Hz à 10 kHz sera vérifiée aussi bien expérimentalement que numériquement. Dans le **Chapitre II**, la striction et la fragmentation de l'acier au cours de l'élaboration du trilame ont été mises en évidence. Or, l'architecture d'un blindage influence sa capacité à atténuer les champs électromagnétiques. L'impact de l'architecture du trilame, notamment la fragmentation de l'acier, sur son efficacité de blindage nécessite donc d'être étudié. L'efficacité de blindage du trilame est en parallèle comparée à celles de l'aluminium, de l'acier et du cuivre (Cu). Le cuivre est souvent considéré comme le matériau de référence en blindage électromagnétique et est utilisé dans de nombreuses applications. Cette comparaison entre matériaux permet donc de tester la viabilité du composite pour le blindage magnétique.

I. Modélisation numérique du blindage magnétique

En parallèle des études expérimentale et numérique du colaminage, un modèle numérique du blindage magnétique est développé grâce au logiciel COMSOL Multiphysics. Ce dernier est un logiciel polyvalent, basé sur la méthode des éléments finis, permettant de modéliser des conceptions, des dispositifs et des procédés dans différents domaines de l'ingénierie et de la recherche scientifique. Dans notre cas, la modélisation a été réalisée grâce au module « AC/DC » qui permet la simulation des champs électromagnétiques basses fréquences en résolvant les équations de Maxwell. La résolution passe par une formulation en magnétodynamique des équations d'onde.

I.1 Démarche générale de modélisation

I.1.1 Définition de la physique du modèle

La physique employée dans les modèles numériques est la physique « champs magnétiques (mf, magnetic field) » de COMSOL. Cette physique définit la loi d'Ampère (**équation III.1**) dans l'ensemble des domaines de la géométrie du modèle et résout les équations suivantes :

$$\nabla \times \mathbf{H} = \mathbf{J} \quad (\text{III.1})$$

$$\mathbf{B} = \nabla \times \mathbf{A} \quad (\text{III.2})$$

$$\mathbf{B} = \mu_0 \mu_r \mathbf{H} \quad (\text{III.3})$$

$$\mathbf{E} = -j\omega \mathbf{A} \quad (\text{III.4})$$

$$\mathbf{J} = \sigma \mathbf{E} + j\omega \mathbf{D} + \mathbf{J}_e \quad (\text{III.5})$$

$$\mathbf{D} = \varepsilon_0 \varepsilon_r \mathbf{E} \quad (\text{III.6})$$

avec \mathbf{H} le champ magnétique, \mathbf{B} l'induction magnétique, \mathbf{E} le champ électrique, \mathbf{D} l'induction électrique, \mathbf{J} la densité totale de courant, \mathbf{J}_e la densité de courant externe et \mathbf{A} le potentiel vecteur magnétique.

Les propriétés des matériaux entrent dans ces équations avec μ_0 la perméabilité magnétique du vide ($4\pi \times 10^{-7}$ H/m), μ_r la perméabilité magnétique relative du milieu, σ la conductivité électrique du milieu, ε_0 la permittivité du vide ($\frac{1}{36\pi} \times 10^{-9}$ F/m) et ε_r la permittivité relative du milieu (égale à 1 dans tous nos calculs). Enfin, la fréquence intervient avec $\omega = 2\pi f$.

La résolution des calculs se fait en domaine fréquentiel, de 1 Hz à 10 kHz. Le solveur utilisé est un solveur stationnaire direct en 2D-axisymétrique (2D-axi) et itératif en 3D pour limiter les problèmes de mémoire associés à l'inversion du système matriciel.

I.1.2 Géométrie

La géométrie du modèle se compose d'une tôle placée à une distance de 1 cm au-dessus d'une bobine (**Figure III.1**). Une bobine de dimensions $h = 35$ mm, $R_1 = 25$ mm et $R_2 = 35$ mm a été utilisée. Le champ magnétique est généré par la bobine en imposant dans son domaine une densité de courant externe J_e égale à $5,03 \times 10^5$ A/m², correspondant à une intensité efficace de 1,76 A, suivant la direction φ (repère cylindrique).

Le champ magnétique est ensuite relevé à un point de mesure situé à 1 cm au-dessus de la tôle. L'efficacité de blindage SE_H de la tôle est alors calculée à partir de :

$$SE_H = 20 \log_{10} \frac{H_{air}}{H_{mat}} \quad (\text{III.7})$$

avec respectivement H_{air} et H_{mat} le champ magnétique relevé au point de mesure sans et en présence de la tôle.

La modélisation a été réalisée en 2D-axisymétrique et en 3D. Le modèle 2D-axi (**Figure III.1 (a)**) permet notamment d'obtenir des premiers résultats à partir de calculs rapides. Le modèle 3D (**Figure III.1 (b)**) a été développé pour correspondre au cas expérimental en

considérant des échantillons de forme carrée ($3 \times 3 \text{ cm}^2$). Dans ce cas, au vu des symétries, seul un quart de la géométrie réelle est représenté.

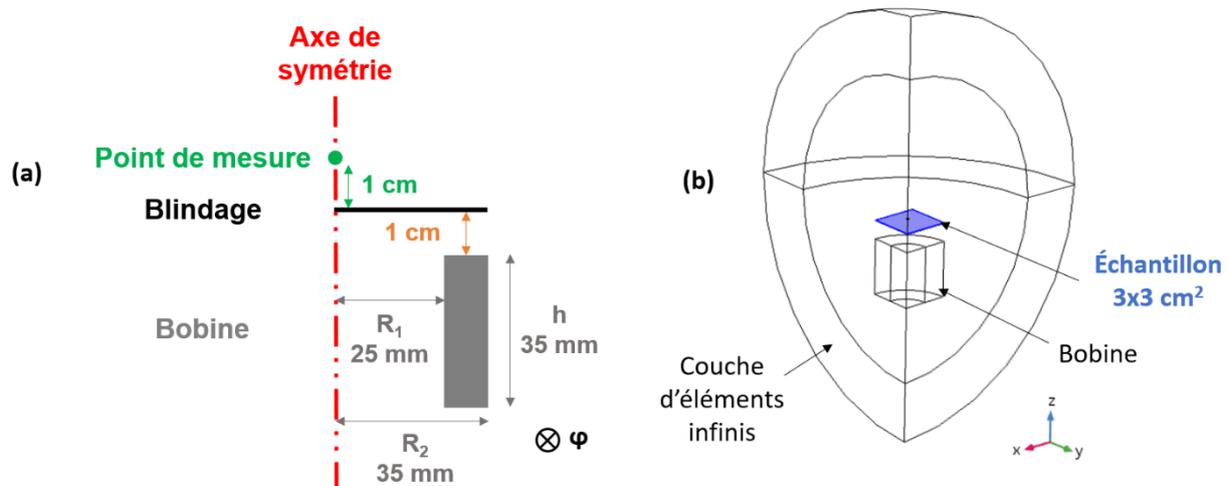


Figure III.1 : Schéma 2D-axisymétrique (a) et géométrie 3D du modèle numérique (b)

Dans les deux modèles, le système est borné par une couche épaisse d'éléments infinis. Les éléments infinis visent à obtenir une solution identique à un système non borné. D'autres solutions numériques pourraient être également appliquées comme les couches PML (Perfectly Matched Layer) et autres techniques basées sur des conditions d'absorption. Même si le système est borné par la couche d'éléments infinis, une condition aux limites est nécessaire pour la résolution du calcul. Ainsi, une isolation magnétique ($n \times A = 0$) est imposée aux arêtes (ou surfaces) externes du modèle.

I.1.3 Matériaux

Les propriétés « matériaux » des tôles d'Al et d'acier du trilame Al/Acier/Al n'étant pas connues initialement (composition chimique non parfaitement connue, en particulier pour l'acier), les propriétés de la base de données de COMSOL Multiphysics ont été utilisées dans un premier temps. Par la suite, pour se rapprocher au mieux des résultats expérimentaux, la conductivité électrique et la perméabilité magnétique de l'Al et de l'acier ont dû être déterminées.

La conductivité électrique a été calculée à partir de dix mesures de résistivité électrique obtenue par des mesures 4 pointes (**Figure III.2**). Le principe de la mesure 4 pointes est d'envoyer un courant d'une intensité I dans l'échantillon par les deux pointes extérieures (1 et 4) et de mesurer une différence de potentiel U aux bornes des pointes 2 et 3. La distance entre les pointes adjacentes étant la même et l'échantillon ayant une faible épaisseur e , la résistivité ρ peut être alors calculée par :

$$\rho = \frac{\pi}{\ln 2} \times e \times \frac{U}{I} \quad (\text{III.8})$$

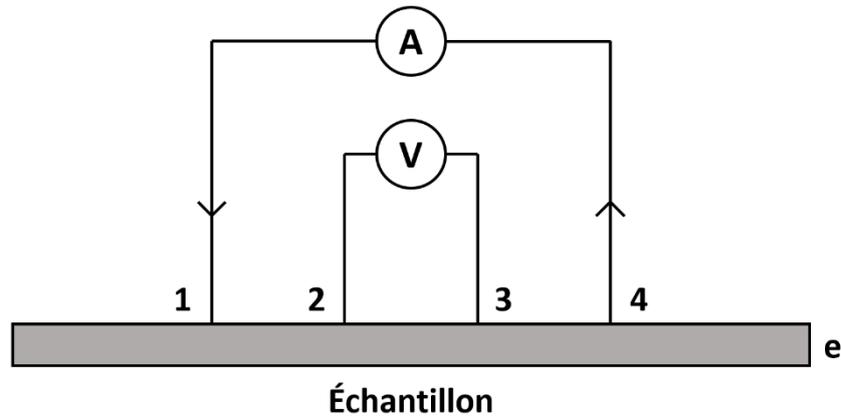


Figure III.2 : Schéma de la méthode 4 points pour la mesure de résistivité

La perméabilité magnétique de l'acier, quant à elle, a été déterminée numériquement. En effet, des méthodes expérimentales existent pour calculer la perméabilité magnétique d'un matériau mais elles ne sont pas adaptées à des échantillons de faibles épaisseurs. L'efficacité de blindage à très basses fréquences (1 Hz) dépend principalement de la perméabilité magnétique du matériau, la conductivité électrique n'ayant qu'un rôle négligeable à ces fréquences. Ainsi, la valeur de perméabilité de l'acier a été modifiée dans le modèle numérique 3D jusqu'à s'approcher des résultats expérimentaux obtenus à très basses fréquences. Pour une plus grande précision, cette approche numérique a été appliquée à différents cas : avec un échantillon de 3 x 3 cm² et un autre de 10 x 10 cm² à différentes distances blindage/point de mesure.

Le **Tableau III.1** récapitule les propriétés physiques des matériaux de la base de données de COMSOL et celles obtenues avec les méthodes précédemment présentées.

Tableau III.1 : Conductivité électrique et perméabilité magnétique des matériaux

Matériaux	Base donnée COMSOL		Mesure 4 points	Méthode numérique
	Conductivité (10 ⁶ S/m)	Perméabilité relative	Conductivité (10 ⁶ S/m)	Perméabilité relative
Al	37,74	1	33,61	1
Cu	59,98	1	60	1
Acier 100 μm	4,03	100	9,02	250
Acier 200 μm			9,20	150

La conductivité de la tôle d'Al est légèrement plus faible que celle de la base de données de COMSOL. En revanche, la conductivité de la tôle d'acier est plus de deux fois supérieure. On remarque néanmoins que la conductivité de l'acier d'épaisseur initiale de 200 μm est proche de celle de l'acier d'épaisseur initiale de 100 μm. Toutefois, les

perméabilités relatives calculées de ces deux aciers sont éloignées. Cette différence de perméabilité relative peut être due à une différence de composition et/ou à une différence d'élaboration et de mise en forme des tôles brutes (laminage, taux de réduction, recuit, ...).

L'efficacité de blindage du trilame peut être alors comparée à celles de l'aluminium, du cuivre et de l'acier en supposant, cependant, que les propriétés physiques ne varient pas avec la déformation liée au colaminage. En général, on considère que la conductivité électrique d'un matériau décroît légèrement avec son travail à froid (écrouissage) [85], mais dans le cas de l'aluminium, il semble que cette décroissance soit négligeable [86, 87]. En revanche, Makar et al. ont montré que les déformations plastiques ont un réel impact sur les propriétés magnétiques d'un acier [87, 88], en particulier sur la forme des courbes d'hystérésis.

Les différentes propriétés « matériaux » sont intégrées au modèle numérique et définies pour l'échantillon. Tous les autres domaines du modèle sont considérés comme ayant les propriétés de l'air. La bobine est aussi considérée comme de l'air (au lieu du cuivre) afin de pouvoir la modéliser par une spire équivalente unique (**Figure III.1**) sans que cela n'augmente les pertes engendrées par l'effet de peau ayant lieu à hautes fréquences.

I.1.4 Maillage

Le maillage est constitué de triangles dans le modèle 2D-axi et de tétraèdres dans le modèle 3D. Le maillage est contrôlé par le logiciel dans la plupart des domaines (**Figure III.3 (a)**). Dans la zone utile, un maillage fin est défini par l'utilisateur. La **Figure III.3 (b)** montre l'exemple d'un maillage d'une couche d'épaisseur 200 μm dans le modèle 2D-axi. Un maillage compris entre 10 et 20 μm (hauteur du triangle) est généralement utilisé. Le maillage en 3D est beaucoup plus grossier pour permettre la convergence du calcul, la couche simulée ayant 3 à 4 mailles selon son épaisseur.

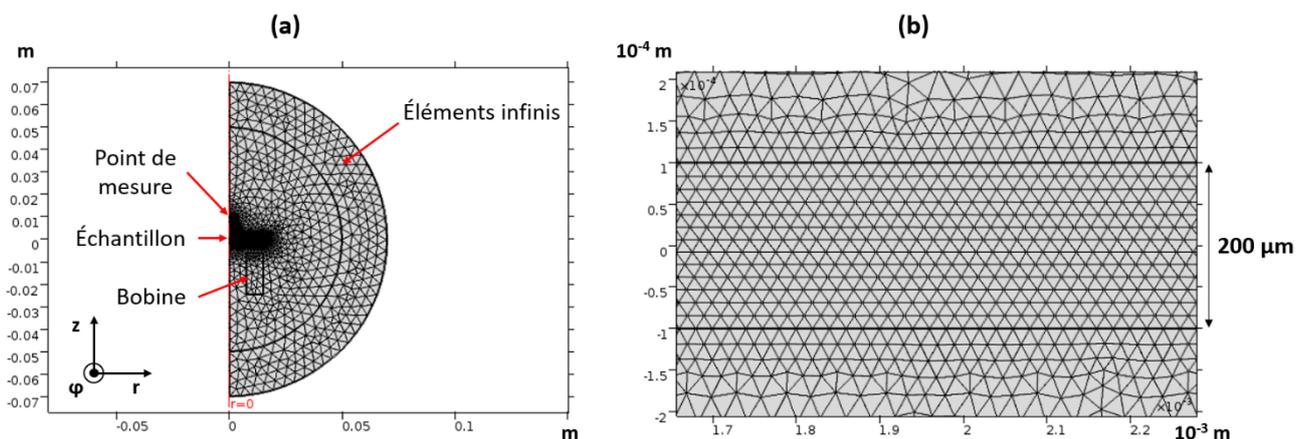


Figure III.3 : Maillage du modèle 2D-axi (a) et zoom sur le maillage d'une couche de 200 μm (b)

Pour obtenir des résultats corrects, il est important que le maillage de la tôle soit assez fin pour bien prendre en compte l'épaisseur de peau, celle-ci devant comprendre au minimum 3 à 4 couches de mailles. Le **Tableau III.2** récapitule les épaisseurs de peau de la tôle d'Al et de la tôle d'acier calculées à différentes fréquences et avec les propriétés de la base de données de COMSOL. Ainsi, la prise en compte de l'épaisseur de peau ne pose pas de soucis à basses fréquences mais en posera à hautes fréquences (> 10 kHz), notamment pour l'acier. En effet, l'épaisseur de peau de l'acier à 100 kHz est d'environ 80 µm. Pour mailler correctement le modèle numérique dans ces conditions, il faut alors une taille maximale des éléments de 20 µm. Cette dimension du maillage est difficilement envisageable dans le modèle 3D (temps de calculs long, mémoire insuffisante, ...). L'utilisation du modèle 3D sera alors limitée par cette condition et les calculs à hautes fréquences (> 10 kHz) pourront être effectués uniquement en considérant le modèle 2D-axi.

*Tableau III.2 : Épaisseur de peau de la tôle d'Al et de la tôle d'acier à différentes fréquences
(Propriétés des matériaux : base de données de COMSOL)*

Fréquence (Hz)	Épaisseur de peau (µm)	
	Al	Acier
1	81 926	25 065
1 000	2 591	793
10 000	819	251
100 000	259	79

I.1.5 Validation du calcul du champ magnétique dans l'air

Avant de pouvoir calculer l'efficacité de blindage d'un matériau, il faut d'abord vérifier que les calculs en 2D-axi et 3D donnent une valeur correcte du champ magnétique. Ainsi, les valeurs obtenues numériquement sont comparées à une valeur théorique déterminée à partir de la loi de Biot et Savart (**équation III.9**) appliquée au volume de notre bobine (**Figure III.4**) :

$$dB = \frac{\mu_0 \times J}{4\pi} \times \frac{dl \times dS}{d^2} \quad (\text{III.9})$$

avec μ_0 la perméabilité magnétique du vide ($4\pi \times 10^{-7}$ H/m), J la densité de courant et d la distance entre le point de mesure M, situé à la hauteur h_M , et la bobine.

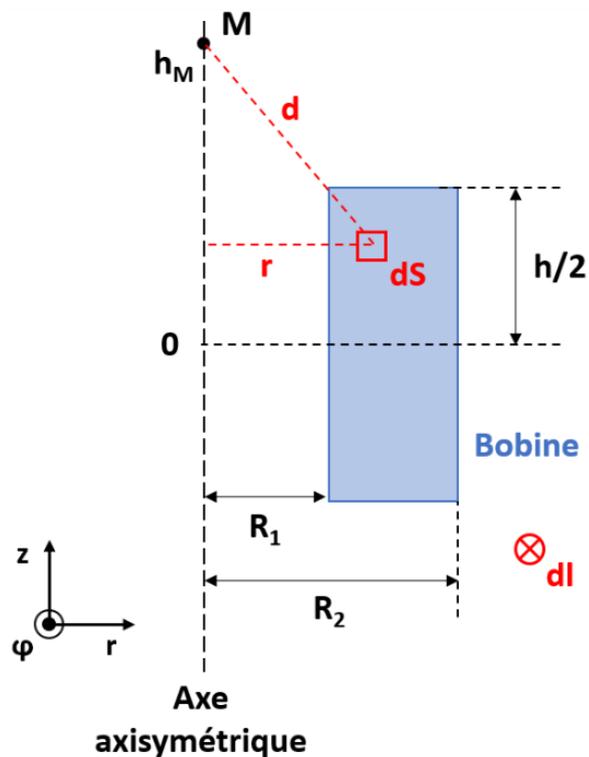
Ainsi, en appliquant la loi de Biot et Savart sur l'intégralité de la bobine et en considérant l'origine au centre de celle-ci (**Figure III.4**), on obtient au point M une induction magnétique théorique égale à :

$$B_{théo} = \frac{\mu_0 \times J}{2} \left(\left(h_m + \frac{h}{2} \right) \left(\sinh^{-1} \frac{R_2}{h_m + \frac{h}{2}} - \sinh^{-1} \frac{R_1}{h_m + \frac{h}{2}} \right) + \left(h_m - \frac{h}{2} \right) \left(\sinh^{-1} \frac{R_1}{h_m - \frac{h}{2}} - \sinh^{-1} \frac{R_2}{h_m - \frac{h}{2}} \right) \right) \quad (III.10)$$

Le champ magnétique théorique $H_{théo}$ est ensuite calculé avec :

$$B_{théo} = \mu_0 \times H_{théo} \quad (III.11)$$

Figure III.4 : Calcul de l'induction magnétique au point M à partir de la loi de Biot et Savart appliquée à l'intégralité de la bobine



Le champ magnétique H généré par la bobine avec une intensité efficace de 1,76 A est calculé suivant l'axe vertical z . La **Figure III.5** présente l'évolution du champ magnétique suivant cet axe. On constate que le champ magnétique simulé dans les modèles 2D-axi et 3D correspond parfaitement au champ magnétique théorique qui décroît suivant z . Précisons tout de même que le modèle analytique ne permet pas de calculer le champ magnétique à l'intérieur de la bobine (entre 0 et 17,5 mm), ou du moins le résultat n'a pas de sens physique : par exemple, le champ magnétique à l'origine $B_{théo}(0)$ est égale à 0 A/m. Le champ magnétique est calculé via les équations de Maxwell à chaque nœud du maillage dans les modèles numériques, ainsi les valeurs à l'intérieur de la bobine sont disponibles. On constate que le

champ magnétique à l'origine est légèrement différent entre les modèles 2D-axi et 3D. Cette légère différence est liée à la taille du maillage plus grossier dans le modèle 3D.

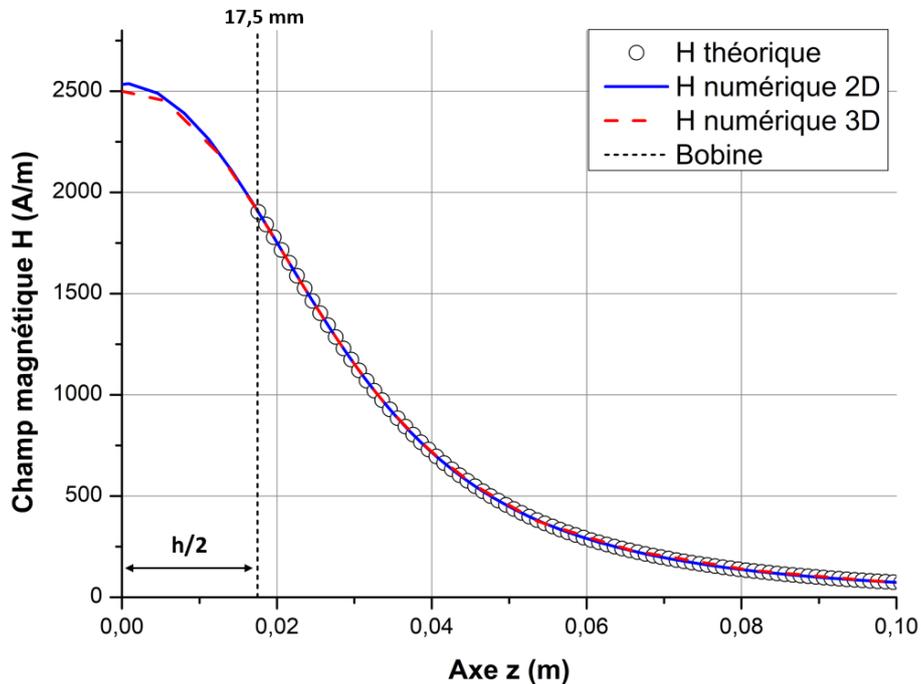


Figure III.5 : Évolution du champ magnétique H suivant l'axe z calculé par la méthode analytique (équation III.11) et simulé par les modèles numériques 2D-axi et 3D

I.2 Optimisation de l'efficacité de blindage du trilame

Avant de quantifier l'efficacité de blindage du trilame par le modèle numérique, cette partie se propose de présenter les résultats du modèle analytique (équations de Schelkunoff et de Schulz) afin de mieux appréhender le blindage magnétique à basses fréquences (1 Hz – 10 kHz) et les phénomènes qui le régissent. Dans un premier temps, le modèle analytique est appliqué à une tôle d'acier et une tôle d'aluminium. Par la suite, celui-ci est appliqué au trilame où une démarche d'optimisation de l'efficacité de blindage peut alors être proposée en fonction des épaisseurs des couches d'aluminium et d'acier. Les propriétés des matériaux utilisées dans cette partie sont celles de la base de données de COMSOL.

I.2.1 Modèle analytique

Un modèle analytique a été développé sur Matlab à partir des équations de Schelkunoff [64] présentées dans le **Chapitre I**. L'intérêt de ce modèle est d'obtenir des courbes d'efficacité de blindage très rapidement par rapport au modèle numérique et sur des gammes de fréquences plus importantes (1 MHz). De plus, par définition, on peut étudier séparément les trois composantes de l'efficacité de blindage qui sont l'absorption A , la réflexion R et les réflexions multiples B .

On a vu dans le **Chapitre I** qu'en champ proche, l'impédance de l'air Z_0 dépend du type de source d'ondes qui est soit une source à prédominance électrique E ou soit une source à prédominance magnétique H . L'efficacité de blindage d'une structure plane va alors dépendre du type de source. La **Figure III.6** présente les efficacités de blindage électrique et magnétique des tôles d'aluminium et des tôles d'acier de 200 μm et 1 mm d'épaisseur avec une distance source/blindage égale à 1 cm.

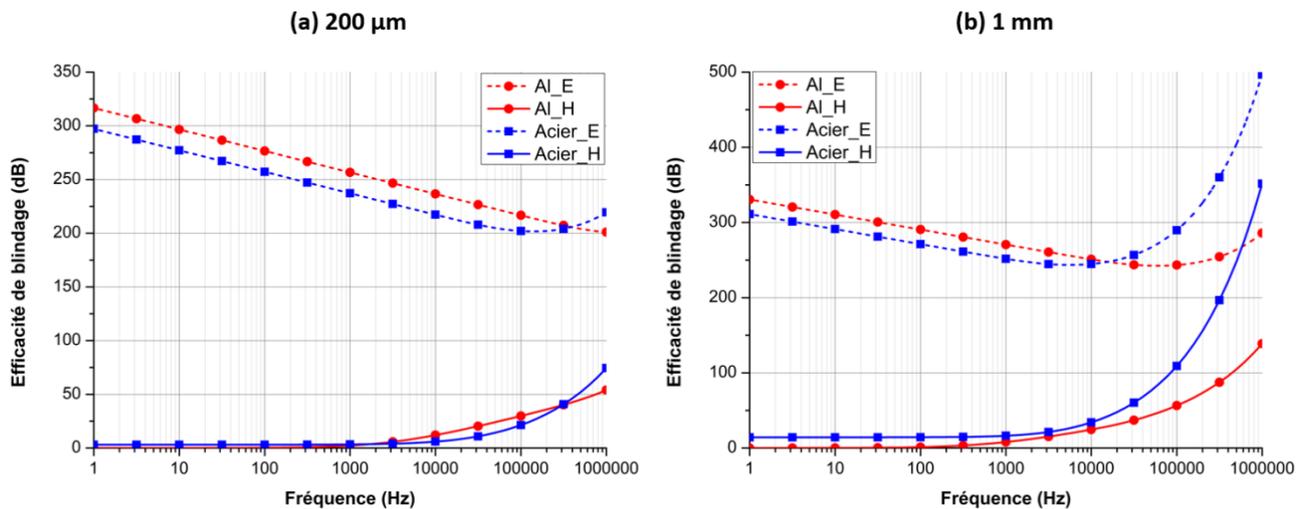


Figure III.6 : Efficacités de blindage d'une tôle d'Al (rouge) et d'acier (bleu) de 200 μm (a) et de 1 mm (b) d'épaisseur sous champ magnétique H (trait plein) et électrique E (tiret)

L'efficacité de blindage sous champ électrique est beaucoup plus élevée que celle sous champ magnétique. Ainsi, les champs électriques sont facilement atténués sur une large gamme de fréquences même avec une faible épaisseur de blindage. Le blindage d'un champ magnétique augmente avec l'épaisseur du blindage et avec la fréquence mais reste très faible par rapport au blindage d'un champ électrique.

Finalement, les champs magnétiques basses fréquences (< 10 kHz) sont les champs les plus difficiles à limiter. L'acier, ayant une perméabilité relative magnétique de 100, permet cependant d'atténuer un peu le champ magnétique à ces faibles fréquences. L'aluminium n'atténue pas le champ à ces fréquences mais son efficacité de blindage peut être supérieure à celle de l'acier sur une certaine gamme de fréquences, d'environ 3 kHz à 300 kHz avec le 200 μm par exemple.

Cette différence d'efficacité de blindage entre les deux types de source peut être expliquée en analysant le blindage associé à chaque composante (absorption A , réflexion R et réflexions multiples B). Les **Figure III.7** et **III.8** présentent l'efficacité de blindage SE et de ses composantes respectivement pour les tôles d'acier et les tôles d'aluminium de 200 μm et 1 mm d'épaisseur

L'absorption (A), par définition, ne dépend pas du type de source car elle est liée uniquement à l'épaisseur du blindage et à l'épaisseur de peau. Ainsi, l'absorption pour un même matériau de même épaisseur est identique en champ électrique et en champ

magnétique. L'épaisseur de peau étant plus petite à même fréquence dans l'acier que dans l'aluminium (cf. **Tableau III.2**), l'absorption y est alors plus grande.

L'apport au blindage des réflexions multiples (B) change peu selon le type de source. Ainsi, la grande différence de blindage entre une source à prédominance électrique et à prédominance magnétique est liée à la réflexion (R). En effet, la réflexion est proportionnelle à l'impédance de l'air Z_0 . Cette dernière étant plus élevée en champ électrique qu'en champ magnétique, le blindage lié à la réflexion y est alors plus élevé. De plus, la réflexion ne dépendant pas de l'épaisseur, cette dernière est alors identique dans les deux cas (200 μm et 1 mm). On remarque en outre que l'aluminium et l'acier se comportent de la même manière sous champ électrique, ce qui n'est pas le cas sous champ magnétique. Pour les deux matériaux, l'efficacité de blindage sous champ électrique dépend principalement de la réflexion à basses fréquences. Elle diminue ensuite avec l'augmentation de la fréquence jusqu'à ce que l'absorption apparaisse.

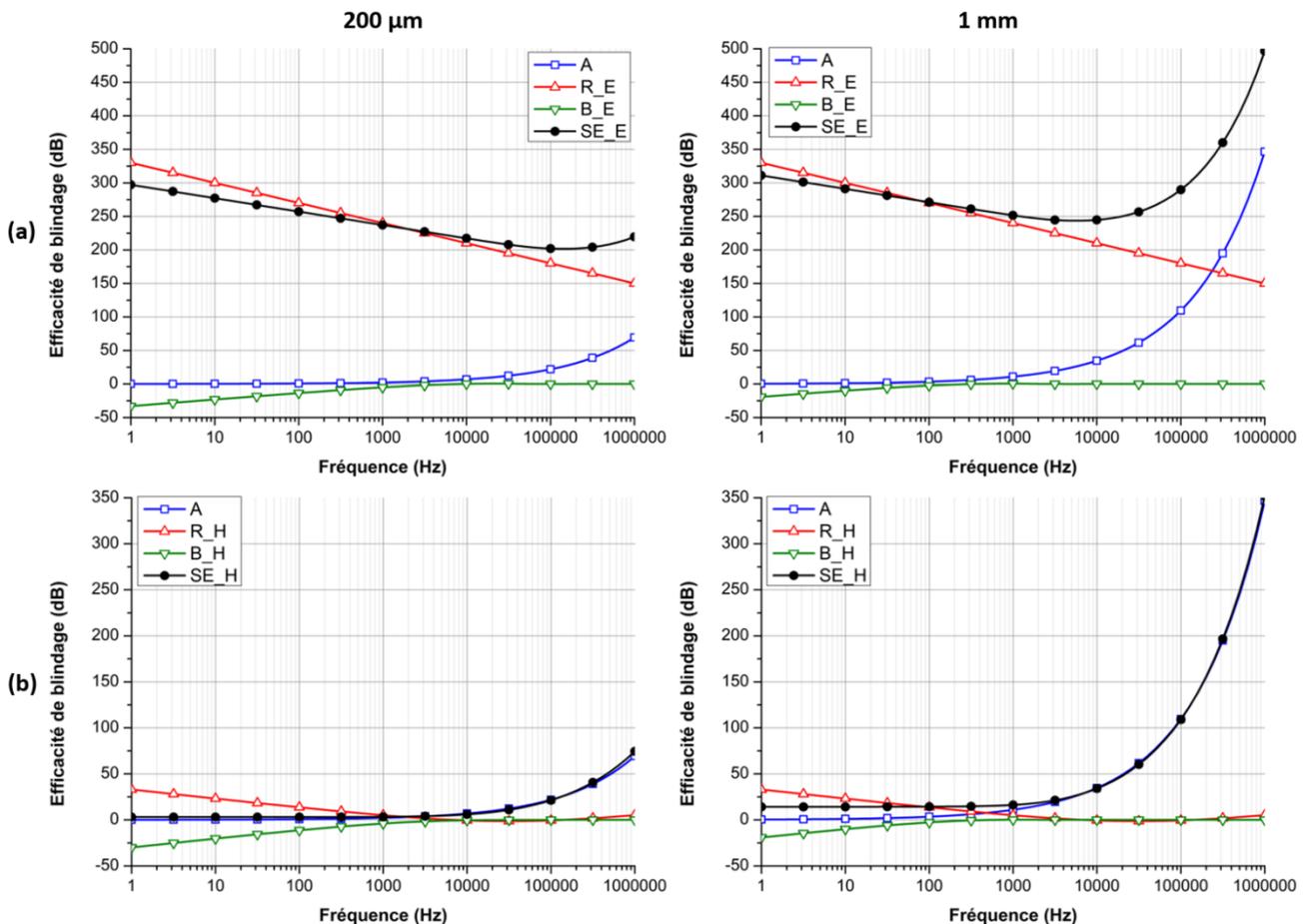


Figure III.7 : Efficacités de blindage SE et ses composantes A, R et B de la tôle d'acier de 200 μm et de 1 mm d'épaisseur sous champ électrique E (a) et sous champ magnétique H (b)

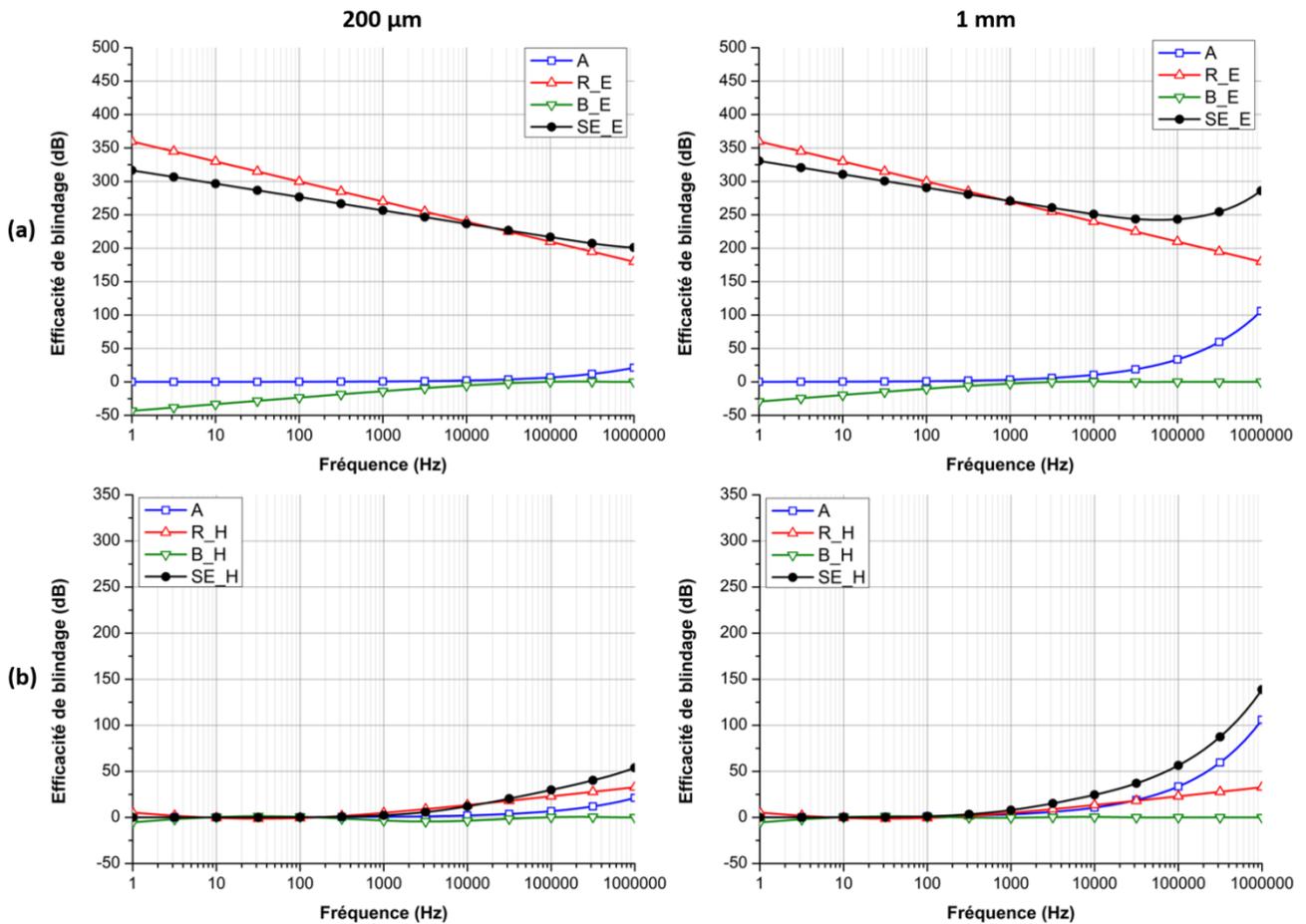


Figure III.8 : Efficacités de blindage SE et ses composantes A, R et B de la tôle d'Al de 200 μm et de 1 mm d'épaisseur sous champ électrique E (a) et sous champ magnétique H (b)

Le blindage magnétique à très basses fréquences (< 100 Hz) de l'acier est lié à la réflexion qui n'est pas totalement amoindrie par les réflexions multiples, au contraire de l'aluminium. Pour des fréquences plus élevées (> 1 kHz), le blindage lié à l'absorption commence à augmenter. Dans le cas de l'acier, l'efficacité de blindage à ces fréquences est due principalement à l'absorption. Dans le cas de l'aluminium, l'efficacité de blindage est liée à l'absorption et à la réflexion. Dans les deux cas, on ne retrouve plus de réflexion multiple car par définition son blindage tend vers 0 avec l'augmentation de la fréquence : $\lim_{f \rightarrow \infty} B = \log_{10} 1 = 0$. En ce qui concerne la réflexion, sa courbe est en fait une parabole dont le minimum dépend du matériau. Le minimum pour l'aluminium et l'acier est atteint respectivement à environ 40 Hz et 30 kHz. L'augmentation en fréquence du blindage associée à la réflexion reste toutefois plus faible que celui associée à l'absorption.

1.2.2 Optimisation des épaisseurs du trilame

Le développement du modèle numérique du blindage ayant été réalisé en parallèle avec l'étude du colaminage, les épaisseurs finales d'acier et d'aluminium du trilame n'étaient

pas encore connues. Au lieu de choisir des épaisseurs arbitraires, il a été décidé de développer une optimisation afin d'atteindre un blindage magnétique optimal sur toute la gamme de fréquences étudiées (1 Hz – 10 kHz).

Cette optimisation a été effectuée à partir des équations analytiques du blindage. Les équations de Schulz et al. [68] présentées dans le **Chapitre I** sont alors appliquées au trilame Al/Acier/Al. On considère de plus que l'onde incidente est normale à la surface du trilame. Étant à basses fréquences et en champ proche, l'impédance de l'air Z_0 dans ces équations est alors égale à $8\pi^2 \times 10^{-7} \times f \times r$ avec f la fréquence et r la distance source/blindage. L'optimisation des épaisseurs est ensuite réalisée en minimisant la valeur suivante via des méthodes d'optimisation testées sur Matlab (algorithme génétique) et Mathematica (évolution différentielle) :

$$SE_{eff} = \sqrt{\sum_{k=1}^{10\,000} (SE_{max} - SE_k)^2} \quad (III.12)$$

avec SE_{max} une valeur supérieure au blindage maximum observé (fixée à 100 dB dans notre cas) et SE_k la valeur du blindage à la fréquence k , k variant de 1 Hz à 10 kHz par pas de 1 Hz.

La **Figure III.9** schématise le calcul de SE_{eff} sur une courbe d'efficacité de blindage du trilame. La minimisation de SE_{eff} en fonction des épaisseurs de l'Al et de l'acier permet alors d'obtenir un trilame qui atténue le mieux en moyenne les champs magnétiques sur la gamme de fréquences étudiées. Le trilame ainsi obtenu est par la suite nommé « trilame optimisé ».

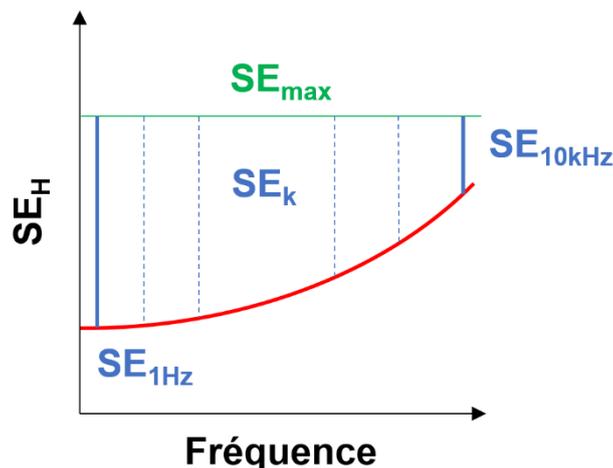


Figure III.9 : Calcul de SE_{eff} pour l'optimisation des épaisseurs du trilame par méthode analytique

L'optimisation des épaisseurs du trilame a été réalisée pour des trilames d'épaisseur totale de 200 μm et de 1 mm. Le **Tableau III.3** présente les épaisseurs optimisées obtenues dans ces deux cas. On remarque que le ratio épaisseur acier/épaisseur totale (R_e) n'est pas le

même, il est proche de 2/5 pour 200 µm et de 1/2 pour 1 mm. Ainsi, la présence de l'acier est plus impactant sur l'efficacité de blindage dans le 1 mm que dans le 200 µm.

Tableau III.3 : Épaisseurs des tôles d'Al et d'acier obtenues par optimisation

Épaisseur totale	Épaisseur Al (µm)	Épaisseur Acier (µm)
200 µm	59,6	80,8
1 mm	242,4	515,2

Par la suite, il s'est avéré qu'en pratique le ratio initial d'épaisseur reste presque constant après déformation par colaminage lorsque les instabilités plastiques de l'acier sont minimales. En effet, une étude massive a révélé que le ratio volumique variait très peu avec la déformation. Les échantillons dans cette étude ayant les mêmes longueur et largeur, bien que la largeur de l'aluminium soit légèrement différente de celle de l'acier, le ratio d'épaisseur varie alors peu avec la déformation. En témoigne la **Figure II.25 (a)** du **Chapitre II** où l'épaisseur d'acier est d'environ 52 µm pour une épaisseur totale de 310 µm (taux de réduction : 48,3 %).

Ainsi pour la comparaison avec l'expérimental, un ratio R_e ($e_{Acier_{sf}}/e_{totale}$) de 1/6 et de 2/7 est par la suite utilisé dans le modèle numérique respectivement lorsque l'acier de 100 µm et de 200 µm ne présente pas de fragmentation. Lorsque l'acier présente une fragmentation, son épaisseur e_{Acier_f} a été approximée par :

$$e_{Acier_f} = \frac{e_{totale} \times R_e}{1 - \tau_{Frag}} \quad (III.13)$$

avec τ_{Frag} le taux de fragmentation de l'acier définie dans le **Chapitre II** et e_{totale} l'épaisseur du trilame après colaminage.

1.2.3 Application au trilame optimisé

L'utilisation d'un trilame Al/Acier/Al peut donc s'avérer intéressant car l'acier va permettre d'atténuer les champs électromagnétiques à très basses fréquences et l'Al va favoriser le blindage à hautes fréquences tout en protégeant l'acier de l'oxydation.

La **Figure III.10** présente l'efficacité de blindage des trilames optimisés d'épaisseur 200 µm et 1 mm et ses composantes A , R et B . Le trilame présente le comportement de l'acier avec un blindage à très basses fréquences non nul et de l'Al avec un blindage à plus hautes fréquences lié à l'absorption et à la réflexion. La réflexion est identique pour les trilames d'épaisseur 200 µm et 1 mm. En revanche, les réflexions multiples dépendent des épaisseurs et augmentent d'ailleurs lorsque ces dernières diminuent : à 1 Hz, elles sont respectivement d'environ - 23 dB et - 15 dB pour le 200 µm et le 1 mm. Par conséquent, le blindage à très basses fréquences diminue avec la réduction d'épaisseur. De même, le blindage à plus hautes

fréquences diminue car l'absorption est plus faible avec une épaisseur plus fine. La différence du ratio R_e en fonction de l'épaisseur du trilame s'explique alors par le fait que l'absorption, principalement liée à l'acier, impacte plus l'efficacité de blindage dans le 1 mm que dans le 200 μm . Celle-ci se révèle en effet être très faible dans le 200 μm : à 10 kHz, l'absorption est d'environ 4 dB alors qu'elle est d'environ 23 dB pour le 1 mm.

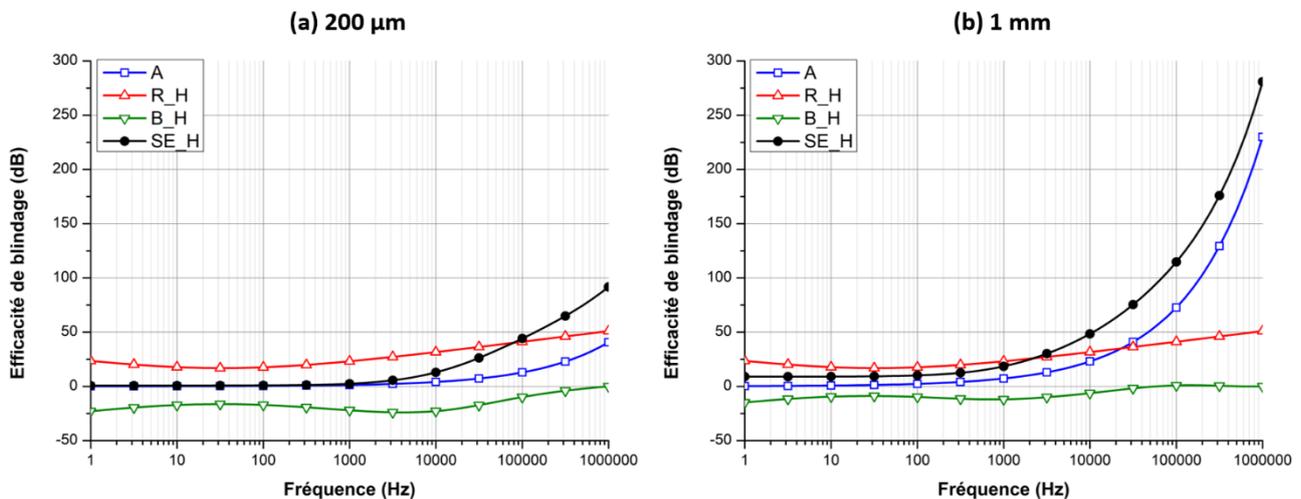


Figure III.10 : Efficacités de blindage SE et ses composantes A, R et B du trilame optimisé d'épaisseur totale 200 μm (a) et 1 mm (b)

I.3 Homogénéisation et prise en compte de la fragmentation de l'acier

En calcul numérique, deux manières de modéliser le trilame sont envisageables : soit en représentant directement les trois couches Al/Acier/Al, soit en représentant une seule couche dite « équivalente » pour faciliter les calculs, notamment en 3D. Les propriétés physiques de cette couche équivalente sont déterminées par homogénéisation. Rappelons que l'objectif de l'homogénéisation est d'obtenir les paramètres matériaux effectifs indépendamment de l'application. Dans notre cas, ces paramètres permettront de prédire le comportement macroscopique effectif en termes d'efficacité de blindage d'un matériau hétérogène à partir d'un matériau homogène.

I.3.1 Méthode d'homogénéisation

La **Figure III.11 (a)** schématise le principe de l'homogénéisation : les propriétés physiques de la couche équivalente (μ_{equ} et σ_{equ}) doivent être fixées de telle sorte que l'efficacité de blindage obtenue soit identique à celle du trilame. Pour déterminer ces propriétés équivalentes, une approche énergétique a été adoptée. L'approche AMSL a également été étudiée sur la fin de cette thèse (ANNEXE 2), mais n'a pas pu être intégrée dans cette partie faute de temps. Dans sa version initiale, elle permet d'obtenir des paramètres

matériaux effectifs intégrant l'effet de la fréquence de l'excitation, mais pour des structures composites laminées (sans fragmentation).

Les **Figures III.11 (b) et (c)** présentent respectivement les méthodes de calcul utilisées pour déterminer la conductivité électrique équivalente et la perméabilité relative équivalente. Dans les deux cas, le principe est le même : il faut imposer une différence de potentiel aux bornes du trilame pour créer un flux (électrique ou magnétique).

Les propriétés équivalentes sont ensuite déduites des pertes par effet Joule J_L et de l'énergie magnétique W_{mag} :

$$J_L = \frac{V_0^2}{R} = \int_{V_c} E \cdot J \, dV_c \quad (III.14)$$

$$W_{mag} = \frac{1}{2} \mathcal{R} \phi^2 = \int_{V_c} \int_0^B H \cdot dB \, dV_c \quad (III.15)$$

$$\text{avec : } R = \frac{1}{\sigma} \times \frac{l}{S} \quad (III.16)$$

$$\text{et : } \mathcal{R} = \frac{1}{\mu} \times \frac{l}{S} \quad (III.17)$$

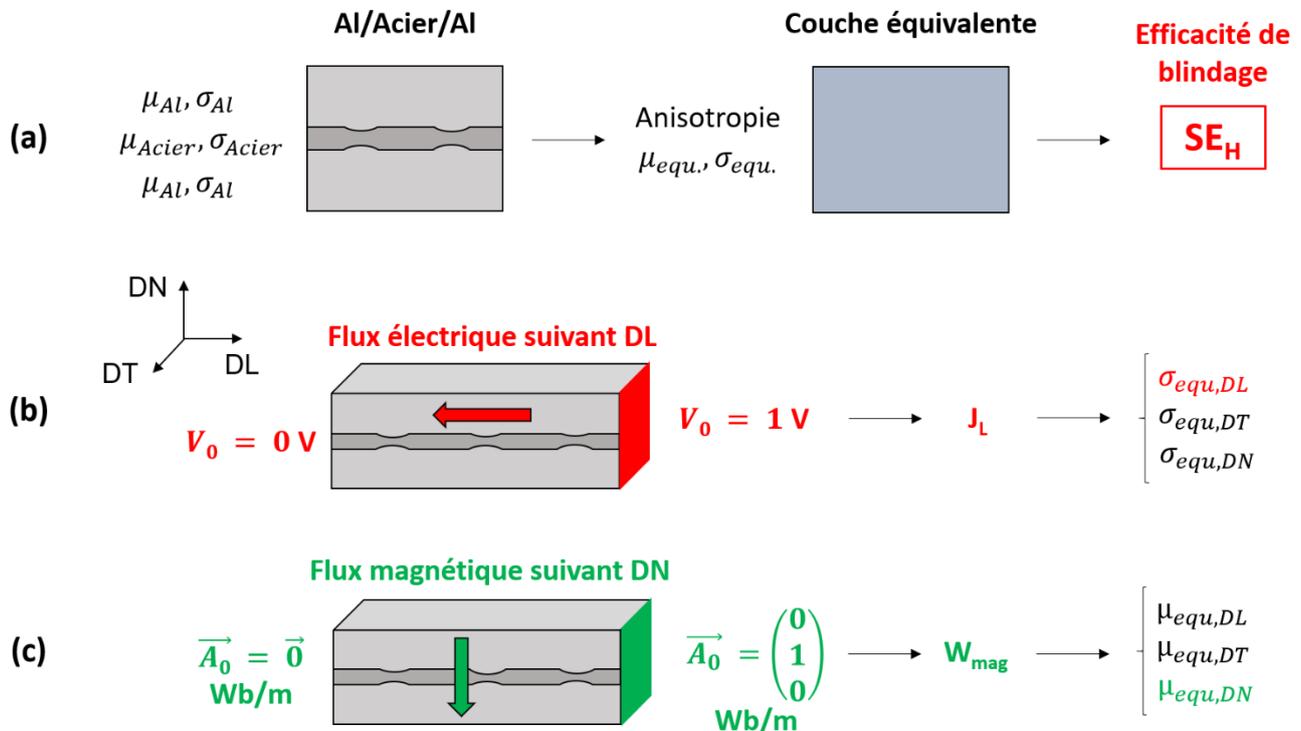


Figure III.11 : Homogénéisation du trilame : principe (a), calcul de la conductivité électrique équivalente (b) et de la perméabilité magnétique équivalente (c)

avec $V_0 = 1$ V le potentiel électrique imposé, $\varphi = A_0 \times c$, $A_0 = 1$ Wb/m le potentiel magnétique imposé et c la largeur du trilame, R la résistance effective, \mathcal{R} la réluctance effective, l la longueur du trilame suivant la direction du flux et S la section traversée par le flux.

Dans COMSOL Multiphysics, les pertes par effet Joule J_L et l'énergie magnétique W_{mag} sont calculées par intégration sur le volume du composite V_c avec E le champ électrique, J la densité de courant, H le champ magnétique et B l'induction magnétique.

En imposant une différence de potentiel aux différentes extrémités du trilame, les propriétés effectives peuvent être alors déterminées dans chaque direction (DL, DT et DN). Du fait de la géométrie étudiée, les propriétés physiques de la couche équivalente sont anisotropes. Les propriétés équivalentes des deux trilames optimisés, obtenues par homogénéisation, sont récapitulées dans le **Tableau III.4**. Les propriétés de l'Al et de l'acier, constituant le trilame, prises en compte ici sont toujours celles de la base de données de COMSOL et sont considérées isotropes.

Tableau III.4 : Propriétés équivalentes des trilames optimisés de 200 μm et de 1 mm d'épaisseur obtenues par homogénéisation

Épaisseur totale	Conductivité (10^6 S/m)		Perméabilité relative	
	DL/DT	DN	DL/DT	DN
200 μm	24,11	8,67	41,03	1,67
1 mm	20,38	7,11	52	2,04

Le trilame optimisé d'épaisseur 200 μm , ayant un ratio R_e (2/5) plus faible que celui d'épaisseur 1 mm (1/2), montre une perméabilité relative équivalente plus petite. Inversement, sa conductivité équivalente est plus élevée. On remarque que les propriétés physiques de la couche équivalente sont égales suivant DL et DT car les tôles du trilame ont été, dans un premier temps, considérées homogènes dans le sens où ni la striction ni la fragmentation de l'acier n'ont été prises en compte.

Or, dans le **Chapitre II**, on a vu que l'acier est sujet à des instabilités plastiques au cours du colaminage à partir d'un certain taux de réduction. Le modèle numérique doit alors essayer de les prendre en compte. En particulier, la fragmentation de l'acier y est intégrée pour étudier son influence sur le blindage magnétique. Celle-ci n'est cependant pas directement intégrée à la géométrie mais prise en compte via les propriétés physiques obtenues par homogénéisation.

La **Figure III.12** détaille le procédé utilisé. Une image composée de 12 960 000 pixels (3600 x 3600) est créée à partir du scan en mode film de l'acier fragmenté après dissolution de l'Al (**Figure II.26 (c)**). Cette image équivaut à une taille réelle de 7,15 x 7,15 mm². Les pixels noirs de cette image représentent l'acier et les blancs l'aluminium. Une fonction indicatrice $im(x, y)$ est alors définie de telle sorte que $im(x, y) = 0$ pour l'acier et $im(x, y) = 1$ pour l'aluminium. Ainsi, à partir des **équations III.18** et **III.19**, la conductivité et la perméabilité relative sont définies pour chaque pixel.

Un trilame de section $7,15 \times 7,15 \text{ mm}^2$ et d'épaisseur e_{totale} composé des trois tôles (Al/Acier/Al) est donc modélisé. Pour ce faire, l'épaisseur de la tôle centrale (acier fragmenté + extrusion d'Al) est déterminée à l'aide de l'équation III.13. Les propriétés physiques (σ_{mat} et μ_{mat}) de la tôle centrale sont ensuite définies à partir de l'image et « extrudées » suivant toute son épaisseur :

$$\sigma_{mat} = \sigma_{Acier} + (\sigma_{Al} - \sigma_{Acier}) \times im(x, y) \quad (III.18)$$

$$\mu_{mat} = \mu_{Acier} + (\mu_{Al} - \mu_{Acier}) \times im(x, y) \quad (III.19)$$

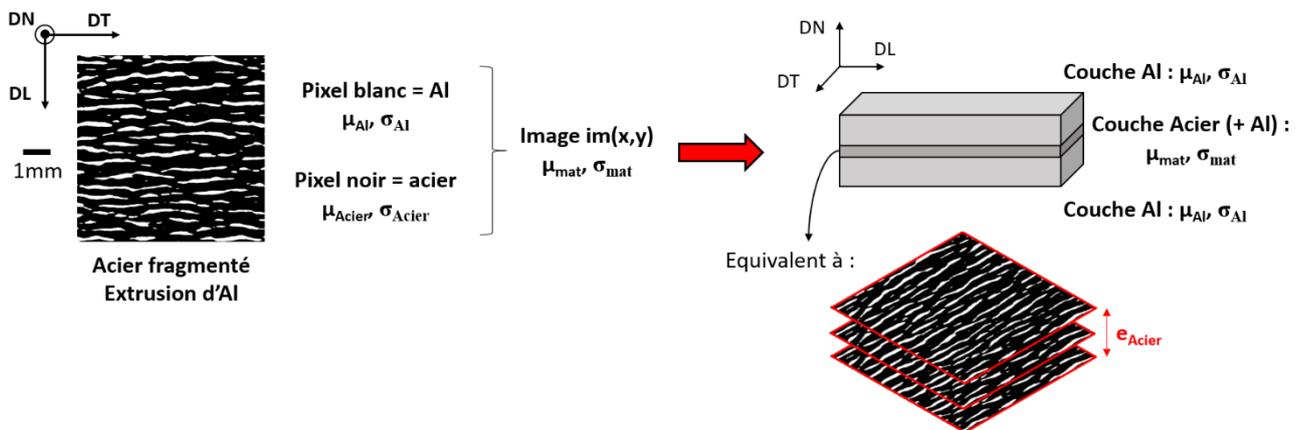


Figure III.12 : Prise en compte de la fragmentation dans le modèle numérique

L'homogénéisation est finalement réalisée sur ce parallélépipède pour obtenir les propriétés équivalentes du trilame avec l'acier fragmenté. Ces propriétés, obtenues pour différents taux de réduction, seront par la suite utilisées dans le modèle numérique 3D du blindage magnétique pour étudier l'influence de la fragmentation. Ces résultats numériques seront de plus comparés à des mesures expérimentales.

1.3.2 Influence des paramètres géométriques du modèle numérique

La validité de la méthode d'homogénéisation est vérifiée pour les trilames optimisés d'épaisseur totale de $200 \mu\text{m}$ et de 1 mm , simulés dans le modèle numérique 2D-axi. Les propriétés des matériaux utilisées dans le modèle correspondent toujours à celles de la base de données de COMSOL, celles de la couche équivalente sont décrites dans le **Tableau III.4** et les distances bobine/échantillon et échantillon/point de mesure sont toutes les deux de 1 cm (**Figure III.1**).

En introduisant toutes ces propriétés physiques dans le modèle numérique, l'efficacité de blindage du trilame (3 couches) et celle de la couche équivalente peuvent être comparées. Dans le modèle numérique 2D-axi, le blindage est de dimension finie et équivalent à un cylindre d'épaisseur $200 \mu\text{m}$ ou 1 mm .

L'efficacité de blindage dépendant des dimensions du blindage, il a été choisi d'étudier l'influence de son diamètre en fonction du rayon extérieur de la bobine ($R_2 = 35$ mm) (**Figure III.1**). Ainsi, trois rayons du blindage ont été utilisés : 35, 70 et 105 mm qui correspondent respectivement à $1 \times R_2$, $2 \times R_2$ et $3 \times R_2$. Les efficacités de blindage des deux trilames pour ces trois rayons sont tracées sur la **Figure III.13**.

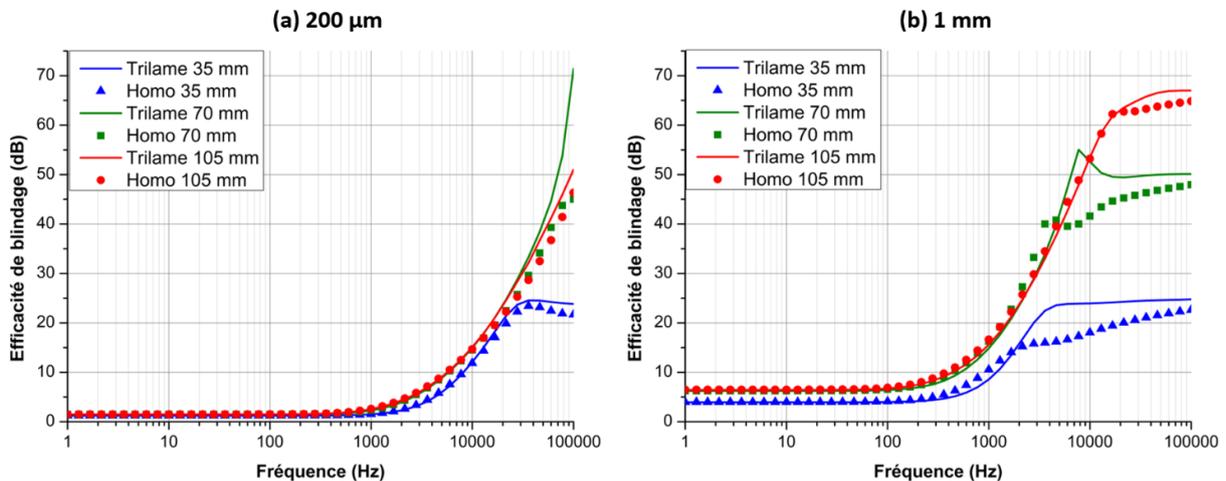


Figure III.13 : Efficacités de blindage du trilame (trait plein) et du blindage homogénéisé (symbole) d'épaisseur totale de 200 µm (a) et de 1 mm (b) pour différents rayons du blindage (35, 70 et 105 mm)

Différentes observations peuvent être faites :

- Comme attendu, l'efficacité de blindage augmente avec la fréquence et avec l'épaisseur (à fréquence donnée).

- De même, plus le blindage est large par rapport à la bobine, meilleure est son efficacité de blindage.

- Cependant, on observe qu'un plateau est atteint à hautes fréquences et dans certains cas (rayon de 70 mm) un phénomène de résonance semble avoir lieu avant le plateau (effets de bord). La fréquence à partir de laquelle le plateau est atteint dépend des dimensions du blindage. En effet, plus le rayon est grand et plus l'épaisseur est fine, plus le plateau se forme à hautes fréquences.

- En ce qui concerne l'homogénéisation, l'efficacité de blindage de la couche équivalente est en très bonne corrélation avec celle du trilame, notamment à basses fréquences. En effet, en augmentant la fréquence, son blindage commence à différer de celui du trilame, bien qu'il semble que celui-ci tende vers le même plateau (> 100 kHz). En outre, plus le plateau se fait à haute fréquence, plus le blindage du trilame et de sa couche équivalente sont en concordance sur une plus grande gamme de fréquences. De plus, la

résonance aperçue dans le cas du trilame de rayon 70 mm ne s'observe plus pour sa couche équivalente, impliquant alors une plus grande différence d'efficacité de blindage.

Les autres paramètres géométriques qui peuvent influencer sur la fréquence d'apparition du plateau sont la distance bobine/blindage et la distance blindage/point de mesure (**Figure III.1**). L'efficacité de blindage a alors été calculée pour le trilame optimisé d'épaisseur 1 mm et de rayon 105 mm pour trois distances bobine/blindage (5 mm, 1 et 2 cm) avec un point de mesure situé à 1 cm du blindage et pour trois distances blindage/point de mesure (5 mm, 1 et 2 cm) avec une distance bobine/blindage de 1 cm. Les graphes obtenus sont présentés sur la **Figure III.14**.

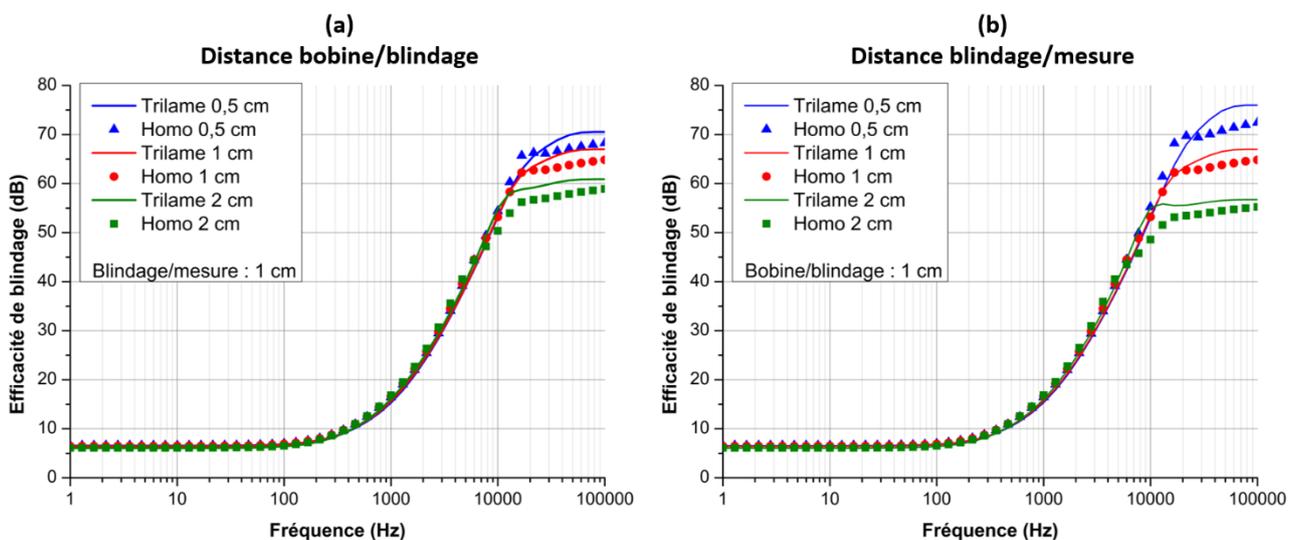


Figure III.14 : Efficacités de blindage du trilame (trait plein) et du blindage homogénéisé (symbole) d'épaisseur 1 mm et de rayon 105 mm à différentes distances bobine/blindage (a) et à différentes distances blindage/point de mesure (b)

On constate que ces paramètres influent aussi sur la fréquence du début du plateau et du niveau du plateau mais dans une moindre mesure que précédemment. L'augmentation de ces distances diminue la fréquence d'apparition du plateau. On remarque cependant que l'efficacité de blindage de 1 Hz à 10 kHz varie assez peu en fonction de ces distances et que l'homogénéisation y est en bonne concordance. De plus, en diminuant ces distances, les effets de bord sont diminués et l'efficacité de blindage atteinte à hautes fréquences est plus élevée.

En conclusion, la méthode d'homogénéisation mise en place permet de retrouver correctement l'efficacité de blindage du trilame avec une couche équivalente. Celle-ci est cependant impactée par l'apparition d'un plateau (> 10 kHz) lié aux dimensions du blindage (effets de bord) et à la géométrie du système, la concordance à ces fréquences est alors moins bonne. Néanmoins, les échantillons étudiés expérimentalement par la suite sont de faibles épaisseurs (≈ 100 à $400 \mu\text{m}$) et l'homogénéisation montre une très bonne concordance avec le trilame de $200 \mu\text{m}$ sur la gamme (1 Hz – 10 kHz) (**Figure III.13 (b)**).

L'efficacité de blindage obtenue à partir du modèle numérique est finalement limitée à hautes fréquences par des effets de bord. Le modèle analytique, considérant une plaque infinie, n'est donc pas limité en fréquence par ces effets de bord. Les propriétés physiques obtenues par homogénéisation (**Tableau III.4**) sont alors utilisées dans le modèle analytique. La **Figure III.15** compare les efficacités de blindage des trilames optimisés de 200 μm et de 1 mm d'épaisseur et des couches équivalentes obtenues par le modèle numérique (rayon du blindage : 105 mm) et le modèle analytique.

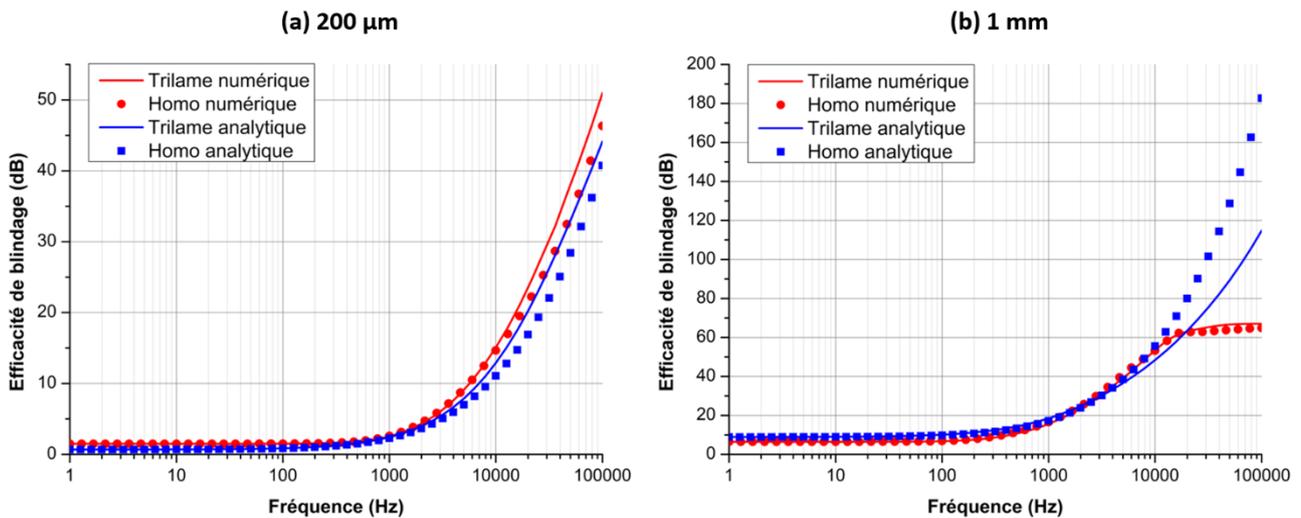


Figure III.15 : Efficacités de blindage du trilame (trait plein) et du blindage homogénéisé (symbole) d'épaisseur totale 200 μm (a) et 1 mm (b) obtenue par le modèle numérique (rouge) et le modèle analytique (bleu)

On constate tout d'abord que l'efficacité de blindage du trilame obtenue par le modèle analytique et le modèle numérique sont relativement proches (jusqu'à l'apparition du plateau pour le 1 mm). Néanmoins, le modèle analytique a tendance à la sous-estimer légèrement pour le 200 μm (1 Hz : 0,7 pour 1,5 dB) et inversement à la surestimer pour le 1 mm (1 Hz : 8,9 pour 6,4 dB). Les potentielles origines de cette légère différence seront discutées plus en détails dans la prochaine partie (**partie I.4**). Aux faibles fréquences, les couches équivalentes permettent de trouver des résultats similaires quelles que soient les modèles. En revanche, pour les fortes fréquences, l'homogénéisation tend à sous-estimer l'efficacité de blindage pour l'épaisseur de 200 μm . Pour la plus forte épaisseur, le modèle numérique donne des résultats similaires quelle que soit l'approche envisagée. En revanche, pour le modèle analytique, l'homogénéisation surestime l'efficacité de blindage.

L'un des paramètres qui régit le blindage à hautes fréquences est l'épaisseur de peau. Le **Tableau III.5** donne les épaisseurs de peau des tôles d'aluminium, d'acier et des couches équivalentes. On remarque directement que les épaisseurs de peau des couches équivalentes sont inférieures à celles de l'aluminium et de l'acier.

Tableau III.5 : Épaisseurs de peau de la tôle d'Al, de la tôle d'acier et des couches équivalentes d'épaisseur 1 mm et 200 µm (propriétés : base de données COMSOL)

Fréquence (Hz)	Épaisseur de peau (µm)			
	Al	Acier	Homogénéisé 200 µm	Homogénéisé 1 mm
1	81 926	25 065	16 002	15 460
1 000	2 591	793	506	489
10 000	819	251	160	154
100 000	259	79	51	49

Rappelons que, par définition (équation I.6), plus l'épaisseur de peau est fine et plus l'absorption est élevée. Ainsi, pour une fréquence donnée, l'absorption dans la couche équivalente est plus grande que dans le trilame. La **Figure III.16** le montre clairement, notamment à hautes fréquences, pour les trilames optimisés de 200 µm et de 1 mm d'épaisseur. En revanche, comme le trilame présente plusieurs interfaces, la réflexion totale (réflexion + réflexions multiples) est plus grande dans le trilame que dans la couche équivalente. Pour le 200 µm, l'écart entre les absorptions et l'écart entre les réflexions totales étant similaires (**Figure III.16 (a)**), les efficacités de blindage du trilame et de sa couche équivalente restent donc assez proches (**Figure III.15 (a)**). Pour le 1mm, l'écart entre les absorptions étant nettement plus grande que celle entre les réflexions totales (**Figure III.16 (b)**), les efficacités de blindage du trilame et de sa couche équivalente sont alors différentes (**Figure III.15 (b)**).

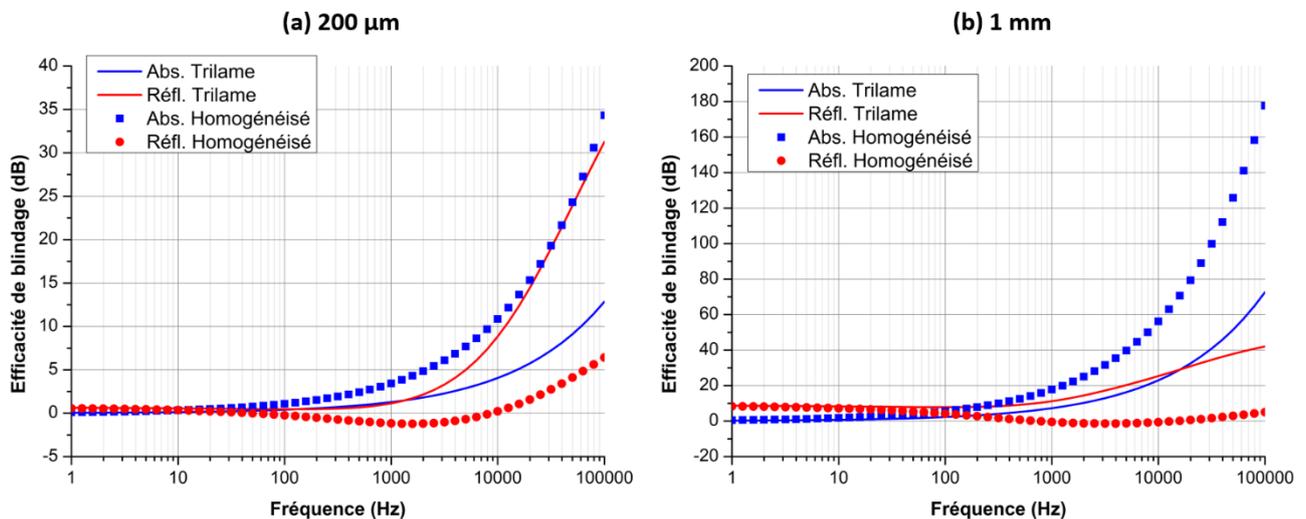


Figure III.16 : Absorption et réflexions totales ($R + B$) dans le trilame (trait plein) et du blindage homogénéisé (symbole) d'une épaisseur totale de 200 µm (a) et de 1 mm (b) obtenues par le modèle analytique

Finalement, la méthode d'homogénéisation mise en place permet de retrouver correctement l'efficacité de blindage du trilame. Cependant, celle-ci se révèle être moins adéquate pour les fréquences les plus élevées (> 10 kHz) lorsque l'épaisseur de peau devient petite par rapport à l'épaisseur totale du blindage.

1.3.3 Influence du ratio d'épaisseur R_e

Avec le modèle numérique, les dimensions du trilame influent sur l'efficacité de blindage à hautes fréquences avec en plus l'apparition d'un plateau lié aux effets de bord. Cependant, bien que les deux trilames étudiés précédemment aient une épaisseur différente, ils ont également un ratio d'épaisseur R_e différent. Regardons alors l'influence de ces deux paramètres chacun de leur côté. Ainsi, trois épaisseurs (200 μm , 1 mm et 2 mm) avec le même ratio d'épaisseur R_e égal à 1/3 et trois ratios d'épaisseur (1/3, 1/2 et 3/5) avec la même épaisseur totale de 1 mm sont simulés.

Il s'avère que les propriétés physiques obtenues par homogénéisation ne dépendent pas de l'épaisseur totale du trilame mais uniquement du ratio d'épaisseur. Le **Tableau III.6** récapitule alors les propriétés physiques des trilames à différents ratios. Par ailleurs, on constate que plus l'acier est épais, plus la perméabilité relative équivalente est élevée et inversement plus la conductivité électrique équivalente est faible.

Tableau III.6 : Propriétés équivalentes des trilames à différents ratios d'épaisseur obtenues par homogénéisation

Ratio	Conductivité (10^6 S/m)		Perméabilité relative	
	DL/DT	DN	DL/DT	DN
1/3 : 333/333/333 μm	26,50	9,97	34,0	1,49
1/2 : 250/500/250 μm	20,89	7,29	50,5	1,98
3/5 : 200/600/200 μm	17,52	6,27	60,4	2,46

L'efficacité de blindage pour ces différentes configurations est calculée avec un rayon de 105 mm et est présentée sur la **Figure III.17**. On constate bien sûr que plus l'épaisseur du trilame est élevée, meilleure est l'efficacité de blindage et plus le plateau se forme vers les basses fréquences. En revanche, le ratio d'épaisseur, et donc les propriétés physiques de la couche équivalente, n'influent quasiment pas sur la fréquence à laquelle apparaît le plateau. D'ailleurs, pour ces trois ratios, le plateau atteint la même valeur d'environ 67 dB. Le ratio d'épaisseur joue cependant légèrement sur le blindage : plus l'acier est épais, meilleur est le blindage à très basses fréquences (< 100 Hz). Par contre, le blindage entre 1 et 10 kHz est pratiquement le même. Et comme précédemment, l'efficacité de blindage de la couche équivalente reste en bonne concordance avec celle du trilame tant que celle-ci n'est pas influencée par le plateau.

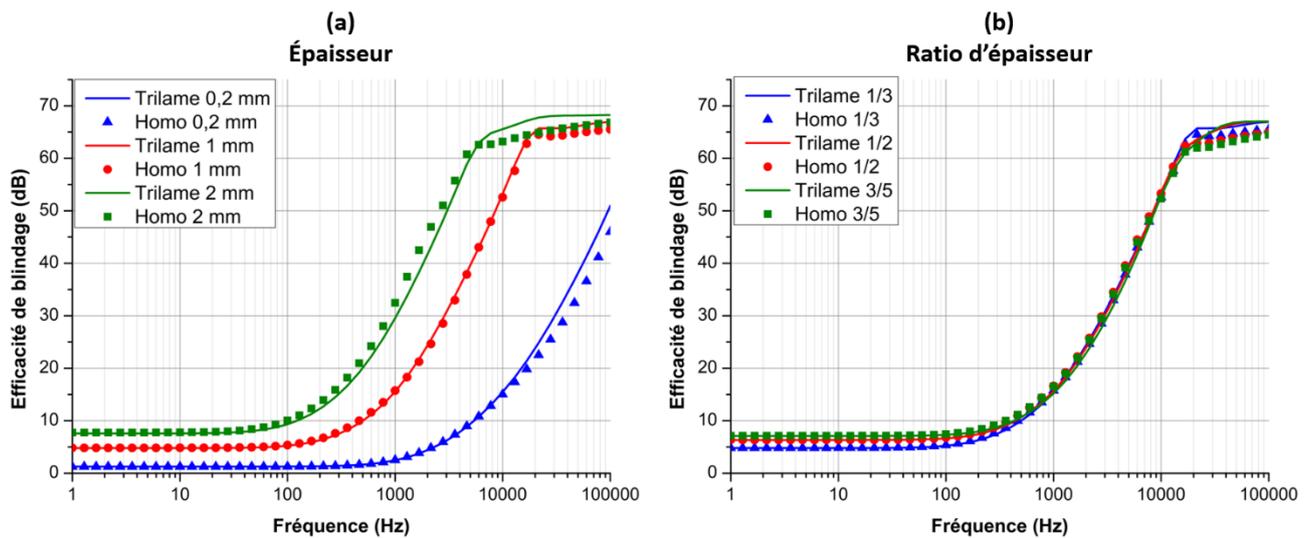


Figure III.17 : Efficacités de blindage du trilame (trait plein) et du blindage homogénéisé (symbole) à différentes épaisseurs (a) et à différents ratios d'épaisseur (b) obtenues à l'aide du modèle numérique 2D-axi

I.4 Intérêt du trilame pour le blindage magnétique

Après avoir validé la méthode d'homogénéisation, l'efficacité du trilame optimisé par la suite comparée à celles de l'aluminium, de l'acier et du cuivre sur la gamme de fréquences (1 Hz – 10 kHz). Cette comparaison se fait suivant deux points de vue : une comparaison à iso-épaisseur et une autre à iso-masse. Ces deux études permettent de vérifier l'intérêt du trilame pour des applications où l'espace est limitée (iso-épaisseur) et où la masse d'un système doit être minimisée (iso-masse). Pour l'étude iso-épaisseur, l'épaisseur du blindage est fixe quel que soit le matériau (200 μm ou 1 mm). Pour l'étude iso-masse, les épaisseurs du cuivre, de l'aluminium et de l'acier sont adaptées afin que leur masse corresponde à celle du trilame. Pour ceci, les densités utilisées sont respectivement 2,71, 7,85 et 8,96 g/cm^3 pour l'aluminium, l'acier et le cuivre. Les densités des deux trilames optimisés sont alors d'environ 4,78 et 5,35 g/cm^3 respectivement pour l'épaisseur 200 μm et 1 mm. Le trilame s'avère logiquement moins dense que l'acier et le cuivre mais plus que l'aluminium.

Les **Figures III.18** et **III.19** présentent respectivement les graphes obtenus à iso-épaisseur et à iso-masse pour les trilames optimisés de 200 μm et de 1 mm d'épaisseur. De plus, les efficacités de blindage de ces différents matériaux ont été calculées à l'aide des modèles analytique et numérique avec et sans homogénéisation. Le rayon du blindage dans le modèle numérique est de 105 mm.

Qualitativement, le modèle analytique et le modèle numérique donnent des résultats similaires (**Figure III.18** et **III.19**). Quantitativement, ces deux modèles présentent cependant quelques différences. La différence la plus notable se fait sur l'aluminium et le cuivre avec le modèle analytique qui sous-évalue leur efficacité de blindage par rapport au modèle numérique. Ces différences peuvent provenir de divers paramètres :

- Premièrement, le modèle analytique considère que le blindage est un plan infini alors que dans le modèle numérique, seul un blindage fini peut être simulé (rayon = 105 mm).

- Deuxièmement, on considère dans le modèle analytique une onde d'incidence normale sur tout le blindage. Dans le modèle numérique, le champ magnétique est généré par une bobine.

- Troisièmement, l'efficacité de blindage n'est pas calculée tout à fait de la même manière car celle-ci est proportionnelle à $H_{incident}/H_{transmis}$ et à $H_{air}/H_{blindage}$ respectivement dans le modèle analytique et le modèle numérique.

- Enfin, les équations de Schulz ont été développées à la base pour des fréquences bien plus élevées (GHz), leur adéquation à basses fréquences n'est donc pas totalement garantie.

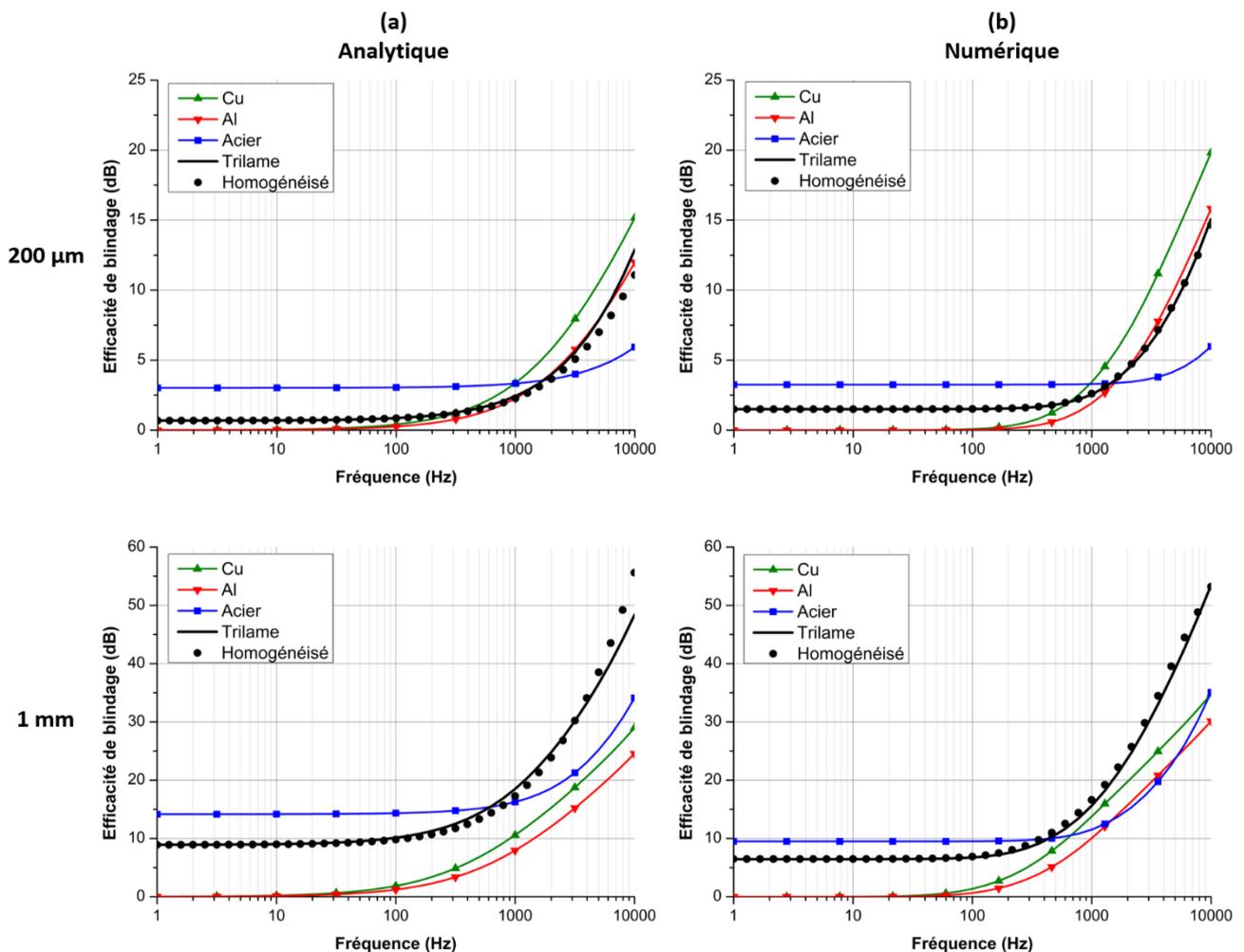


Figure III.18 : Efficacités de blindage des trilames de 200 µm et de 1 mm d'épaisseur et des lames d'Al, d'acier et de Cu à iso-épaisseur obtenue par la méthode analytique (a) et par la méthode numérique (rayon = 105 mm) (b)

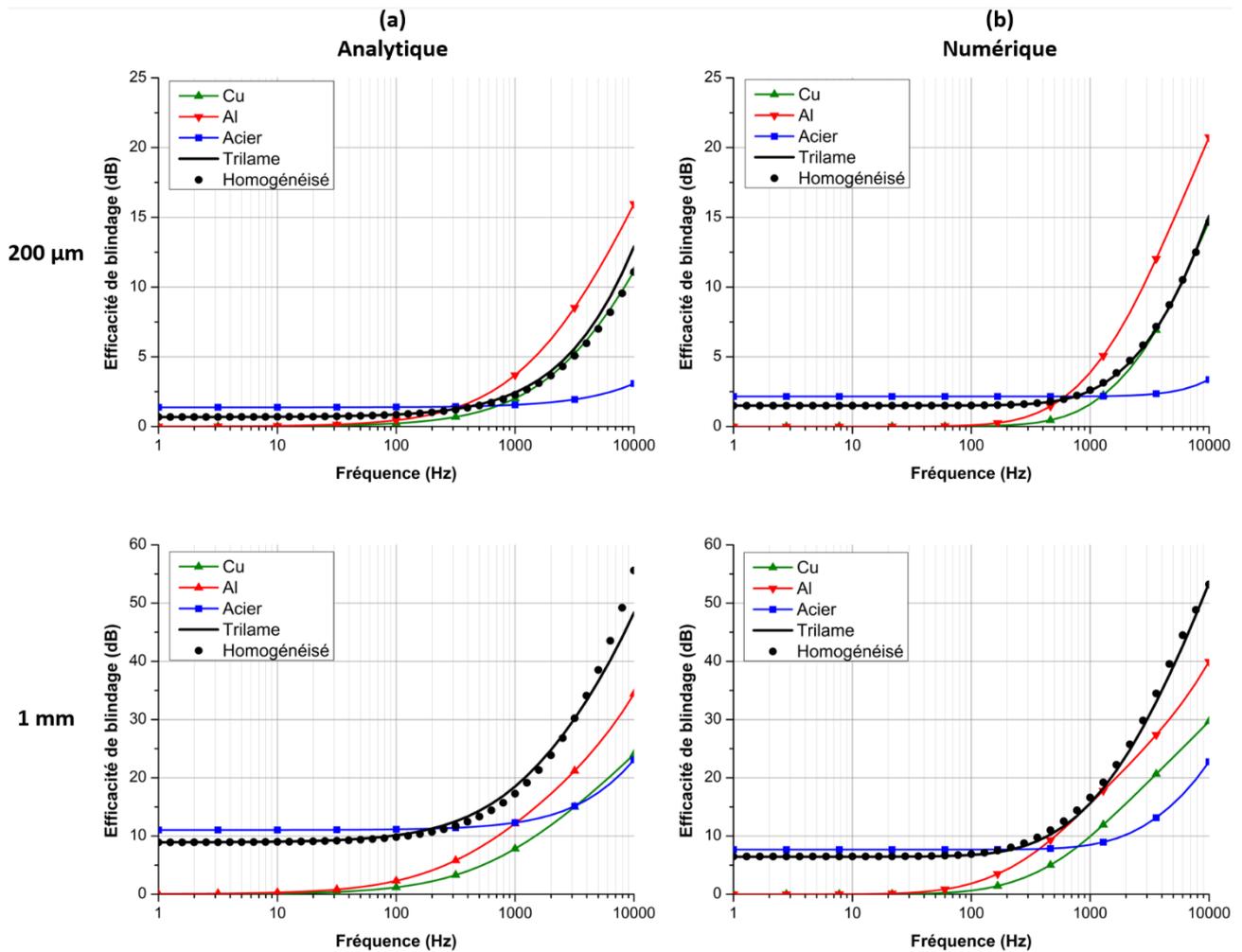


Figure III.19 : Efficacités de blindage des trilames de 200 μm et de 1 mm d'épaisseur et des lames d'Al, d'acier et de Cu à iso-masse obtenue par la méthode analytique (a) et par la méthode numérique (b) avec ou sans homogénéisation

En passant d'une étude à iso-épaisseur à une étude à iso-masse, l'efficacité de blindage de l'acier et du Cu diminue alors que celle de l'Al augmente. Cela s'explique tout simplement par le changement d'épaisseur pour l'étude à iso-masse. En effet, les épaisseurs équivalentes d'acier, de cuivre et d'aluminium à iso-masse sont respectivement environ de 122, 110 et 354 μm pour le trilame optimisé de 200 μm et de 682, 615 et 1 983 μm pour le trilame optimisé de 1 mm.

Dans tous les cas, le trilame optimisé de 1 mm montre tout son intérêt pour le blindage magnétique. Sur toute la gamme d'étude de 1 Hz à 10 kHz, son efficacité de blindage est supérieure à celle de l'aluminium et du cuivre. À très basses fréquences, elle est en-dessous de celle de l'acier (numérique : 6,4 dB pour 9,5 dB à iso-épaisseur et 7,7 dB à iso-masse) mais la dépasse rapidement (numérique : environ 400 Hz à iso-épaisseur et environ 200 Hz à iso-masse).

Le trilame optimisé de 200 μm montre moins d'intérêt que celui de 1 mm car à iso-épaisseur son efficacité de blindage passe bien en-dessous de celle du cuivre et à iso-masse

de celle de l'aluminium. L'intérêt principal du trilame reste toutefois sa capacité à atténuer aussi bien les très basses fréquences (< 100 Hz) que les fréquences plus élevées (> 1 kHz).

Afin d'observer l'impact du choix du matériau sur le champ magnétique, sa distribution est visualisée avec le modèle numérique. Comme le blindage magnétique est dépendant des propriétés physiques des matériaux, l'étude de la répartition du champ magnétique autour des échantillons permet d'en constater leurs effets. Seuls les résultats à iso-épaisseur sont présentés ici mais les mêmes observations ont été faites à iso-masse.

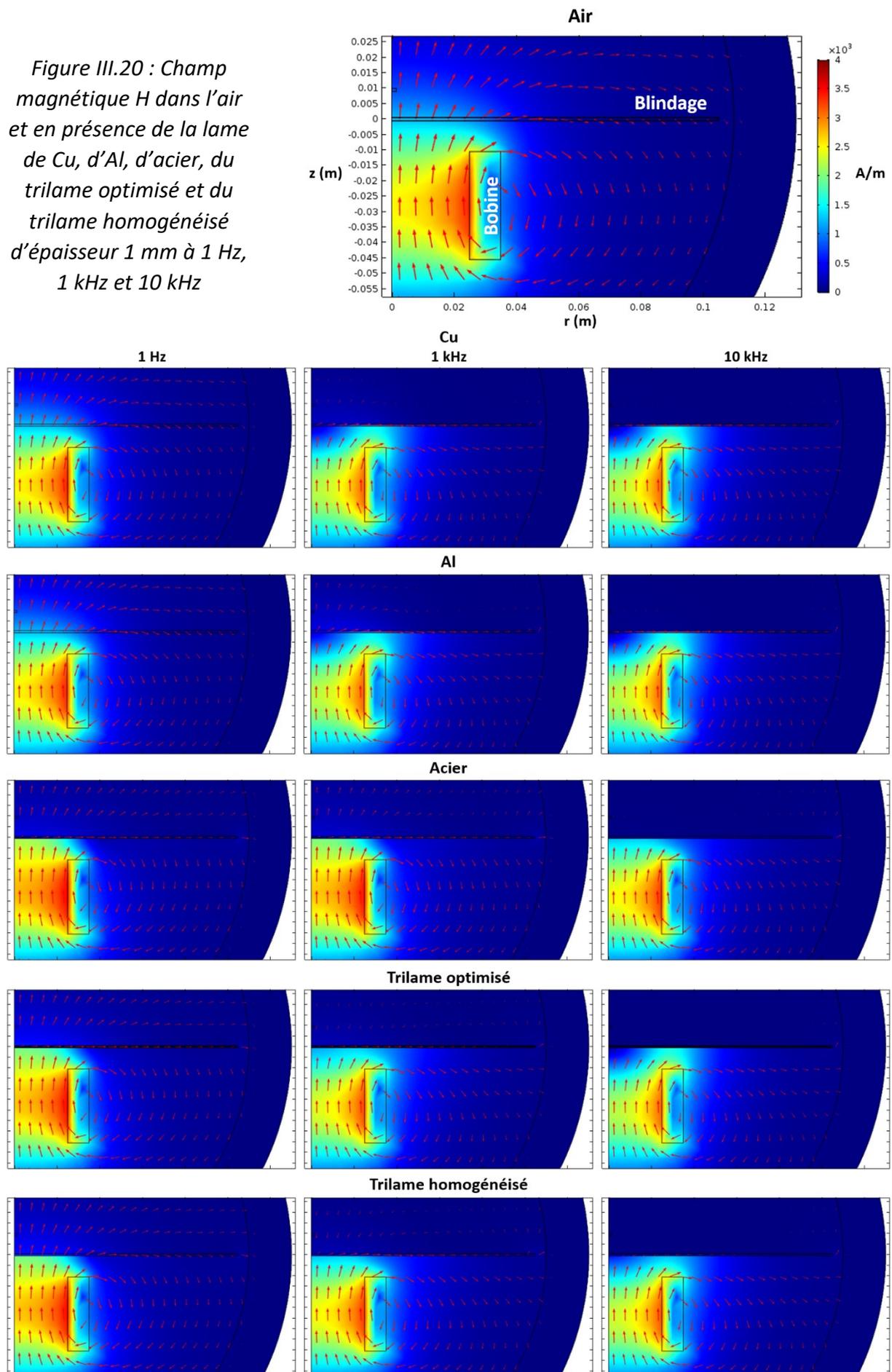
Le champ magnétique H dans l'air et en présence de la lame de cuivre, d'aluminium, d'acier, du trilame optimisé et du trilame homogénéisé peut être observé sur la **Figure III.20** à différentes fréquences (1 Hz, 1 kHz et 10 kHz). Ces figures ont été obtenues grâce au modèle numérique 2D-axi. L'épaisseur simulée du blindage est de 1 mm, son rayon de 105 mm et la distance bobine/blindage est de 1 cm. Les flèches rouges sur ces figures représentent la direction du champ magnétique.

Dans l'air, le champ magnétique est plus élevé au centre de la bobine et décroît ensuite suivant z (cf. **Figure III.5**). La valeur du champ au centre de la bobine est d'environ 2 500 A/m. Le cuivre et l'aluminium, avec une perméabilité magnétique proche de 1, n'atténuent pas le champ magnétique à basses fréquences. Les figures correspondantes à 1 Hz sont donc identiques à celle de l'air. En augmentant la fréquence, le cuivre et l'aluminium commencent à atténuer le champ grâce à l'apparition des courants de Foucault qui génèrent un champ magnétique s'opposant à celui de la bobine. Le champ magnétique diminue alors en-dessous des lames de cuivre et d'aluminium. Cette diminution est constatée sur ces figures grâce à l'apparition d'une zone bleu foncé. On remarque de plus que le champ au centre de la bobine a aussi diminué.

L'acier possédant une perméabilité magnétique de 100 est capable d'atténuer le champ à basses fréquences. Il « attire » les lignes de champ et amplifie alors le champ magnétique à son voisinage (entre la bobine et la lame d'acier). Plus la fréquence augmente, moins le champ magnétique est amplifié car celui-ci est atténué par les courants de Foucault qui sont présents dans l'acier. Les courants de Foucault y sont cependant plus faibles que dans l'aluminium et le cuivre car sa conductivité électrique est plus basse.

Le trilame présente le comportement de l'acier en amplifiant à son voisinage le champ magnétique à basse fréquence (1 Hz) et de l'aluminium en le diminuant à plus haute fréquence (10 kHz). Le trilame homogénéisé (une seule couche) présente cette même caractéristique mais une différence est notable, notamment à 10 kHz. En effet, le champ magnétique est moins repoussé par le blindage homogénéisé que par le trilame à cette fréquence. Une conductivité plus faible de la couche équivalente par rapport à celle de l'Al qui constitue le trilame peut expliquer cette différence.

Figure III.20 : Champ magnétique H dans l'air et en présence de la lame de Cu, d'Al, d'acier, du trilame optimisé et du trilame homogénéisé d'épaisseur 1 mm à 1 Hz, 1 kHz et 10 kHz



La **Figure III.21** permet de visualiser plus facilement ces différents phénomènes en présentant la norme du champ magnétique H sur l'axe vertical z (axe d'axisymétrie). L'origine correspond au centre de la bobine. Les tirets et les pointillés verticaux représentent respectivement la limite supérieure de la bobine et la position du blindage. Le champ magnétique a été tracé en présence du blindage de $200\ \mu\text{m}$ **(a)** et de $1\ \text{mm}$ **(b)** d'épaisseur. L'influence des différents matériaux et de l'épaisseur peut alors être constatée à $1\ \text{Hz}$, $1\ \text{kHz}$ et $10\ \text{kHz}$.

Le champ magnétique n'est pas influencé par la lame de Cu et d'Al à $1\ \text{Hz}$, leur courbe (rouge) est donc superposée à celle de l'air (noire). En passant à 1 et $10\ \text{kHz}$, le champ magnétique avant le blindage diminue effectivement. Cette diminution est toutefois différente entre l'aluminium et le cuivre et dépend aussi de leur épaisseur.

Le **Tableau III.7** donne les valeurs du champ magnétique peu avant la face inférieure du blindage ($z = 2,75\ \text{cm}$) de sorte à quantifier cette diminution. La valeur dans l'air à ce point-là est d'environ $1\ 290\ \text{A/m}$. De $1\ \text{kHz}$ à $10\ \text{kHz}$, celui-ci passe de 260 à $48\ \text{A/m}$ et de 410 à $58\ \text{A/m}$ avec respectivement le cuivre et l'aluminium d'épaisseur $1\ \text{mm}$. Le cuivre étant plus conducteur que l'aluminium, les courants de Foucault ont alors une intensité plus élevée et le champ magnétique qui s'oppose à celui de la bobine est donc plus intense. Finalement, le champ magnétique décroît rapidement selon l'axe z jusqu'au blindage. Plus la fréquence est élevée, plus cette décroissance est rapide et importante (**Figure III.21**).

L'acier amplifie le champ magnétique passant de $1\ 290$ à $2\ 180\ \text{A/m}$ à $1\ \text{Hz}$ juste sous la face inférieure du blindage de $1\ \text{mm}$. Cette valeur décroît ensuite avec la fréquence en passant par $2\ 000$ et $1\ 262\ \text{A/m}$ à $1\ \text{kHz}$ et $10\ \text{kHz}$. Précisons de plus qu'avec l'acier d'épaisseur de $200\ \mu\text{m}$, le champ magnétique à $1\ \text{Hz}$ et à $1\ \text{kHz}$ est similaire. Suivant l'axe z , le champ magnétique diminue jusqu'au blindage où une chute brutale est observée (**Figure III.21**). Cette rupture est liée au fait que le champ magnétique H dans le matériau est, à flux donné, inversement proportionnel à sa perméabilité relative.

Le trilame présente le même comportement que l'acier (augmentation à $1\ 974\ \text{A/m}$ à $1\ \text{Hz}$) et l'aluminium (diminution à $152\ \text{A/m}$ à $10\ \text{kHz}$). La couche équivalente montre, comme on s'en doutait, une différence avec le trilame notamment à $1\ \text{kHz}$ et $10\ \text{kHz}$: $1\ 264$ pour $1\ 184\ \text{A/m}$ et 571 pour $152\ \text{A/m}$ respectivement. Cependant, le champ magnétique après la couche équivalente est similaire à celui du trilame, ce qui donne une efficacité de blindage identique (cf. **Figure III.18 (b)**).

Par ailleurs, une plus faible différence entre la couche équivalente et le trilame est remarquée pour l'épaisseur de $200\ \mu\text{m}$ (459 pour $454\ \text{A/m}$ à $10\ \text{kHz}$). Ainsi, bien que l'homogénéisation permette d'obtenir une efficacité de blindage similaire au trilame à partir d'une couche équivalente (**Figure III.18 (b)**), le champ magnétique avant l'échantillon peut différer en fonction de la fréquence et de l'épaisseur du blindage simulé.

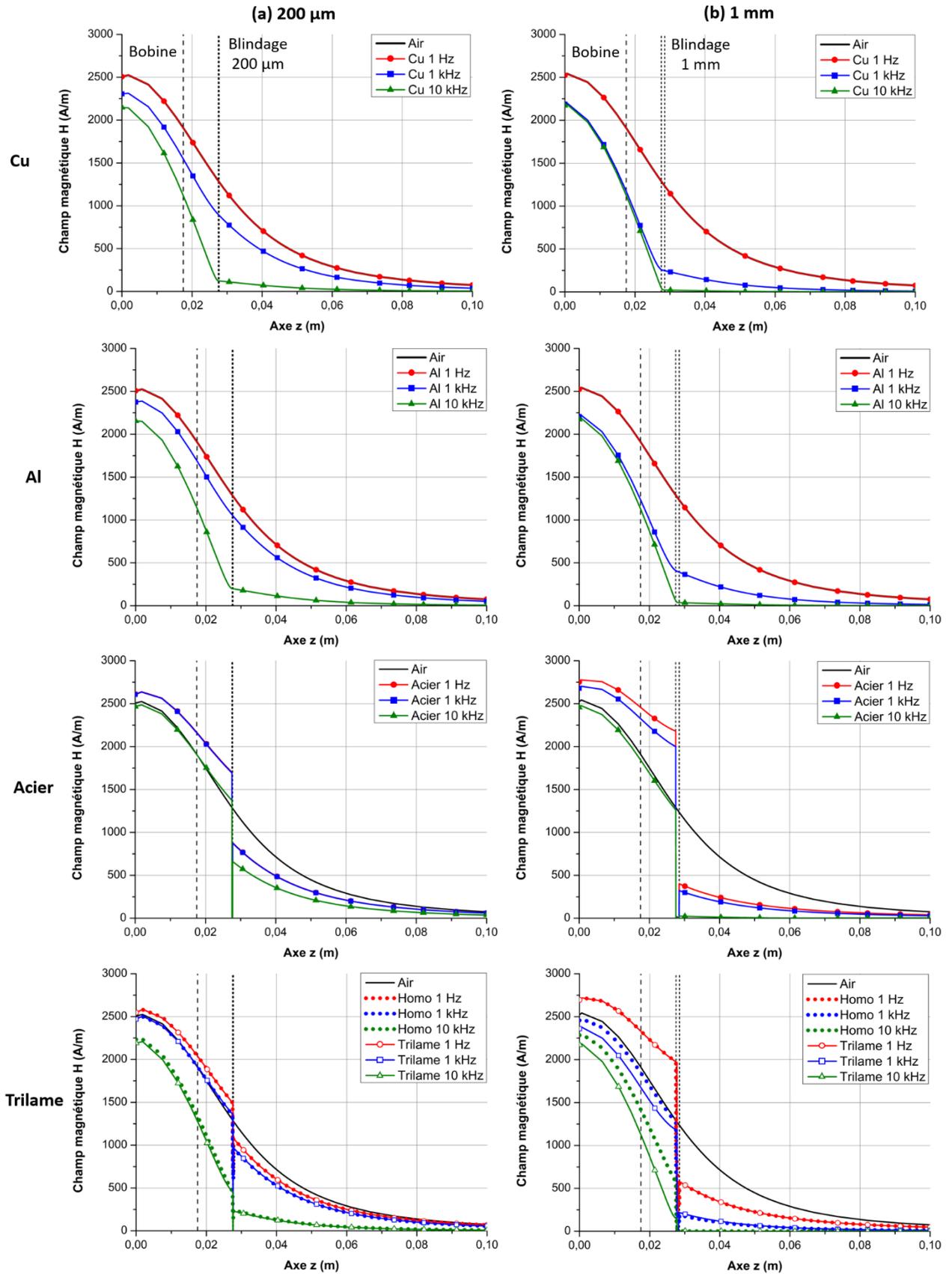


Figure III.21 : Champ magnétique H suivant l'axe z en présence de la lame de Cu, d'Al, d'acier, du trilame optimisé et du trilame homogénéisé d'une épaisseur de $200\ \mu\text{m}$ (a) et de $1\ \text{mm}$ (b) à $1\ \text{Hz}$, $1\ \text{kHz}$ et $10\ \text{kHz}$

Tableau III.7 : Champ magnétique H à z = 2,75 cm pour les différents matériaux de 200 µm et de 1mm d'épaisseur à 1 Hz, 1 kHz et 10 kHz

Matériaux	Épaisseur	Champ magnétique H (A/m)		
		1 Hz	1 kHz	10 kHz
Air	x	1 290		
Cu	200 µm	1 290	898	124
	1 mm		260	48
Al	200 µm	1 290	1 059	199
	1 mm		410	58
Acier	200 µm	1 700	1 694	1 374
	1 mm	2 180	2 000	1 262
Trilame	200 µm	1 493	1 360	454
	1 mm	1 974	1 184	152
Homogénéisé	200 µm	1 493	1 349	459
	1 mm	1 976	1 264	571

Pour conclure, dans cette partie, nous avons pu mettre en évidence via le modèle analytique que les champs magnétiques à basses fréquences sont les champs les plus difficiles à atténuer. Ce modèle analytique a permis entre autres d'optimiser les épaisseurs des couches d'aluminium et d'acier du trilame afin d'obtenir le meilleur blindage moyen sur la gamme de fréquences (1 Hz - 10 kHz). Le trilame optimisé a par la suite été intégré à un modèle numérique développé sur COMSOL Multiphysics. Une homogénéisation des propriétés physiques du trilame optimisé a été effectuée afin de le modéliser par une couche équivalente dans le modèle numérique. Les efficacités de blindage du trilame optimisé et sa couche équivalente montrent une très bonne concordance, particulièrement à basses fréquences (< 10 kHz). En effet, à hautes fréquences (> 10 kHz), cette concordance peut être limitée par divers paramètres dont la géométrie du système et le fait que l'épaisseur de peau de la couche équivalente soit plus fine que celle du trilame à fréquence donnée. Notons de plus que la couche équivalente ne permet pas de retranscrire totalement le comportement du trilame. Cette dernière remarque est particulièrement vraie pour le trilame optimisé de 1 mm d'épaisseur.

II. Influence de l'épaisseur initiale d'acier sur le blindage magnétique

Dans le **Chapitre II**, nous avons montré qu'une épaisseur d'acier plus élevée (200 μm au lieu de 100 μm) permet de limiter l'apparition des instabilités plastiques et d'améliorer l'adhérence des interfaces Al/Acier. Cette augmentation de l'épaisseur initiale d'acier dans le trilame va aussi jouer sur le blindage magnétique. Dans ce chapitre, en partie I, on a vu que le ratio d'épaisseur joue principalement sur l'efficacité de blindage à basses fréquences (**Figure III.17 (b)**). Cette partie II se focalise alors sur l'influence de l'épaisseur d'acier (ratio d'épaisseur) sur le blindage magnétique, d'abord expérimentalement puis avec le modèle numérique 3D (**Figure III.1 (b)**).

II.1 Mesures de l'efficacité de blindage

II.1.1 Montage électronique pour le blindage magnétique

Expérimentalement, comme dans le modèle numérique, le blindage magnétique du trilame est simplement étudié à partir de l'atténuation d'un champ magnétique généré par une bobine. La **Figure III.22** présente le montage électronique réalisé pour déterminer l'efficacité de blindage des échantillons. La **Figure III.23** donne une schématisation de ce montage.

Un générateur basses fréquences (GBF), associé à un amplificateur linéaire, permet de produire une tension sinusoïdale de faible fréquence conduisant à un courant également sinusoïdal si aucun matériau ne sature. La gamme de fréquences étudiée dans ce chapitre est de [1 Hz – 10 kHz].

L'intensité efficace est mesurée par un ampèremètre analogique à aiguille et par une pince de courant reliée à un oscilloscope. Les mesures des deux ampèremètres étant concordantes à basses fréquences, l'intensité efficace peut être adaptée plus rapidement via l'ampèremètre à aiguille. Le signal du GBF et le courant de sortie de l'amplificateur sont observés sur l'oscilloscope. L'intensité efficace du courant est fixée par la suite à 2 A pour chaque fréquence de travail pour les mesures de blindage.

Ce courant traverse une bobine qui va alors générer un champ magnétique. Les dimensions de la bobine sont respectivement de 18,5, 15 et 30 mm pour sa hauteur, ses diamètres intérieur et extérieur. La bobine de faibles dimensions a été conçue de telle sorte que son diamètre extérieur corresponde au côté des échantillons étudiés qui sont eux-mêmes de faibles dimensions (3 x 3 cm^2) en raison de la limitation de puissance du laminoir. Elle est constituée de 100 spires de fil de cuivre de 1 mm de diamètre. La densité de courant J qui la parcourt est calculée par :

$$J = \frac{N \times I_{eff}}{S} \quad (\text{III.20})$$

avec N le nombre de spires, I_{eff} l'intensité efficace du courant et S la section de la bobine. Ainsi avec ces conditions, la densité de courant est d'environ $1,44 \times 10^6 \text{ A/m}^2$.

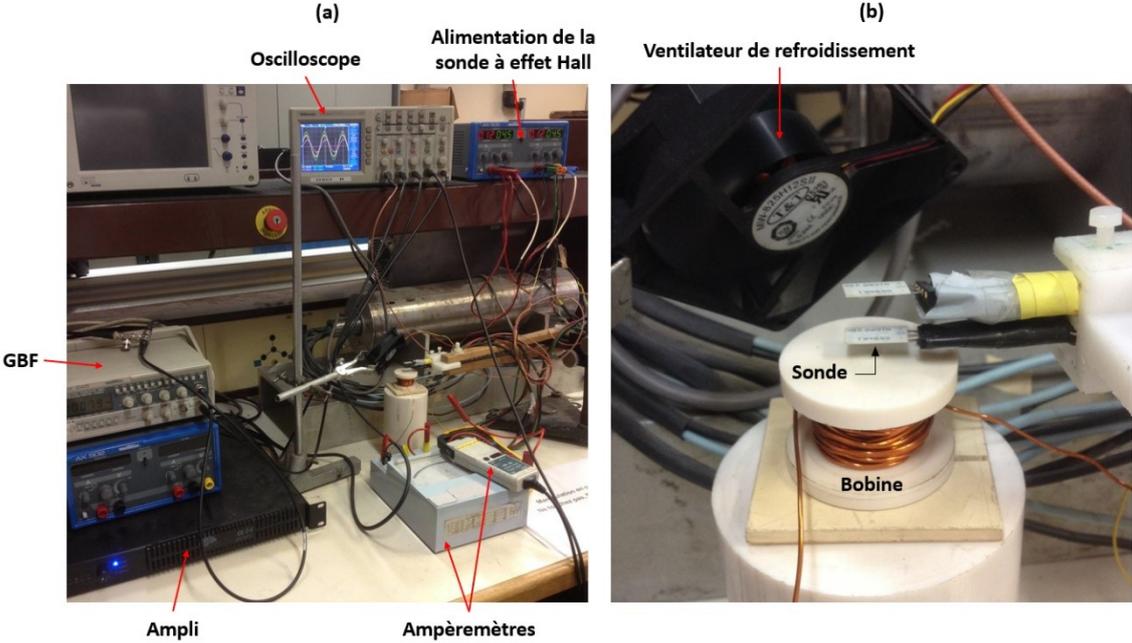


Figure III.22 : Montage électronique (a) et zoom sur la zone utile (b)

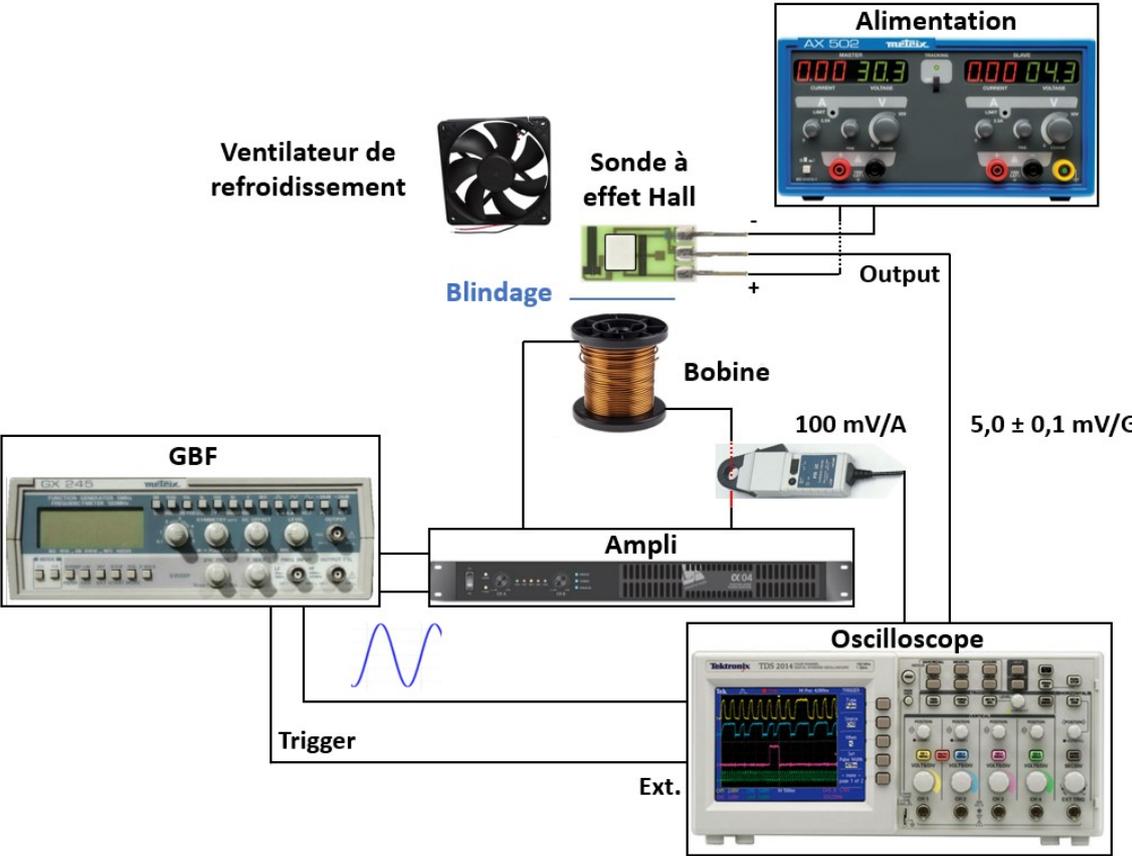


Figure III.23 : Schématisation du montage électronique

II.1.2 Calcul de l'efficacité de blindage

Le champ magnétique généré par la bobine est mesuré par une sonde à effet Hall SS94A1 de la marque Honeywell (**Figures III.22 et III.23**). La documentation renseigne une sensibilité de $5,0 \pm 0,1$ mV/G et une gamme d'utilisation de (- 500 à + 500 G), soit (- 0,05 à + 0,05 T). L'effet Hall stipule qu'un courant électrique traversant un matériau baignant dans un champ magnétique engendre une tension perpendiculaire à ce dernier. Ainsi, la tension efficace engendrée par l'effet Hall V_H est proportionnelle à l'induction magnétique B :

$$V_H = R_H \times \frac{I \times B}{e} = (5,0 \pm 0,1) \times B \quad (\text{III.21})$$

avec R_H une constante du matériau de la sonde liée aux porteurs de charges, I l'intensité efficace du courant qui traverse le matériau et e son épaisseur.

L'efficacité de blindage d'un matériau SE_H peut être ensuite calculée à partir de :

$$SE_H = 20 \log_{10} \frac{H_{air}}{H_{mat}} = 20 \log_{10} \frac{V_{air}}{V_{mat}} \quad (\text{III.22})$$

avec respectivement V_{air} et V_{mat} la tension mesurée par la sonde sans et en présence du matériau de blindage. Toutes les mesures expérimentales sont effectuées avec les échantillons placés à 6 mm au-dessus de la bobine. La distance écran de blindage/sonde est réglable.

La tension théorique (sans blindage), calculée à partir des **équations III.10 et III.21**, pour une distance bobine/sonde de 11 mm et une densité de courant correspondant à une intensité efficace de 2 A est environ égale à 78,3 mV à 10 Hz. La valeur expérimentale mesurée par la sonde à effet Hall est d'environ 78 - 79 mV. Cette mesure montre alors la validité de la sonde.

Un ventilateur, placé au-dessus de la sonde, permet de limiter les effets thermiques qui ont lieu principalement à « hautes fréquences » (1 kHz - 10 kHz) : sensibilité de la sonde à la température, variation de résistivité du cuivre liée à l'échauffement de la bobine par dissipation Joules et échauffement des échantillons engendré par les courants de Foucault.

II.1.3 Résultats expérimentaux

Trois trilames de 5 cm de longueur et de 3 cm de largeur sont colaminés à des taux de déformation de 48,6 % (épaisseur finale : 360 μm), 52,3 % (330 μm) et 57,1 % (300 μm) avec une épaisseur initiale d'acier de 200 μm (ratio d'épaisseur : $R_e = 2/7$) afin de vérifier l'influence de l'épaisseur totale sur l'efficacité de blindage mesurée expérimentalement. On les notera par la suite T2. Des échantillons carrés de 3 x 3 cm^2 sont ensuite préparés. Malheureusement, aucun échantillon n'a pu être obtenu en-dessous de 300 μm à cause du manque de puissance du laminoir. Ainsi, la quantification du blindage magnétique pour des trilames plus fins n'a pas

été possible. Les efficacités de blindage de ces trois échantillons T2 sont comparées à celle d'un trilame colaminé à un taux de réduction de 50 % (épaisseur finale : 300 μm) avec une épaisseur initiale d'acier de 100 μm ($R_e = 1/6$) afin de vérifier l'influence du ratio d'épaisseur sur l'efficacité de blindage. On le notera T1.

La bobine de hauteur 18,5 mm, de rayon interne 7,5 mm et de rayon externe 15 mm parcourue par une intensité efficace de 2 A, génère un champ magnétique mesuré par une sonde à effet Hall (**Figure III.22 (b)**). La distance bobine/blindage et la distance blindage/mesure ont été fixées respectivement à environ 6 mm et 5 mm pour toutes les mesures suivantes.

Un oscilloscope permet de visualiser les différents courants du montage électronique. La **Figure III.24** présente les courbes obtenues sur l'oscilloscope dans l'air, en présence de l'échantillon d'aluminium (250 μm) et d'acier (100 μm) à 10 Hz et 10 kHz. La courbe rose correspond à la tension délivrée par le GBF, la courbe verte à la tension en sortie de l'amplificateur, et donc en entrée de la bobine, et la courbe jaune à la mesure de la sonde à effet Hall. La courbe verte est obtenue grâce à la pince ampèremétrique à effet Hall (ampèremètre numérique) de calibre 100 mV/A. On atteint alors une intensité efficace de 2 A dans la bobine quand la tension de ce signal est fixée à 200 mV.

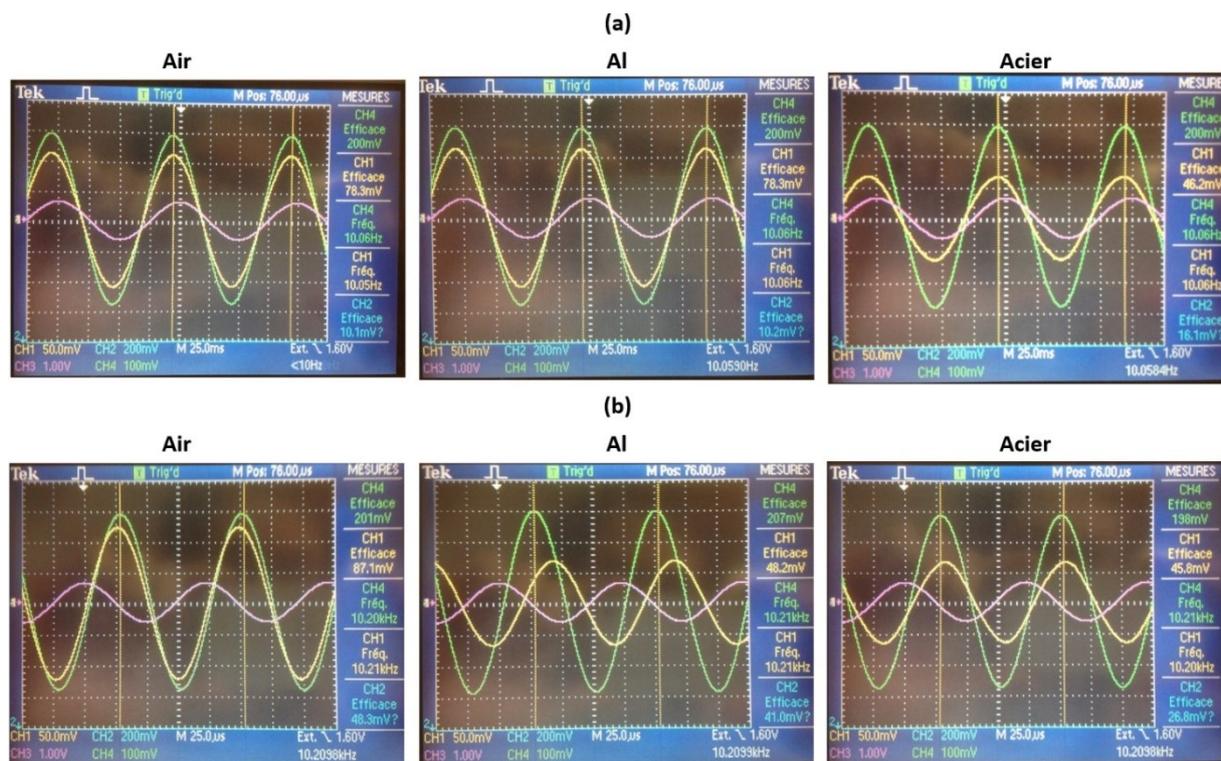


Figure III.24 : Courbes des courants visualisés sur l'oscilloscope dans l'air et en présence de l'échantillon (3x3 cm²) d'Al (250 μm) et d'acier (100 μm) à 10 Hz (a) et 10 kHz (b) (rose = GBF, vert = bobine, jaune = sonde à effet Hall)

La tension de Hall mesurée à 10 Hz dans l'air est de 78,3 mV et correspond à la valeur théorique calculée précédemment. Comme attendu, l'aluminium n'atténue pas le champ magnétique à 10 Hz puisque le signal de la sonde à effet Hall a toujours une tension de 78,3 mV. En revanche, avec l'acier, le signal est atténué et atteint une tension de 46,2 mV qui correspond à une efficacité de blindage d'environ 4,6 dB.

À 10 kHz, la tension de Hall dans l'air augmente et atteint 87,1 mV. L'origine exacte de cette augmentation n'est pas connue mais est dépendante de la température du système (échauffement de la bobine par effet Joule) et est donc sans doute liée à l'impact de la température sur les propriétés matériaux de la bobine (cuivre) ou sur la sonde à effet Hall. En effet, sans le ventilateur de refroidissement, la tension mesurée est d'environ 94 mV. De plus, lorsque la sonde est plus éloignée de la bobine (16 mm au lieu de 11 mm), donc plus éloignée de la source de chaleur, la tension augmente peu passant de 44,7 mV à 46,4 mV respectivement à 10 Hz et 10 kHz.

Malgré cette augmentation dans l'air à cette fréquence, le signal est atténué par l'aluminium et l'acier avec respectivement une tension de 48,2 et 45,8 mV correspondant à un blindage d'environ 5,1 et 5,6 dB. Précisons toutefois qu'en présence des échantillons, le courant parcourant la bobine a tendance à varier légèrement. Ici, en présence d'aluminium, il augmente à 2,07 A et en présence de l'acier il diminue à 1,98 A. Par la suite, pour le calcul de l'efficacité de blindage, le courant a été au préalable ramené à 2 A pour obtenir une valeur identique dans toutes les configurations.

Notons de plus qu'à 10 kHz, un déphasage est observé entre le signal de la bobine et le signal de la sonde à effet Hall. Ce déphasage est plus important en présence de l'échantillon d'aluminium que d'acier. De plus, il a été constaté que ce déphasage est de plus en plus important en augmentant la fréquence. Ce déphasage est lié à l'apparition des courants de Foucault qui génèrent un champ magnétique s'opposant à celui de la bobine, ces courants étant plus importants lorsque la fréquence augmente.

La **Figure III.25** présente l'efficacité de blindage des trois trilames (T2 : $R_e = 2/7$) cités précédemment, comparée à celle du trilame d'épaisseur de 300 μm colaminé avec l'acier d'épaisseur initiale de 100 μm (T1 : $R_e = 1/6$). L'efficacité de blindage de ces trois trilames T2 à basses fréquences est proche et comprise entre 3,9 et 4 dB. Cette faible différence peut être expliquée par le fait que l'acier dans ces trilames présente peu voire pas d'instabilités plastiques. La différence d'épaisseur impacte le blindage plutôt à haute fréquence : à 10 kHz, les efficacités de blindage sont respectivement d'environ 11,4, 10,8 et 9,9 dB. Cette baisse est liée principalement à la diminution de l'épaisseur d'aluminium dans le trilame.

Le trilame T2 d'épaisseur 300 μm colaminé avec un acier de 200 μm montre un blindage supérieur à celui qui a été colaminé avec un acier de 100 μm (T1). Rappelons qu'à basses fréquences, le blindage est principalement dû à la présence de l'acier. Le T2 a donc une efficacité de blindage d'environ 3,9 dB, logiquement supérieure à celle du T1 qui est d'environ 3,5 dB. Cependant, en augmentant la fréquence, le blindage du T2 devient similaire à celui du T1 (9,9 dB à 10 kHz). Cette croissance en fréquence plus rapide avec le T1 qu'avec le T2 peut

être expliquée par une épaisseur d'aluminium plus grande. Par conséquent, le ratio initial d'épaisseur a un impact non négligeable sur l'efficacité de blindage du trilame. Comme cela était attendu, on confirme que plus l'acier est épais dans le trilame, plus le blindage à basses fréquences sera élevé et celui à hautes fréquences diminué.

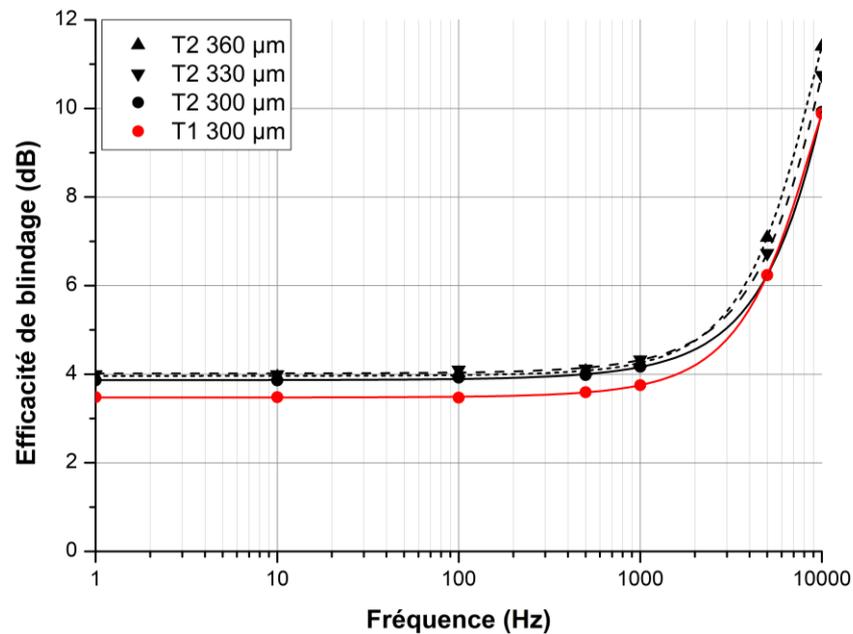


Figure III.25 : Efficacités de blindage des échantillons ($3 \times 3 \text{ cm}^2$) des trilames T2 colaminés à différents taux de réduction avec un acier d'épaisseur initiale de $200 \mu\text{m}$ ($R_e : 2/7$) comparée à celle d'un trilame T1 de $300 \mu\text{m}$ colaminé avec un acier d'épaisseur initiale de $100 \mu\text{m}$ ($R_e : 1/6$)

II.2 Résultats numériques

Afin d'étudier plus en détail l'influence du ratio d'épaisseur sur l'efficacité de blindage du trilame, les modèles numériques 2D-axi et 3D sont utilisés. La simulation numérique 3D du blindage magnétique est effectuée avec la même géométrie que pour l'approche expérimentale. Les propriétés physiques de l'Al ($\mu = 1$ et $\sigma = 33,61 \times 10^6 \text{ S/m}$) et de l'acier (Acier $100 \mu\text{m}$: $\mu = 250$ et $\sigma = 9,02 \times 10^6 \text{ S/m}$, Acier $200 \mu\text{m}$: $\mu = 150$ et $\sigma = 9,20 \times 10^6 \text{ S/m}$) sont utilisées ici (cf. **Tableau III.1**).

Pour faciliter le calcul numérique 3D, la démarche d'homogénéisation présentée précédemment (**Figure III.11**) est appliquée aux trilames Al/Acier/Al de ratio d'épaisseur de $1/6$ et de $2/7$. Le **Tableau III.8** présente les propriétés équivalentes ainsi calculées.

Tableau III.8 : Propriétés équivalentes des trilames avec un ratio d'épaisseur de 1/6 et de 2/7 obtenues par homogénéisation

Ratio	Conductivité (10^6 S/m)		Perméabilité relative	
	DL/DT	DN	DL/DT	DN
1/6	29,51	23,11	42,50	1,20
2/7	26,64	19,12	43,57	1,40

Pour la même épaisseur totale, le trilame de ratio 1/6 a une épaisseur plus grande d'aluminium que celui de 2/7 et présente donc une conductivité équivalente supérieure. On s'attend à une perméabilité relative plus élevée pour le ratio de 2/7 puisque l'épaisseur d'acier est plus grande dans le trilame de ratio 2/7 que celle du ratio 1/6, mais l'acier d'épaisseur initiale 200 μm a une perméabilité relative plus faible que celui de 100 μm (Tableau III.1). Au final, la perméabilité relative équivalente des deux ratios est assez proche.

La Figure III.26 présente l'efficacité de blindage des couches équivalentes du trilame T2, de différentes épaisseurs, comparée à l'efficacité de blindage de la couche équivalente du trilame T1 d'épaisseur de 300 μm .

Comme pour l'expérience, en diminuant l'épaisseur, l'efficacité de blindage diminue. Cependant, la diminution de l'efficacité de blindage à basses fréquences est plus marquée avec le calcul numérique qu'expérimentalement. En effet, expérimentalement, l'efficacité de blindage à basses fréquences varie entre 3,9 et 4 dB alors que numériquement, l'efficacité de blindage décroît de 3,8 à 3,5 dB respectivement pour les couches équivalentes de 360 μm et 300 μm d'épaisseur.

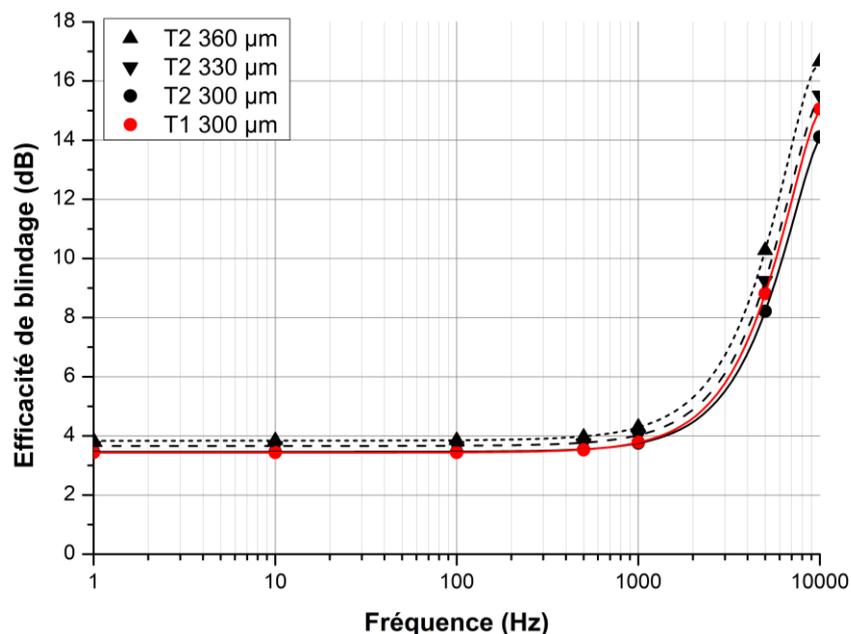


Figure III.26 : Efficacités de blindage des couches équivalentes ($3 \times 3 \text{ cm}^2$) des trilames T2 comparés à une couche équivalente du trilame T1 de 300 μm obtenue par le modèle numérique 3D

De plus, la couche équivalente de T1 a la même efficacité de blindage à basses fréquences que celle de T2 (300 μm). Ceci n'est pas étonnant puisque la perméabilité relative équivalente des deux couches est très similaire. En revanche, leur conductivité équivalente est légèrement différente (**Tableau III.8**). Ainsi, l'efficacité de blindage de la couche équivalente du trilame T1, pour des fréquences au-delà du kilohertz, est supérieure à celle de T2 : 15,6 dB pour 14,1 dB à 10 kHz.

Pour analyser uniquement l'influence du ratio d'épaisseur sur le blindage, dans le modèle numérique, on suppose que l'acier a les mêmes propriétés quelle que soit son épaisseur : conductivité de $9,02 \times 10^6$ S/m et perméabilité relative de 250. Trois ratios R_e (épaisseur acier/épaisseur totale) sont utilisés dans cette analyse : 1/4, 1/2 et 3/4. Ces trois ratios sont considérés pour trois épaisseurs de trilames : 200, 300 et 400 μm . Les couches du trilame sont considérées homogènes (pas d'instabilités plastiques). Les trilames sont simulés avec le modèle 2D-axi pour un rayon de 1,5 cm (même taille que la bobine). Les distances bobine/blindage et bobine/sonde sont toujours respectivement de 6 et 11 mm.

La **Figure III.27** regroupe les efficacités de blindage de ces différents trilames. On constate que, pour les trois épaisseurs, le trilame possédant la tôle d'acier la plus fine (1/4) atténue moins bien le champ magnétique à basses fréquences que les deux autres. Néanmoins, ce trilame les dépasse à plus hautes fréquences. On remarque de plus que les intersections entre ces trois ratios se font à une fréquence similaire, mais qui est dépendante de l'épaisseur totale du trilame. Ainsi, plus l'acier est épais dans le trilame, plus l'efficacité de blindage à basses fréquences augmente mais celle au-dessus d'environ 10 kHz diminue. Précisons que, comme pour la **Figure III.17**, l'efficacité de blindage augmente avec l'épaisseur et que le plateau apparaît à une plus faible fréquence. Notons de plus que les courbes tendent vers le même plateau (≈ 22 dB) quelle que soit l'épaisseur du trilame.

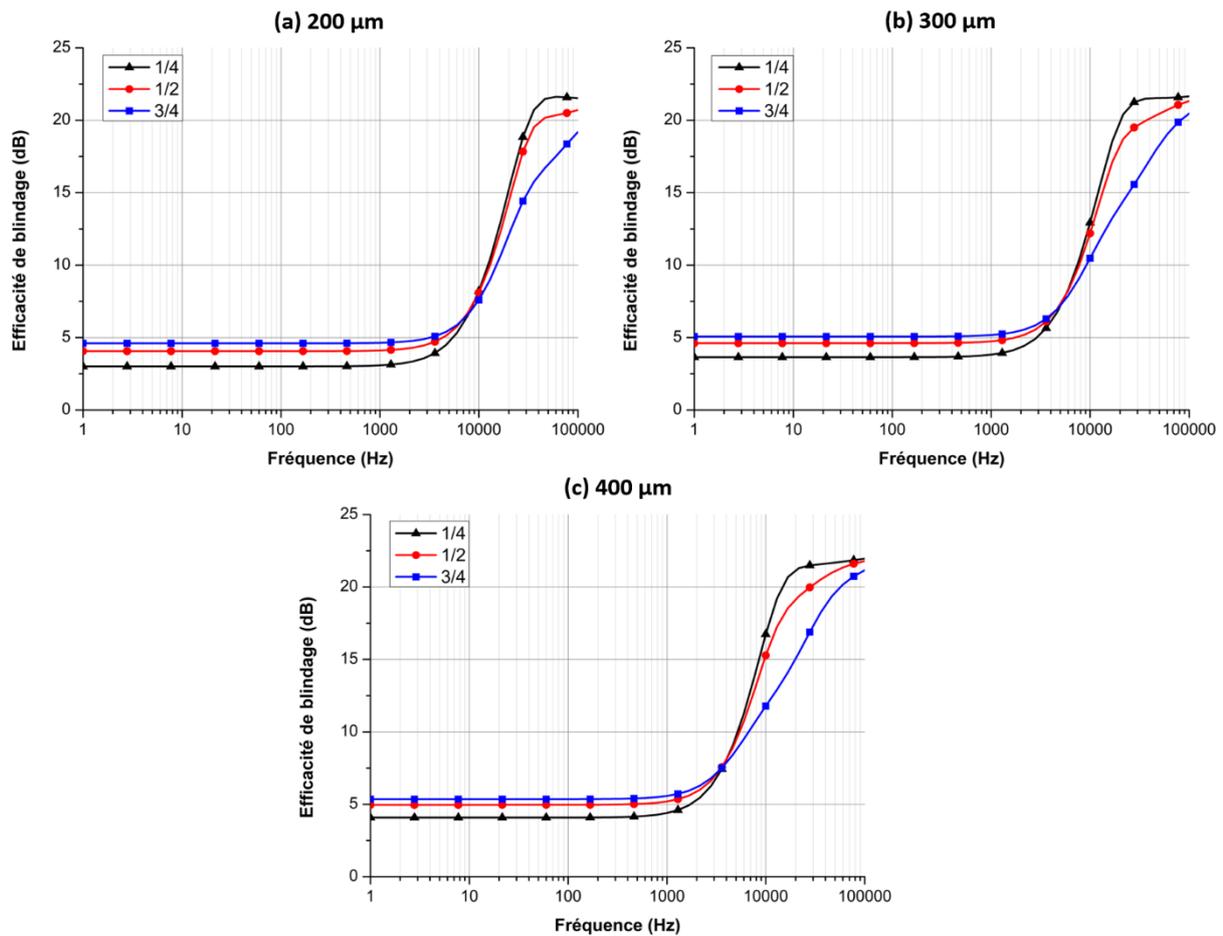


Figure III.27 : Efficacités de blindage du trilame de rayon 1,5 cm à différents ratios R_e pour une épaisseur de 200 (a), de 300 (b) et de 400 μm (c)

Les résultats précédents ont été obtenus à iso-épaisseur. Pour aller plus loin, les mêmes calculs ont été réalisés à iso-masse en prenant comme référence le ratio de 1/2 de 200, 300 et 400 μm d'épaisseur et en modélisant un échantillon de rayon 5 cm afin d'éviter la formation du plateau. En parallèle de ces calculs numériques 2D-axi, l'efficacité de blindage de ces différents trilames est aussi calculée avec le modèle analytique qui, rappelons-le, considère un blindage plan infini.

La **Figure III.28** regroupe les résultats de l'ensemble de ces calculs à iso-masse. Comme pour l'étude à iso-épaisseur, le trilame présentant le moins d'acier (1/4) atténue moins bien le champ magnétique à basses fréquences que les deux autres ratios quelle que soit son épaisseur totale. Ce résultat est vérifié aussi bien avec le modèle analytique qu'avec le modèle numérique. Ce trilame passe ensuite au-dessus des deux autres lorsque l'on augmente la fréquence.

On remarque cependant qu'avec le modèle analytique, le trilame ayant le moins d'acier (1/4) apporte un blindage plus faible à plus hautes fréquences que les deux autres trilames, là où le plateau apparaît dans le modèle numérique. Il semble donc exister une gamme de fréquences pour laquelle l'efficacité de blindage du trilame de ratio 1/4 est meilleure. Cette gamme diminue quand l'épaisseur totale augmente. Elle est d'environ (2 kHz

- 60 kHz) et (2 kHz - 30 kHz) pour respectivement les épaisseurs de 300 et de 400 μm pour le passage du 1/4 au-dessus du 1/2. Cette observation en analytique est probablement liée à la forte absorption du champ magnétique par l'acier à hautes fréquences (cf. **Figure III.7 (b)**).

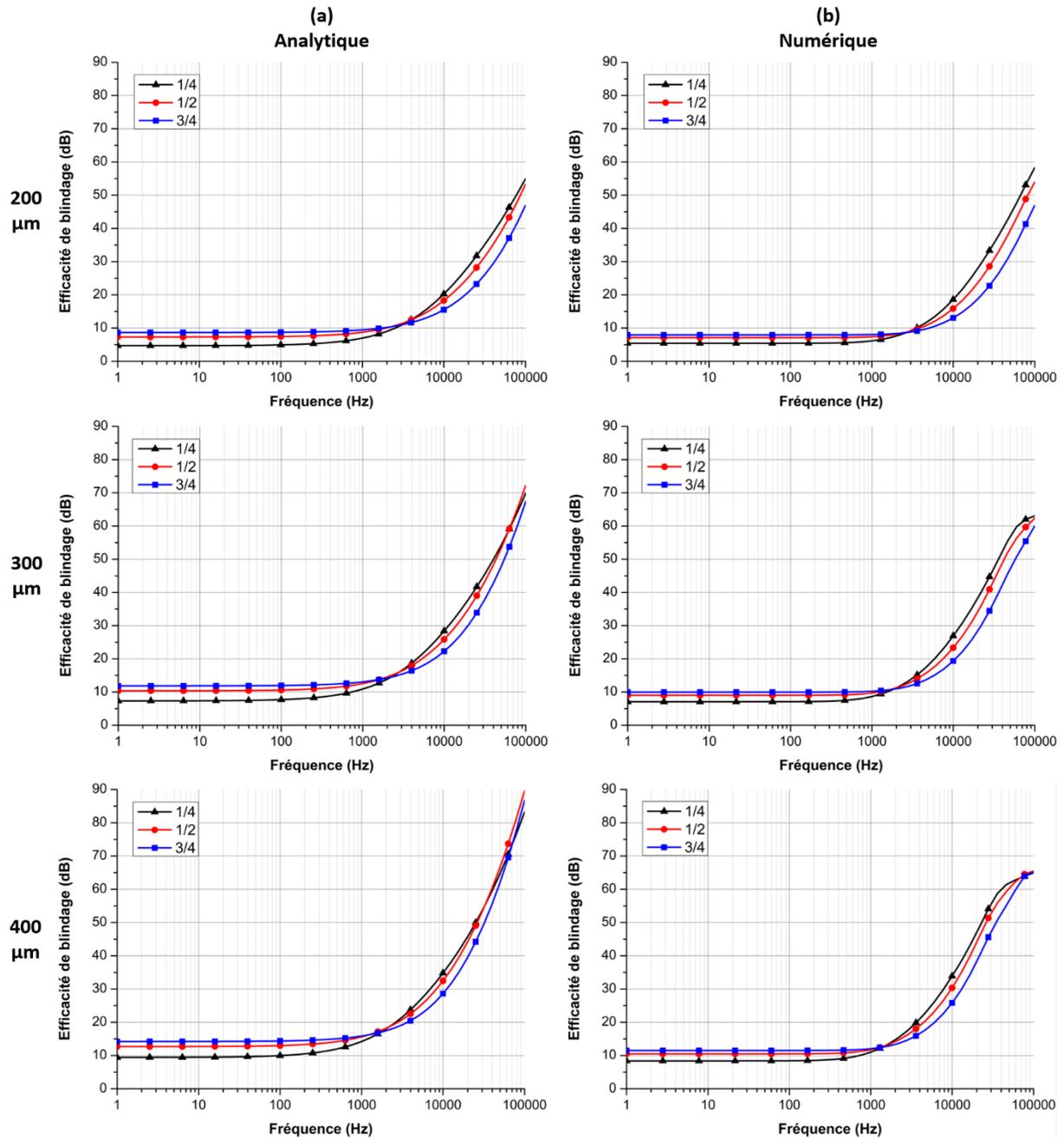


Figure III.28 : Efficacités de blindage à iso-masse du trilame à différent ratio R_e obtenues avec le modèle analytique (a) et le modèle numérique 2D-axi (rayon : 5 cm) (Référence : ratio 1/2 de 200, 300 et 400 μm d'épaisseur)

La présence d'aluminium dans le trilame reste essentielle pour le blindage à hautes fréquences. La **Figure III.29** donne l'exemple d'un acier d'épaisseur de 200 μm . Son efficacité de blindage est augmentée, aussi bien avec le modèle analytique qu'avec le modèle numérique, lorsque l'on ajoute de part et d'autre une épaisseur d'Al. En effet, par exemple à 10 kHz, ajouter une épaisseur de 10 μm d'Al de part et d'autre de l'acier permet d'augmenter l'efficacité de blindage de 18,2 à 20,2 dB avec le modèle analytique et de 16,3 à 17,7 dB avec le modèle numérique. Avec une épaisseur de 50 μm , on atteint à 10 kHz une efficacité de blindage de 26,7 dB avec le modèle analytique (gain de 8,5 dB) et de 23,9 dB avec le modèle numérique (gain de 7,6 dB).

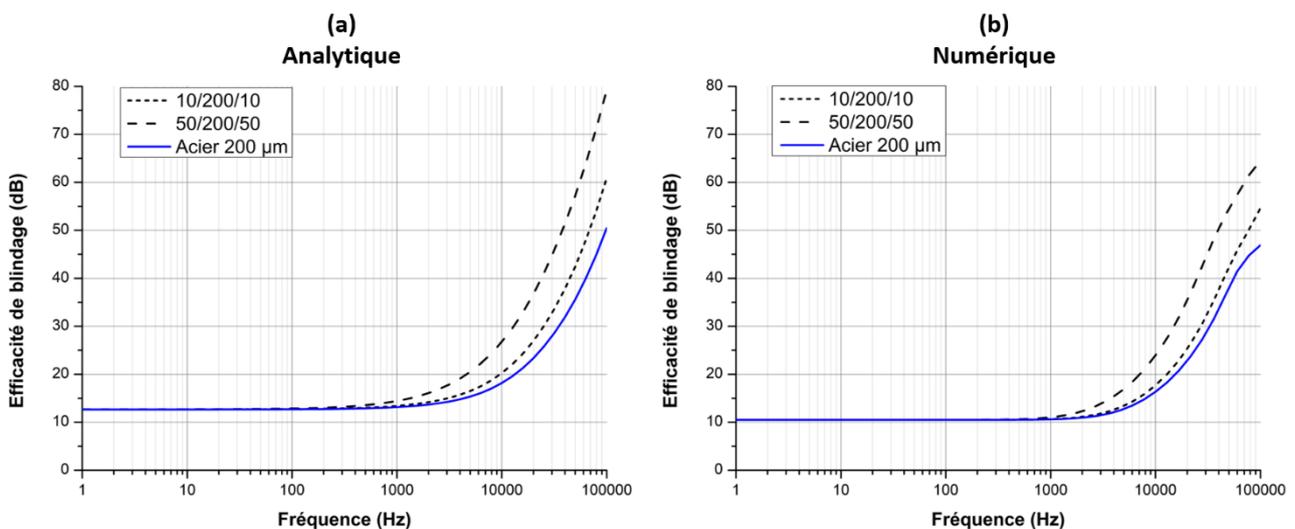


Figure III.29 : Efficacité de blindage de l'acier d'épaisseur de 200 μm comparée à celles des trilames 10/200/10 μm et 50/200/50 μm obtenue avec le modèle analytique (a) et avec le modèle numérique 2D-axi (rayon : 5 cm) (b)

L'efficacité de blindage de l'acier de 200 μm peut même être inférieure à celle d'un trilame avec un acier de 100 μm à iso-épaisseur (50/100/50 μm) et à iso-masse (145,35/100/145,35 μm). La **Figure III.30** présente l'efficacité de blindage de ces deux trilames superposée à celle de l'acier de 200 μm . L'efficacité de blindage du trilame à iso-épaisseur est supérieure à celle de l'acier à partir d'environ 10 kHz et celle du trilame à iso-masse est supérieure à partir d'environ 2 kHz que cela soit avec les modèles analytique et numérique.

À iso-épaisseur, le gain reste relativement faible ($\approx 1,5$ dB en numérique). En revanche, à iso-masse, le gain est d'environ 18 dB à 30 kHz par exemple. Ce résultat montre une fois de plus l'intérêt du trilame en blindage magnétique, notamment dans des études à iso-masse.

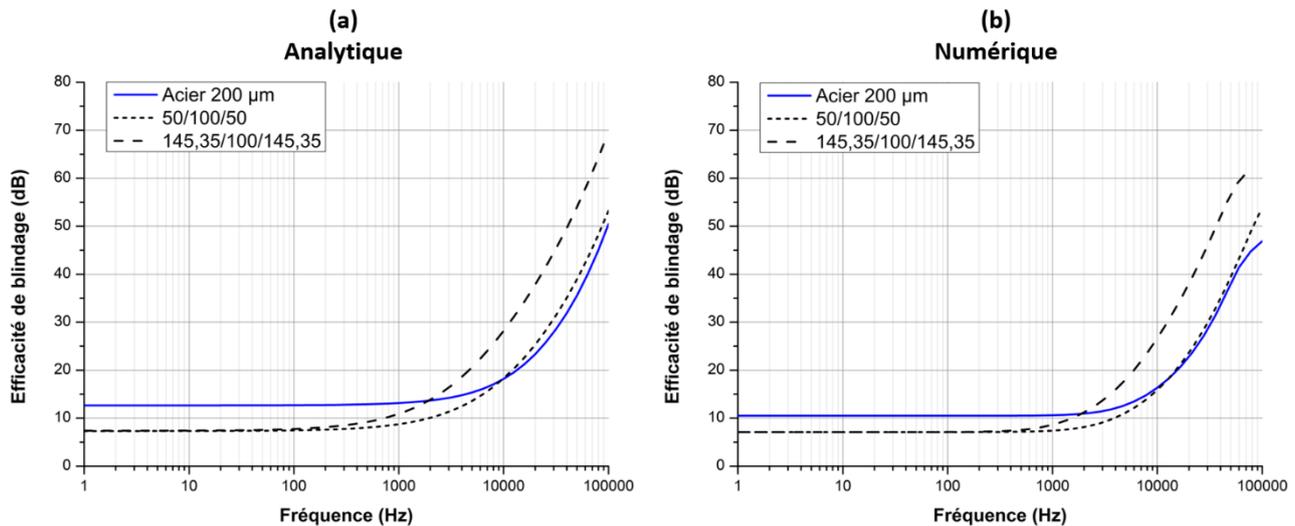


Figure III.30 : Efficacité de blindage de l'acier d'épaisseur de 200 µm comparée à celles du trilame 50/100/50 µm (iso-épaisseur) et 145,35/100/145,35 µm (iso-masse) obtenue et par le modèle analytique (a) et par le modèle numérique 2D-axi (b)

II.3 Comparaison entre mesures et résultats numériques

Afin de valider le modèle numérique 3D, les résultats expérimentaux (Figures III.25) et les résultats numériques (Figure III.26) sont comparés sur la Figure III.31. Les efficacités de blindage obtenues expérimentalement et avec le modèle numérique 3D à 1 Hz, 1 kHz, 5 kHz et 10 kHz sont alors superposées.

Les mesures expérimentales et les résultats numériques pour les tôles d'acier de 100 µm et de 200 µm sont en bonne concordance sur toute la gamme de fréquences étudiée. L'écart constaté le plus important est d'environ 0,5 dB à 10 kHz avec l'acier de 200 µm.

En ce qui concerne les trilames, une bonne concordance est aussi constatée à basses fréquences (< 1 kHz). La diminution de l'épaisseur du T2 influence cependant plus l'efficacité de blindage obtenue numériquement. En effet, expérimentalement, l'efficacité de blindage des trilames T2 de 1 Hz à 1 kHz varie peu (entre 3,9 à 4 dB).

Au contraire, on peut remarquer qu'il existe une différence entre les résultats expérimentaux et numériques à 5 kHz et à 10 kHz. L'origine de cette différence fera l'objet d'une discussion plus développée dans la prochaine partie de ce chapitre. On peut cependant déjà noter que celle-ci augmente avec la fréquence. En effet, pour le T2 360 µm, elle est d'environ 3,2 dB à 5 kHz et de 5,3 dB à 10 kHz. Cette différence semble diminuer avec l'épaisseur du trilame, elle passe à environ 4,2 dB à 10 kHz pour le T2 300 µm. De plus, la différence à 10 kHz pour le T1 300 µm est d'environ 5,7 dB. La couche équivalente du T1 présente une conductivité plus élevée que celle du T2 et la perméabilité relative des deux couches est similaire. Ainsi, on peut en déduire que la conductivité du matériau joue un rôle dans cette différence de résultats.

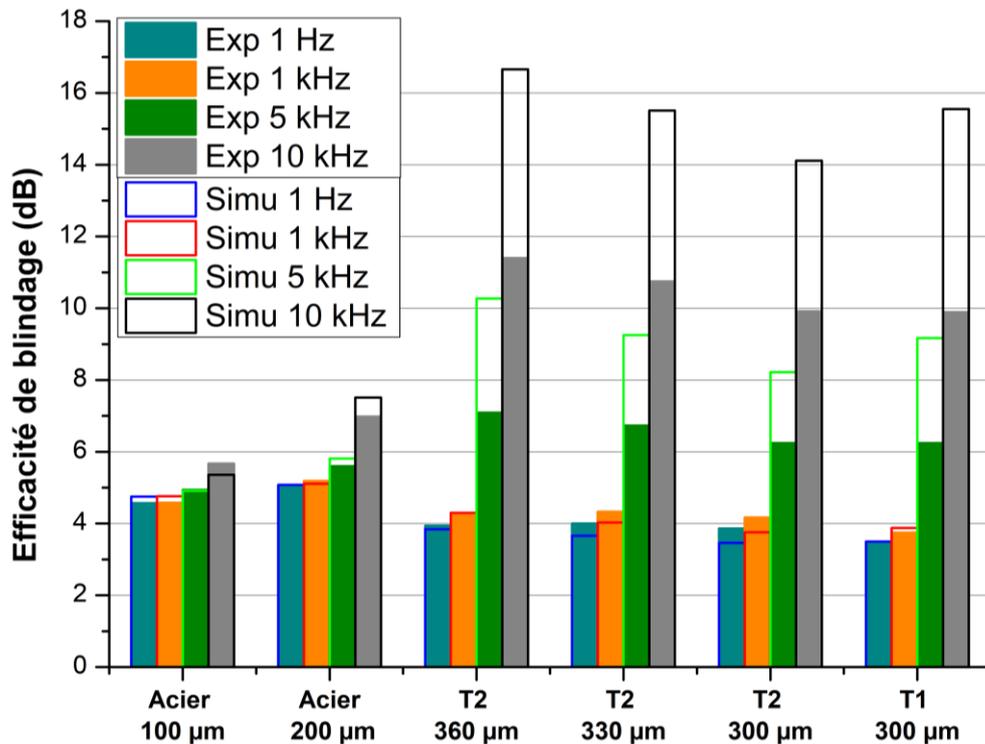


Figure III.31 : Efficacités de blindage des échantillons d'acier de 100 et de 200 μm, des trilames T2 élaborés à différents taux de réduction et du trilame T1 d'épaisseur 300 μm, obtenues expérimentalement et par le modèle numérique 3D à différentes fréquences

Pour résumer, les mesures expérimentales et les résultats du modèle numérique 3D sont en bonne concordance à basses fréquences. À plus hautes fréquences, un écart non négligeable est cependant observé. Cet écart semble être lié à l'épaisseur du trilame et à ses propriétés, notamment à sa conductivité électrique.

III. Influence de la fragmentation de l'acier sur le blindage magnétique

Dans la partie précédente, le trilame est considéré comme un assemblage de 3 couches pleines (épaisseur constante). En pratique, des instabilités plastiques se forment au cours du colaminage pour des taux de réduction élevés entraînant la striction et la fragmentation de la couche d'acier (**Figure II.26**). Cette partie se focalise donc sur l'influence de la fragmentation de l'acier sur le blindage magnétique à basse fréquence (1 Hz - 10 kHz). Des mesures expérimentales du blindage d'échantillons préparés par colaminage ont été alors effectuées. L'intégration des géométries de ces échantillons dans le modèle numérique a ensuite été réalisée. Finalement, une comparaison des résultats expérimentaux et numériques est présentée afin de conclure sur l'impact d'un taux de réduction important sur l'efficacité de blindage.

III.1 Mesures

Le colaminage du trilame Al/Acier/Al d'épaisseur initiale 250/100/250 μm et de largeur 3 cm est réalisé à différents taux de réduction compris entre 50 et 70 %. Des échantillons carrés de dimensions 3 x 3 cm^2 sont ensuite préparés. L'efficacité de blindage est mesurée pour ces différents échantillons et comparée à celle de l'acier initial (100 μm) et de l'Al initial (250 μm). Comme précédemment, la bobine (18,5 x 7,5 x 15 mm) est parcourue par un courant d'intensité efficace de 2 A. Les distances bobine/blindage et blindage/mesure sont toujours fixées respectivement à 6 mm et 5 mm.

La **Figure III.32** présente la mesure de l'efficacité de blindage des trilames obtenue à différents taux de réduction, comparée à celle des tôles initiales d'aluminium (250 μm) et d'acier (100 μm). Le blindage à très basses fréquences (< 100 Hz) de l'acier est d'environ 4,57 dB. Celui du trilame est d'environ 3,48 dB avec le 300 μm (50 %) et diminue avec son épaisseur pour atteindre environ 2,21 dB avec le 185 μm (69,2 %). Le trilame dépasse toutefois l'acier dans la gamme des kilohertz mais l'intersection dépend tout de même de son épaisseur. Finalement, plus l'épaisseur du trilame est fine, moins bonne est son efficacité de blindage sur toute la gamme de l'étude. De plus, l'aluminium commence à atténuer le champ à partir de 500 Hz et atteint à 10 kHz la même efficacité de blindage ($\approx 5,7 - 5,8$ dB) que l'acier et le trilame de 185 μm d'épaisseur. Cette figure met donc bien en avant l'influence de l'épaisseur du trilame sur son efficacité de blindage.

Néanmoins, on a vu dans le **Chapitre II** que les trilames colaminés au-dessus d'environ 62 % présentent une fragmentation de l'acier (**Figure II.26**). Pour observer l'influence de cette fragmentation, l'efficacité de blindage des six trilames est alors tracée en fonction du taux de réduction. La **Figure III.33** présente les courbes à 1 Hz et à 10 kHz. On constate que l'efficacité de blindage décroît d'abord linéairement avec la diminution de l'épaisseur et continue de diminuer mais avec une pente plus abrupte à partir de 62 %, ce qui correspond au trilame de 230 μm d'épaisseur. Or, à partir de ce taux de réduction, l'acier est fragmenté (**Figure II.26**). Le changement de pente de l'efficacité de blindage correspond donc à l'effet de la fragmentation.

On note, de plus, que la diminution de l'épaisseur et la fragmentation impactent plus le blindage à 10 kHz que celui à 1 Hz. En effet, les pentes sont de - 0,036 et - 0,112 à 1 Hz et de - 0,153 et - 0,320 à 10 kHz.

La diminution de l'épaisseur du trilame et la fragmentation de l'acier observée pour les taux de réduction les plus élevés sont finalement néfastes pour le blindage magnétique à basses fréquences (1 Hz - 10 kHz).

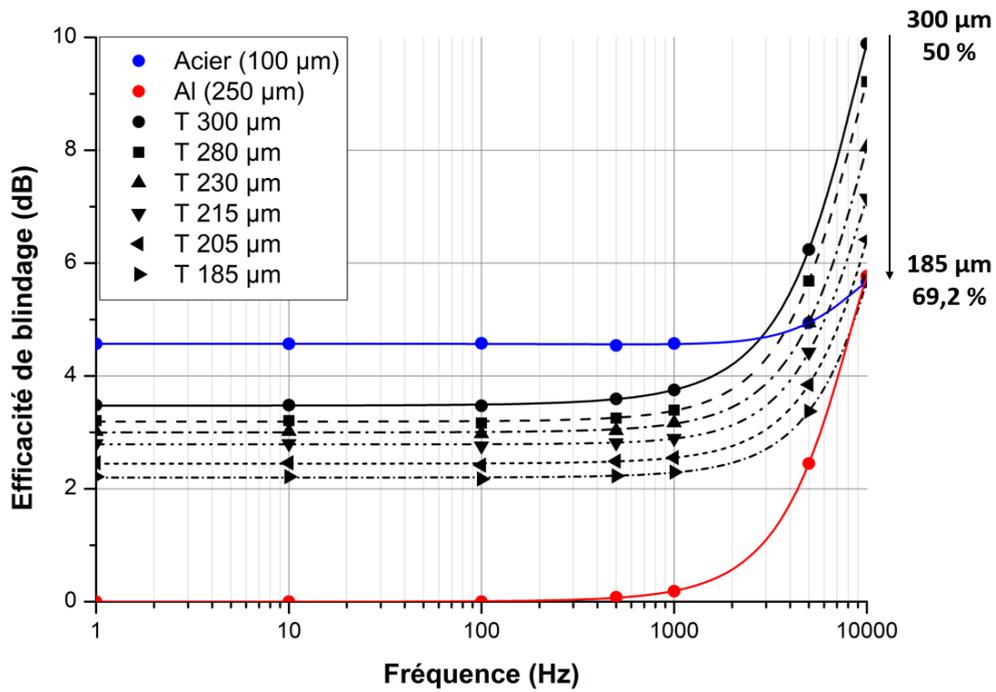


Figure III.32 : Efficacités de blindage des échantillons (3 x 3 cm²) d'Al, d'acier et des trilames T obtenues à différents taux de réduction (Mesures expérimentales)

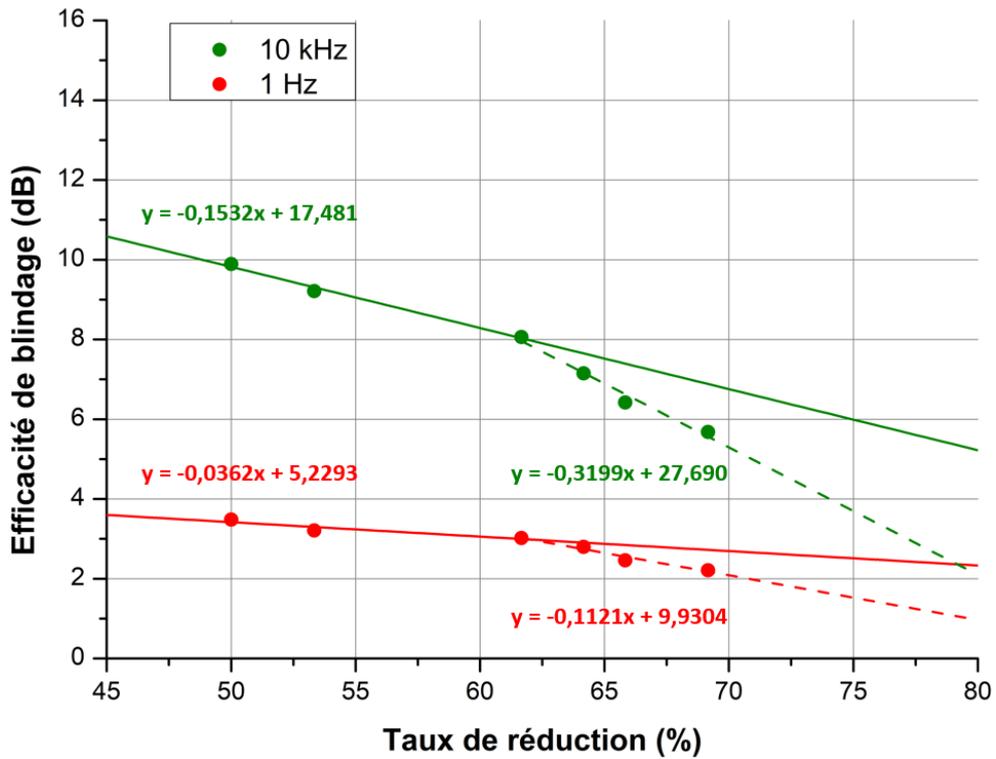


Figure III.33 : Efficacités de blindage à 1 Hz et à 10 kHz des trilames (3 x 3 cm²) en fonction du taux de réduction (Mesures expérimentales)

III.2 Résultats du modèle numérique

Comme précédemment, les calculs numériques se font avec le modèle 3D. Les propriétés physiques de l'Al ($\mu = 1$ et $\sigma = 33,61 \times 10^6$ S/m) et de l'acier ($\mu = 250$ et $\sigma = 9,02 \times 10^6$ S/m) sont utilisées. La démarche d'homogénéisation est appliquée au trilame Al/Acier/Al.

Les propriétés équivalentes sont alors déterminées pour les sept échantillons obtenus à différents taux de réduction présentés sur la **Figure II.26** du **Chapitre II**. Pour rappel, l'homogénéisation se fait sur un trilame de dimension $7,15 \times 7,15$ mm² (cf. **Figure III.12**) avec l'épaisseur d'acier calculée à partir de **l'équation III.13**.

Cinq échantillons parmi les sept présentent une fragmentation de l'acier, les zones considérées pour mettre en place l'homogénéisation sont alors présentées sur la **Figure III.34** avec leur taux de fragmentation respectif.

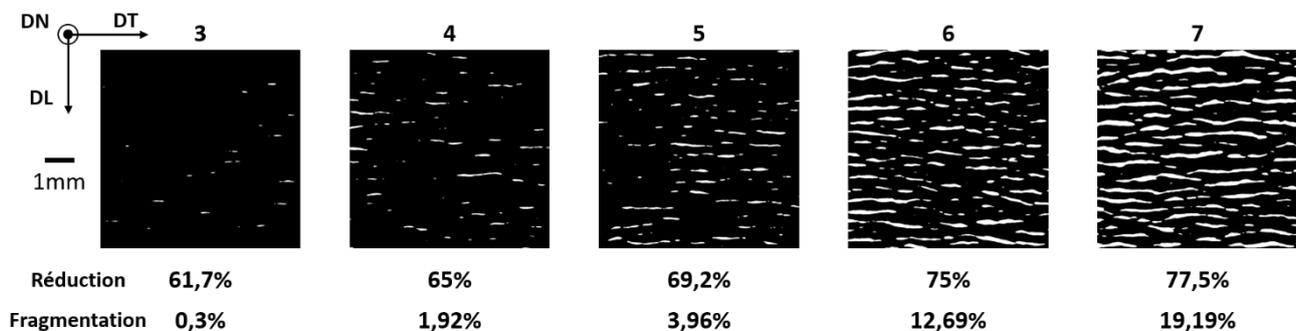


Figure III.34 : Échantillons fragmentés introduits dans le modèle numérique

Les propriétés effectives équivalentes ainsi obtenues sont tracées en fonction du taux de réduction et du taux de fragmentation sur la **Figure III.35**. On rappelle que les propriétés équivalentes ne dépendent que du ratio d'épaisseur lorsque l'acier n'est pas encore fragmenté. Les couches équivalentes correspondant aux deux premiers trilames d'épaisseur $310 \mu\text{m}$ et $280 \mu\text{m}$ ont alors les mêmes propriétés : une perméabilité relative de 42,5 et une conductivité d'environ $29,5 \times 10^6$ S/m.

On constate qu'avec l'augmentation du taux de fragmentation, les propriétés équivalentes décroissent, notamment suivant DL. Les conductivités diminuent très peu, passant de 29,5 à environ $29,3 \times 10^6$ S/m suivant DL. En revanche, les perméabilités relatives diminuent plus fortement, passant de 42,5 à 39,5 et 9,9 respectivement suivant DT et DL pour l'échantillon réduit de 77,5 %.

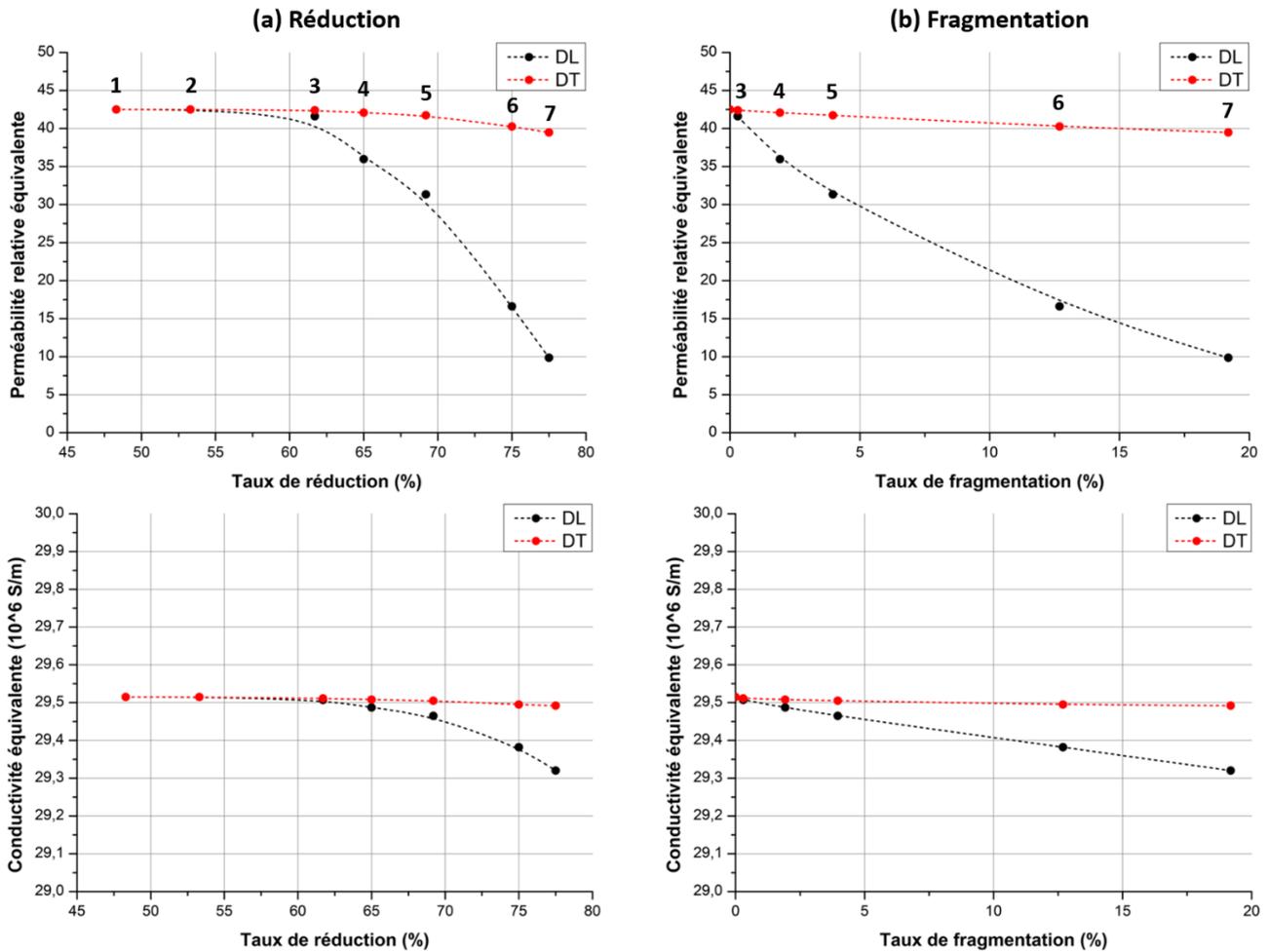


Figure III.35 : Évolution de la perméabilité relative et de la conductivité équivalentes des trilames obtenues par homogénéisation en fonction du taux de réduction (a) et du taux de fragmentation (b)

La différence des propriétés suivant DL et DT s'explique par la géométrie des fragmentations (Figure III.36). En effet, en présence de fragmentations, le flux magnétique qui traverse principalement l'acier doit contourner les plots d'Al. Ce détour se fait beaucoup plus difficilement suivant DL que suivant DT. Le courant électrique traversant principalement l'aluminium n'est que très peu impacté par la présence de fragmentations, il l'est cependant légèrement plus suivant DL que suivant DT.

Ces différents phénomènes sont observés sur la Figure III.36 pour une représentation schématique du trilame en présence de fragmentation de l'acier. Finalement, la présence de fragmentations ainsi que leur forme réduisent principalement la perméabilité relative du trilame suivant DL.

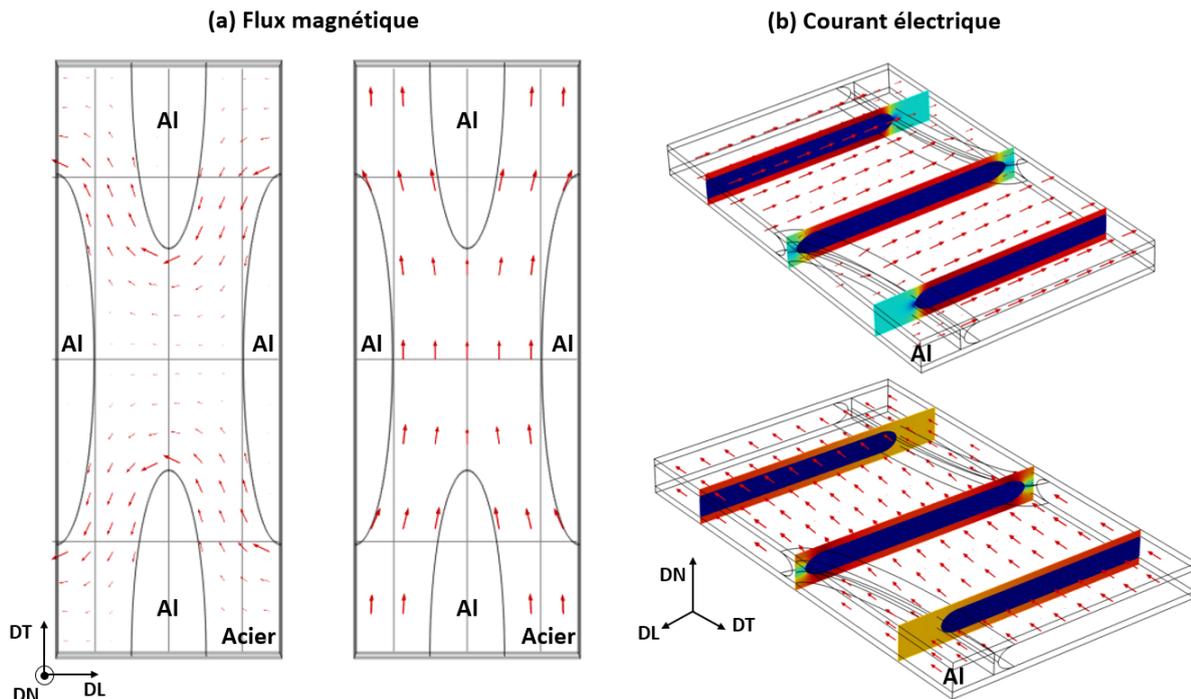


Figure III.36 : Flux magnétique (a) et courant électrique (b) suivant DL et DT en présence de fragmentations de l'acier

Les différents paramètres matériaux obtenus par homogénéisation sont ensuite intégrés dans le modèle numérique 3D du blindage. Les efficacités de blindage de ces sept trilames homogénéisés sont comparées à celles des tôles initiales d'aluminium et d'acier et tracées sur la **Figure III.37**.

Les résultats obtenus montrent une bonne corrélation avec les mesures expérimentales détaillées dans la partie précédente (**Figure III.32**). L'efficacité de blindage à très basses fréquences de l'acier est d'environ 4,75 dB. Celle du trilame est d'environ 3,50 dB pour le 310 μm (48,3 %) et diminue avec son épaisseur pour atteindre environ 2,24 dB et 1,21 dB respectivement pour le 185 μm (61,7 %) et le 135 μm (77,5 %).

Pour les plus hautes fréquences, l'efficacité de blindage du trilame peut être plus importante que celle de l'acier. En effet, l'efficacité de blindage de l'acier à 10 kHz est de 5,36 dB alors que celle des trilames de 310 μm (48,3 %) et de 185 μm (61,7 %) d'épaisseur sont respectivement de 15,55 et 7,99 dB. L'aluminium commence à atténuer le champ à partir d'environ 500 Hz et sa croissance est rapide pour atteindre environ 7,21 dB à 10 kHz. L'efficacité de blindage de l'aluminium dépasse même celle des trilames d'épaisseur 135 μm (77,5 %) et 150 μm (75 %) qui ont respectivement une efficacité de blindage à 10 kHz de 4,47 et 5,47 dB.

Au final, comme pour l'approche expérimentale, plus le trilame est fin, plus son efficacité de blindage est faible sur l'ensemble de la gamme de fréquences étudiées. Quantitativement, l'efficacité de blindage à hautes fréquences obtenue par le modèle numérique est cependant différente de celle obtenue par la mesure. Cette différence sera discutée plus en détails dans la **partie III.3**.

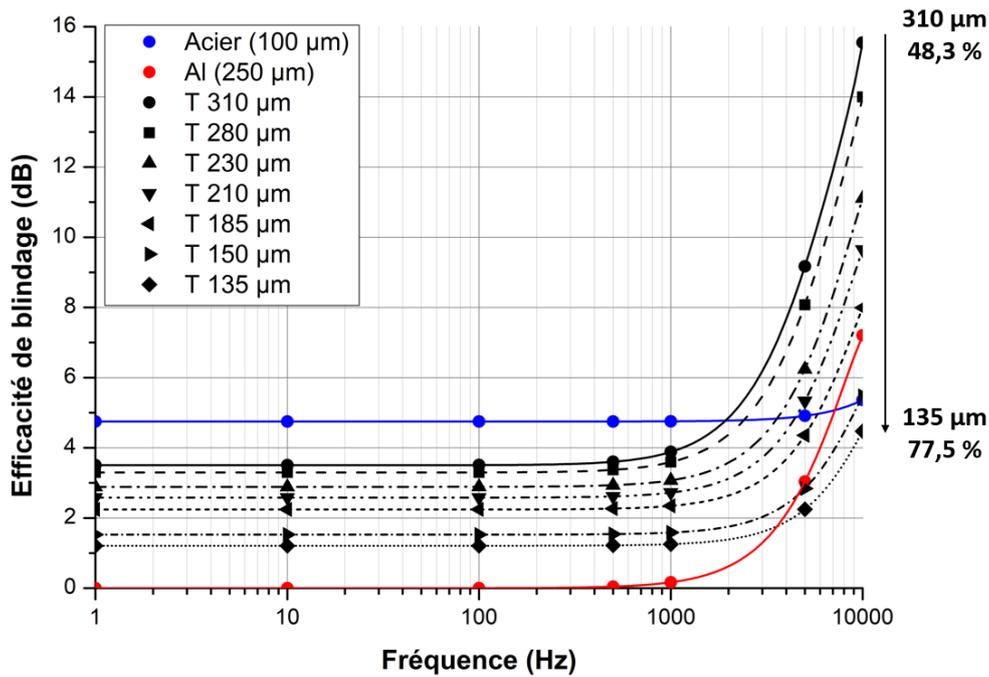


Figure III.37 : Efficacités de blindage des échantillons ($3 \times 3 \text{ cm}^2$) d'Al, d'acier et des trilames T colaminés à différents taux de réduction obtenus par le modèle numérique

L'influence de la fragmentation de l'acier est constatée en traçant l'efficacité de blindage des trilames en fonction du taux de réduction (Figure III.38).

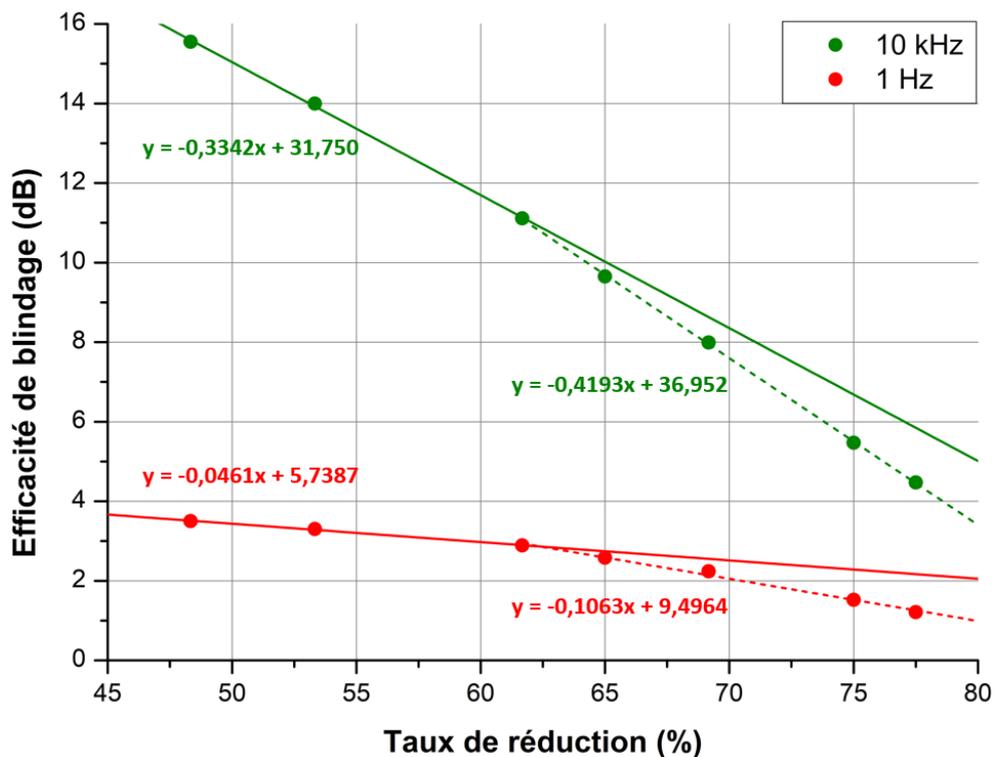


Figure III.38 : Efficacités de blindage des échantillons ($3 \times 3 \text{ cm}^2$) de trilame en fonction du taux de réduction obtenus par le modèle numérique

Comme expérimentalement, l'efficacité de blindage décroît d'abord à cause de la diminution de l'épaisseur puis continue à diminuer avec une pente plus abrupte à cause de la fragmentation.

À 1 Hz, les calculs sont similaires aux résultats expérimentaux (**Figure III.33**), les pentes des droites obtenues étant plutôt proches : - 0,046 pour - 0,036 et - 0,106 pour - 0,112. En revanche, à 10 kHz, les effets de l'épaisseur et de la fragmentation de l'acier sont plus importants dans le modèle numérique avec des pentes plus inclinées : - 0,334 pour - 0,153 et - 0,419 pour - 0,320. La diminution de l'épaisseur et la fragmentation de l'acier ont donc un effet néfaste sur le blindage. Cet effet est observé aussi bien expérimentalement qu'avec le modèle numérique.

III.3 Comparaison entre mesures expérimentales et résultats numériques

Comme précédemment, afin de valider le modèle numérique 3D, les résultats expérimentaux (**Figures III.32**) et les résultats numériques (**Figure III.37**) sont comparés sur la **Figure III.39**. La **Figure III.39** présente alors les efficacités de blindage obtenues expérimentalement et numériquement pour l'acier (100 µm), l'aluminium (250 µm) et les trilames élaborés à différents taux de réduction.

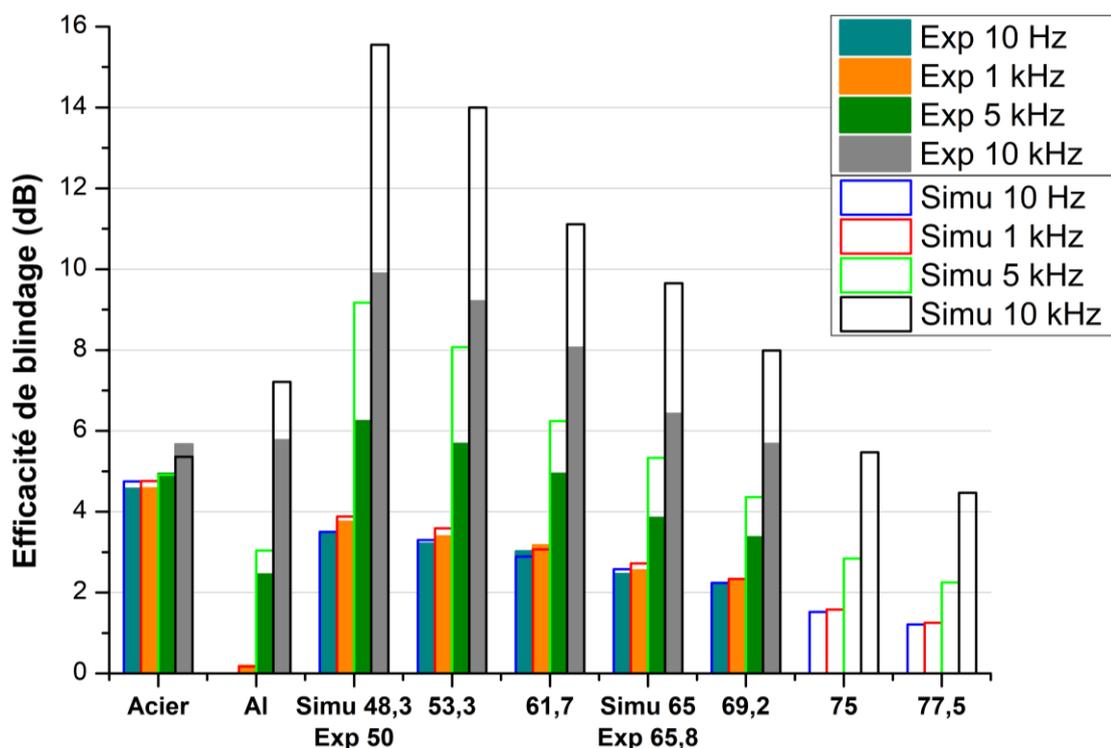


Figure III.39 : Efficacités de blindage des échantillons d'acier, d'Al et des trilames élaborés à différents taux de réduction, obtenues expérimentalement et par le modèle numérique 3D à différentes fréquences

Une bonne corrélation est observée à basses fréquences jusqu'à 1 kHz pour chaque échantillon. L'efficacité de blindage expérimentale de l'acier est reproduite fidèlement avec le modèle numérique sur l'ensemble des fréquences étudiées (1 Hz – 10 kHz). En revanche, le blindage magnétique de l'aluminium est plus grand à hautes fréquences (> 5 kHz) avec le modèle numérique. Cette différence est alors aussi observée dans le cas du trilame. La différence augmente avec la fréquence et à 10 kHz elle est d'environ 1,4 dB pour l'aluminium et respectivement 4,8 dB et 2,3 dB pour les trilames réduits de 53,3 % et 69,2 %.

Afin d'expliquer l'origine de cette différence, plusieurs directions ont été investiguées :

- Le modèle numérique proposé est uniquement basé sur une formulation électromagnétique et l'impact de la température n'a pas été considéré. En effet, expérimentalement, la bobine tend à chauffer par effet Joule notamment à haute fréquence (> 1 kHz). Cet échauffement va influencer la mesure de la sonde à effet Hall ($\pm 0,02\%/^{\circ}\text{C}$ pour la dérive du zéro et $\pm 0,02\%/^{\circ}\text{C}$ en sensibilité). De plus, les courants de Foucault sont aussi une source de chaleur, qui tend à augmenter la température des échantillons, particulièrement dans le cas de l'aluminium qui possède une conductivité électrique élevée. L'augmentation de la température de l'échantillon va diminuer sa conductivité électrique (**équation III.23**), et diminuer en conséquence son efficacité de blindage.

$$\sigma_{mat} = \frac{\sigma_0}{1 + \alpha \Delta T} \quad (\text{III.23})$$

avec σ_0 la conductivité électrique du matériau à température ambiante, ΔT la différence de température et α un coefficient égal à $4 \times 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ pour l'aluminium.

Sans l'utilisation d'un flux d'air pour refroidir le système, l'échantillon d'aluminium peut atteindre près de 60 °C à 10 kHz. Avec le flux d'air, l'augmentation de température n'est plus que de 5 à 10 °C. Grâce à celui-ci, l'efficacité de blindage de l'échantillon de l'Al passe d'environ de 4,8 à 5,8 dB. En considérant cet impact de la température sur la conductivité du matériau dans le modèle numérique 3D, une baisse de l'efficacité de blindage d'environ 0,14 - 0,28 dB est constatée à 10 kHz avec le blindage en aluminium.

- On remarque que la différence entre l'expérimental et le modèle numérique est plus importante dans le cas du trilame. En général, on considère que la conductivité électrique d'un matériau décroît avec sa mise en forme à froid compte tenu de l'introduction de défauts [85]. Cependant, les mesures 4 pointes effectuées sur deux trilames montrent une conductivité très similaire à celle que l'on trouve par homogénéisation. En effet, la conductivité mesurée est respectivement $28,4$ et $29,8 \times 10^6 \text{ S/m}$ pour les trilames d'épaisseur 270 μm (55 %) et 185 μm (69,2 %) et celle calculée par homogénéisation est d'environ $29,4 \times 10^6 \text{ S/m}$. La différence légèrement plus élevée avec le 270 μm peut être expliquée par la présence potentielle de petits espaces d'air à l'interface Al/Acier qui pourraient augmenter la résistivité électrique mesurée par la méthode 4 pointes.

Une baisse des propriétés magnétiques de l'acier liée à sa déformation plastique [87, 88] pourrait aussi expliquer en partie ces différences entre mesures expérimentales et résultats numériques.

- On a également observé que la différence dans le cas du trilame est plus élevée pour les plus faibles taux de réduction. Ceci pourrait être expliqué par le fait qu'une interface Al/Acier parfaite est considérée dans le modèle numérique pour chaque taux de réduction. Or, expérimentalement, les interfaces Al/Acier présentent une faible adhérence (≈ 5 dB à 50 %) et peuvent présenter des petites poches d'air. De plus, la striction de l'acier n'a pas été prise en compte, celle-ci comme pour la fragmentation peut être finalement néfaste au blindage magnétique. Néanmoins, quantifier réellement son impact serait une tâche ardue.

La différence plus élevée pour les faibles taux de réduction est liée aussi à la température puisqu'en considérant l'impact de la température dans le modèle numérique, une diminution de 0,21 - 0,41 dB et 0,14 - 0,28 dB est constatée pour respectivement les trilames d'épaisseur 310 μm (53,3 %) et 185 μm (69,2 %). L'augmentation de la température impacte donc plus fortement les échantillons plus épais.

- De plus, les échantillons, notamment les trilames, ne présentent pas une planéité parfaite. En considérant une géométrie légèrement courbée dans le modèle numérique, une baisse d'environ 0,1 dB est constatée.

- Pour finir, la taille des éléments du maillage dans le modèle numérique a également été étudiée mais son influence s'est avérée négligeable.

Pour résumer, le trilame Al/Acier/Al élaboré par colaminage d'une tôle d'acier d'épaisseur 100 μm comprise entre deux tôles d'Al d'épaisseur 250 μm est capable d'atténuer le champ magnétique sur l'intégralité de la gamme de fréquences étudiée. Cependant, son efficacité de blindage dépend essentiellement de son épaisseur et du taux de fragmentation de la tôle d'acier. Ces deux paramètres se sont en effet avérés prépondérants pour le blindage aussi bien expérimentalement qu'en simulation.

Néanmoins, on a vu dans le **Chapitre II** que la qualité de l'adhérence Al/Acier augmente sensiblement avec le taux de réduction. Le compromis optimal entre blindage magnétique et propriétés mécaniques est alors obtenue pour un taux de réduction d'environ 62 % où très peu de fragmentations sont observées (0,3 %) et pour lequel une bonne adhérence des interfaces Al/Acier est atteinte (≈ 20 MPa).

Enfin, une bonne corrélation des résultats est obtenue entre l'expérience et le calcul numérique, notamment à basses fréquences (< 1 kHz). Au-dessus du kilohertz, un écart est constaté. Ce dernier est lié à divers paramètres dont l'augmentation de la température expérimentale qui atténue le blindage magnétique et dont le modèle numérique ne rend pas compte.

IV. Conclusion du chapitre

Dans ce chapitre, des modèles numériques 2D-axisymétrique et 3D ont été développés sous COMSOL Multiphysics pour quantifier le blindage d'un champ magnétique généré par une bobine. Un modèle analytique, développé à partir des équations de Schelkunoff et des équations de Schulz, a également été réalisé sur Matlab. En parallèle, un montage électronique a été mis au point pour quantifier le blindage expérimentalement.

Dans un premier temps, les résultats du modèle analytique ont montré que les champs magnétiques à basses fréquences sont les champs les plus difficiles à atténuer. Le modèle analytique a montré aussi que l'acier et l'Al atténuent les champs magnétiques différemment. En effet, l'acier atténue les champs principalement par absorption alors que l'aluminium le fait par absorption et réflexion.

Les résultats du modèle numérique 2D-axi ont montré que l'efficacité de blindage du trilame dépend principalement de ses dimensions. Une démarche d'homogénéisation appliquée au trilame a permis de faciliter le calcul numérique en ne représentant qu'une couche équivalente. L'homogénéisation a montré de très bons résultats notamment à basses fréquences. En effet, à plus hautes fréquences (> 10 kHz), un écart est observé et est lié à la différence d'épaisseur de peau entre la couche équivalente et le trilame. L'absorption calculée dans le modèle analytique est en effet plus importante dans la couche équivalente que dans le trilame.

Des études à iso-épaisseur et à iso-masse réalisées avec le modèle numérique ont permis de montrer que le trilame est intéressant comme écran de blindage magnétique puisqu'il est capable d'atténuer les champs magnétiques aussi bien à basses fréquences (< 100 Hz) qu'à hautes fréquences (> 1 kHz). L'aluminium atténue les champs magnétiques uniquement à partir d'environ 500 Hz. Comme le trilame, l'acier atténue les champs magnétiques à basses et hautes fréquences mais son efficacité de blindage augmente peu avec la fréquence. Ainsi, bien que l'efficacité de blindage du trilame soit plus faible que celle de l'acier à basses fréquences (< 100 Hz), cette dernière est bien supérieure à hautes fréquences (> 1 kHz).

Le modèle numérique 2D-axi a montré également la différence de comportement entre l'acier et l'aluminium. L'acier a tendance à amplifier le champ magnétique à son voisinage notamment à basses fréquences et est capable de canaliser les lignes de champ. L'aluminium repousse le champ magnétique grâce à l'apparition des courants de Foucault qui génèrent un champ magnétique s'opposant à celui de la bobine. Le trilame présente alors ces deux caractéristiques.

Les mesures expérimentales et les résultats numériques (3D) ont montré que l'épaisseur de l'acier dans le trilame permet généralement d'améliorer le blindage à basses fréquences et de le diminuer à plus hautes fréquences. De plus, la fragmentation de l'acier ayant lieu au cours du colaminage du trilame pour des forts taux de réduction (> 62 %) s'est révélée néfaste au blindage.

Les mesures expérimentales et les résultats numériques (3D) sont en bonne corrélation, notamment à basses fréquences. En effet, à hautes fréquences (5 et 10 kHz), une différence est observée. Cette différence est principalement liée à l'augmentation de la température expérimentale due à l'échauffement de la bobine par effet Joule et des courants de Foucault dans les échantillons qui font diminuer la conductivité du matériau. Ces effets thermiques ne sont pas pris en compte par le modèle numérique. Le modèle numérique développé dans ce chapitre est donc performant pour simuler le blindage d'un composite bimétallique (Al/Acier/Al) dans une gamme de fréquences qui évite les effets thermiques, soit entre environ 1 Hz et 5 kHz.

Au final, les travaux effectués dans les **Chapitre II** et **III** montre qu'il existe un compromis optimal entre la qualité de l'adhérence des interfaces Al/Acier et de l'efficacité de blindage du composite laminé. Le chapitre suivant intègre ce composite optimal dans des applications de blindage électromagnétique à basses fréquences.

CHAPITRE IV :

APPLICATIONS

CHAPITRE IV : APPLICATIONS

Le **Chapitre III** a montré que le trilame Al/Acier/Al est capable d'atténuer les champs magnétiques à basses fréquences (< 1 kHz) et à hautes fréquences (> 10 kHz) mais que son efficacité de blindage diminue avec le taux de réduction et avec la fragmentation de la tôle acier qui apparaît au cours du colaminage ($> 62\%$). Cependant, on a vu dans le **Chapitre II** que la qualité de l'adhérence des interfaces Al/Acier augmentent avec le taux de réduction. Ainsi, la condition optimale entre adhérence et efficacité de blindage est obtenue avec un trilame d'épaisseur de $230\ \mu\text{m}$ ($\approx 62\%$). Ce trilame présente une très faible fragmentation ($\approx 0,3\%$) (**Figures II.26 et II.27**) et l'interface Al/Acier atteint une adhérence de $20\ \text{MPa}$ (**Figure II.43**).

Dans ce chapitre, ce trilame optimal d'épaisseur $230\ \mu\text{m}$ est intégré dans le modèle numérique de trois applications du blindage magnétique. Les trois applications modélisées sont :

- une boîte cylindrique contenant une bobine pour simuler le confinement d'un champ magnétique,
- une boîte carrée soumise à un champ magnétique extérieur pour simuler la protection d'un composant sensible,
- un câble à haute tension sous-marin pour une application industrielle.

L'utilisation du composite dans ces applications sera comparée à celle de l'aluminium, du cuivre et de l'acier dans une étude à iso-épaisseur et une autre à iso-masse.

I. Géométrie des applications

Comme précédemment, la modélisation numérique de l'efficacité de blindage de ces trois applications se fait sur COMSOL Multiphysics avec le module « AC/DC ».

I.1 Boîte cylindrique

La **Figure IV.1** présente le schéma de la boîte cylindrique simulée dans COMSOL en 2D-axi. La boîte cylindrique a une hauteur et un diamètre de $50\ \text{mm}$. La bobine est placée au centre de la boîte. Les dimensions de la bobine correspondent à celle utilisée précédemment : $h = 18,5$, $R_1 = 15$ et $R_2 = 30\ \text{mm}$. La densité de courant est toujours de $1,44 \times 10^6\ \text{A/m}^2$. Et comme dans les modèles numériques précédents, le système est borné par une couche d'éléments infinis. Cette première application permet de simuler le blindage magnétique dans des conditions de champ proche.

L'efficacité de blindage est calculée en fonction de la fréquence au niveau de deux points (horizontal (0°) et vertical (90°)) situés à $15\ \text{mm}$ du blindage. Par la suite, elle est calculée à $1\ \text{Hz}$ et à $10\ \text{kHz}$ le long d'une courbe entourant l'intégralité de la boîte et située à une distance de $15\ \text{mm}$ de celle-ci.

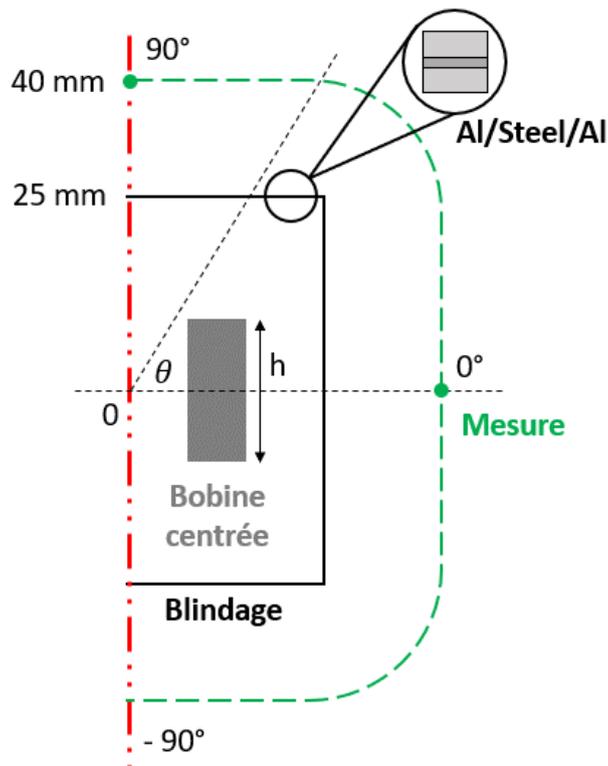


Figure IV.1 : Schéma de la boîte cylindrique simulée (2D-axi)

Pour illustrer ce type d'application, la **Figure IV.2** présente l'exemple d'une interface câble-machine. Dans certains cas, les câbles électriques doivent être dénudés pour pouvoir être connecté à une machine. Les câbles dénudés n'ont alors plus de blindage et d'armure qui limitent la propagation des champs électromagnétiques. Pour pallier ce problème, les câbles peuvent être insérés dans un boîtier de blindage à l'interface câble-machine.



Figure IV.2 : Boîtier de blindage à l'interface câble-machine (a) et câble sans armure à l'intérieur d'un boîtier (b)

I.2 Boîte carrée

La **Figure IV.3** présente le schéma de la boîte carrée simulée en 2D. Les dimensions de la boîte sont de $50 \times 50 \text{ mm}^2$. Cette boîte est soumise à un champ magnétique externe (onde plane) de 3180 A/m , généré à partir de vecteurs magnétiques appliqués comme conditions aux limites ($n \times A = n \times A_0$). L'efficacité de blindage est calculée au centre de la boîte. Cette deuxième application permet de simuler un blindage magnétique dans des conditions de champ lointain.

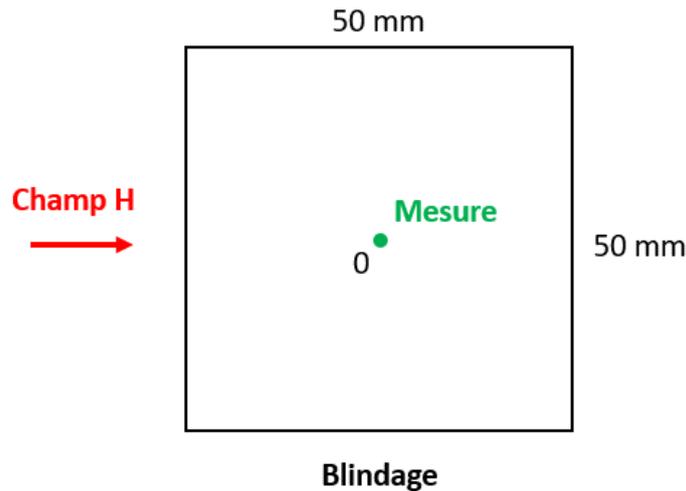


Figure IV.3 : Schéma de la boîte carrée simulée (2D)

I.3 Câble à haute tension sous-marin (HVDC)

La **Figure IV.4** présente le schéma du câble à haute tension simulé en 2D. Les dimensions du câble simulé ont été inspirées par le travail de thèse de Nguyen [89]. Le câble a un diamètre de 78 mm et possède quatre âmes de cuivre de diamètre de $16,4 \text{ mm}$. Chaque âme est entourée par un blindage limitant les effets de proximité et un autre entoure les quatre âmes blindant alors la globalité du câble. Les âmes de cuivre sont parcourues par une densité de courant J égale à $1 \times 10^6 \text{ A/m}^2$. Deux âmes sont parcourues par $+J$ et deux autres par $-J$ afin que la condition aux limites $n \times A = 0$ soit vérifiée. Pour simplifier le modèle, tous les autres domaines de la géométrie du câble sont considérés comme du polyéthylène (PET). Comme pour la boîte cylindrique, le système est borné par une couche d'éléments infinis. La mesure de l'efficacité de blindage se fait à 1 cm du câble.

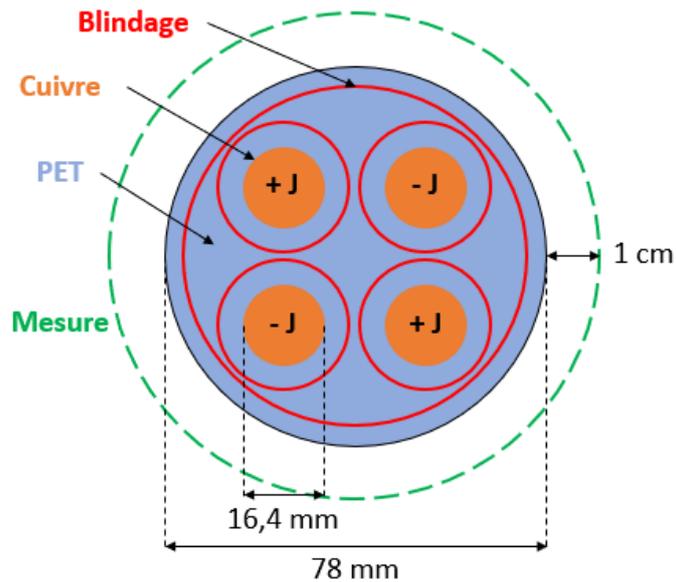


Figure IV.4 : Schéma du câble à haute tension simulé (2D)

La **Figure IV.5** présente une coupe transversale de deux câbles à haute tension sous-marin. La **Figure IV.5 (a)** correspond au câble étudié par Nguyen [89] qui a inspiré le modèle numérique développé dans cette partie. La **Figure IV.5 (b)** présente un autre exemple d'un câble haute tension, cette fois-ci en triphasé.

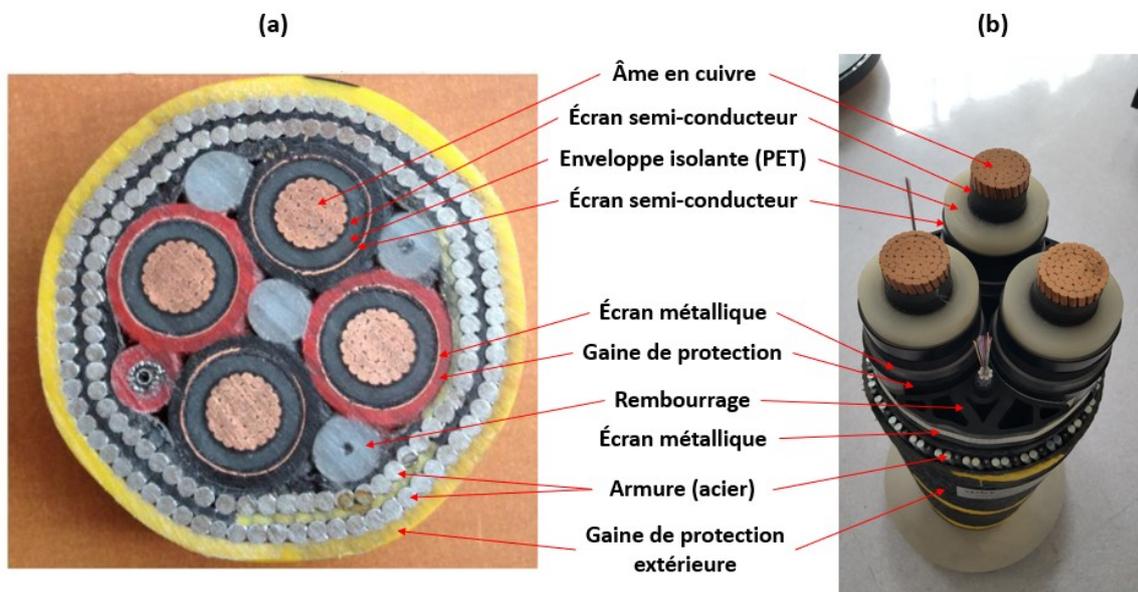


Figure IV.5 : Coupe transversale expérimentale d'un câble à haute tension avec quatre (a) [89] et trois (b) âmes de cuivre

Le câble haute tension est composé en réalité de plusieurs couches intermédiaires. Le modèle numérique omet notamment les écrans semi-conducteurs et l'armure de protection en acier. Dans le modèle numérique, le rembourrage (PET) remplit l'intégralité du volume. De

plus, les écrans métalliques sont considérés de même épaisseur alors qu'en pratique ce n'est pas forcément le cas. Les écrans métalliques dans un câble sous-marin sont souvent soit du cuivre (**Figure IV.5 (a)**) ou soit de l'aluminium (**Figure IV.5 (b)**).

II. Matériaux et homogénéisation

Pour chaque application, le trilame d'épaisseur 230 μm est utilisé comme blindage et l'efficacité de blindage obtenue est comparée à celle du cuivre, de l'aluminium et de l'acier. Le **Tableau IV.1** récapitule les propriétés matériaux intégrées dans les modèles numériques. Pour l'aluminium, le cuivre et l'acier, les mêmes propriétés que dans le **Chapitre III** sont utilisées. Le polyéthylène est un isolant électrique présentant donc une conductivité très faible de l'ordre de 10^{-17} S/m.

Tableau IV.1 : Conductivité électrique et perméabilité magnétique des matériaux

Matériaux	Conductivité (S/m)	Perméabilité relative
Al	33,61E6	1
Cu	60E6	1
PET	1E-17	1
Acier	9,20E6	250

La modélisation numérique de ces trois applications en tenant compte des couches hétérogènes du trilame se révèle être difficile principalement à cause de la différence d'échelle entre l'épaisseur des couches et la dimension des applications. En conséquence, comme dans le **Chapitre III**, les propriétés du trilame sont homogénéisées (cf. **Figures III.11** et **III.12**) afin d'avoir des temps de calculs raisonnables. Notons cependant que nos géométries étudiées sont simplifiées et peuvent quand même être simulées avec le trilame hétérogène. Mais ces simulations avec le trilame hétérogène ne sont pas possibles pour des applications plus complexes (3D) ou lorsqu'il est nécessaire d'étudier de nombreuses configurations. Le **Tableau IV.2** présente les propriétés de la couche équivalente du trilame de 230 μm d'épaisseur. Ici encore, la méthode AMSL (ANNEXE 2) n'a pas été intégrée faute de temps. Une faible variation des propriétés entre DL et DT est observée et est due à la présence de quelques fragmentations de la tôle d'acier.

Tableau IV.2 : Propriétés homogénéisées du trilame 230 μm

Directions	Conductivité (10^6 S/m)	Perméabilité relative
DL	29,507	41,61
DT	29,511	42,40
DN	23,140	1,20

L'efficacité de blindage de la couche équivalente a montré dans le **Chapitre III** une très bonne correspondance avec celle du trilame (cf. **Figure III.15**). Dans le cas des trois applications, la bonne concordance entre la couche équivalente et le trilame est de nouveau vérifiée. Les efficacités de blindage du trilame et de sa couche équivalente sont alors tracées de 1 Hz à 100 kHz sur la **Figure IV.6**.

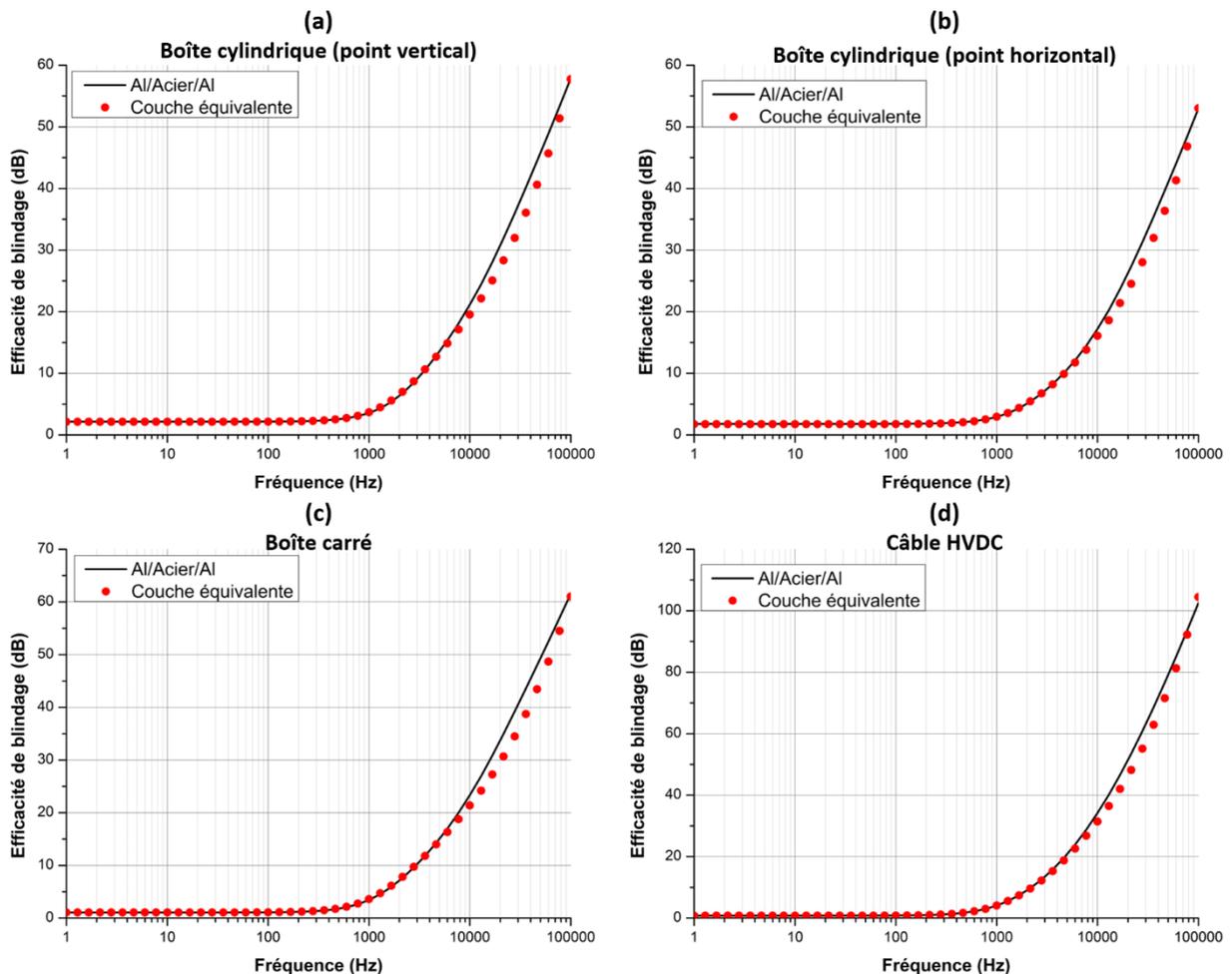


Figure IV.6 : Efficacités de blindage du trilame d'épaisseur 230 μm et de sa couche équivalente dans l'application de la boîte cylindrique au point vertical (a) et horizontal (b), de la boîte carrée (c) et du câble haute tension (d)

Pour chaque application, l'efficacité de blindage de la couche équivalente est très proche de celle du trilame, particulièrement à basses fréquences. Cependant, comme dans le **Chapitre III**, une légère différence est observée à hautes fréquences. Cette différence commence à apparaître à partir d'environ 5 kHz. La différence maximale entre l'efficacité de blindage du trilame et de sa couche équivalente est relevée pour les trois applications à environ 36 kHz. Elle est de 4,1 et de 3,5 dB pour la boîte cylindrique aux points vertical et horizontal, de 4,9 dB pour la boîte carrée et de 5,7 dB pour le câble haute tension.

La distribution du champ magnétique a été étudiée à différentes fréquences dans l'application de la boîte cylindrique. La **Figure IV.7** permet de visualiser la répartition du champ

magnétique (norme) à l'intérieur de la boîte cylindrique à une fréquence de 1 Hz, 1, 10 et 100 kHz. La norme du champ magnétique a été tracée de 0 à 1 500 A/m. Les zones blanches correspondent à des valeurs supérieures à 1 500 A/m.

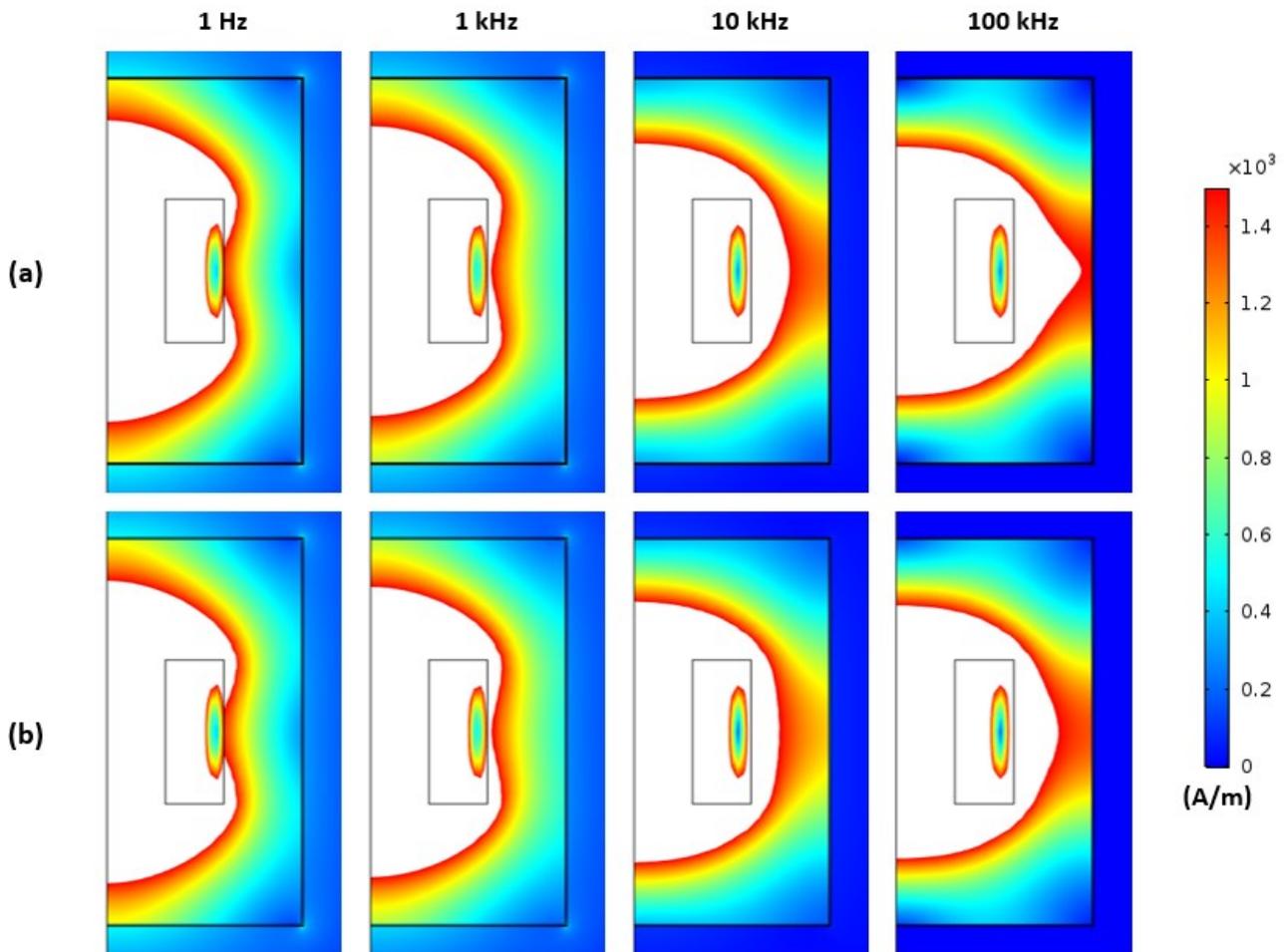


Figure IV.7 : Norme du champ magnétique à différentes fréquences dans l'application de la boîte cylindrique en présence du trilame (a) et de sa couche équivalente (b)

Grâce à l'apparition des courants de Foucault, le champ magnétique est repoussé le long de l'axe horizontal. Ainsi la norme du champ magnétique diminue avec l'augmentation de la fréquence au voisinage des parois supérieures et inférieures, et à l'inverse celle-ci augmente au voisinage de la paroi latérale.

À basses fréquences (1 Hz et 1 kHz), la répartition du champ magnétique est identique en présence du trilame et de la couche équivalente. À 10 et 100 kHz, la répartition est légèrement différente. En effet, le champ magnétique en présence de la couche équivalente est moins repoussé qu'avec le trilame.

Pour mieux quantifier les différences entre le trilame et la couche équivalente, un zoom est réalisé sur la paroi supérieure de la boîte cylindrique au niveau de l'axe vertical (Figure IV.8) et sur la paroi latérale au niveau de l'axe horizontal (Figure IV.9).

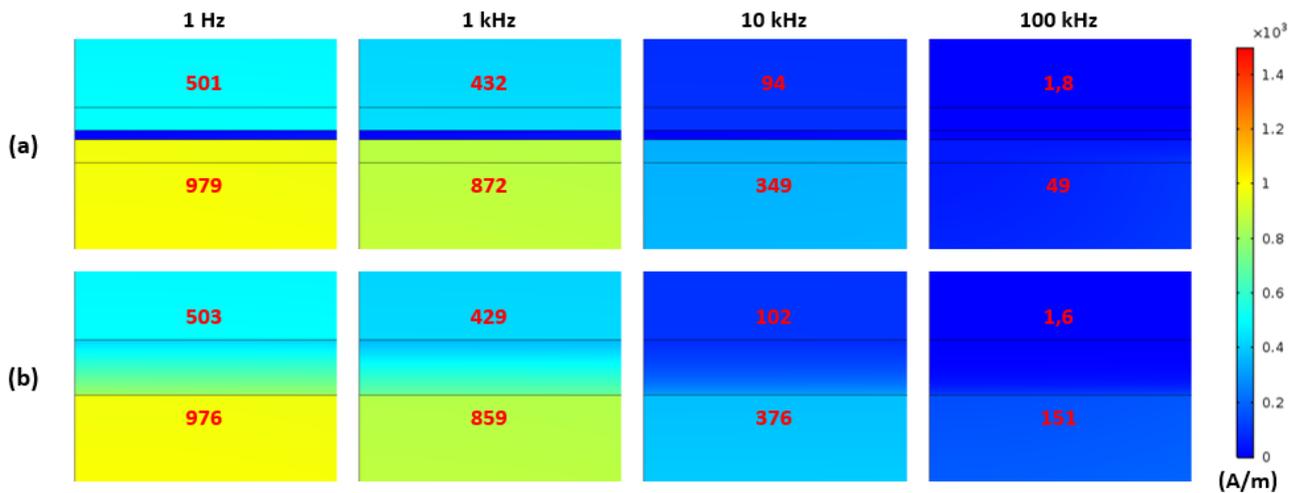


Figure IV.8 : Norme du champ magnétique. Zoom sur la paroi supérieure de la boîte cylindrique en présence du trilame (a) et de sa couche équivalente (b)

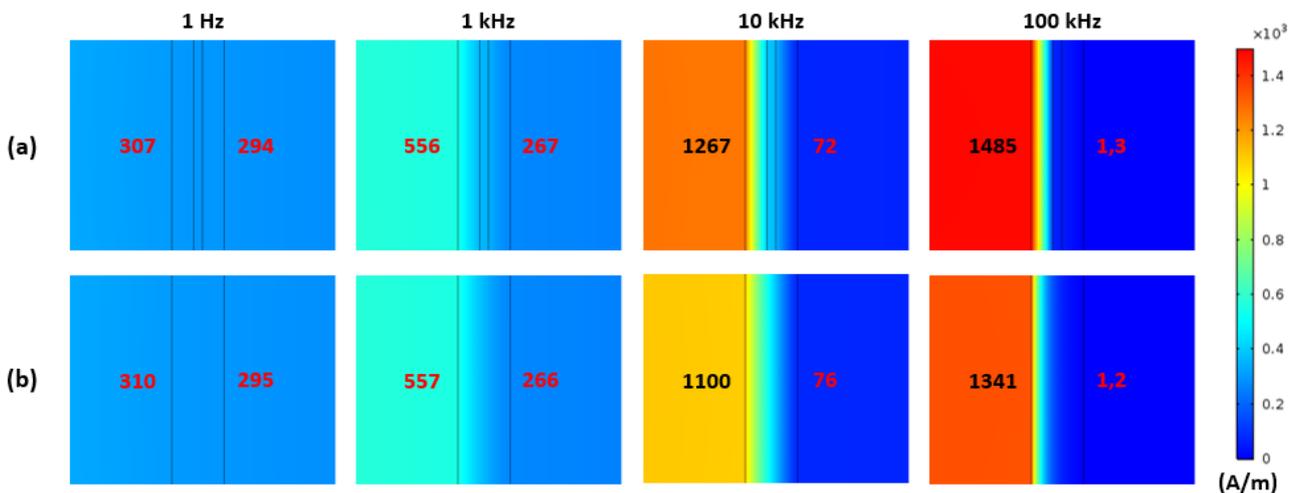


Figure IV.9 : Norme du champ magnétique. Zoom sur la paroi latérale de la boîte cylindrique en présence du trilame (a) et de sa couche équivalente (b)

À 1 Hz et à 1 kHz, les valeurs du champ magnétique relevées sont identiques, à l'erreur numérique près, en présence du trilame ou de la couche équivalente. Une légère différence commence à être cependant notable à 1 kHz au niveau de la paroi supérieure : 872 A/m pour le trilame et 859 A/m pour la couche équivalente. À 10 et 100 kHz, les valeurs du champ magnétique relevées avant le blindage sont différentes en présence du trilame et de la couche équivalente que cela soit au niveau des parois supérieure et latérale. Les valeurs relevées après le blindage restent néanmoins très proches.

La **Figure IV.10** présente la densité des courants de Foucault à l'intérieur de la couche d'Al et de la couche équivalente en fonction de la fréquence. Ces courants ont été « mesurés » à une même profondeur d'environ 47,9 μm correspondant au centre de la première lame d'aluminium du trilame. Comme attendu, les courants induits sont plus intenses dans l'aluminium que dans la couche équivalente à même fréquence et au même point de mesure

puisque l'aluminium possède une plus grande conductivité électrique (**Tableaux IV.1 et IV.2**). Les courants induits dans l'aluminium vont alors générer un champ magnétique, s'opposant et repoussant celui de la bobine, plus important que dans la couche équivalente. Ces courants commencent à apparaître à environ 500 Hz et augmente ensuite avec la fréquence. Les courants induits dans la couche d'aluminium du trilame et dans la couche équivalente commencent à se différencier à partir d'environ 3 kHz. La méthode AMSL pourrait ici apporter une amélioration dans la représentation de ces courants induits.

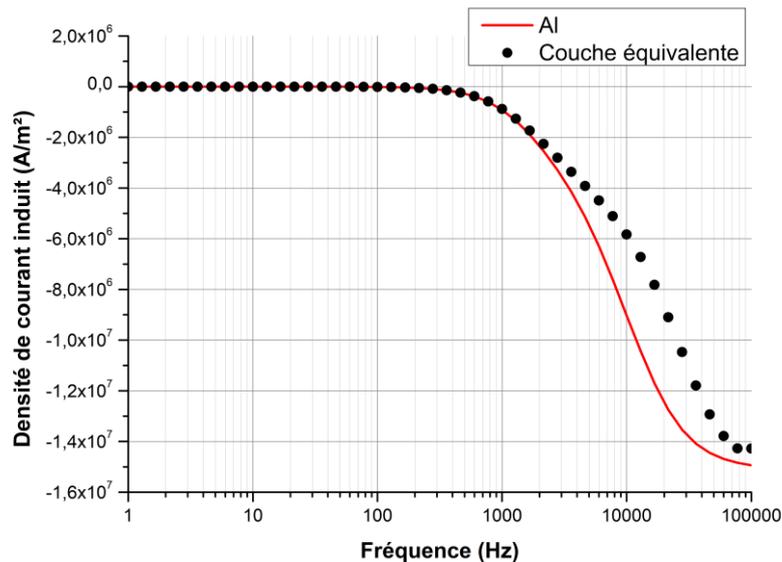


Figure IV.10 : Courant induit dans la couche d'Al et dans la couche équivalente à une profondeur d'environ 47,9 μm

Au final, la couche équivalente permet de retrouver l'efficacité de blindage du trilame dans chaque application. Néanmoins, la différence de propriétés entre les lames d'aluminium et d'acier du trilame et de la couche équivalente engendre une légère différence aux plus hautes fréquences. Cette différence est principalement liée à l'épaisseur de peau et aux courants de Foucault qui dépendent eux-mêmes de la conductivité électrique du matériau.

Bien que la couche équivalente présente finalement une très bonne concordance avec le trilame au niveau de l'efficacité de blindage sur une large gamme de fréquences, celle-ci ne permet pas de retranscrire totalement le comportement du trilame à hautes fréquences (> 10 kHz). En effet, à ces fréquences, dans le cas de la boîte cylindrique, le champ magnétique relevé à l'intérieur de celle-ci peut différer légèrement.

III. Efficacité de blindage

III.1 Étude à iso-épaisseur et iso-masse

Cette partie se propose de comparer l'efficacité de blindage du trilame homogénéisé à celle du cuivre, de l'aluminium et de l'acier à iso-épaisseur (230 μm) et à iso-masse pour chaque application. Le nombre de calculs à effectuer impose ici le recours à l'homogénéisation. Pour l'étude à iso-masse, les densités suivantes ont été considérées : 2,71 pour l'Al, 8,96 pour le Cu, 7,85 pour l'acier et 3,57 g/cm^3 pour le trilame de 230 μm . Le trilame est alors 2,5 et 2,2 fois moins dense respectivement que le cuivre et l'acier mais 1,3 fois plus dense que l'aluminium. L'étude à iso-épaisseur est adaptée pour des applications pour lesquelles un faible espace est disponible. L'étude à iso-masse est particulièrement adaptée pour des applications embarquées où un gain de masse est nécessaire pour maximiser l'autonomie, par exemple, dans l'industrie du transport.

La **Figure IV.11** présente l'efficacité de blindage de la boîte cylindrique mesurée au point vertical (90°) et au point horizontal (0°). Les efficacités de blindage au point vertical et au point horizontal se révèlent être relativement proches, celles au point horizontal étant cependant légèrement plus faibles. Comme dans le **Chapitre III** qui simulait l'efficacité de blindage d'un échantillon plan, le cuivre et l'aluminium n'atténuent pas les champs magnétiques à basses fréquences (< 500 Hz) alors que l'acier et le trilame homogénéisé en sont capables. À iso-épaisseur, le cuivre montre une efficacité de blindage plus élevée que l'aluminium grâce à sa meilleure conductivité. Au contraire, à iso-masse, l'aluminium possède une meilleure efficacité de blindage que le cuivre grâce à sa faible densité. À cause de sa forte densité, l'efficacité de blindage de l'acier diminue grandement à iso-masse par rapport à celle à iso-épaisseur.

Le trilame est alors particulièrement avantageux à iso-masse puisque son efficacité de blindage est supérieure à celles des autres matériaux à partir d'environ 2 kHz. De 2 kHz à 10 kHz, au point vertical, elle est cependant similaire à celle de l'aluminium. Néanmoins, à iso-épaisseur, le trilame reste tout de même intéressant puisque son efficacité de blindage atteint presque celle de l'acier à hautes fréquences pour une densité 2,2 fois plus faible. De plus, elle est au-dessus du cuivre qui, rappelons-le, est un matériau de base en CEM.

La **Figure IV.12** introduit les résultats des études à iso-épaisseur et à iso-masse pour l'application en champ lointain (boîte carrée) (**Figures IV.12 (a et c)**) et pour le câble haute tension (**Figures IV.12 (b et d)**). Les courbes obtenues sont très similaires à celles de la boîte cylindrique. Ainsi, comme précédemment, le trilame homogénéisé est plus avantageux à iso-masse. Son efficacité de blindage est en effet plus élevée que celles des autres matériaux pour des fréquences supérieures à 2-10 kHz. Entre 2 et 10 kHz, cette dernière est cependant en-dessous de celle de l'Al dans le cas de la boîte carrée.

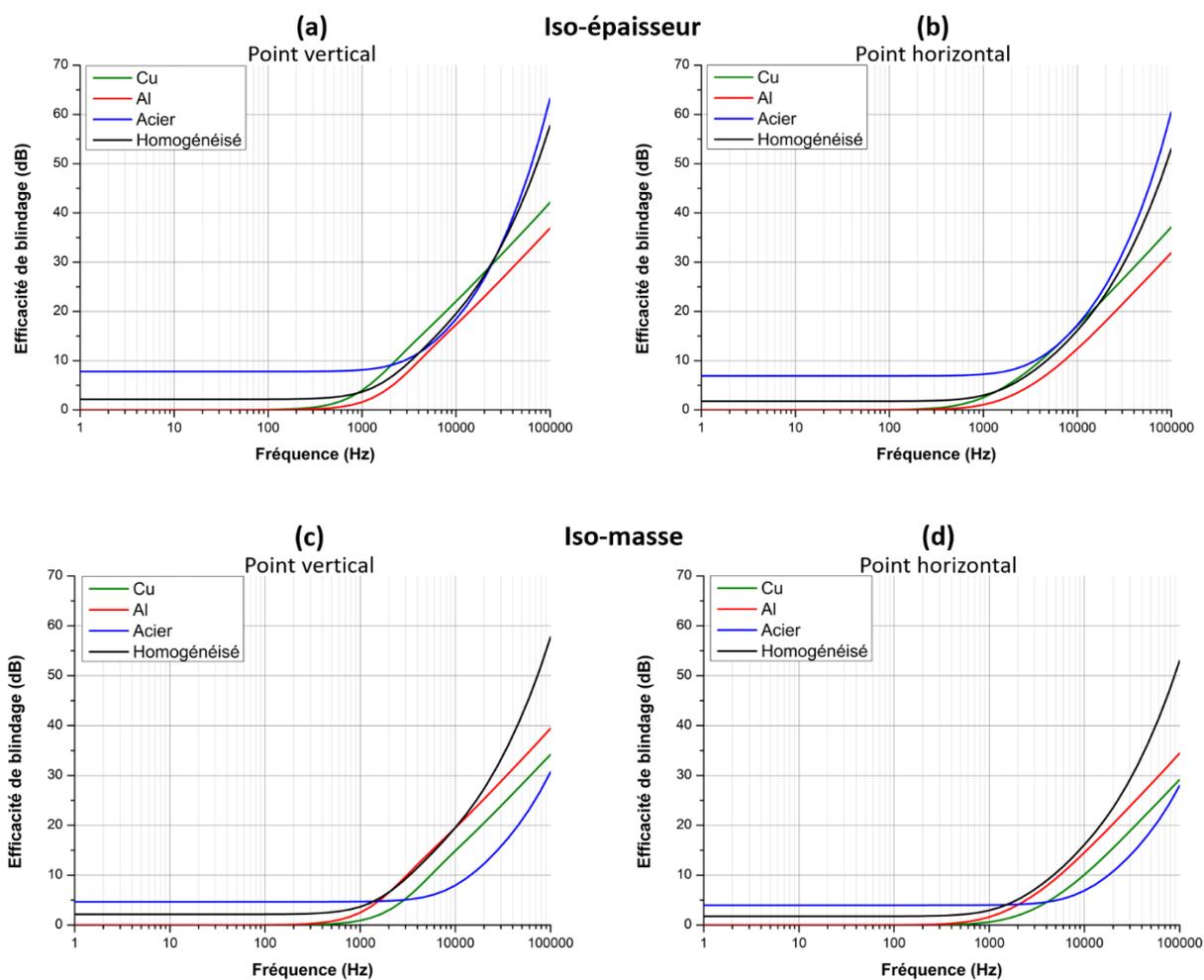


Figure IV.11 : Efficacités de blindage de la boîte cylindrique à iso-épaisseur (a et b) et à iso-masse (c et d) mesurée au point vertical (a et c) et horizontal (b et d)

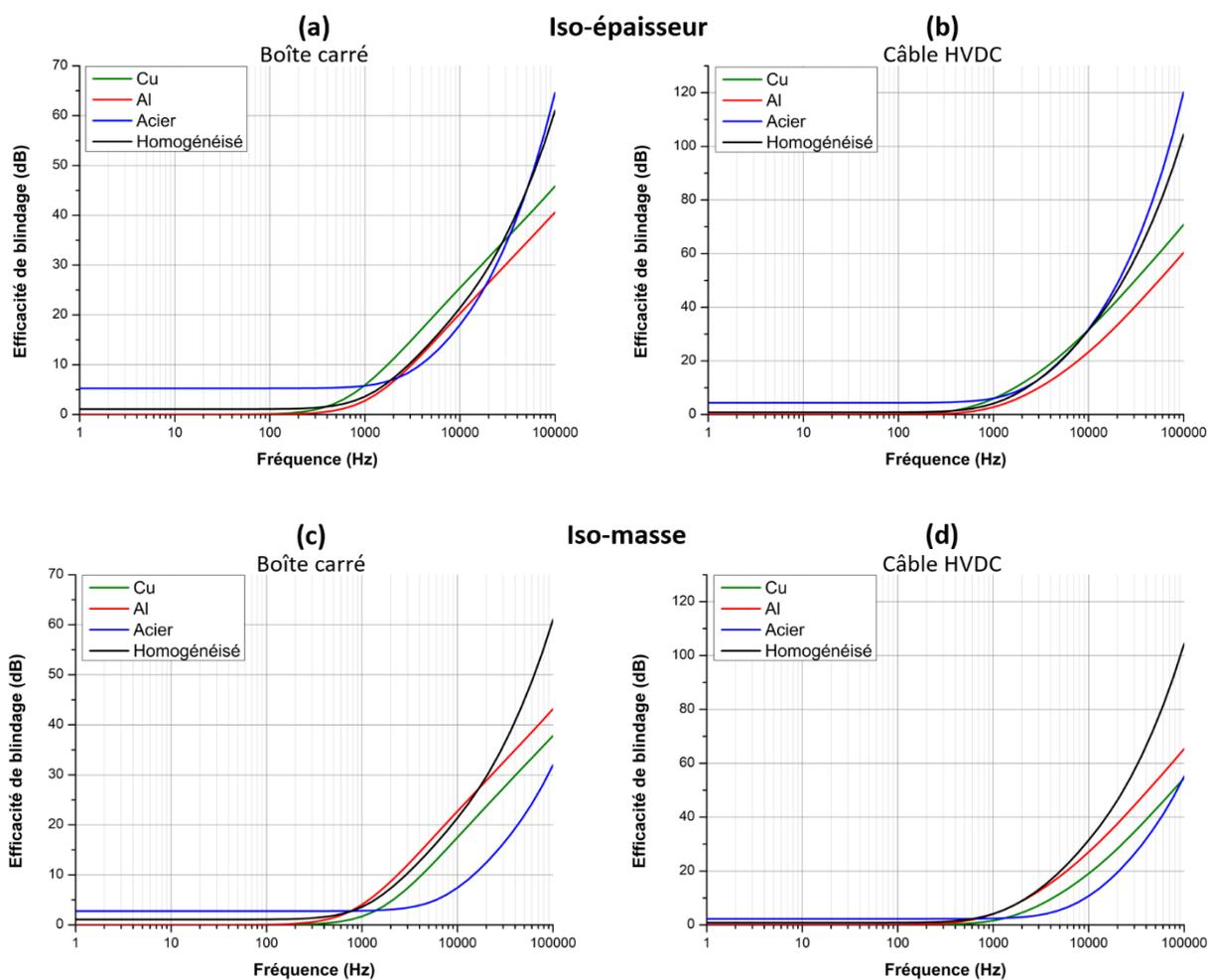


Figure IV.12 : Efficacités de blindage de la boîte carrée (a et c) et du câble haute tension (b et d) à iso-épaisseur (a et b) et à iso-masse (c et d)

Pour donner des valeurs quantitatives, la **Figure IV.13** rassemble les résultats d'efficacité de blindage obtenue à iso-masse pour chaque application. L'efficacité de blindage est tracée à 1 Hz, 1, 10 et 100 kHz pour les quatre matériaux étudiés. Grâce à sa faible densité, l'aluminium a une efficacité de blindage supérieure à celle du cuivre. En effet, l'efficacité de blindage du cuivre et de l'aluminium à 100 kHz est respectivement environ de 37,8 et 43,2 dB dans l'application en champ lointain et environ de 34,2 et 39,4 dans l'application en champ proche. L'acier blinde les basses fréquences (< 1 kHz) mais a une efficacité de blindage à hautes fréquences plus faible que le cuivre et l'aluminium : à 1 Hz et 100 kHz, elle est respectivement d'environ 2,7 et 32 dB dans l'application en champ lointain et d'environ 4,7 et 30,7 dB dans l'application en champ proche.

L'efficacité de blindage atteinte avec le câble haute tension est supérieure à celles des deux précédentes applications : à 100 kHz, celle du cuivre, de l'aluminium, de l'acier et du trilame homogénéisé sont respectivement d'environ 54,5, 65,4, 55,2 et 104,5 dB. La présence de plusieurs blindages, entourant chaque âme et entourant la totalité des âmes, explique cette différence.

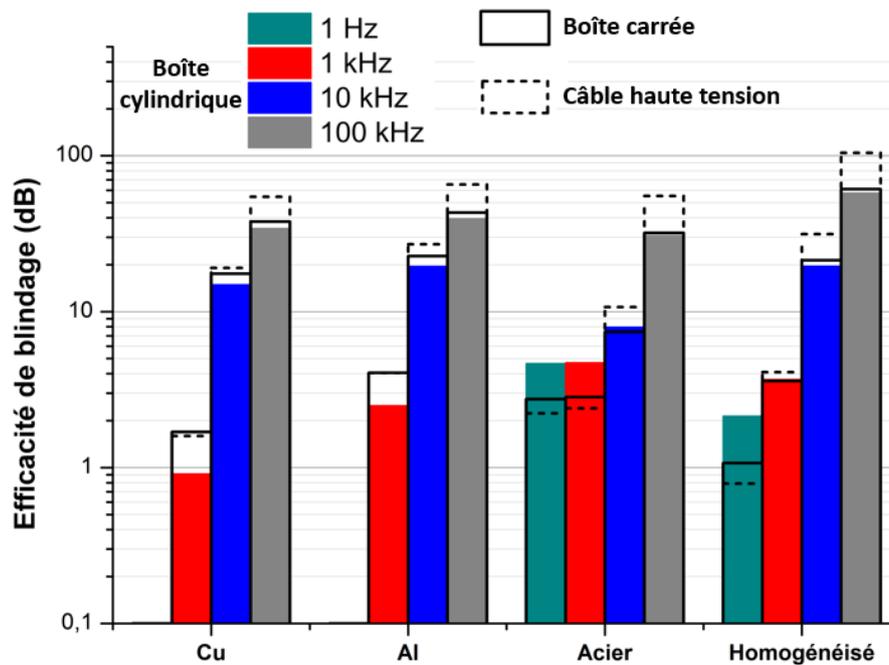


Figure IV.13 : Efficacité de blindage à iso-masse de la boîte cylindrique (champ proche, point vertical), de la boîte carrée (champ lointain) et du câble haute tension avec les différents matériaux

Il est observé au final que le composite est un bon compromis à iso-masse pour blinder aussi bien contre les faibles fréquences (< 1 kHz) que contre les hautes fréquences (> 10 kHz) dans chaque application. Dans le cas de la boîte cylindrique (champ proche), son efficacité de blindage est d'environ 2,1 dB, plus faible que celle de l'acier (4,7 dB) mais supérieure au cuivre et à l'aluminium qui n'atténuent pas les très basses fréquences. À 100 kHz, celle-ci est d'environ 57,7 dB, bien plus élevée que celle des trois autres matériaux.

III.2 Effet du décentrage de la bobine dans la boîte cylindrique

Précédemment, la bobine est supposée centrée à l'intérieur de la boîte cylindrique. Or, en réalité, rien n'impose qu'une source magnétique soit centrée à l'intérieur de son boîtier de blindage. Ainsi, on se propose dans cette partie d'étudier l'effet de la position de la bobine à l'intérieur de la boîte cylindrique. L'objectif est ici d'essayer de généraliser les conclusions sur les résultats obtenus en termes d'efficacité de blindage pour le trilame. Pour ceci, les résultats obtenus avec la bobine centrée sont comparés aux résultats obtenus avec une bobine décentrée verticalement de $-h/2$. La **Figure IV.14** présente les deux configurations simulées. L'efficacité de blindage de la boîte cylindrique est calculée dans ces deux configurations à 1 Hz et à 10 kHz le long d'une courbe entourant l'intégralité de la boîte et située à une distance de 15 mm en tout point de celle-ci. Les courbes obtenues sont tracées par la suite en fonction de θ , angle entre l'axe horizontal et l'axe contenant l'origine et le point de mesure situé sur la courbe.

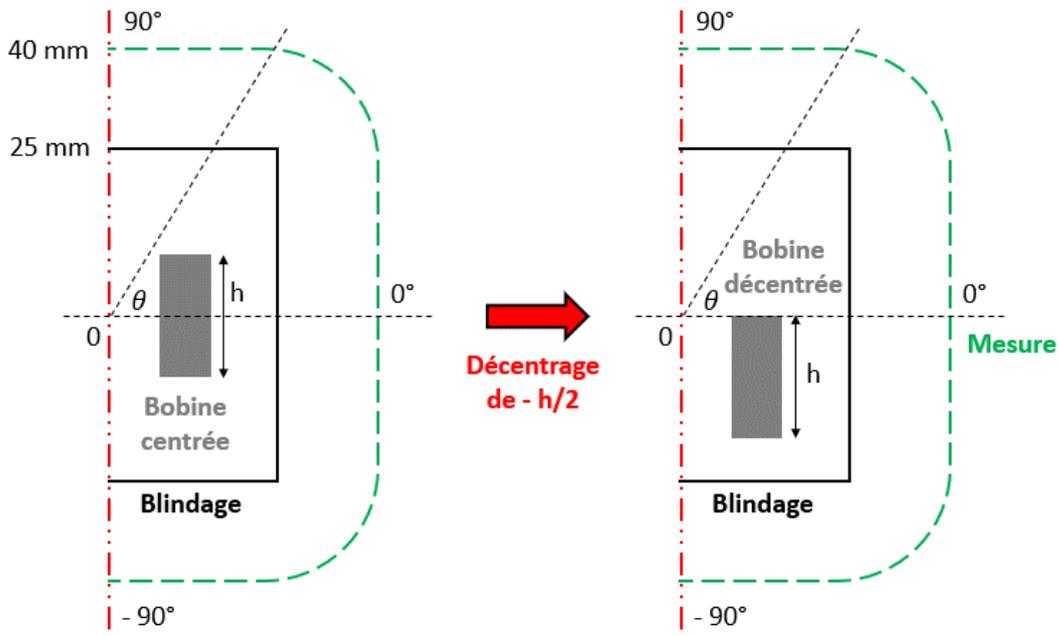


Figure IV.14 : Schématisation du décentrage de la bobine de $-h/2$ dans la boîte cylindrique (2D-axi)

L'efficacité de blindage du trilame homogénéisé est une nouvelle fois comparée ici à celle du cuivre, de l'aluminium et de l'acier à iso-épaisseur (230 μm). Avant cette comparaison, la **Figure IV.15** présente l'évolution du champ magnétique sans blindage suivant la courbe de mesure dans les deux configurations simulées. Avec la bobine centrée, le champ magnétique est symétrique par rapport à l'axe horizontal (0°). Celui-ci est maximal (≈ 197 A/m) suivant l'axe de la bobine (-90° et 90°) et est minimal à environ -40° et 40° (≈ 79 A/m). On observe aussi un plateau au niveau de l'axe horizontal, entre environ -20° et 20° (≈ 103 A/m).

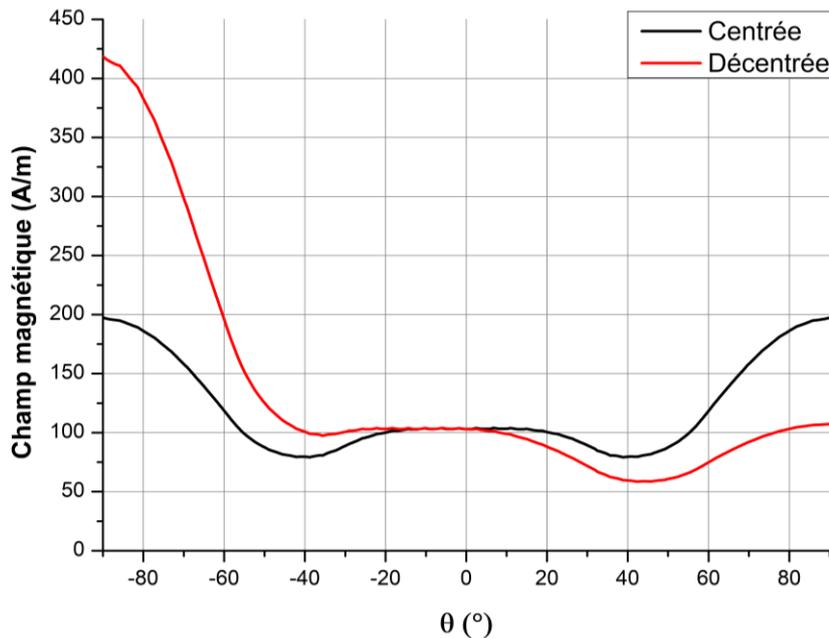


Figure IV.15 : Champ magnétique sans blindage suivant la courbe de mesure avec les bobines centrée et décentrée

Avec la bobine décentrée de $-h/2$, on observe comme attendu une augmentation du champ magnétique pour les angles négatifs et une diminution de celui-ci pour les angles positifs. À -90° , la norme du champ magnétique atteint alors environ 418 A/m et atteint à 90° environ 107 A/m. Ainsi, le champ magnétique a été plus que doublé à -90° et quasiment divisé par deux à 90° . De plus, en décentrant la bobine, le plateau s'est décalé aussi et se retrouve entre environ -30° et 10° .

La **Figure IV.16** présente les efficacités de blindage des différents matériaux étudiées suivant la courbe de mesure à 1 Hz et à 10 kHz dans les deux configurations modélisées. À 1 Hz, avec la bobine centrée (**Figure IV.16 (a)**), l'efficacité de blindage de l'acier et du trilame homogénéisé est, comme pour le champ magnétique, symétrique par rapport à l'axe horizontal (0°). Comme précédemment, les valeurs maximales et minimales sont respectivement à 90° et à 40° . Ainsi, l'efficacité de blindage de l'acier varie entre environ 5,4 et 7,8 dB et celle du trilame entre environ 0,9 et 2,1 dB.

Avec la bobine décentrée (**Figure IV.16 (b)**), les courbes d'efficacité de blindage de l'acier et du trilame homogénéisé ont la même allure qu'avec la bobine centrée mais sont légèrement inclinées. En effet, l'efficacité de blindage pour les angles négatifs augmente légèrement alors que celle pour les angles positifs diminue. Pour l'acier, à -90° , le gain est d'environ 1,5 dB. À 90° , la perte est aussi d'environ 1,5 dB. Pour le trilame, le gain est d'environ 0,55 dB alors que la perte est d'environ 0,5 dB. Précisons de plus que les valeurs au niveau de l'axe horizontal (0°) varient très peu ($< 0,1$ dB). Au final, en rapprochant la bobine de la paroi inférieure de la boîte cylindrique, l'efficacité de blindage à basses fréquences est améliorée au niveau de celle-ci mais diminuée au niveau de la paroi supérieure. Les propriétés ferromagnétiques de l'acier (perméabilité relative élevée) explique ce résultat. La paroi

inférieure, plus proche de la bobine, canalise et dévie plus de lignes de champ que la paroi supérieure.

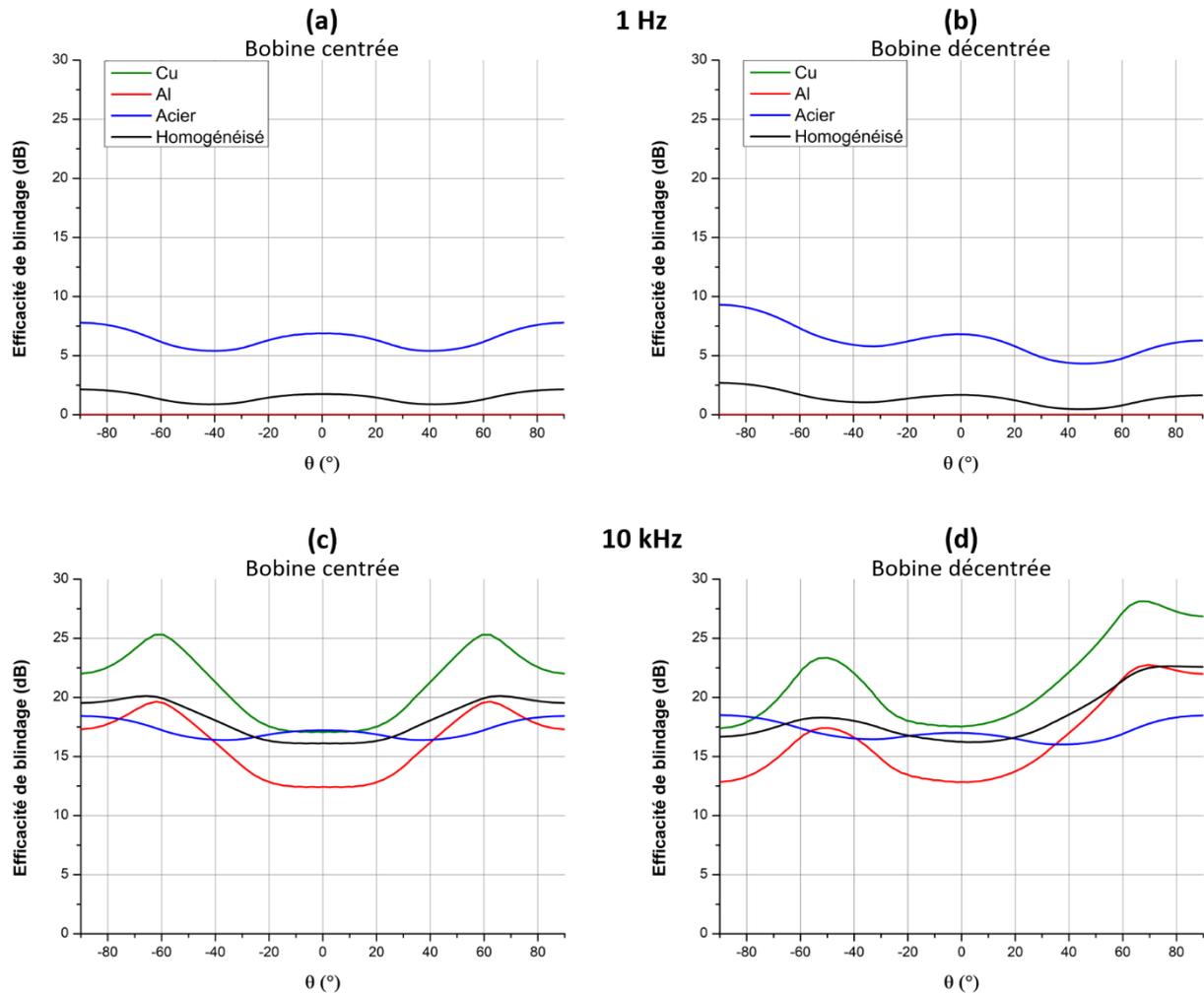


Figure IV.16 : Efficacités de blindage suivant la courbe de mesure à 1 Hz (a et b) et à 10 kHz (c et d) avec la bobine centrée (a et c) et décentrée (b et d)

À 10 kHz, avec la bobine centrée (**Figure IV.16 (c)**), la courbe de l'efficacité de blindage de l'acier a exactement la même allure qu'à 1 Hz et varie entre environ 16,4 et 18,4 dB. Les allures des courbes de l'efficacité de blindage du cuivre et de l'aluminium sont similaires mais très différentes de celle de l'acier. En effet, les valeurs maximales et minimales associées à l'aluminium et au cuivre sont respectivement à environ 60° et 0°. L'efficacité de blindage du cuivre et de l'aluminium varie entre respectivement 17,0 et 25,3 dB et 12,4 et 19,6 dB. Le trilame homogénéisé présente la même allure que le cuivre et l'aluminium mais son amplitude de variation est bien plus faible. En effet, elle varie entre environ 16,1 et 20,1 dB. Dans cette étude à iso-épaisseur, pour une fréquence de 10 kHz, l'efficacité de blindage du trilame est au-dessus de celle de l'aluminium pour tous les angles θ . Elle est globalement au-dessus de celle de l'acier sauf entre environ -25° et 25°. Elle est aussi en-dessous de celle du cuivre pour tous les angles θ . Cette disposition a été déjà constatée précédemment sur les **Figures IV.11 (a et b)** pour les angles 0° et 90°.

Avec la bobine décentrée (**Figure IV.16 (d)**), l'efficacité de blindage de l'acier est quasi identique qu'avec la bobine centrée. En revanche, l'efficacité de blindage du cuivre, de l'aluminium et du trilame est fortement affectée par le décentrage de la bobine. En effet, on observe, grosso modo, une perte d'efficacité de blindage pour les angles négatifs et un gain d'efficacité de blindage pour les angles positifs. À -90° , cette perte est d'environ 4,6, 4,5 et 2,9 dB respectivement pour le cuivre, l'aluminium et le trilame alors que le gain à 90° est d'environ 4,9, 4,7 et 3,1 dB. Au final, en rapprochant la bobine de la paroi inférieure de la boîte cylindrique, l'efficacité de blindage à hautes fréquences est en générale diminuée au niveau de cette dernière mais augmentée au niveau de la paroi supérieure. Celle-ci, plus lointaine de la bobine, repousse plus facilement un champ magnétique de faible intensité que la paroi inférieure qui au contraire doit repousser un champ magnétique de forte intensité.

Finalement, l'effet du décentrage de la bobine sur l'efficacité de blindage de la boîte cylindrique dépend, comme on pouvait s'y attendre, du matériau et de la fréquence (**Figure IV.16**). À basses fréquences, l'efficacité de blindage de l'acier et du trilame est assez peu impactée par ce décentrage avec des gains et pertes de l'ordre du décibel. À hautes fréquences, le décentrage de la bobine a très peu d'impact sur l'efficacité de blindage de l'acier mais affecte plus fortement les autres matériaux avec des gains et pertes de l'ordre de 5 dB pour le Cu et l'Al et de 3 dB pour le trilame.

Notons enfin que ces valeurs de gain et de perte sont similaires. Ainsi, l'efficacité moyenne de blindage (moyenne sur tous les points de la courbe de mesure) de la boîte cylindrique varie finalement assez peu en fonction de la position de la bobine (**Figure IV.17**).

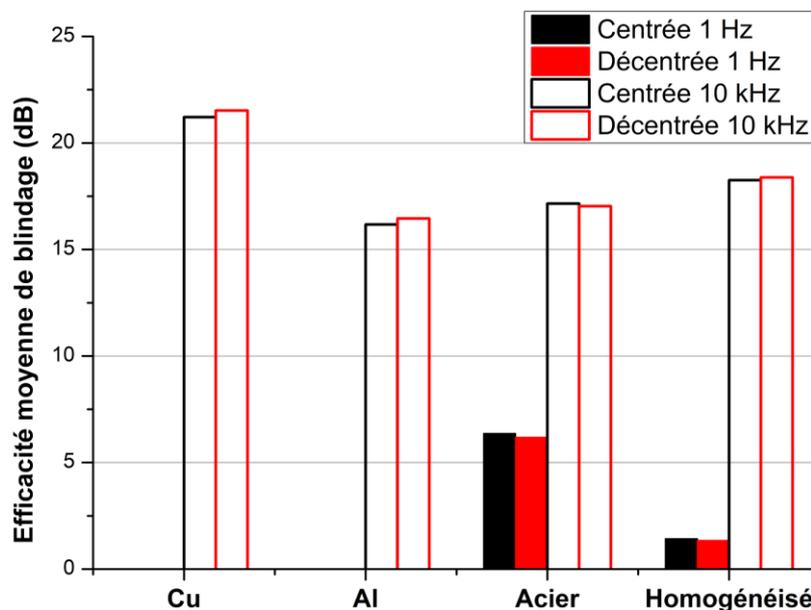


Figure IV.17 : Efficacité moyenne de blindage de la boîte cylindrique en fonction du matériau et de la position de la bobine

III.3 Effet d'ouvertures dans la boîte cylindrique

Jusqu'à présent, la boîte cylindrique étudiée est complètement fermée. Or, en réalité, les boîtiers de blindage possèdent des ouvertures qui sont nécessaires à différentes fonctions, par exemple pour le passage de câbles d'alimentation (exemple de boîtier en **Figure IV.2**) nécessaires au fonctionnement d'un système électronique. Cette dernière partie se propose donc d'étudier l'effet d'ouvertures sur l'efficacité de blindage. Pour ceci, une ouverture a été créée au niveau des parois supérieure et inférieure de la boîte cylindrique (**Figure IV.18**). Les deux ouvertures ont un rayon de 10 mm et correspondent à un angle de 69°. Comme précédemment, l'effet de cette nouvelle géométrie est étudié à 1 Hz et 10 kHz pour chaque matériau. L'étude est faite à iso-épaisseur (230 μm). La bobine est de nouveau centrée à l'intérieur de la boîte cylindrique.

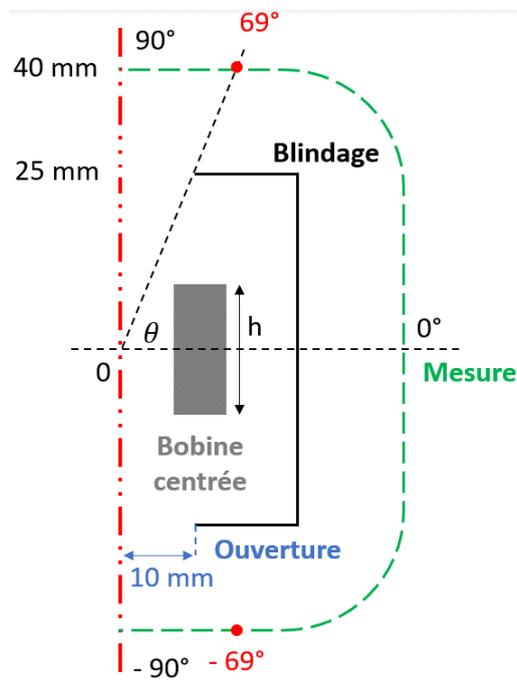


Figure IV.18 : Schéma de la boîte cylindrique avec ouvertures (2D-axi)

La **Figure IV.19** présente les efficacités de blindage des différents matériaux à 1 Hz et à 10 kHz en présence des ouvertures et la compare à celle de la boîte cylindrique fermée. À 1 Hz (**Figure IV.19 (a)**), la présence des ouvertures se montrent, comme attendu, néfaste au blindage magnétique mais son impact se révèle être assez peu étendu. En effet, l'efficacité de blindage en présence des ouvertures est identique à celle de la boîte cylindrique fermée sur une large plage d'angles (environ -60° à 60°). Pour notre gamme de fréquence, la diminution de l'efficacité de blindage se fait donc essentiellement au niveau de ces ouvertures. Précisons que les ouvertures au niveau des parois supérieure et inférieure ont le même impact puisqu'elles ont la même dimension et que la bobine est centrée à l'intérieur de la boîte. Les ouvertures ont un effet négatif à partir d'environ 55° et 65° respectivement dans le cas de

l'acier et du trilame homogénéisé. La perte de blindage à 90° est respectivement d'environ 2,8 et 0,6 dB pour l'acier et le trilame homogénéisé. L'efficacité de blindage de l'acier reste cependant supérieure à celle du trilame.

À 10 kHz, on constate comme précédemment que l'effet des ouvertures est limité à une faible portion. L'effet néfaste commence à environ 60° pour le cuivre et l'aluminium et 70° pour l'acier. Les pertes de blindage à 90° sont respectivement d'environ 1, 0,5 et 1,8 dB pour le cuivre, l'aluminium et l'acier. Ainsi, les ouvertures ont un effet moins étendu mais plus néfaste pour l'acier. Notons aussi que les ouvertures n'ont qu'un impact très limité sur le trilame homogénéisé, la différence à 90° étant de l'ordre de 0,1 dB. Cette particularité peut s'expliquer par les propriétés du trilame homogénéisé. En effet, grâce à sa conductivité électrique (proche de celle de l'Al), les courants de Foucault génèrent un champ magnétique s'opposant à celui de la bobine relativement intense. De plus, grâce à sa perméabilité relative, les lignes de champ sont canalisées par le matériau. On peut supposer que dans le cas de l'acier, les courants de Foucault ne sont pas assez intenses pour générer un champ magnétique suffisant pour « repousser » le champ magnétique de la bobine. Dans le cas du cuivre et de l'aluminium, les lignes de champ qui « s'échappent » par les ouvertures n'y sont pas canalisées.

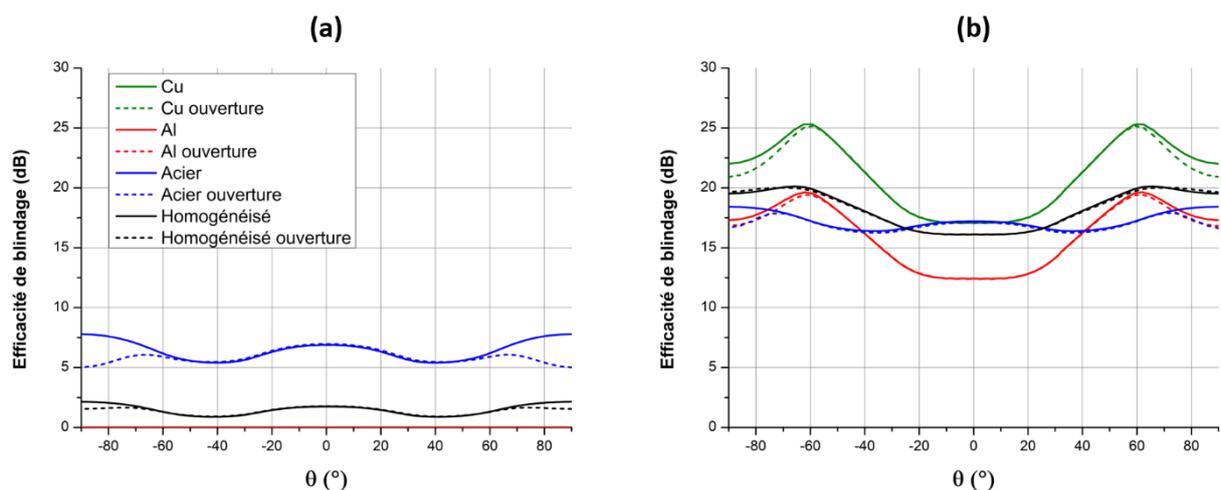


Figure IV.19 : Efficacité de blindage à 1 Hz (a) et à 10 kHz (b) sans (trait plein) et en présence (tirets) des ouvertures

Pour mieux visualiser l'impact de ces ouvertures sur l'efficacité de blindage, la **Figure IV.20** schématise les zones affectées. Au final, la zone affectée la plus étendue l'est de 55° à 90° pour l'acier à 1 Hz. Ensuite, elle est de 60° à 90° pour le cuivre et l'aluminium à 10 kHz. À 10 kHz avec l'acier, la zone affectée (70°) correspond uniquement à l'ouverture (angle d'ouverture : 69°). Finalement quel que soit le matériau, les zones les plus affectées sont globalement limitées à la taille de l'ouverture. Ce résultat serait certainement différent pour des fréquences plus importantes.

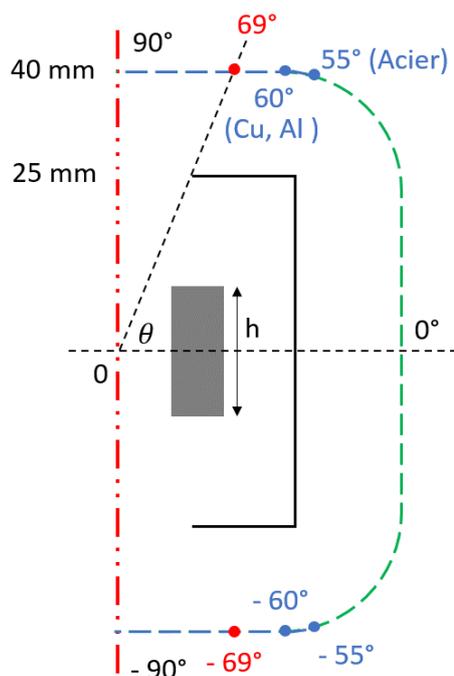


Figure IV.20 : Schéma des zones affectées (bleus) par les ouvertures (2D-axi)

IV. Conclusion du chapitre

Dans ce chapitre, le trilame d'épaisseur 230 μm , dont les propriétés d'efficacité de blindage et d'adhérence des interfaces Al/Acier sont optimales, a été introduit dans trois applications modélisées en 2D sur COMSOL Multiphysics. La première application est une boîte cylindrique de blindage contenant une bobine en son sein afin de simuler le blindage en champ proche. La deuxième application est une boîte carrée de blindage soumise à un champ magnétique externe afin de simuler le blindage en champ lointain. Enfin, la dernière application est un câble haute tension sous-marin afin de proposer une application de blindage plus proche de problématiques industrielles.

La démarche d'homogénéisation développée dans le **Chapitre III** a été appliquée au trilame optimal étudié dans ce chapitre. Pour valider cette démarche, l'efficacité de blindage de la couche équivalente a été comparée à celle du trilame dans chaque application. La couche équivalente possède une efficacité de blindage très similaire à celle du trilame. Mais une légère différence est constatée à partir d'environ 5 kHz. Cette différence est liée à une différence d'épaisseur de peau et de courant de Foucault entre la couche équivalente et le trilame. Dans le cas de la boîte cylindrique, ces deux paramètres jouent aussi sur le champ magnétique relevé à l'intérieur de celle-ci. Ainsi, au final, la couche équivalente ne permet pas de retranscrire totalement le comportement du trilame mais permet tout de même de retrouver précisément son efficacité de blindage, notamment pour des fréquences inférieures à 5 kHz.

L'utilisation du trilame homogénéisé a été ensuite comparée à celle du cuivre, de l'aluminium et de l'acier pour les trois applications dans une étude à iso-épaisseur (230 μm) et une autre à iso-masse. Le trilame homogénéisé s'est révélé être plus avantageux à iso-masse dans chaque application. En effet, son efficacité de blindage est supérieure à celles des autres matériaux à partir d'environ 2 kHz. En-dessous de 2 kHz, l'efficacité de blindage de l'acier est supérieure à celle du trilame. À iso-épaisseur, le trilame est moins intéressant puisque son efficacité de blindage est globalement en-dessous de celle des autres matériaux. Néanmoins, pour des fréquences supérieures à 20 kHz, l'efficacité de blindage du trilame est supérieure à celle du cuivre et est relativement proche de celle de l'acier pour respectivement une densité 2,5 et 2,2 fois inférieure.

Pour se rapprocher de cas plus réalistes, l'influence de la position de la bobine à l'intérieur de la boîte cylindrique et l'influence d'ouvertures (pour le passage de câbles) dans la boîte ont été étudiées. En rapprochant la bobine de la paroi inférieure, l'efficacité de blindage de l'acier et du trilame à 1 Hz augmente au niveau de cette dernière mais diminue au niveau de la paroi supérieure. Inversement, à 10 kHz, l'efficacité de blindage du cuivre, de l'aluminium et du trilame diminue au niveau de la paroi inférieure mais augmente au niveau de la paroi supérieure. À 10 kHz, l'efficacité de blindage de l'acier n'est pas influencée par la position de la bobine. Le gain et la perte d'efficacité de blindage sont cependant similaires. Ainsi, la position de la bobine n'a qu'une faible influence sur l'efficacité moyenne de blindage de la boîte cylindrique. Les ouvertures dans la boîte ont, eux, un effet négatif sur l'efficacité de blindage mais cet effet est assez peu étendu à nos fréquences, limité plus ou moins à la dimension de l'ouverture, et d'une intensité maximale de l'ordre de 2 - 3 dB. Le trilame s'est révélé être le matériau le moins impacté par ces ouvertures.

**CONCLUSION
&
PERSPECTIVES**

CONCLUSION

Cette thèse s'est proposée de développer un composite bimétallique de faible épaisseur (200 - 400 μm) pour le blindage magnétique. Elle s'est donc logiquement articulée en deux grandes parties étroitement liées : l'étude de l'élaboration par colaminage et celle de l'efficacité de blindage du composite. Que cela soit pour l'élaboration ou pour le calcul de l'efficacité de blindage, l'étude a été menée aussi bien expérimentalement que numériquement. Ainsi, des modèles numériques du colaminage et du blindage magnétique ont en particulier été développés.

Le composite étudié est le trilame Al/Acier/Al. L'aluminium et l'acier ont été choisis puisque ce sont deux métaux très répandus dans l'industrie et peu onéreux. De plus, l'aluminium possède une bonne conductivité électrique et l'acier possède une perméabilité magnétique élevée, deux paramètres physiques qui sont favorables au blindage magnétique. En outre, cette disposition en trois couches avec l'aluminium comme couche externe permet de protéger la couche d'acier d'une potentielle oxydation ou corrosion.

Le **Chapitre I** a donné une vue globale sur le procédé de colaminage et sur le blindage électromagnétique. La qualité du colaminage dépend de nombreux paramètres dont les plus influents sont les propriétés mécaniques des tôles (contrainte d'écoulement, limite d'élasticité, ...), la préparation des surfaces concomitantes (dégraissage, brossage, couche écrouie, ...) et le taux de réduction par laminage. Ainsi, en lien avec la bibliographie, une étude préliminaire a permis de mettre en place un procédé permettant une bonne adhérence des interfaces Al/Acier. De plus, il a été observé que le colaminage de multicouches bimétalliques est sensible aux instabilités plastiques qui se traduisent par la formation de striction du matériau dur. En ce qui concerne le blindage électromagnétique, les premiers modèles analytiques ont été proposés dans les travaux de Schelkunoff et de Schulz. L'efficacité de blindage a été définie comme la somme de trois termes : l'absorption, la réflexion et les réflexions multiples. Ces modèles analytiques, ayant montré une bonne adéquation avec les mesures, ont donc été retenus pour les premières approches au cours de la thèse. De plus, des méthodes d'homogénéisation permettent de faciliter les calculs numériques en simulant un matériau composite par une couche équivalente.

Le **Chapitre II** s'est concentré sur l'étude du colaminage du trilame Al/Acier/Al. La préparation des tôles a un fort impact sur les propriétés mécaniques, en particulier pour l'acier. En effet, cet acier est brossé en surface de sorte à éliminer les oxydes mais aussi pour durcir la surface et favoriser le colaminage avec l'aluminium. Il a été montré que le brossage écrouissait l'acier sur 10 à 20 μm d'épaisseur. Ainsi, la ductilité d'une tôle d'acier de 100 μm d'épaisseur diminue beaucoup après brossage alors que celle de 200 μm baisse peu. L'épaisseur d'acier a donc été identifiée comme un paramètre influent lors de l'élaboration du composite.

Ainsi, parmi divers paramètres du colaminage, les influences du taux de réduction et de l'épaisseur initiale d'acier, plus précisément le ratio d'épaisseur Acier/Al, ont été en particulier investiguées. Deux épaisseurs d'acier (100 et 200 μm) ont donc été considérées tout en gardant la même épaisseur d'aluminium (250 μm). Au cours du colaminage du trilame Al/Acier/Al, la tôle d'acier a montré une sensibilité aux instabilités plastiques. Une striction de la tôle d'acier a ainsi été observée. Pour des taux de réduction élevés, cette striction finit par provoquer une fragmentation de la tôle d'acier. Dans le cas du trilame d'épaisseur initiale 250/100/250 μm , la striction et la fragmentation commencent à apparaître respectivement pour des taux de réduction supérieurs à environ 53 % et à 62 %. Dans le cas du trilame d'épaisseur initiale 250/200/250 μm , celles-ci commencent à apparaître respectivement pour des taux de réduction plus importants, à environ 72 % et à 80 %. Ainsi, augmenter l'épaisseur initiale d'acier retarde la formation de la striction et de la fragmentation.

Le modèle numérique par éléments finis du colaminage a permis de déterminer les origines probables de ces instabilités plastiques. En effet, en visualisant les contraintes dans le trilame, nous avons pu montrer que l'acier est en traction et l'aluminium en compression selon DL. Cette traction dans l'acier peut être expliquée par la rapide diminution de l'épaisseur des tôles d'aluminium qui entraînent l'acier avec elles sous les cylindres du laminoir. De plus, l'aluminium et l'acier sont en compression selon DN. Cette compression favorise la formation de la striction et l'extrusion de l'aluminium à travers les fragmentations de l'acier. Par ailleurs, il ressort qu'un critère en déformation est le plus adéquat pour déterminer l'apparition de la striction. Au final, une déformation d'au moins 0,9 est nécessaire pour que la striction de l'acier de 100 μm d'épaisseur initiale apparaisse alors qu'une déformation de 1,4 n'est pas encore suffisante pour l'apparition de la striction de la tôle d'acier de 200 μm d'épaisseur initiale.

L'adhérence des interfaces Al/Acier a été quantifiée par des essais de traction perpendiculaire (Tensile Bond Strength Test). Il en ressort qu'un plus grand taux de réduction et qu'une épaisseur initiale plus grande de la tôle d'acier favorisent la qualité de l'adhérence. En effet, les contraintes de compression aux interfaces sont plus élevées lorsque ces deux paramètres augmentent. Les instabilités plastiques se révèlent être bénéfiques à l'adhérence mais ne sont pas un prérequis à celle-ci. Ainsi, pour le même taux de réduction ou pour la même épaisseur finale, les trilames colaminés avec l'acier de 200 μm ne présentant pas de striction ont une meilleure adhérence que ceux colaminés avec l'acier de 100 μm qui en présentent.

Le **Chapitre III** s'est consacré à l'étude de l'efficacité de blindage magnétique de notre trilame. Le modèle numérique a permis de montrer dans un premier temps que l'efficacité de blindage est hautement dépendante des dimensions du trilame, notamment de sa largeur. L'acier est capable de canaliser les lignes de champ et atténue les champs magnétiques à basses fréquences. L'aluminium, via les courants de Foucault, est capable de limiter la propagation des champs magnétiques à hautes fréquences. Le trilame est donc capable d'atténuer les champs magnétiques à basses et à hautes fréquences (1 Hz - 10 kHz). Le trilame

se montre particulièrement intéressant à iso-masse puisqu'à hautes fréquences son efficacité de blindage est dans ce cas bien au-dessus de celles des autres matériaux (Cu, Al et acier).

Une méthode d'homogénéisation a été proposée pour faciliter les calculs numériques associés à des simulations de dispositifs intégrant l'écran de blindage composite, notamment dans les cas de modèles 3D. La méthode d'homogénéisation est basée sur une méthode énergétique développée dans le modèle numérique, permettant de remonter à la conductivité et à la perméabilité relative équivalentes du matériau. Les propriétés équivalentes ainsi obtenues sont intégrées dans le modèle numérique du blindage. Les efficacités de blindage obtenues par la couche équivalente et le trilame hétérogène présentent une très bonne concordance notamment à basses fréquences. En effet, seule une légère différence est observée pour les plus hautes fréquences et est liée à la différence d'épaisseur de peau entre celle du trilame et celle de la couche équivalente.

L'efficacité de blindage mesurée expérimentalement et celle obtenue via le modèle numérique sont aussi en bonne concordance principalement à basses fréquences. En effet, pour les plus hautes fréquences, une légère différence est observée. Cette différence peut être expliquée par divers paramètres. Notamment, le modèle numérique développé ne considère pas les effets thermiques qui apparaissent à hautes fréquences (> 1 kHz) et qui sont défavorables au blindage. Néanmoins, que cela soit dans le modèle numérique ou en expérimental, la présence de la fragmentation de la tôle d'acier s'est révélée être néfaste pour le blindage magnétique. De plus, en augmentant le ratio d'épaisseur Acier/Al, l'efficacité de blindage augmente à basses fréquences et diminue à plus hautes fréquences puisque l'acier a une épaisseur plus grande mais aussi par le fait que la tôle d'acier présente moins d'instabilités plastiques à même taux de réduction. La présence d'aluminium reste en outre essentielle pour le blindage à hautes fréquences.

Le **Chapitre IV** a été une mise en application directe des deux chapitres précédents. Nous avons vu que l'adhérence des interfaces Al/Acier augmente avec le taux de réduction (**Chapitre II**). Cependant, l'efficacité de blindage du trilame diminue avec celle-ci et avec l'apparition de la fragmentation de l'acier (**Chapitre III**). Ainsi, la condition optimale entre adhérence et blindage magnétique du trilame de ratio 1/6 (acier $100 \mu\text{m}$) est atteinte avec un trilame de $230 \mu\text{m}$ d'épaisseur. Ce trilame optimal a été intégré à des applications de blindage magnétique. Deux applications simulent un boîtier de blindage, l'un dans une configuration en champ proche et l'autre en champ lointain. Une troisième application simule un câble haute tension sous-marin. Pour chaque application, l'efficacité de blindage de la couche équivalente montre une très bonne concordance avec celle du trilame. De plus, comme précédemment, le trilame Al/Acier/Al présente un intérêt supérieur dans les configurations à iso-masse par rapport aux lames de cuivre, d'aluminium et d'acier.

Le trilame étudié dans cette thèse a finalement un très bon potentiel pour être utilisé comme écran de blindage à basses fréquences (< 100 kHz), notamment dans des applications pour lesquelles la masse est un paramètre important.

PERSPECTIVES

Cette thèse étant pluridisciplinaire, les résultats obtenus sur le colaminage et sur l'efficacité de blindage du trilame Al/Acier/Al pourraient être approfondis sur plusieurs points qui sont résumés dessous :

- Dans cette thèse, les interfaces Al/Acier ont été étudiées principalement à une échelle mésoscopique. Une étude plus poussée par microscopie électronique à balayage pourrait être intéressante pour mieux appréhender les origines de l'adhérence (modèle de fragmentation-extrusion-soudage [10]). De plus, l'étude de l'influence d'un recuit post-colaminage sur l'adhérence et sur la diffusion atomique aux interfaces [35, 36] ou bien l'étude du colaminage à chaud [31] du trilame pourraient être envisagées. Le modèle numérique par éléments finis du colaminage pourrait également être adapté afin de simuler la fragmentation de l'acier au cours de ce procédé d'élaboration (critère d'endommagement, modèle dynamique explicite [41]).
- En ce qui concerne l'efficacité de blindage, des mesures expérimentales avec des échantillons de plus grandes dimensions pourraient être effectuées afin de limiter les effets thermiques dans les échantillons. L'utilisation du trilame dans des applications concrètes pourrait être aussi évaluée expérimentalement afin de valider les modèles développés et en particulier la solution d'homogénéisation retenue. La méthode AMSL pourrait être utilisée pour simplifier nos modèles numériques ou même pour développer des modèles plus complexes (boîtier de blindage en 3D) et réduire grandement le temps de calculs, notamment des modèles 3D.
- Le travail de cette thèse pourrait être étendu à d'autres matériaux, notamment à des matériaux avec des perméabilités relatives plus élevées (mumétal ou permalloy) afin d'améliorer l'efficacité de blindage à basses fréquences. Par ailleurs, des matériaux ayant des conductivités plus élevées (cuivre) pourraient améliorer l'efficacité de blindage à hautes fréquences.
- Une étude d'autres structures comme des multicouches telles que Al/Acier/Al/Acier/Al par exemple pourrait être aussi envisagée. L'étude de l'influence du nombre de couches sur l'efficacité de blindage pourrait être intéressante. En effet, la répartition des courants induits dépend de la structuration du composite et influence ainsi l'efficacité de blindage de ce dernier. De plus, la fragmentation des couches d'acier dans ces multicouches pourrait être moins néfaste que dans le cas du trilame puisque les fragments d'acier seraient alors répartis selon plusieurs plans dans l'épaisseur du composite [11].

Publications & Communications

Les travaux de thèse ont amené à plusieurs publications dans des journaux et à des communications lors de conférences internationales.

Liste des publications :

- Clérico, P., Mininger, X., Prévond, L., Baudin, T. and Helbert, A.L., *Compromise between magnetic shielding and mechanical strength of thin Al/Steel/Al sandwiches produced by cold roll bonding : Experimental and numerical approaches*, Journal of Alloys and Compounds, vol. 798, pp. 67 – 81, 2019
doi : 10.1016/j.jallcom.2019.05.243
- Clérico, P., Mininger, X., Prévond, L., Baudin, T. and Helbert, A.L., *Magnetic shielding of a thin Al/Steel/Al composite*, The international journal for computation and mathematics in electrical and electronical engineering, *en cours de soumission*

Liste des communications :

- Clérico, P., *Electromagnetic shielding of a thin Al/Steel/Al composite produced by cold roll bonding*, in International Conference on Processing & Manufacturing of Advanced Materials, THERMEC, July 8-13, 2018, Paris, France
- Clérico, P., *Étude analytique et numérique du blindage en champ proche magnétique d'un composite Al/Acier/Al*, in 19^{ème} Colloque International sur la Compatibilité Électromagnétique, CEM, July 9-11, 2018, Paris, France
- Clérico, P., *Study of low frequency magnetic shielding of a thin Al/Steel/Al composite in various applications*, in International Symposium on Theoretical Electrical Engineering, ISTET, July 21-24, 2019, Sofia, Bulgaria

RÉFÉRENCES

RÉFÉRENCES

- [1] Montmitonnet, P., 'Laminage à chaud : Théorie du laminage', *Techniques de l'ingénieur*, Réf : M7840 (1991)
- [2] Li, L., Nagai, K. and Yin, F., *Science and Technology of Advanced Materials*, 9 (2) (2008), pp. 1–11
doi: 10.1088/1468-6996/9/2/023001.
- [3] Huang, Z. and Yanagimoto, J., *Journal of Materials Processing Technology*, 225, pp. 393–404 (2015)
doi: 10.1016/j.jmatprotec.2015.06.023.
- [4] Cooper, D. R. and Allwood, J. M., *Procedia Engineering*, 81, pp. 2147–2152 (2014)
doi: 10.1016/j.proeng.2014.10.300.
- [5] Miyajima, Y., Iguchi, K., Onaka, S. and Kato, M., *Advances in Materials Science and Engineering*, 2014, pp. 1–11 (2014)
doi: 10.1155/2014/614821.
- [6] Manesh, H. D., *Materials Science and Technology*, 22(6), pp. 634–640 (2006)
doi: 10.1179/174328406X83914.
- [7] Abbasi, M. and Toroghinejad, M. R., *Journal of Materials Processing Technology*, 210(3), pp. 560–563 (2010)
doi: 10.1016/j.jmatprotec.2009.11.003.
- [8] Vini, M. H., Daneshmand, S. and Forooghi, M., *Technologies*, 5(2), p. 32 (2017)
doi: 10.3390/technologies5020032.
- [9] Vaidyanath, L. R. and Milner, D. R., *British welding journal*, 7, pp. 1–6 (1960)
- [10] Bay, N., *Welding Research Supplement*, pp. 137–142 (1983)
- [11] Verstraete, K., "Étude du multi-colaminage de matériaux différents", Thèse de doctorat de l'Université Paris-Saclay, France, 2017
- [12] Zheng, R., Bhattacharjee, T., Shibata, A., Tsuji, N. and Ma, C., *Materials Transactions*, 57(9), pp. 1462–1470 (2016)
doi: 10.2320/matertrans.MH201512.
- [13] Eslami, A. H., Zebarjad, S. M. and Moshksar, M. M., *Materials Science and Technology*, 29(8), pp. 1000–1005 (2013)
doi: 10.1179/1743284713Y.0000000246.
- [14] Talebian, M. and Alizadeh, M., *Materials Science and Engineering A*, 590, pp. 186–193 (2014)
doi: 10.1016/j.msea.2013.10.026.
- [15] Naseri, M., Reihanian, M. and Borhani, E., *Materials Science and Engineering A*, 673, pp. 288–298 (2016)
doi: 10.1016/j.msea.2016.07.031.
- [16] Kim, J. S., Lee, K. S., Kwon, Y. N., Lee, B. J., Chang, Y. W. and Lee, S., *Materials Science and Engineering A*, 628, pp. 1–10 (2015)
doi: 10.1016/j.msea.2015.01.035.

- [17] Movahedi, M., Madaah-Hosseini, H. R. and Kokabi, A. H., *Materials Science and Engineering A*, 487(1–2), pp. 417–423 (2008)
doi: 10.1016/j.msea.2007.10.019.
- [18] Wu, B., Li, L., Xia, C., Guo, X. and Zhou, D., *Materials Science and Engineering A*, 682, pp. 270–278 (2017)
doi: 10.1016/j.msea.2016.11.051.
- [19] Hosseini, M. and Danesh Manesh, H., *Materials and Design*, 81, pp. 122–132 (2015)
doi: 10.1016/j.matdes.2015.05.010.
- [20] Abedi, R. and Akbarzadeh, A., *Materials and Design*, 88, pp. 880–888 (2015)
doi: 10.1016/j.matdes.2015.09.043.
- [21] Hosseini, M., Pardis, N., Danesh Manesh, H., Abbasi, M. and Kim, D., *Materials and Design*, 113, pp. 128–136 (2017)
doi: 10.1016/j.matdes.2016.09.094.
- [22] Jamaati, R. and Toroghinejad, M. R., *Materials Science and Engineering A*, 527(9), pp. 2320–2326 (2010)
doi: 10.1016/j.msea.2009.11.069.
- [23] Jamaati, R. and Toroghinejad, M. R., *Materials Science and Engineering A*, 527(18–19), pp. 4858–4863 (2010)
doi: 10.1016/j.msea.2010.04.020.
- [24] Jamaati, R. and Toroghinejad, M. R., *Materials and Design*, 31(9), pp. 4508–4513 (2010)
doi: 10.1016/j.matdes.2010.04.022.
- [25] Jamaati, R. and Toroghinejad, M. R., *Journal of Materials Engineering and Performance*, 20(2), pp. 191–197 (2011)
doi: 10.1007/s11665-010-9664-7.
- [26] Gao, C., Li, L., Chen, X., Zhou, D. and Tang, C., *Materials and Design*, 107, pp. 205–211 (2016)
doi: 10.1016/j.matdes.2016.05.112.
- [27] Wang, C., Jiang, Y., Xie, J. Zhou, D. and Zhang, X., *Materials Science and Engineering A*, 652, pp. 51–58 (2016)
doi: 10.1016/j.msea.2015.11.039.
- [28] Manesh, H. D. and Shahabi, H. S., *Journal of Alloys and Compounds*, 476(1–2), pp. 292–299 (2009)
doi: 10.1016/j.jallcom.2008.08.081.
- [29] Naseri, M., Reihanian, M. and Borhani, E., *Journal of Manufacturing Processes*, 24, pp. 125–137 (2016)
doi: 10.1016/j.jmapro.2016.08.008.
- [30] Wang, C., Jiang, Y., Xie, J., Zhou, D. and Zhang, X., *Materials Science and Engineering A*, 708, pp. 50–59 (2017)
doi: 10.1016/j.msea.2017.09.111.
- [31] Soltan Ali Nezhad, M. and Haerian Ardakani, A., *Materials and Design*, 30(4), pp. 1103–1109 (2009)
doi: 10.1016/j.matdes.2008.06.042.

- [32] Quadir, M. Z., Wolz, A., Hoffman, M. and Ferry, M., *Scripta Materialia*, 58(11), pp. 959–962 (2008)
doi: 10.1016/j.scriptamat.2008.01.022.
- [33] Eizadjou, M., Danesh Manesh, H. and Janghorban, K., *Materials and Design*, 29(4), pp. 909–913 (2008)
doi: 10.1016/j.matdes.2007.03.020.
- [34] Manesh, H. D. and Taheri, A. K., *Journal of Alloys and Compounds*, 361(1–2), pp. 138–143 (2003)
doi: 10.1016/S0925-8388(03)00392-X.
- [35] Sahin, Y., *Metallography*, 24(8), pp. 671–679 (2003)
doi: 10.1016/S0261-3069.
- [36] Yousefi Mehr, V., Toroghinejad, M. R. and Rezaeian, A., *Materials and Design*, 53, pp. 174–181 (2014)
doi: 10.1016/j.matdes.2013.06.028.
- [37] Yang, D., Cizek, P., Hodson, P. and Wen, C., *Scripta Materialia*, 62(5), pp. 321–324 (2010)
doi: 10.1016/j.scriptamat.2009.11.036.
- [38] Reihanian, M. and Naseri, M., *Materials and Design*, 89, pp. 1213–1222 (2016)
doi: 10.1016/j.matdes.2015.10.088.
- [39] Hwang, Y. M., Hsu, H. H. and Lee, H. J., *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 36(1), pp. 47–62 (1996)
doi: 10.1016/0890-6955(95)92628-C.
- [40] Nowicke, F., Zavaliangos, A. and Rogers, H. C., *International Journal of Mechanical Sciences*, 48(8), pp. 868–877 (2006)
doi: 10.1016/j.ijmecsci.2006.01.021.
- [41] Rahdari, M., Reihanian, M. and Baghal, S. M. L., *Materials Science and Engineering A*, 738, pp. 98–110 (2018)
doi: 10.1016/j.msea.2018.09.080.
- [42] Imai, T., Utsunomiya, H. and Matsumoto, R., *Procedia Engineering*, 184, pp. 306–312 (2017)
doi: 10.1016/j.proeng.2017.04.099.
- [43] Utsunomiya, H., Maeda, S., Imai, T. and Matsumoto, R., *CIRP Annals*, 67(1), pp. 317–320 (2018)
doi: 10.1016/j.cirp.2018.04.056.
- [44] Wang, C., Jiang, Y., Xie, J., Xu, S., Zhou, D. and Zhang, X., *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 27(5), pp. 1011–1018 (2017)
doi: 10.1016/S1003-6326(17)60118-3.
- [45] Smolenski, R., Bojarski, J., Kempski, A. and Lezynski, P., *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, 61(4), pp. 1882–1890 (2014)
doi: 10.1109/TIE.2013.2263772.
- [46] Khunkitti, P., Kruesubthaworn, A., Kaewrawang, A., Siritaratiwat, A., *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 465, pp. 14–18 (2018)
doi: 10.1016/j.jmmm.2018.05.085.
- [47] Dawson, T. W., Caputa, K., Stuchly, M.A., Shepard, R.B., Kavet, R. and Sastre, A., *IEEE Transactions on Biomedical Engineering*, 49(3), pp. 254–262 (2002)
doi: 10.1109/10.983460.

- [48] Carlberg, M., Koppel, T., Ahonen, M. and Hardell, L., *BioMed Research International*, pp. 1–6 (2018)
doi: 10.1155/2018/5912394.
- [49] Koppel, T., Vilcane, I. and Tint, P., *Engineering for Rural Development*, 16, pp. 1024–1037 (2017)
doi: 10.22616/ERDev2017.16.N218.
- [50] Directive 2014/30/UE du Parlement Européen et du Conseil du 26 février 2014 relative à l'harmonisation des législations des États membres concernant la compatibilité électromagnétique
- [51] Directive 2013/35/UE du Parlement Européen et du Conseil du 26 juin 2013 concernant les prescriptions minimales de sécurité et de santé relatives à l'exposition des travailleurs aux risques dus aux agents physiques (champs électromagnétiques)
- [52] Yener, T., Yener, S. C. and Zeytin, S., *Materiali in Tehnologije*, 50(6), pp. 899–902 (2016)
doi: 10.17222/mit.2015.189.
- [53] Xu, Z. and Hao, H., *Journal of Alloys and Compounds*, 617, pp. 207–213 (2014)
doi: 10.1016/j.jallcom.2014.07.188.
- [54] Chung, D. D., *Carbon*, 39(2), pp. 279–285 (2001)
doi: 10.1016/S0008-6223(00)00184-6.
- [55] Li, M. Z., Jia, L. C., Zhang, X. P., Yan, D. X., Zhang, Q. C. and Li, Z. M., *Journal of Colloid and Interface Science*, 530, pp. 113–119 (2018)
doi: 10.1016/j.jcis.2018.06.052.
- [56] Al-Ghamdi, A. A., Al-Hartomy, O. A., El-Tantawy, F. and Yakuphanoglu, F., *Microsystem Technologies*, 21(4), pp. 859–868 (2014)
doi: 10.1007/s00542-014-2120-0.
- [57] Ray, M., George, J. J., Chakraborty, A. and Bhowmick, A. K., *Polymers and Polymer Composites*, 18(2), pp. 59–65 (2010)
doi: 10.1177/096739111001800201.
- [58] Lu, N. N., Wang, X. J., Meng, L. L., Ding, C., Liu, W. Q., Shi, H. L., Hu, X. S. and Wu, K., *Journal of Alloys and Compounds*, 650, pp. 871–877 (2015)
doi: 10.1016/j.jallcom.2015.08.019.
- [59] Ling, J., Zhai, W., Feng, W., Shen, B., Zhang, J. and Zheng, W., *ACS Applied Materials and Interfaces*, 5(7), pp. 2677–2684 (2013)
doi: 10.1021/am303289m.
- [60] Singh, A. K., Shishkin, A., Koppel, T. and Gupta, N., *Composites Part B: Engineering*, 149, pp. 188–197 (2018)
doi: 10.1016/j.compositesb.2018.05.027.
- [61] Kim, D. H., Kim, Y. and Kim, J. W., *Materials and Design*, 89, pp. 703–707 (2016)
doi: 10.1016/j.matdes.2015.09.142.
- [62] Xing, D., Lu, L., Tang, W., Xie, Y. and Tang, Y., *Materials Letters*, 207, pp. 165–168 (2017)
doi: 10.1016/j.matlet.2017.07.070.
- [63] Ma, X., Zhang, Q., Luo, Z., Lin, X. and Wu, G., *Materials and Design*, 89, pp. 71–77 (2016)
doi: 10.1016/j.matdes.2015.09.137.
- [64] Schelkunoff, S. A., *Electromagnetic waves*, Bell Telephone Laboratories series, Van Nostrand, (1943)

- [65] Chung, D. D. L., *Journal of Materials Engineering and Performance*, pp. 350–354 (2000)
doi: 10.1016/j.actaastro.2011.06.004.
- [66] Loya, S., *International Journal of Electromagnetics and Applications*, 6(2), pp. 31–41 (2016)
doi: 10.5923/j.ijea.20160602.02.
- [67] Celozzi, C., Araneo, R. and Lovat, G., *Electromagnetic Shielding*, pp. 55–86 (2008)
- [68] Schulz, R. B., Plantz, V. C. and Brush, D. R., *IEEE Transactions on Electromagnetic Compatibility*, 30(6), pp. 187–201 (1988)
- [69] Sergeant, P., Dupré, L., Vandenbossche, L. and Melkebeek, J., *The International Journal for Computation and Mathematics in Electrical and Electronic Engineering*, 24(4), pp. 1470–1491 (2005)
doi: 10.1108/03321640510615733.
- [70] Lu, W. and Chen, W., *Chinese Physics Letters*, 34(8), pp. 1–4 (2017)
doi: 10.1088/0256-307X/34/8/088801.
- [71] Picon, O. and Poulichet, P., *Aide mémoire à l'électromagnétisme*, L'Usine Nouvelle, Dunod (2010)
- [72] Moser, J. R., *IEEE Transactions on Electromagnetic Compatibility*, EMC-9(1), pp. 6–18 (1967)
doi: 10.1109/TEMC.1967.4307447.
- [73] Andrieu, G., Panh, J., Reineix, A., Pelissou, P., Girard, C., Romeuf, X. and Schmitt, D., *IEEE Transactions on Electromagnetic Compatibility*, 54(3), pp. 700–703 (2012)
doi: 10.1109/TEMC.2012.2186455.
- [74] Kühn, M., John, W. and Weigel, R., *Advances in Radio Science*, 12, pp. 83–89 (2014)
doi: 10.5194/ars-12-83-2014.
- [75] Préault, V., "Méthode d'homogénéisation pour la modélisation électromagnétique de matériaux composites", Thèse de doctorat de l'Université Paris-Sud, France, (2013)
- [76] Waki, H., Igarashi, H. and Honma, T., *IEEE Transactions on Magnetics*, 42(4), pp. 847–850 (2006)
doi: 10.1109/TMAG.2006.872480.
- [77] Wasselynck, G., Trichet, D. and Fouladgar, J., *IEEE Transactions on Magnetics*, 49(5), pp. 1825–1828 (2013)
doi: 10.1109/TMAG.2013.2241039.
- [78] AL-Achkar, G., "Modélisation électromagnétique et homogénéisation de composites tissés pour application en compatibilité électromagnétique", Thèse de doctorat de l'Université Paris-Saclay, France, (2018)
- [79] Feliziani, M., Cruciani, S., Campi, T. and Maradei, F., *IEEE Transactions on Microwave Theory and Techniques*, 66(1), pp. 56–63 (2018)
doi: 10.1109/TMTT.2017.2737994.
- [80] Cruciani, S., Campi, T., Maradei, F. and Feliziani, M., *IEEE Transactions on Antennas and Propagation*, 66(10), pp. 5646–5650 (2018)
doi: 10.1109/TAP.2018.2854413.
- [81] Brevet de Prevond, L., Collard, N., Renaud, C. and Pierre, F., Réf. : FR2957280A1, 2010
- [82] Brevet de Prevond, L., Collard, N., Renaud, C. and Pierre, F., Réf. : US2013061987A1, 2013
- [83] Benayoun, S. and Hantzpergue, J. J., *Matériaux & Techniques*, 92, pp. 1–9 (2014)
doi: 10.1051/mattech:2004044.

- [84] Pons, E., "Propriétés d'adhérence de revêtements projetés plasma sur substrats fragiles : caractérisation et identification de lois d'interface par Modèles de Zones Cohésives", Thèse de doctorat de l'Université Grenoble Alpes, France, (2016)
- [85] Çetinarslan, C. S., *Materials and Design*, 30(3), pp. 671–673 (2009)
doi: 10.1016/j.matdes.2008.05.035.
- [86] Lipińska, M., Bazarnik, P. and Lewandowska, M., *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 16(4), pp. 717–723 (2016)
doi: 10.1016/j.acme.2016.04.013.
- [87] Makar, J. M. and Tanner, B. K., *NDT and E International*, 31(2), pp. 117–127 (1998)
doi: 10.1016/S0963-8695(97)00008-X.
- [88] Makar, J. M. and Tanner, B. K., *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 222(3), pp. 291–304 (2000)
doi: 10.1016/S0304-8853(00)00558-8.
- [89] Nguyen, D. Q., "Développement d'un outil d'investigation pour le diagnostic des phénomènes hautes fréquences dans des câbles électriques", Thèse de doctorat de l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers ParisTech, France (2013)

ANNEXES

ANNEXE 1 :

OPTIMISATION DES PARAMÈTRES DU COLAMINAGE PAR DES ESSAIS MANUELS DE DÉLAMINAGE

Avant de réaliser les différentes études présentées dans la thèse, certains paramètres du colaminage ont été optimisés par des essais manuels de délamination afin de garantir une adhérence idéale des interfaces Al/Acier. Les paramètres optimisés dans cette étude préliminaire sont le traitement thermique initial des tôles d'Al et d'acier, le brossage des surfaces des tôles et la vitesse de rotation des rouleaux. L'adhérence qualitative obtenue par le délamination manuel a été classée en 5 catégories (**Figure A1.1**). La catégorie 0 ne présente pas ou très peu d'adhérence avec une tendance à s'ouvrir naturellement en sortie du laminage. La catégorie 1 présente un délamination manuel facile pour lequel la tôle d'aluminium ne se déchire pas. La catégorie 2 montre un délamination manuel d'une difficulté moyenne, l'aluminium présentant des déchirures et les zones adhérentes étant peu étendues. La catégorie 3 correspond à un délamination manuel difficile, l'aluminium montrant des déchirures et les zones adhérentes étant étendues. Finalement, la catégorie 4 présente un délamination manuel très difficile avec une rupture de l'aluminium en amorce.

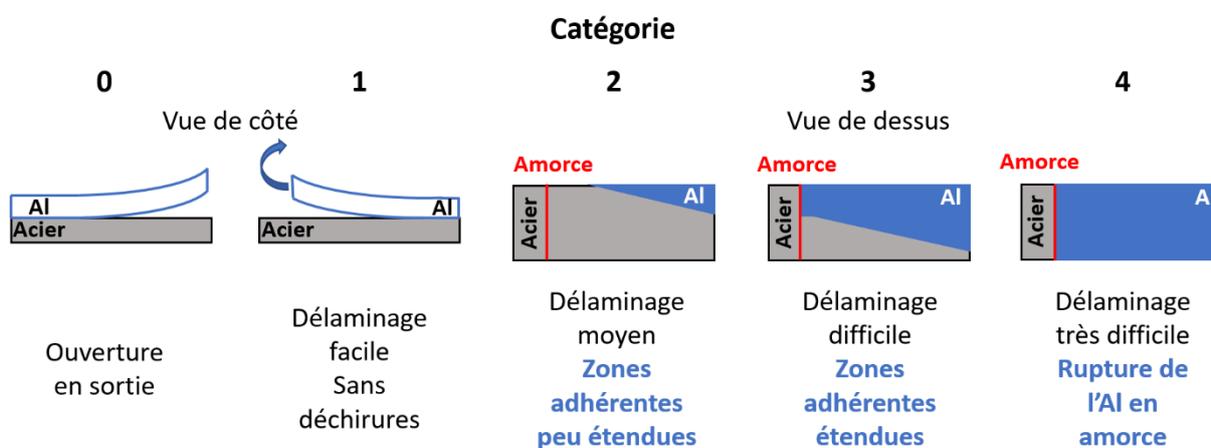


Figure A1.1 : Schéma des différentes catégories d'adhérence qualitatives obtenues par délamination manuel

Ces essais de délamination manuel ont été effectués dans un premier temps sur des bilames Al/Acier. Les premiers essais ont été réalisés avec un taux de réduction d'environ 10 % et avec une vitesse de rotation des cylindres de 48,1 mm/s mais avec des traitements thermiques différents avec (O) ou sans (N) brossage. Le **Tableau A1.1** récapitule les essais effectués dans ces conditions. L'adhérence est très faible (catégorie 0) lorsque la tôle brute d'acier ne subit pas de traitement thermique, lorsque le traitement thermique se fait à trop haute température (800 °C) et s'il est d'une durée trop longue à 600 °C (30 min). Précisons de

plus que la tôle brute d'acier, sans traitement thermique, se déforme (courbure de la tôle) lors du brossage compliquant alors le colaminage du composite et défavorisant ainsi l'adhérence. Une faible adhérence (catégorie 1) commence à être obtenue lorsque le traitement thermique de l'acier est relativement court (5 et 10 min), ce qui permet d'éviter la formation d'un oxyde trop épais difficile à enlever même par brossage. La température de 600 °C pour le recuit de la tôle d'aluminium a été fixée en fonction des recommandations du brevet Aluarmé [80]. Notons de plus que la diminution de la vitesse de rotation des cylindres de 48,1 à 24,8 mm/s permet d'obtenir une meilleure adhérence de catégorie 2.

Tableau A1.1 : Influence du traitement thermique sur l'adhérence qualitative de l'interface Al/Acier du bilame obtenue par délamination manuel

Taux de réduction (%)	Vitesse des cylindres (mm/s)	Traitement thermique		Brossage	Adhérence
		Température (°C)	Durée (min)		
		Acier/Al	Acier/Al	Acier/Al	
≈ 10	48,1	N/N	N/N	O/O	0
		N/600	N/30	N/N	0
		N/600	N/30	O/O	0
		N/600	N/30	O/N	0
		800/600	10/10	O/N	0
		600/600	30/30	O/O	0
		600/600	10/10	O/O	1
	600/600	5/30	O/O	1	
	24,8	600/600	5/30	O/O	2

Ainsi, le traitement thermique le plus adapté est un recuit de 600 °C pendant respectivement 5 et 30 min pour l'acier et l'aluminium. Une vitesse de rotation faible favorise l'adhérence. Le brossage des deux tôles semblent aussi être nécessaire. Des essais à un taux de réduction d'environ 35 - 40 % ont été par la suite réalisés pour confirmer ce dernier point. Le **Tableau A1.2** récapitule les résultats de ces essais. On remarque que le cas Acier brossé/Al non brossé est le meilleur cas pour des taux de réduction de 35 - 40 % (adhérence de catégorie 3). Lorsque les deux tôles sont brossées, l'adhérence est de catégorie 2 et est de meilleure qualité (2 +) que lorsque les deux tôles ne sont pas brossées (2 -).

Tableau A1.2 : Influence du brossage sur l'adhérence qualitative de l'interface Al/Acier du bilame obtenue par délamination manuel

Taux de réduction (%)	Vitesse des cylindres (mm/s)	Traitement thermique		Brossage Acier/Al	Adhérence
		Température (°C)	Durée (min)		
		Acier/Al	Acier/Al		
≈ 35 - 40	48,1	600/600	5/30	O/O	1
	24,8			O/O	2 +
				N/N	2 -
				N/O	2
				O/N	3

Le délamination manuel a été ensuite étendu au trilame Al/Acier/Al. L'utilité du brossage des tôles d'Al a été étudiée. Le traitement thermique reste le même : 600 °C pendant 5 min pour l'acier et 30 min pour l'aluminium. La vitesse des cylindres a été fixée à 23,4 mm/s. Le **Tableau A1.3** récapitule les résultats obtenus. Plus le taux de réduction est élevé, meilleure est la qualité de l'adhérence. Le fait de broser les tôles d'acier et d'Al semble être plus bénéfique pour un taux de réduction de 62 - 63 % alors que le fait de broser uniquement la tôle d'acier semble l'être pour un taux de réduction de 67 - 68 %. Pour un taux de réduction de 70 - 71 %, la différence entre les deux cas est difficilement quantifiable puisque la tôle se rompt au niveau de l'amorce (catégorie 4).

Dans le cas du taux de réduction de 67 - 68 %, l'état de surface de l'acier après délamination peut être observé sur la **Figure A1.2**. Les zones fragmentées ont une largeur et une longueur plus importantes lorsque l'Al est brosse. Ainsi, le brossage de l'Al facilite la fragmentation de la tôle d'acier.

Tableau A1.3 : Influence du brossage sur l'adhérence qualitative des interfaces Al/Acier du trilame Al/Acier/Al obtenue par délamination manuel

Taux de réduction (%)	Vitesse des cylindres (mm/s)	Traitement thermique		Brossage Acier/Al	Adhérence
		Température (°C)	Durée (min)		
		Acier/Al	Acier/Al		
≈ 62 - 63	23,4	600/600	5/30	O/O	2 +
				O/N	2
≈ 67 - 68				O/O	3
				O/N	3 +
≈ 70 - 71				O/O	4
				O/N	4

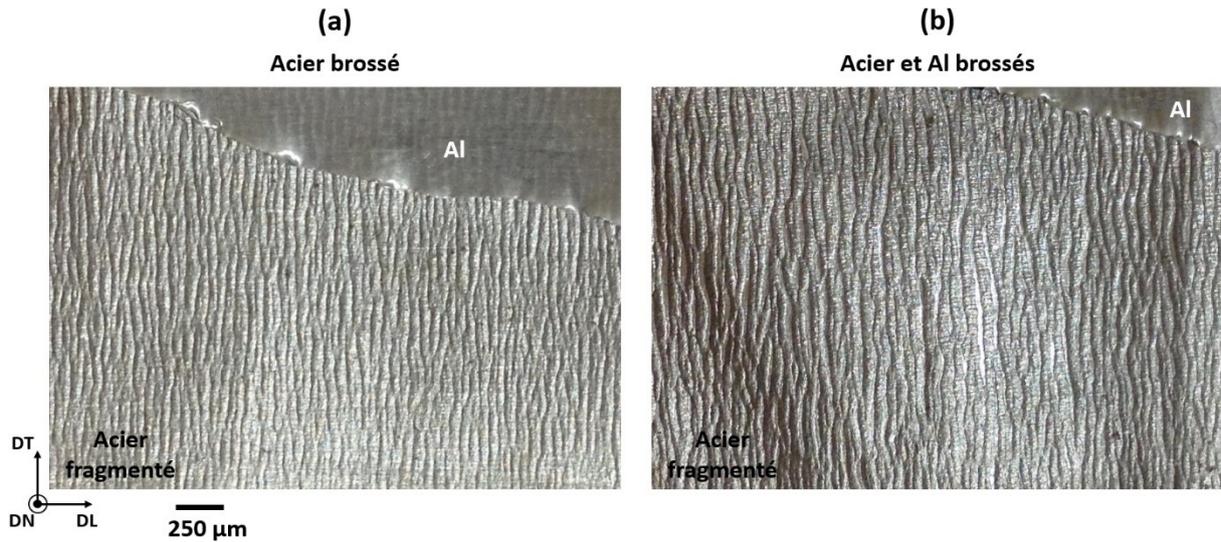


Figure A1.2 : État de surface de l'acier après délamination manuel d'un trilame Al/Acier/Al colaminé à un taux de réduction de 67 - 68 % avec l'acier brossé (a) et l'acier et l'Al brossés (b)

Pour résumer, la qualité de l'adhérence des interfaces Al/Acier est favorisée lorsque les tôles d'aluminium et d'acier subissent un traitement thermique adapté de 600 °C pendant respectivement 30 min et 5 min. Un recuit de la tôle d'acier à plus hautes températures ou d'une durée plus longue entraîne la formation d'une fine couche d'oxyde qui s'enlève difficilement même par brossage ou peut même entraîner l'oxydation complète de la tôle. Une faible vitesse de rotation ($\approx 24 - 25$ mm/s) favorise l'adhérence. Cette observation est en concordance avec la bibliographie [6, 7, 19, 22, 28]. Pour obtenir une bonne adhérence, le brossage de l'aluminium n'est pas nécessaire mais celui de l'acier la favorise grandement. De plus, l'apparition de la fragmentation de l'acier se fait à plus bas taux de réduction lorsque les tôles d'aluminium sont brossées. Au cours de ces essais manuels, la fragmentation, grâce au contact Al/Al, s'est révélée être bénéfique à l'adhérence, cependant des surfaces Al/Al trop grandes pourraient être néfastes (pression insuffisante pour le soudage Al/Al).

ANNEXE 2 : APPLICATION DE LA MÉTHODE AMSL AU TRILAME Al/ACIER/Al

La méthode AMSL a été introduite dans le **Chapitre I**. Cette annexe se propose d'étudier la validité de cette méthode lorsqu'elle est appliquée au trilame Al/Acier/Al. Dans un premier temps, la validité de la méthode AMSL est vérifiée pour une seule lame d'Al et d'acier de 1 mm d'épaisseur.

Le principe de la méthode AMSL repose sur l'analogie entre la matrice d'admittance d'une ligne à transmission avec pertes Y_{TL} et la matrice d'admittance du modèle numérique Y_{FEM} d'une plaque infinie dont l'épaisseur est maillée avec un seul élément. Si l'élément est linéaire, la méthode AMSL est de 1^{er} ordre et si l'élément est quadratique, celle-ci est de 2nd ordre. Les matrices d'admittance ont été définies [79, 80] par :

$$\begin{bmatrix} H_0 \\ -H_d \end{bmatrix} = Y_{TL} \begin{bmatrix} E_0 \\ E_d \end{bmatrix} \quad (A2.1)$$

$$Y_{FEM} \mathbf{E} = -\mathbf{H}_S \quad (A2.2)$$

Avec H_0 , E_0 , H_d , E_d respectivement les champs magnétiques et électriques tangentiels à la première (0) et à la deuxième (d) surface de la plaque infinie (**Figure A2.1**). E et H_S sont respectivement le vecteur du champ électrique et le terme de champ source.

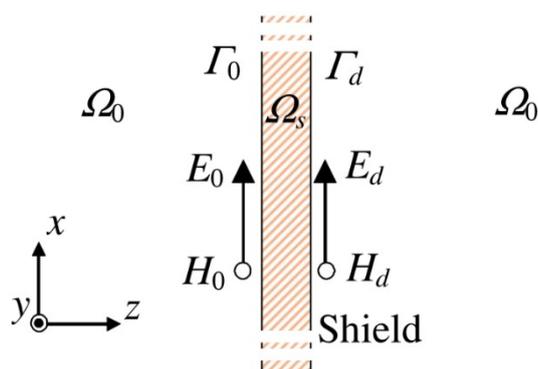


Figure A2.1 : Champs électriques et magnétiques tangentiels aux interfaces de l'écran de blindage considéré infini [79]

La matrice d'admittance de la ligne de transmission Y_{TL} est égale à :

$$Y_{TL} = \begin{bmatrix} Y_{TL,0} & -Y_{TL,m} \\ -Y_{TL,m} & Y_{TL,0} \end{bmatrix} \quad (A2.3)$$

avec :

$$Y_{TL,0} = \frac{\cosh(\gamma d)}{\eta \sinh(\gamma d)} \quad (A2.4)$$

$$Y_{TL,m} = \frac{-1}{\eta \sinh(\gamma d)} \quad (A2.5)$$

$$\eta = \sqrt{\frac{j\omega\mu}{\sigma + j\omega\varepsilon}} \quad (A2.6)$$

$$\gamma = \sqrt{j\omega\mu(\sigma + j\omega\varepsilon)} \quad (A2.7)$$

avec $Y_{TL,0}$ et $Y_{TL,m}$ respectivement l'admittance propre et mutuelle, η l'impédance intrinsèque, γ la constante de propagation, d l'épaisseur de la plaque infinie, ω la pulsation et σ , μ et ε respectivement la conductivité, la perméabilité et la permittivité du matériau.

La matrice d'admittance du modèle numérique par éléments finis Y_{FEM} dépend de la matrice de rigidité et de la matrice de masse du modèle qui vont elles-mêmes dépendre de la discrétisation du maillage (linéaire ou quadratique) [79, 80].

En faisant correspondre l'admittance de la ligne de transmission Y_{TL} à celle du modèle numérique Y_{FEM} , les paramètres physiques équivalents peuvent être obtenus. Lorsque la discrétisation est linéaire (AMSL 1^{er} ordre), la conductivité $\bar{\sigma}$, la permittivité relative $\bar{\varepsilon}_r$ et la perméabilité relative $\bar{\mu}_r$ équivalentes sont égales à :

$$\bar{\sigma} = \frac{2}{d} Re \left(\frac{\cosh(\gamma d) - 1}{\eta \sinh(\gamma d)} \right) \quad (A2.8)$$

$$\bar{\varepsilon}_r = \frac{2}{\omega\varepsilon_0 d} Im \left(\frac{\cosh(\gamma d) - 1}{\eta \sinh(\gamma d)} \right) \quad (A2.9)$$

$$\bar{\mu}_r = \frac{3\eta \sinh(\gamma d)}{j\omega\mu_0 d (\cosh(\gamma d) + 2)} \quad (A2.10)$$

Lorsque la discrétisation est quadratique (AMSL 2nd ordre), ces paramètres sont déterminés en résolvant l'équation polynomiale d'ordre 2 suivant :

$$a\chi^2 + b\chi + c = 0 \quad (A2.11)$$

avec :

$$a = d^2 \quad (\text{A2.12})$$

$$b = d \times (-7Y_{TL,0} + 8Y_{TL,m}) \quad (\text{A2.13})$$

$$c = 15(Y_{TL,0}^2 - Y_{TL,m}^2) \quad (\text{A2.14})$$

Les paramètres équivalents sont alors calculés avec la solution χ de l'équation A2.11 par :

$$\bar{\sigma} = \text{Re}(\chi) \quad (\text{A2.15})$$

$$\bar{\varepsilon}_r = \frac{1}{\omega \varepsilon_0} \text{Im}(\chi) \quad (\text{A2.16})$$

$$\bar{\mu}_r = \frac{1}{j\omega\mu_0\xi} \quad (\text{A2.17})$$

$$\xi = \frac{(-d^3)\chi^2 + 12d^2(Y_{TL,m} + Y_{TL,0})\chi}{60d\chi - 120(Y_{TL,m} + Y_{TL,0})} \quad (\text{A2.18})$$

La méthode AMSL peut être étendue aux composites multicouches en adaptant la matrice d'admittance de la ligne de transmission par :

$$Y_{TL,multi} = \begin{bmatrix} \phi_{11}/\phi_{12} & -1/\phi_{12} \\ -1/\phi_{12} & \phi_{11}/\phi_{12} \end{bmatrix} \quad (\text{A2.19})$$

avec ϕ_{11} et ϕ_{12} les composantes de la matrice ϕ définie par :

$$\phi = \prod_{i=1}^n \phi_i \quad (\text{A2.20})$$

$$\phi_i = \begin{bmatrix} \cosh(\gamma_i d_i) & \eta_i \sinh(\gamma_i d_i) \\ \sinh(\gamma_i d_i)/\eta_i & \cosh(\gamma_i d_i) \end{bmatrix} \quad (\text{A2.20})$$

Avec γ_i , η_i et d_i respectivement la constante de propagation, l'impédance intrinsèque et l'épaisseur de la $i^{\text{ème}}$ couche.

Pour traiter notre application, les méthodes AMSL 1^{er} ordre (AMSL1) et AMSL 2nd ordre (AMSL2) sont appliquées dans un premier temps aux lames d'aluminium et d'acier de 1 mm d'épaisseur. La conductivité, la perméabilité relative et la permittivité relative de l'aluminium sont respectivement égales à 33,61e6 S/m, 1 et 1. Celles de l'acier sont respectivement égales

à $9,02 \times 10^6$ S/m, 250 et 1. Les propriétés équivalentes obtenues sont récapitulées dans les tableaux suivants :

Tableau A2.1 : Conductivité, permittivité relative et perméabilité relative équivalentes de la lame d'Al de 1 mm d'épaisseur obtenues par la méthode AMSL1 et AMSL2

Fréquence	σ_{AMSL1} (10^6 S/m)	σ_{AMSL2} (10^6 S/m)	ϵ_{AMSL1}	ϵ_{AMSL2}	μ_{AMSL1}	μ_{AMSL2}
1	33,61	33,61	-1,34e13	0	1 - (8,14e-15)i	1 - (1,09e-7)i
100	33,61	33,61	-1,34e13	-11,96e6	1 - (1,24e-8)i	1 + (5,95e-10)i
1 000	33,59	33,61	-1,34e13	-11,96e8	1 - (1,24e-5)i	1 + (6,17e-7)i
10 000	31,77	33,60	-1,25e13	-11,22e10	1 - (1,24e-2)i	0,99 + (5,42e-4)i
100 000	9,41	25,75	-0,18e13	-11,44e11	0,43 - 0,48i	0,78 - (5,41e-2)i

Tableau A2.2 : Conductivité, permittivité relative et perméabilité relative équivalentes de la lame d'acier de 1 mm d'épaisseur obtenues par la méthode AMSL1 et AMSL2

Fréquence	σ_{AMSL1} (10^6 S/m)	σ_{AMSL2} (10^6 S/m)	ϵ_{AMSL1}	ϵ_{AMSL2}	μ_{AMSL1}	μ_{AMSL2}
1	9,02	9,02	-24,1e13	-9,69e7	250 - (9,33e-7)i	250 + (3,48e-8)i
100	8,79	9,02	-23,3e13	-9,42e11	254 - (9,33e-1)i	249 + (4,40e-2)i
1 000	3,39	7,98	-5,92e13	-2,16e13	162 - 150i	213 - 2,76i
10 000	0,96	2,47	-1,72e12	-1,58e12	39,8 - 39,8i	73,5 - 14,83i
100 000	0,30	0,78	-5,44e10	-5,01e10	12,6 - 12,6i	23,2 - 4,70i

On notera que ces propriétés n'ont pas vraiment de sens physique, contrairement à l'approche présentée dans le **Chapitre III**. Par contre, une particularité intéressante est que les paramètres matériaux effectifs dépendent de la fréquence, ce qui peut aider à prendre correctement en compte les courants de Foucault.

Ces propriétés sont intégrées dans le modèle numérique 2D-axi du blindage magnétique. Le rayon de l'écran de blindage simulé est de 10 cm. Dans un premier temps, l'échantillon est maillé finement (FEM) pour déterminer l'efficacité de blindage des lames d'Al et d'acier. Ensuite, lorsque les propriétés obtenues par AMSL sont utilisées, l'échantillon est maillé avec un seul élément selon l'épaisseur. Précisons que l'élément a une discrétisation linéaire et quadratique lorsque les propriétés utilisées sont respectivement celles obtenues avec l'AMSL d'ordre 1 et l'AMSL d'ordre 2. L'efficacité de blindage obtenue dans chaque configuration est présentée dans le tableau suivant.

Tableau A2.3 : Efficacités de blindage des lames de 1 mm d'épaisseur d'Al et d'acier. Comparaison entre l'échantillon maillé finement (FEM), l'échantillon maillé avec un seul élément selon l'épaisseur avec les propriétés de l'AMSL1 et l'AMSL2

Fréquence	Lame d'Al			Lame d'acier		
	FEM	AMSL1	AMSL2	FEM	AMSL1	AMSL2
1	0	0	0	19,39	19,51	19,38
100	0,12	0,12	0,12	19,64	19,76	19,63
1 000	4,18	4,14	4,18	31,76	31,91	31,79
10 000	20,90	20,92	20,34	41,50	41,51	41,57
100 000	51,92	51,48	51,97	53,38	54,75	53,00

La méthode AMSL est efficace puisqu'elle permet de retrouver correctement l'efficacité de blindage d'une lame, notamment d'une lame conductrice, que cela soit à basse fréquence (1 Hz) ou à haute fréquence (100 kHz). L'AMSL2 montre une efficacité légèrement supérieure à celle de l'AMSL1 avec des valeurs d'efficacité de blindage plus proches de celles obtenues par FEM. Ces résultats sont en accord avec la bibliographie [79, 80]. L'intérêt principal de la méthode AMSL est donc de pouvoir modéliser des écrans de blindage sans se soucier du maillage et de la prise en compte de l'épaisseur de peau associée à cette dernière. La méthode AMSL est donc particulièrement intéressante pour des modélisations à hautes fréquences.

La méthode AMSL est alors appliquée au trilame Al/Acier/Al de 200 μm d'épaisseur avec un ratio épaisseur acier/épaisseur totale de 1/6. Les propriétés équivalentes obtenues sont récapitulées dans le tableau suivant.

Tableau A2.4 : Conductivité, permittivité relative et perméabilité relative équivalentes du trilame Al/Acier/Al de 200 μm d'épaisseur (ratio = 1/6) obtenues par la méthode AMSL1 et AMSL2

Fréquence	σ_{AMSL1} (10^6 S/m)	σ_{AMSL2} (10^6 S/m)	ϵ_{AMSL1}	ϵ_{AMSL2}	μ_{AMSL1}	μ_{AMSL2}
1	29,51	29,51	-40,69e10	17,08e12	42,5 - (2,58e-3)i	42,5 - (2,58e-3)i
100	29,51	29,51	-40,69e10	17,08e12	42,5 - (2,58e-1)i	42,5 - (2,58e-1)i
1 000	29,51	29,55	-40,69e10	17,05e12	42,3 - 2,57i	42,3 - 2,57i
10 000	29,51	32,12	-40,68e10	14,44e12	31,0 - 18,77i	30,3 - 15,99i
100 000	29,26	47,04	-39,98e10	3,26e12	1,48 - 6,69i	5,23 - 5,74i

Rappelons que l'homogénéisation basée sur une méthode énergétique proposée dans la thèse permet de calculer les propriétés équivalentes du trilame. Avec cette approche, la conductivité et la perméabilité relative équivalentes obtenues sont respectivement de $29,51e6$ S/m et 42,5. Nous constatons ainsi que la méthode AMSL permet de retrouver ces valeurs à basses fréquences. Comme précédemment, l'efficacité de blindage obtenue pour chaque configuration est donnée dans le **Tableau A2.5**. Comme pour les lames d'aluminium et d'acier, la méthode AMSL appliquée au trilame est en très bonne adéquation avec les résultats obtenus par FEM. On note tout de même que la méthode d'homogénéisation donne des résultats plus proches à basses fréquences que la méthode AMSL. Cette légère différence pourrait être due à la partie complexe, bien qu'étant faible, de la perméabilité équivalente obtenue par la méthode AMSL. Cependant, cette dernière est plus fidèle au FEM à 100 kHz que la méthode d'homogénéisation énergétique.

Tableau A2.5 : Efficacités de blindage du trilame Al/Acier/Al de 200 μ m d'épaisseur. Comparaison entre le trilame maillé finement (FEM), la couche équivalente maillée finement (Homo), la couche équivalente maillé avec un seul élément selon l'épaisseur avec les propriétés de l'AMSL1 et l'AMSL2

Fréquence	Trilame Al/Acier/Al			
	FEM	Homo	AMSL1	AMSL2
1	3,27	3,28	3,18	3,16
100	3,27	3,28	3,18	3,17
1 000	3,70	3,75	3,59	3,59
10 000	12,59	12,57	12,48	12,52
100 000	46,48	44,55	46,43	46,48

Au final, les méthodes AMSL d'ordre 1 et 2 développées respectivement par Feliziani et al. [79] et par Cruciani et al. [80] permettent de modéliser un matériau ou un composite par une seule couche maillée avec un seul élément selon l'épaisseur. Précisons que le temps de calculs en utilisant la méthode AMSL est divisé quasiment par 10 dans le cas de la simulation du blindage du trilame. Les développements de ces méthodes sont récents et ces dernières semblent donc prometteuses pour être étendues à d'autres géométries. De plus, dans le cas du trilame avec la tôle d'acier fragmenté, la méthode AMSL pourrait alors être couplée avec notre méthode d'homogénéisation. Cette dernière permet de déterminer les propriétés de la couche équivalente, et la méthode AMSL permet par la suite de mailler la couche équivalente par un seul élément selon l'épaisseur.

Titre : Élaboration d'un tissu composite bimétallique Al/Acier/Al pour le blindage électromagnétique

Mots clés : Colaminage, Matériau composite laminé, Adhérence, Compatibilité électromagnétique, Efficacité de blindage, Homogénéisation

Résumé : L'électronisation de l'industrie a mené à l'augmentation de la pollution électromagnétique pouvant être néfaste pour les systèmes électroniques sensibles et les êtres vivants. L'un des moyens pour limiter la propagation des champs électromagnétiques est l'utilisation d'un écran de blindage. L'étude s'est ainsi focalisée sur l'élaboration à froid d'un tissu composite bimétallique pour le blindage magnétique. Le composite étudié allie les propriétés physiques de l'aluminium et de l'acier via le trilame Al8011/AcierDC01/Al8011. Le trilame est élaboré par colaminage à température ambiante. Il s'est avéré que la qualité de l'adhérence des interfaces Al/Acier et l'architecture du trilame dépendent fortement des paramètres du colaminage. Une préparation minutieuse des tôles et de leurs surfaces concomitantes se révèle être tout aussi importante que le colaminage en lui-même.

De plus, au cours du colaminage, la tôle d'acier s'est montrée sensible à des instabilités plastiques qui amènent par la suite à sa striction et à sa fragmentation. Ces instabilités plastiques favorisent l'adhérence grâce à des soudages Al/Al mais n'en sont pas un prérequis.

Au niveau de l'efficacité de blindage, le trilame s'est révélé être particulièrement intéressant puisque, grâce à sa composition et à sa structuration, il est capable d'atténuer aussi bien les champs magnétiques basses fréquences (< 1 kHz) que les champs magnétiques de plus hautes fréquences (> 1 kHz). Dans une étude à iso-masse, le trilame a présenté une meilleure efficacité de blindage que les tôles d'Al, de Cu et d'acier. Cependant, la fragmentation de l'acier dans le trilame s'est révélée être néfaste pour le blindage magnétique, nécessitant de faire alors un compromis entre tenue mécanique et efficacité de blindage.

Title : Elaboration of an Al/Steel/Al bimetallic composite tissue for electromagnetic shielding

Keywords : Cold Roll Bonding, Laminated composite, Bonding strength, Electromagnetic compatibility, Shielding effectiveness, Homogenization

Abstract : The growth of electronic devices has led to an increase in electromagnetic pollution that can be harmful to sensitive electronic systems and living beings. One of the means of limiting the propagation of electromagnetic fields is the use of a shielding sheet. Then, the study focused on the elaboration of a bimetallic composite tissue for magnetic shielding. The studied composite combines the physical properties of aluminum and steel via the Al8011/SteelDC01/Al8011 trilayer. The trilayer is produced by cold roll bonding (CRB). It has been found that the adherence quality of the Al/Steel interfaces and the architecture of the composite heavily depend on the CRB parameters. Careful preparation of the sheet and their concomitant surfaces is just as important as CRB itself.

Furthermore, during CRB, the steel sheet was sensitive to plastic instabilities which subsequently led to its necking and fragmentation. These plastic instabilities promote adherence through Al/Al welds but are not a prerequisite.

In terms of shielding effectiveness, the bimetallic composite has proved to be particularly interesting. Thanks to its composition and its structuring, it can attenuate both low (< 1 kHz) and high frequency (> 1 kHz) magnetic fields. In an iso-mass study, the composite showed a higher shielding effectiveness than Al, Cu and steel sheets. However, the steel fragmentation in the composite proved to be detrimental to magnetic shielding, then requiring a compromise between mechanical strength and shielding effectiveness.

