Thèse de doctorat

Pour obtenir le grade de Docteur de l'Université de

VALENCIENNES ET DU HAINAUT-CAMBRESIS

Discipline : MECANIQUE N° ordre : 15-03

Présentée et soutenue par Tat Thang PHAM.

Le 22/01/2015, à Valenciennes

Ecole doctorale : Sciences Pour l'Ingénieur (SPI)

Equipe de recherche, Laboratoire : Laboratoire de Thermique, Energétique, Mécanique et matériaux, Procédés de mise en forme, Production (TEMPO, EA 4542)

Endommagement en surface des alliages d'aluminium en mise en forme à froid

JURY

Rapporteurs :

- Emmanuelle VIDAL-SALLE, Professeur. INSA Lyon, LaMCoS
- Philippe PICART, Professeur. Université de Franche-Comté, FEMTO-ST

Examinateurs :

- Jean-Philippe PONTHOT, Professeur Ordinaire, Université de Liège, LTAS (Président du jury)
- *Cédric HUBERT*, Maitre de Conférences. UVHC, TEMPO.

Directeur de thèse et co-directeur de thèse

- *Mirentxu DUBAR*, Professeur. UVHC, TEMPO.
- *André DUBOIS*, Professeur. UVHC, TEMPO.

REMERCIEMENTS

Tout d'abord, je souhaite remercier le Gouvernement du Vietnam qui a financé ma thèse. Je voudrai aussi remercier monsieur le Professeur Laurent DUBAR, directeur du Laboratoire TEMPO, qui a accepté de m'accueillir au sein de votre unité de recherche et m'a aidé beaucoup avec votre générosité.

Je voudrai exprimer toute ma profonde gratitude à mes directeur et co-directeur de thèse, monsieur André DUBOIS et madame Mirentxu DUBAR, Professeurs au laboratoire TEMPO de l'Université de Valenciennes. Merci d'avoir suivi mon travail avec assiduité et de m'avoir toujours épaulé dans les moments un peu plus difficiles. Merci également pour votre bonne humeur et votre sympathie qui ont fait que ces trois années de thèse sont passées extrêmement vite. Je remercie également Cédric HUBERT qui m'a aidé beaucoup pour les simulations sous Abaqus, notamment pour la mise en données des modèles avec endommagement.

Je voudrai remercier madame Emmanuelle VIDAL-SALLE et monsieur Philippe PICART de m'avoir fait l'honneur d'être rapporteurs de ma thèse. Merci aussi à monsieur Jean-Philippe PONTHOT d'avoir accepté d'être membre de jury pour juger ma thèse en tant qu'examinateur.

Je souhaiterais remercier toutes les personnes au sein du laboratoire TEMPO qui m'ont aidé à avancer dans mon travail : Thierry GARCON et Bruno LAURENT pour l'usinage des éprouvettes, Colin DEBRAS, Raphael DELTOMBE et Camille BATAILLE pour l'utilisation des équipements, Matthieu HANOULLE pour l'aide aux essais, Catherine FOUCART pour le suivi administratif.

Je voudrais remercier mes collègues de travail que j'ai eu le plaisir de côtoyer durant ces trois années au laboratoire TEMPO. Je pense à mes collègues de bureau, Colin DEBRAS, Damien BARBIER, Julie CHALON, Matthieu FLEURANT, Yannick SENECAUT, Jérémy DELSART, Benoit FONTENIER.

Je tiens également à remercier chaleureusement monsieur le professeur Van Bang NGUYEN, directeur de la Faculté d'Ingénierie Mécanique de l'Université des Transports et Communications, pour la confiance qu'il m'a témoignée en me permettant d'effectuer ma thèse de doctorat en France, ainsi que madame le professeur Thi Muoi LE pour son accueil et son soutien durant ces trois années à Valenciennes.

Enfin, je voudrais exprimer mes profonds remerciements à mes parents, ma femme et à toute ma famille par leur soutien permanent, en particulier ma femme qui soignait nos enfants durant ces trois années que j'ai investi dans la recherche.

SOMMAIRE

Remerciements 2

Chapitre 1 – Contexte 5

L'allégement dans les transports 5

Les matériaux métalliques légers : propriétés et mise en forme 7

Magnésium 8

Titane 9

Aluminium 12

Stratégie d'étude de l'usure et de la durée de vie des outillages en mise en forme 17

Chapitre 2 – Endommagement en surface des alliages d'Aluminium : Campagne expérimentale 23

Stratégie expérimentale 23

Le banc de Compression-Translation (Upsetting-Sliding Test, UST) 27

Réglages du banc de compression-translation 29

Exploitation des résultats – Indicateur de performances. 30

Coefficient de frottement 31

collage 33

Microstructure 36

Choix du matériaux : l'aluminium 6082-T6 38

Campagne d'essais 42

Résultats 44

Résultats bruts 44

Analyse mécanique des essais de compression translation 46

Côté pièce : évolution de la microstructure de l'alliage d'aluminium 50

Côté outil : collage de l'alliage d'aluminium sur le frotteur 57

Conclusion 64

Chapitre 3 – Endommagement en surface des alliages d'Aluminium : Campagne numérique 66

Modèles d'endommagement et de rupture 66

Les modèles d'endommagement 68

Modèles découplés 68
Modèles couplés 69
Les critères de rupture 73
Discussion et conclusion 75
Simulations numériques 77
Indentification des paramètres matériaux 77
Campagne d'essai numérique 80
Résultats 82
Essai 1.2 82
Essais 1.4 ET 2.4 84
Essai 3.1 85
Approche mésoscopique 89
Conclusion 92
Chapitre 4 – Conclusion générale et perspectives 93
Conclusion générale 93
Perspectives 95
Partie 1 : Compléter la base des observations expérimentales 95
Partie 2 : Améliorer la modélisation numérique 96
Partie 3 : Interaction endommagement en surface/lubrification/adhésion 97
Références 99
Liste des tableaux 112
Liste des figures 113

CHAPITRE 1 – CONTEXTE

Ce premier chapitre rappelle quels sont les enjeux de l'allègement dans les transports. Il présente quelques matériaux métalliques utilisés pour réduire la masse des véhicules et les limitations techniques inhérentes à ces matériaux. Enfin le projet développé par le laboratoire pour prédire la détérioration des outils en mise en forme à froid est présenté et les objectifs de la thèse sont exposés.

L'ALLEGEMENT DANS LES TRANSPORTS

Malgré son impact sur la consommation de carburant, la masse moyenne des véhicules automobiles européens ne cesse d'augmenter (Figure 1). Seule la période 2007-2009 fait exception, avec une baisse temporaire qui s'explique par le ralentissement économique et les actions des différents gouvernements européens favorisant l'achat de petits véhicules. Toutefois, en 2010, la masse moyenne des voitures était à nouveau à la hausse, et dépassait même, dès 2011, la valeur maximale atteinte jusque-là en 2007 [EAA11]. Ces augmentations de la masse moyenne des véhicules sont essentiellement dues à l'augmentation des équipements de confort et de sécurité d'une part, et à une demande des clients pour des voitures plus grandes d'autre part.

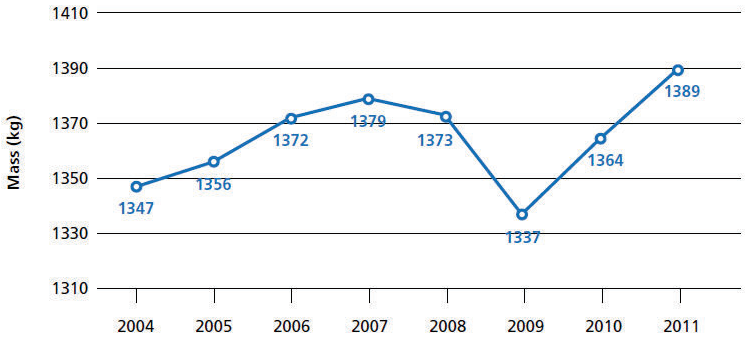


Figure 1 : Evolution de la masse des véhicules entre 2004 et 2011 d'après [EAA11]

Toutefois, l'allégement est devenu l'un des points clés dans le développement et la conception de nouveaux véhicules. En effet, le gain de masse est apparu comme une réponse aux contraintes imposées par les accords de Kyoto de 2009, faisant suite à la convention cadre des nations unies sur les changements climatiques de 2002 [EU02]. Ces accords imposent une réduction programmée des émissions de gaz à effet de serre. Ces gaz sont en effet responsables de la pollution atmosphérique et supposés responsables du réchauffement climatique. Le dioxyde de carbone (CO_2) figure parmi les gaz visés par cet accord (tout comme le méthane, le protoxyde d'azote et les substituts aux chlorofluorocarbones). Le CO_2 étant un des gaz émis par les véhicules à moteur thermique, réduire la consommation des véhicules permet de réduire le volume de gaz émis dans l'atmosphère. Or, la quasi-totalité des forces exercées sur un véhicule sont proportionnelles à sa masse (Figure 2). Réduire la masse d'un véhicule permet en conséquence de réduire l'énergie nécessaire à le mouvoir et, au final, de limiter l'émission de dioxyde de carbone. Ainsi, une diminution de la masse d'un véhicule à moteur thermique de 100kg conduit à une diminution de sa consommation moyenne de 0,35 l/100km et une réduction de pollution équivalente à 8,4 g CO_2/km [Goe08].

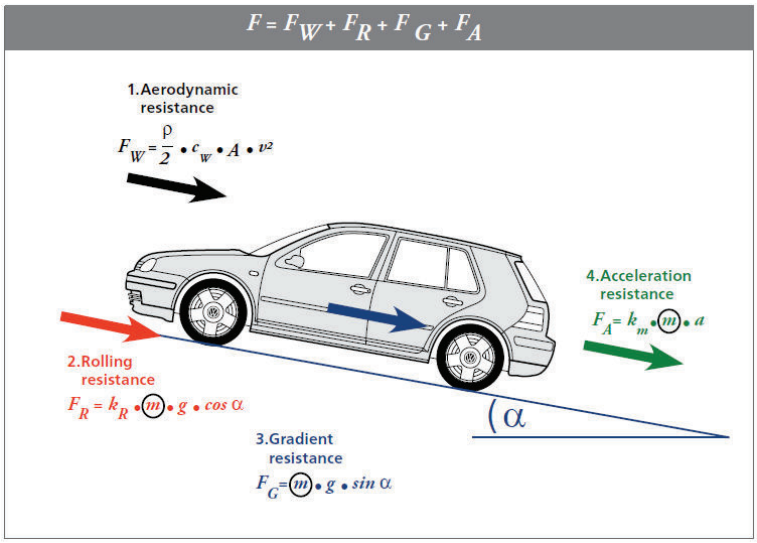


Figure 2 : Importance de la masse d'un véhicule sur les forces nécessaire à son mouvement d'après [EAA11]. Seule la résistance aérodynamique ne dépend pas explicitement de la masse

L'allègement ne concerne pas exclusivement le domaine de l'automobile. Il est également une contrainte pour les autres moyens de transport terrestre, notamment les transports guidés où le gain en masse est également recherché bien que la consommation en CO_2 soit moins immédiate car indirectement liée à l'alimentation électrique des véhicules. En effet, même si le point de départ de l'allégement est lié à des contraintes environnementales, réduire la masse des véhicules offre de nombreux avantages :

- *Economie de carburant* (qu'il s'agisse d'un carburant fossile ou électrique). La masse à déplacer étant plus légère, la consommation en carburant sera réduite. Le véhicule pollue moins, mais surtout, il devient moins couteux à l'usage.
- *Meilleure performance mécanique du véhicule*. Le véhicule étant plus léger, son inertie est plus faible. Ainsi, à motorisation égale, le véhicule possèdera une accélération plus grande et/ou pourra atteindre une vitesse plus importante. Ces avantages sont essentiels dans le domaine du ferroviaire, par exemple pour permettre aux métros d'atteindre rapidement leur vitesse moyenne entre deux arrêts, ou pour augmenter la vitesse de croisière des trains sur les lignes TGV.
- *Amélioration de la sécurité*. Toujours grâce à la réduction de son inertie, la distance de freinage du véhicule sera réduite et la tenue de route sera meilleure.
- *Réduction de l'usure des voies*. La réduction de la masse des véhicules réduit les sollicitations soumises aux voies (routes ou rails) et diminue ainsi leur usure, conduisant de façon indirecte, à une amélioration du confort du véhicule.
- *Dans le domaine des transports en commun ou de marchandises*, réduire la masse du véhicule permet, à masse totale constante, de transporter plus de passagers (ou de biens).

Il est à noter qu'à exigences égales en termes de qualité d'utilisation et de sécurité, l'allègement initial induit un allègement supplémentaire par un effet « boule de neige ». En effet, l'allégement direct de la structure va réduire la puissance nécessaire à la traction du véhicule et va minimiser les distances de freinage. Il devient alors possible de réduire la motorisation, de sous-dimensionner les suspensions, de concevoir des systèmes de freinage plus compacts, réduisant encore la masse globale du véhicule. Cette économie de masse indirecte peut représenter jusqu'à 50% d'économies supplémentaires sur le poids de la voiture complète [EAA12].

LES MATERIAUX METALLIQUES LEGERS : PROPRIETES ET MISE EN FORME

Les moyens pour réduire la masse lors de la conception d'un système sont :

- Soit le remplacement d'une pièce conçue dans un matériau « lourd » par une pièce conçue en un matériau « léger ». Les matériaux les plus utilisés dans ce contexte sont les composites et les métaux légers tels que les alliages d'aluminium, de titane ou de magnésium. Evidemment, le gain en masse n'est pas proportionnel au rapport des masses volumiques : il ne suffit pas de choisir un matériau de densité deux fois plus

faible pour réduire la masse d'une pièce par deux. Il faut prendre en compte la résistance mécanique de la nouvelle pièce, et en conséquence le type de sollicitations qui lui sont appliquées. Ainsi choisir un matériau léger nécessite souvent de revoir à la hausse le dimensionnement de la pièce. Ces notions de ratio masse/tenue mécanique sont au cœur des critères de choix de matériaux proposés par M.F. Ashby [All11][Ash02][Ash13]. Ainsi, les aciers à haute tenue mécanique, possédant donc une limite d'élasticité très élevée, tels que les aciers au Bore, sont souvent considérés comme des matériaux d'allégement, bien que leur masse volumique soit identique à celle d'un acier « classique » [Hu10].

- Soit la conception de pièces ou de systèmes mécaniques novateurs, offrant la même tenue mécanique, mais utilisant moins de matière. Il s'agira ici de réduire la géométrie de pièces surdimensionnées et de ne mettre de la matière qu'aux endroits sollicités mécaniquement. L'utilisation d'axes creux pour les suspensions ou les barres antiroulis est un bon exemple de ce type de conception.
- Soit la combinaison de ces deux techniques : innovation en terme design, en prenant en compte les possibilités offertes par les nouvelles générations de matériaux légers dès la phase de conception. A titre d'exemple, ce type de démarche a été employé par Maine et Ashby pour développer des absorbeurs d'énergie pour l'automobile en mousses d'aluminium [Mai02].

MAGNESIUM

Le magnésium est le plus léger des métaux utilisés dans l'industrie. Sa densité est quatre fois plus faible que celle de l'acier (Tableau 1). Comme la plupart des éléments métalliques, le magnésium possède une dureté faible lorsqu'il est sous sa forme pure (voisine de 30 HV) et est en conséquence d'une utilité limitée en tant que matériau de construction. Ajouter des quantités contrôlées d'autres éléments permet de conférer au magnésium de meilleures propriétés mécaniques sans modifier grandement sa masse volumique. Si les éléments d'alliages du magnésium sont nombreux (par exemple le béryllium Be, le carbone C, l'aluminium Al, le silicium Si, le manganèse Mn, le cuivre Cu, le zinc Zn et l'argent Ag), les alliages de magnésium peuvent globalement se grouper en deux familles : avec ou sans zirconium. En effet, cet élément d'addition influe de manière prépondérante sur la structure métallurgique de l'alliage. Il permet d'obtenir une granulation très fine (30-50 microns avec des moulages au sable) et relativement régulière si l'on compare avec la structure dendritique des alliages Magnésium-Aluminium-Zinc [Mar07]. Le manganèse est également un élément d'alliage important dans le sens où il améliore la résistance de l'alliage à la corrosion.

Les avantages du magnésium sont notamment

- ✓ Une température de moulage faible (650-680°C),
- ✓ Une solidification après moulage 50% plus rapide que pour les alliages d'aluminium,
- ✓ Grande précision géométrique et bonne finition de surface,
- ✓ N'attaque pas l'acier : longue durée de vie de moule de fonderie,
- ✓ Remplissage rapide des moules grâce à la coulée sous forte pression.
- ✓ La possibilité de produire de composant net-shape, y compris avec des parois fines,
- ✓ Une microstructure à grains fins conduisant à de bonnes propriétés mécaniques.

Puisque cet alliage montre un bon compromis entre aptitude au moulage et tenue mécanique, il est souvent utilisé pour la fabrication de composants structuraux dans les véhicules, les avions, mais également les ordinateurs portables, les montures de lunettes, les boitiers d'appareil photo. Les alliages magnésium/manganèse sont également employés sous forme de tôles pour la fabrication de carénages, ou de réservoir de carburant (bonne soudabilité).

Toutefois la forte sensibilité de l'alliage à la corrosion et les difficultés rencontrées pour sa mise en forme ont limité son champ d'application aux pièces moulées. Effectivement, les alliages de magnésium sont très réactifs à l'oxygène et ils s'enflamment très facilement lorsqu'ils sont réduits en copeaux, d'où une dangerosité lors de leur usinage. Néanmoins, l'industrie aéronautique a prouvé que ces alliages étaient viables et certains constructeurs automobiles franchissent le pas de leur utilisation. Fiat a adopté le magnésium pour la fabrication de traverses, Volkswagen pour le bâti des boites de vitesses des Passat, Mercedes-Benz pour la séparation réservoir-coffre du modèle SLK [Dav03].

TITANE

Avec une densité voisine de 4,5 et une limite élastique supérieure à 1000 MPa, le titane est le matériau qui propose l'un des meilleurs rapports masse/tenue mécanique.

A température ambiante, la structure cristallographique du titane pur est hexagonale compacte (a = 0,285 nm ; c = 0,468 nm ; c /a = 1,633). Cette phase est appelée phase α. Une transformation de type martensitique apparait au voisinage de 882°C. La structure devient

alors cubique centrée (a = 0,33 nm) et est appelée phase β. Les éléments d'addition utilisés pour les alliages de titane stabilisent soit la phase α (élément α-gène), soit la phase β (élément β-gène). Les différents alliages de titane sont par conséquent regroupés en trois grandes familles selon leurs proportions de phases α et β retenues à la température ambiante :

- Les alliages α, qui sont 100 % α à 20 °C.
- Les alliages β, qui sont 100 % β à 20 °C.
- Les alliages α + β qui sont mixtes. Cette dernière catégorie étant très vaste, elle est décomposée en trois sous-classes :
    - les quasi α, qui possèdent très peu de phase β stable et sont donc proches des alliages α;
    - les α + β proprement dit ;
    - les quasi β, ou β-métastables, qui possèdent peu de phase α et sont par conséquent proches des alliages β.

Les principaux éléments d'alliage du titane sont :

- l'oxygène O, l'azote N et le carbone C, l'aluminium Al, α-gène. Ils durcissent la phase α, améliore la résistance et la tenue au fluage et, en conséquence, font diminuer la ductilité du matériau;
- l'étain Sn, neutre. Il durcit la phase α, améliore le fluage et le compromis résistance-ductilité aux températures cryogéniques ;
- le zirconium Zr, neutre, durcit à la fois α et β, améliore le compromis résistance-ductilité de tout alliage α + β ;
- le molybdène Mo, β-gène. Il améliore la résistance, la ductilité et le fluage à moyenne température, il augmente la tenue à l'oxydation ;
- le vanadium V, β-gène. Il améliore la ductilité mais baisse la tenue à l'oxydation ;
- le chrome Cr, β-gène. Il améliore la résistance mais baisse la ductilité ;
- le fer Fe, β-gène, améliore le compromis résistance-ductilité-fluage à moyenne température. Il baisse considérablement température de transition $\alpha \rightarrow \beta$ et permet de travailler plus bas en température ;
- le silicium Si, β-gène. Il améliore la tenue au fluage par précipitation de siliciure.

Le titane, comme ses alliages, présente des caractéristiques intéressantes pour la conception de systèmes mécaniques :

- ✓ sa masse volumique est environ la moitié de celle de l'acier (Tableau 1) ;

- ✓ sa tenue à la corrosion est exceptionnelle dans de nombreux milieux tels que l'eau de mer ou l'organisme humain ;
- ✓ ses caractéristiques mécaniques restent élevées depuis les températures cryogéniques jusqu'à une température d'environ 600 °C ;
- ✓ sa transformation en demi-produits et en pièces de forme par les techniques usuelles est aisée (forgeage, emboutissage, coulée, soudage, usinage...);
- ✓ il est disponible sous des formes et des types de produits très variés : lingots, billettes, barres, fils, tubes, brames, tôles, feuillards ;
- ✓ son module d'Young (environ 100 GPa) est très proche de celui des structures osseuses.

Par contre le titane est un métal extrêmement oxydable. Cette réaction de l'oxygène avec le titane est à l'origine de sa bonne résistance à la corrosion. En effet, la couche d'oxyde qui se forme en surface est intègre et très adhérente. Elle mesure quelques fractions de micromètre et est constituée majoritairement d'oxyde TiO_2. En cas de rayure de la surface, l'oxyde se reforme spontanément en présence d'air ou d'eau. De plus, cette couche est très stable sur une large gamme de pH, de potentiel et de température. Elle se forme sur tous les alliages, indépendamment de la composition chimique ou de la morphologie de la microstructure sous-jacente. De plus, le titane possède un module d'élasticité très bas, qui le rend compatible mécaniquement avec les structures osseuses. Ces différentes propriétés font du titane l'un des métaux les plus biocompatibles.

Mais de par sa haute tenue mécanique, la mise en forme du titane se fait à chaud. A ces températures, la phase α, plus ductile que la phase β, plastifie avec des vitesses de déformation élevées. Il y a alors formation de bandes de cisaillement qui se transforment facilement en fissures. Cet effet est exacerbé par le refroidissement des surfaces par les outils froids d'une part, et par la contamination de la surface par la diffusion d'oxygène lors du chauffage et du maintien en température de la pièce avant mise en forme d'autre part [Mit98]. Ces défauts peuvent être limités par le développement de procédés de mise en forme isotherme (pièces et outils à la même température), et la mise en place d'une protection appropriée des surfaces (tel que l'enterrage) [Ven02][Zhu11].

En termes d'utilisation, les pièces en titane se retrouvent aussi bien en aéronautique, que dans le domaine des transports terrestres ou de l'ingénierie médicale :

- trains d'atterrissage,
- éléments de moteur, aubes et disques de turbine,
- carters, visserie et pièces d'assemblages, ressorts,
- prothèses et implants biologiques.

Le cas des ressorts d'amortisseur est par ailleurs un bon exemple d'utilisation du titane pour ses propriétés physiques et mécaniques. Son module d'élasticité étant deux fois plus faible que celui de l'acier, un ressort en titane requiert deux fois moins de spires qu'un ressort en acier à écrasement égal. La densité du titane étant approximativement deux fois plus faible que celle de l'acier, le ressort est donc quatre fois plus légère et nécessite deux fois moins de place pour se loger dans la suspension [Com99].

ALUMINIUM

L'aluminium est le métal le plus abondant de l'écorce terrestre. Tout comme le magnésium, l'aluminium possède une densité bien inférieure à celle de l'acier (Tableau 1) mais sa dureté à l'état pur est très faible (voisine de 20 HV). La dureté peut être augmentée soit par l'utilisation d'alliages à durcissement par écrouissage, soir par l'utilisation d'alliages à durcissement structural.

Comme leur nom l'indique, les alliages à durcissement par écrouissage augmentent les propriétés mécaniques grâce à déformation plastique à froid du matériau. Ce durcissement correspond à un accroissement de la densité des dislocations au sein du matériau. Cette famille d'alliages contient les séries suivantes :

- série 1000 : nuances d'aluminium de grande pureté. La série 1000 permet la réalisation de pièces minces. Mais, même si de nouvelles perspectives existent dans le domaine du génie civil et de la protection anti sismique, leurs pauvres propriétés mécaniques limitent leur utilisation à la fabrication d'emballage ou d'aérosol [DeM14].

- Série 3000 : alliages aluminium-manganèse. Le durcissement des alliages de la série 3000 se fait par solution solide : des atomes de manganèse se substituent aux atomes d'Aluminium, limitant les mouvements des dislocations et augmentant en conséquence la dureté du matériau. Le manganèse en solution solide accroît la limite d'écoulement et le taux d'écrouissage de l'aluminium [Lee12]. Les alliages de la série 3000 possèdent donc des caractéristiques mécaniques légèrement supérieures à celles de la série 1000, sans perdre en ductilité. Cette série permet la fabrication de pièces minces et élancées par filage et en frappe à froid [Ale02].

- Série 5000 : alliages aluminium-magnésium. Tout comme pour la série 3000, le durcissement des alliages de la série 5000 se fait par solution solide [Cur06].

Pour les alliages à durcissement structural, les propriétés mécaniques sont obtenues par traitement thermique : mise en solution, trempe, maturation et/ou revenu. Ces traitements sont caractérisés par cinq états métallurgiques différents :

- Etat O : état recuit qui traduit la meilleure formabilité,
- Etat T4 : mis en solution et mûri,
- Etat T6 : mis en solution puis revenu,
- Etat T1 : refroidi après transformation à chaud et mûri,
- Etat T5 : refroidi après transformation à chaud et revenu.

Les principaux alliages à durcissement structural sont regroupés dans les séries :

- Série 2000 : alliages aluminium-cuivre et aluminium-cuivre-magnésium. Les teneurs en cuivre des alliages de cette série sont comprises entre 2,6 et 6,3 %. Les teneurs en magnésium varient de 0,5 à 1,5 %. Le durcissement structural de ces alliages est dû à la précipitation de composés transitoires d'Al_2Cu et $CuMgAl_2$. Ces phases leur confèrent d'excellentes propriétés mécaniques. L'addition de silicium et de manganèse, favorise la formation de composés quaternaires. Par dispersion, ces derniers améliorent les propriétés de la matrice. Il est à noter que ces alliages font preuve d'une résistance médiocre à la corrosion. A l'état trempé et vieilli, la présence de précipités cathodiques crée une pile par rapport à la matrice. Enfin, ces alliages sont difficilement soudables puisque les zones adjacentes aux cordons de soudure subissent un recuit lors du cycle thermique imposé par le soudage, leurs propriétés mécaniques s'en trouvent considérablement affaiblies. Il est alors nécessaire d'assembler les pièces par des techniques évitant d'amener le matériau dans les trop hautes températures. Le Friction Stir Welding est une bonne alternative au soudage de ces alliages [Son13].
- Série 6000 : alliages aluminium-magnésium-silicium. Le durcissement structural des alliages de la série 6000 est lié à la formation du composé Mg_2Si. Quand le magnésium et le silicium se combinent en Mg_2Si le rapport massique Mg/Si est égal à 1,73. Pour la plupart de ces alliages, ce rapport est respecté. On rencontre parfois un excès de silicium qui améliore les propriétés mécaniques. Ceci se fait au détriment de la résistance à la corrosion. Certains alliages comportent en outre des additions de manganèse et de chrome dont l'effet est d'affiner la taille des grains et ainsi d'augmenter la résistance mécanique et la ténacité. L'addition de cuivre améliore également les propriétés mécaniques de ces alliages, mais on limite sa teneur à 0,5 % car il diminue la résistance à la corrosion. Ces alliages ont une excellente aptitude à la mise en forme à chaud. Les techniques de production sont notamment le filage, le forgeage.

Tableau 1 : Exemples de masse volumique d'alliages métalliques utilisés dans le domaine des transports d'après [An14], [Brn14], [Dav03] et [Wel94].

Matériaux	Désignation	Densité	Limite élastique à 25°C (MPa)	Exemples d'utilisation
Acier	20MnCr5	7,85	400	Transmission de puissance (arbre, roue dentée, etc)
	BTR 165	7,85	1100	Caisse de véhicule (longerons, châssis, etc.)
Titane	Beta-CEZ®	4,69	1150	Arbres de transmission, disques, cadres.
	Ti-6Al-4V	4,43	1040	Aubes de turbine, visserie spéciale (médical).
Aluminium	5005	2,7	150	Pièces forgées
	6082-T6	2,7	290	Panneau et pièces de structure
Magnésium	AZ91D	1,81	90-160	Couvercles, réservoirs.
	M1A	1,77	180	Pièces forgées ou extrudées.

- Série 7000 : alliages aluminium-zinc. De tous les alliages d'aluminium, ceux de la série 7000 présentent, après traitements thermiques, les propriétés mécaniques les meilleures. Leur teneur en zinc varie de 4 à 8 % et celle en magnésium de 1 à 3 %. Leur durcissement structural est dû principalement à la précipitation de formes transitoires (zones GP – Guinier-Preston) du composé $MgZn_2$. L'addition de cuivre, jusqu'à des teneurs de 2 %, durcit ces alliages par solution solide et par précipitation. Par ailleurs, la présence de cuivre dans les zones GP augmente leur stabilité à chaud. Le cuivre diminue toutefois la trempabilité, la soudabilité et la ténacité des alliages Al/Zn/Mg. Le chrome (< 0,3 %) améliore leur résistance à la corrosion sous tension. Outre leurs propriétés mécaniques remarquables, les alliages de la série 7000 se prêtent facilement aux traitements thermiques. Cette qualité est due à leur grand intervalle de température de mise en solution, leur bonne trempabilité. Leurs températures de vieillissement sont relativement basses : de la température ambiante à 160°C. Grâce à cet ensemble de propriétés, les caractéristiques des joints soudés peuvent rester voisines de celles du métal de base. La soudabilité de ces alliages, favorisée par la présence de zirconium, reste moyenne. Le principal inconvénient des alliages de cette série est leur faible résistance à chaud, dès que la température de service dépasse 120°C.

De par leur faible masse volumique, les alliages d'aluminium ont toujours été un matériau de prédilection pour l'aérospatial. Ainsi 66% d'un Airbus A380 est constitué d'aluminium (Figure 3). Si l'essentiel des composants est issu des séries 2000 et 7000, la série 6000 est également utilisée pour la partie basse du fuselage et des longerons [Dif01][Hin01].

Dans le domaine de l'automobile, si l'exemple de l'Audi A2 vient immédiatement à l'esprit lorsque le sujet des voitures en aluminium est abordé, le constructeur allemand n'est pas le seul à s'être lancé dans ce secteur. L'ensemble des constructeurs européens, que ce soit Renault, PSA, Honda, Fiat, ont recours aux alliages d'aluminium pour l'allègement de leurs nouvelles gammes de véhicules. Ceci concerne les panneaux (capot, ailes, portières), la structure (longeron, renfort, séparation), les équipements (refroidisseurs, pièce de climatisation, etc.) [Mar02][Cha02]. Ce sont surtout les séries 5000 et 6000 qui sont utilisés pour leurs bonnes propriétés mécaniques et leur facilité à la mise en forme (Figure 4). Les opérations de mise en forme utilisées pour la fabrication de ses pièces sont :

- laminage,
- roulage,
- le forgeage à chaud et à froid,
- le thixoforgeage [Bau01],
- l'extrusion à chaud ou à froid…

Toutefois, si les alliages d'aluminium semblent un très bon compromis entre légèreté, tenue mécanique et résistance à la corrosion, ils présentent un énorme désavantage : ils ont une tendance naturelle à coller aux outils lors de leur mise en forme, que ce soit en mise en forme par déformation plastique ou par enlèvement de matière [Hei11][Sch94][Wei04].

De nombreux paramètres sont connus comme étant influents sur les risques de grippage. Le risque est généralement réduit en diminuant la rugosité des corps en contact, en ajoutant un lubrifiant, en minimisant la distance de glissement et/ou la pression de contact, en déposant des revêtements céramiques sur les outils [Han08]. Par exemple, Heinrichs et Jacobson ont montré qu'une rugosité optimisée de l'outil minimisait le volume d'aluminium transféré de la pièce vers l'outil, mais ne conduisait pas à une décroissance du coefficient de frottement [Hei09]. D'un autre côté, des revêtements PVD commerciaux de nitrure de titane TiN, de nitrure de titane aluminium TiAlN et de carbonitrure de titane TiCN sont régulièrement utilisés dans l'industrie pour accroître la durée de vie et les performances des outils, ainsi que pour minimiser le frottement. Les revêtements DLC (Diamond Like Carbon) possèdent des propriétés similaires à ces revêtements et sont supposés être de bons candidats pour le formage à froid des alliages d'aluminium. Toutefois la bibliographie diverge quant à l'efficacité réelle de ces revêtements. Certaines études montrant un effet positif du dépôt

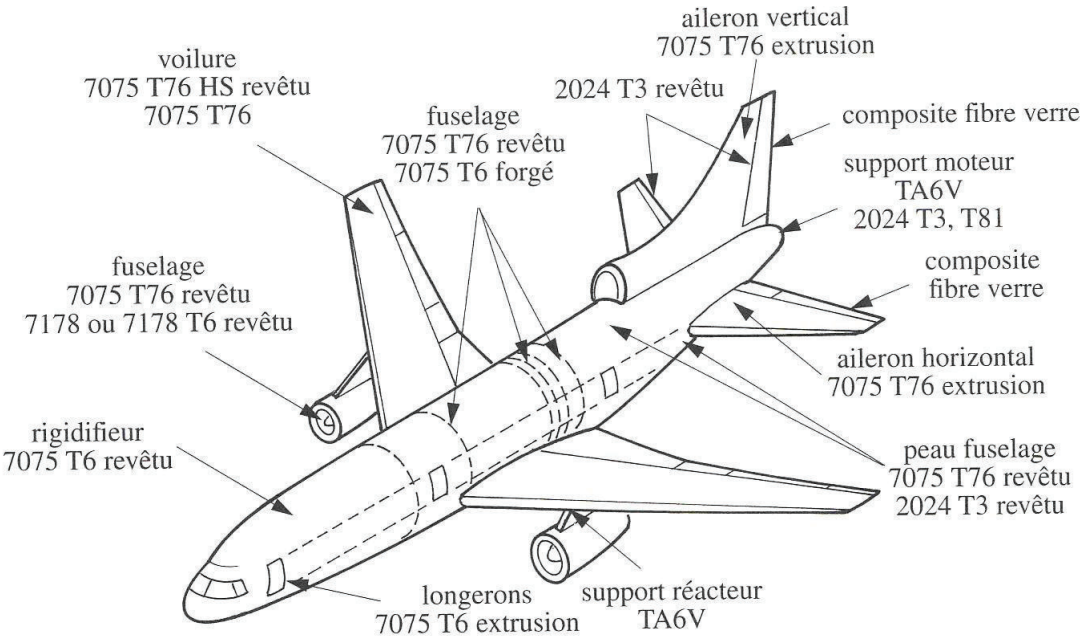


Figure 3 : Utilisation des alliages d'aluminium dans un avion de ligne [Hin01] [Dif01]

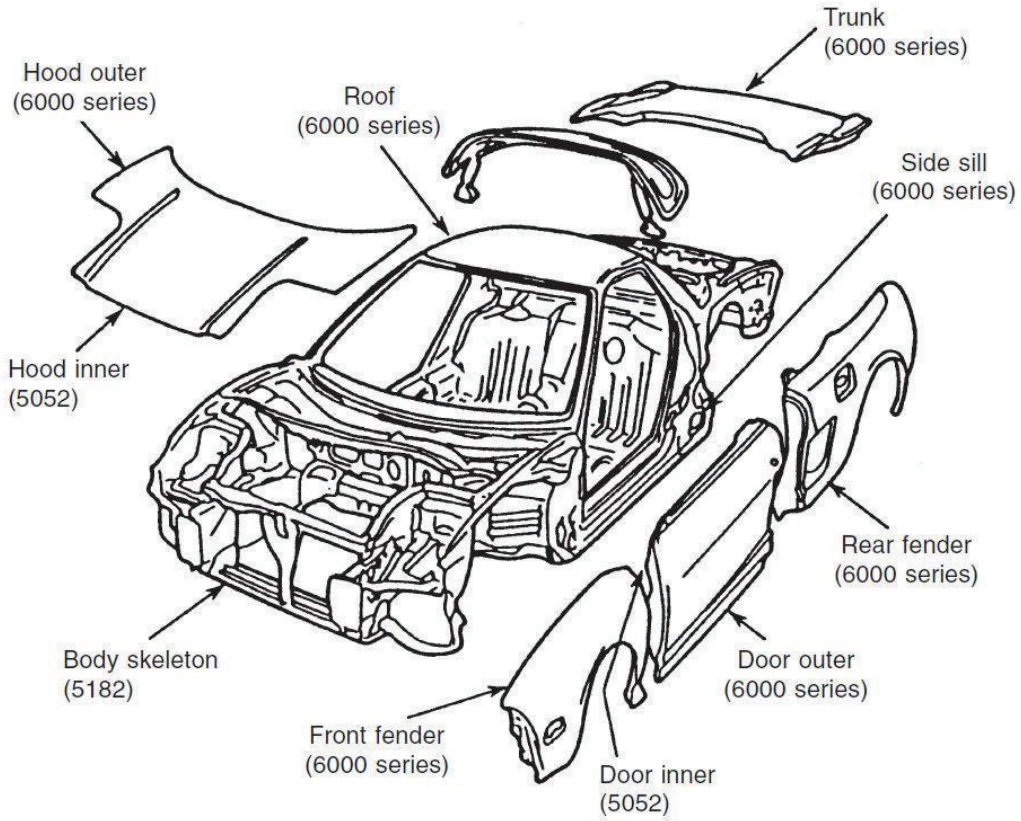


Figure 4 : Utilisation des alliages d'aluminium pour la carrosserie d'une Honda NSX d'après [Dav03]

DLC [Fuk04][Ni08][Ria07], d'autres ne montrent aucune amélioration [Wan06]. La problématique du collage des aluminiums sur les outils de mise en forme est en conséquent toujours un sujet de recherche actif. Une simple recherche dans les bases de données scientifiques le montre clairement. Rien que sur le site de l'éditeur Elsevier, près de 15000 papiers traitent des phénomènes de collages des alliages d'aluminium (recherche effectuée avec les mots clés pick-up, galling et sticking). Sur ces 15000 références, le nombre moyen de papiers publié chaque année a quasiment doublé ces trois ou quatre dernières années, avec 5 à 600 références par an depuis 2010, contre une moyenne de 300 papiers par an au début des années 2000 et 150 à 200 papiers dans les années 1980. Cette augmentation est évidemment liée à l'utilisation de plus en plus fréquente de l'aluminium pour les problématiques d'allègement et de construction durable.

STRATEGIE D'ETUDE DE L'USURE ET DE LA DUREE DE VIE DES OUTILLAGES EN MISE EN FORME

Comme cela a été souligné précédemment, l'allègement des véhicules est un verrou technologique et scientifique auquel sont confrontés les constructeurs automobile, ferroviaire et aéronautique. Toutefois, ces constructeurs sous-traitent la fabrication des pièces mécaniques qu'ils conçoivent à des entreprises spécialisées dans le laminage, la forge ou la frappe à froid. Ces entreprises de mise en forme doivent en permanence améliorer leur productivité, leur flexibilité et leur réactivité, tout en maintenant un niveau de qualité optimal. La maîtrise et l'optimisation de la filière "outillages" devient alors un des objectifs stratégiques de ces sous-traitants. En effet, si la géométrie et le matériau de la pièce à fabriquer sont imposés par le client, les moyens de production sont à la discrétion du fabricant. Il établit la gamme de mise en forme en fonction des plans fournis par le client et des possibilités de son parc machine. Dans ce contexte, il est courant d'observer que la part liée au coût de l'outillage est de l'ordre de 10% du prix final d'une pièce forgée. Il a été montré que dans de telles conditions, augmenter de 1% la durée de vie de l'ensemble des outillages de forge utilisé dans le domaine de l'automobile se traduirait par une économie de l'ordre de 13 à 26 millions d'euros pour l'industrie de la forge [Sta02]. Il faut ajouter à cela le fait qu'une amélioration sensible de la durée de vie des outillages permettrait non seulement une réduction des coûts, mais également une amélioration de la qualité des pièces forgées (état de surface, contraintes résiduelles, rayures et fissures en surface…), et une réduction des temps de mise au point et de fabrication grâce à la diminution du nombre de changement d'outillages en cours de production et de réparations intermédiaires.

Afin d'améliorer la durée de vie d'un outillage, plusieurs leviers sont envisageables. Il est ainsi possible d'agir sur différentes voies, au niveau :

- de la conception de l'outillage afin de diminuer les sollicitations au sein de chaque outil,
- du choix des matériaux, pour adapter l'outillage aux sollicitations existantes [ICF07].

Pour chacune de ces voies, il est important de pouvoir juger de l'impact des solutions envisagées dès les phases de conception des outillages dans les bureaux des méthodes. Grâce à l'amélioration continue des outils de simulation numérique, il devient possible pour les fabricants d'estimer les sollicitations subies par les outillages lors de la mise en forme. Plusieurs solutions techniques (en termes de conception, dimensions, matériaux, température de préchauffage, de frettage…) peuvent alors être testées en virtuel, être comparées, pour finalement permettre un choix pertinent et judicieux. Ces calculs peuvent aujourd'hui renseigner efficacement les forgerons sur l'évolution des contraintes mécaniques et thermiques vues par les outillages. Cependant, les modules actuels n'autorisent pas une interprétation sur le mode de dégradation qui sera prépondérant, ni d'estimer approximativement une durée de vie. En effet, si certains codes sont capables de calculer l'usure dans les zones à risque [Beh08][Har06], la « prédiction » fournie par le code repose sur des modèles théoriques quine sont pas suffisamment robustes pour prédire quantitativement un taux d'usure sur un outillage de forge [Gie03][Ode86].

Les outillages utilisés pour la mise en forme sont soumis à de fortes sollicitations thermomécaniques et physicochimiques : pression, vitesse de glissement, échauffement dû au frottement et à la déformation plastique de la pièce forgée, comportement des surfaces conditionné par les additifs des lubrifiants, par les traitements de surface, par la présence d'oxydes, etc. [Lou08][Ver00]. Ces sollicitations induisent différents modes de dégradations des surfaces en contact, pouvant conduire à la ruine des outillages. S'il est possible de ranger ces modes de dégradation sous différentes familles en fonction de leurs origines (fatigue thermique, fatigue mécanique, usure abrasive, transferts de matière...), les mécanismes conduisant à la ruine des outils sont complexes et font souvent intervenir simultanément différents types défauts [Bru99][Sum95]. La compréhension des phénomènes est alors rendue complexe par des couplages multiples :

- Couplage multiphysique : liés à l'origine même des dégradations, tantôt chimique pour les phénomènes d'adhésion et de diffusion, tantôt mécanique pour l'abrasion et la déformation plastique, avec toujours un rôle « catalyseur » joué par la thermique.

- Couplage multiéchelle : les dégradations de l'outillage s'amorcent au niveau de l'extrême surface, à l'échelle des rugosités en contact (échelle mésoscopique). C'est à l'échelle mésoscopique que les phénomènes de diffusion, d'adhésion, d'arrachement d'aspérités sont générés et donnent naissance à ce qui devient à l'échelle macroscopique de l'usure adhésive, abrasive, de la fissuration par fatigue de contact. Mais le passage méso-macro n'est pas qu'une relation de cause à effet. Des interactions existent bien entre ces deux échelles. Wilson, par exemple, a clairement montré que les déformations au niveau des aspérités étaient directement affectées par l'état de déformation plastique en cœur de la pièce mise en forme [Wil88]. Il y a donc bien couplage multiéchelle, avec des dépendances fortes entre des grandeurs mesurées aux différentes échelles.

Les études sur l'usure des outillages sont très nombreuses. Toutefois deux types d'approches sont souvent utilisés pour étudier l'apparition de défauts en surface et, d'une façon plus générale, estimer la durée de vie des outillages.

La première approche consiste à reproduire expérimentalement l'usure des outillages en laboratoire et à en extraire des informations clés permettant de prédire leur durée de vie. Cette approche est pertinente dans le sens où elle prend en compte de façon implicite les couplages forts entre les paramètres mécaniques et physico-chimiques. La grande majorité de ces études repose sur l'utilisation de tribomètres de type pion-disque plus ou moins évolués. L'usure y est quantifiée par la perte de masse ou de cote du pion. La souplesse d'utilisation des bancs d'essai de laboratoire, couplée à des outils d'analyse performants (MEB avec sondes EDX, MET, spectromètre de masse, etc.) permet de découpler les phénomènes et d'accéder à des grandeurs difficilement accessibles sur site industriel ou impossible à quantifier numériquement. Cette approche a permis, par exemple :

- de mettre en évidence l'apparition quasi systématique d'une couche fortement déformée plastiquement en extrême surface des outils de forgeage à chaud [Bar03, Boh09]. Cette couche, de quelques microns d'épaisseur, présente une structure cristallographique fortement perturbée, ce qui fragilise la surface.
- de quantifier l'influence de l'adoucissement des outils, causé par les sollicitations thermiques cycliques qu'ils subissent, sur leur durée de vie [Ber99, Gru09].

Ces études sont essentielles dans le sens où elles permettent de comprendre les phénomènes mis en cause lors des contacts en conditions extrêmes. Toutefois la représentativité des essais vis-à-vis des « réalités » industrielles est parfois discutable. Le projet multipartenaires SITO (Simulation de la Tenue des Outillages de Forge), piloté par le CETIM, a notamment mis en avant que certains essais dédiés à l'étude de l'usure à chaud pouvaient fournir des résultats incohérents avec la réalité industrielle [Fel09]. Cette approche doit par conséquent être abordée de façon réfléchie, en vérifiant

systématiquement que les conditions de contact reproduites par les systèmes pion-disque soient proches des conditions industrielles.

La seconde approche utilise des modèles pour prédire les zones à risque le long de la surface de l'outillage et quantifier la perte de volume. Cette approche repose sur l'hypothèse que la durée de vie de l'outillage est essentiellement conditionnée par de l'usure abrasive. Les modèles utilisés sont en conséquence essentiellement dérivés de la loi d'Archard [Arc53]. L'avantage de cette approche est qu'elle est simple à implémenter dans un code de calcul par la méthode des éléments finis [Aba10][Lee08].

Ces deux approches sont complémentaires. L'approche expérimentale sert à la compréhension des phénomènes, à la formulation et l'identification de modèles prédictifs. L'approche numérique est quant à elle utilisée pour appliquer ces modèles à des domaines complexes.

Toutefois, à l'heure actuelle, de nombreux verrous scientifiques restent à lever. L'approche numérique ignore totalement les risques de dégradation autres que l'usure abrasive. Elle ne prend pas en compte le couplage multiéchelle, ignorant entre autre les effets néfastes de la déformation plastique en extrême surface.

C'est pour contourner ces difficultés que les Professeurs Dubar, Dubar et Dubois ont mis en place un projet de recherche ambitieux, en rupture avec les recherches actuelles, et dont l'objectif est de prédire l'apparition de la dégradation des outillages en forge lors de la conception d'une gamme de fabrication, et cela quelle que soit la nature de la dégradation : dégradation par usure abrasive, adhésive, fatigue thermomécanique, endommagement structural, fatigue de contact, etc. [Dub14].

L'originalité de la démarche est de ne pas utiliser des lois et/ou modèles pour prédire l'apparition des défauts de surface et la durée de vie d'un outillage, mais un ensemble de variables d'état représentatives des défauts étudiés. Ces variables résulteront d'une analyse thermomécanique des surfaces en contact à l'échelle mésoscopique. Pour l'utilisateur final, l'accès à ces variables se fera via une base de données qui, pour chaque variable d'état macroscopique calculée à l'échelle de l'outil, déterminera si une valeur critique conduisant à des défauts potentiels a été atteinte. De cette façon, il devient possible de traiter l'ensemble des dégradations possibles, sans se limiter à l'usure abrasive et la loi d'Archard.

Le livrable final du projet sera un élément de contact intelligent, implémenté dans un code de calcul par élément finis, et une base de données des variables d'état et de leurs valeurs critiques. L'élément de contact sera utilisé dans la modélisation des opérations de forgeage ou de frappe à froid. Cet élément travaillera donc à l'échelle du procédé. Il accédera à la base de données et déterminera si un ensemble de variables thermomécaniques calculées à l'échelle macroscopique sera susceptible d'induire des dégradations surfaciques (échelle mésoscopique). L'élément précisera la nature et la potentialité d'apparition du défaut (type

d'usure, de dégradation...). La base d'indicateurs de dégradation fera le lien entre les grandeurs thermomécaniques macroscopiques calculées aux niveaux des outils, et les valeurs mésoscopiques qu'elles engendrent au niveau de la surface. Elle sera alimentée par un ensemble de cas d'étude traité au cours du projet.

L'aspect novateur du projet permettra donc d'éliminer le verrou que constitue l'identification des paramètres des lois d'usures, identification qui est souvent longue et complexe à mettre en œuvre au niveau industriel, en proposant un couplage macro/méso qui ne repose pas sur des modèles mais sur une base de données, dérivées d'essais et d'analyses thermomécaniques et physico-chimiques fines au niveau des surfaces.

Toutefois, pour mener à terme ce projet, les verrous scientifiques et techniques suivants devront être levés :

- Définir quelles variables d'état, lois et/ou modèles mésoscopiques sont nécessaires pour quantifier les dégradations subies par les outils. Les variables pourront être des grandeurs thermomécaniques, des potentiels, des énergies, etc.
- Intégrer ces variables d'état mésoscopique au niveau des surfaces et établir les relations avec les grandeurs macroscopiques qu'utilisera l'élément de contact. Le passage entre les variables aux échelles mésoscopique et macroscopique sera transparent pour les utilisateurs (sans recours à de nombreux paramètres difficilement quantifiables industriellement).
- Mettre en place et gérer la Base d'Indicateurs de Dégradation (BID)
    - alimentation de la BID : quels dispositifs d'essai, quel type d'exploitation des résultats,
    - gestion des entrées/sorties,
    - interpolation des résultats pour traiter des cas d'études faisant apparaître des valeurs des variables d'état non renseignées dans la BID.

En conséquence le projet est subdivisé en plusieurs thèses :

- Le cœur du sujet est traité dans le cadre de la thèse de Kévin Le Mercier. Kévin travaille sur la recherche des indicateurs de dégradation des outils, la structure de base de données, l'interface entre le calcul par éléments finis et l'accès à la base de données. Ses travaux seront basés sur un cas d'étude simple : un procédé de filage avant d'un lopin en aluminium. Cette thèse est menée en collaboration avec le laboratoire du CEMEF pour une intégration des résultats dans le logiciel Forge®.
- La thèse de Colin Debras est quant à elle relative à la quantification de l'usure des outillages en frappe à froid des aciers. Ses travaux visent à définir quelles sont les limites des matériaux utilisés dans l'industrie et de proposer des critères objectifs de choix de matériaux en prenant explicitement en compte la durée de vie des outils.

Colin travaille notamment sur l'endommagement des matrices de frappe à froid en carbure de tungstène à base cobalt. Ses résultats serviront à compléter la compréhension des phénomènes de dégradation des outillages et seront intégrés dans la Base d'Indicateur de Dégradation.

- Enfin, l'objectif de ma thèse est d'initier la phase d'alimentation de la BID. Pour cela, un certain nombre de campagnes d'essais sera mis en place. Pour chaque campagne, un matériau sera choisi et une étude de la dégradation de la surface des outils sera effectuée. Il s'agira ici de quantifier les défauts observés en vue de fournir des valeurs de référence indiquant si oui ou non la durée de vie de l'outil va être impactée par les conditions de contact rencontrées. Les matériaux testés seront des alliages d'aluminium, matériaux connus pour leur tendance au collage. Des comparaisons expérimental/numérique seront également menées pour prédire le volume d'aluminium susceptible d'être transféré depuis la pièce vers l'outil.

En conclusion de ce premier chapitre, les alliages d'aluminium sont couramment utilisés dans l'industrie mécanique pour la conception de pièces légères, robustes et possédant une bonne résistance à la corrosion. Toutefois la fabrication de ces pièces en aluminium engendre des défauts de surface liés à des phénomènes de collage et grippage. Ceci entraine une détérioration de la surface des outils qui engendre des surcoûts de production très importants pour les industriels de la mise en forme. Un projet de recherche structurant a été initié au sein du laboratoire TEMPO visant à développer des éléments-finis de contact « intelligents », capables de prédire l'apparition de ces défauts, et donc de les éviter. Dans ce contexte, mon sujet de thèse consiste à quantifier à priori les risques de collage et les volumes de matière susceptibles d'être arrachés à la pièce et transférés sur la surface des outils.

Dans le second chapitre, je vais détailler les campagnes expérimentales mises en œuvre et les principaux résultats obtenus. Je m'attarderai sur le choix du matériau, le lien entre les essais en laboratoire et la réalité industrielle, et l'étude de l'influence de quelques paramètres de contact. Dans le troisième chapitre je présenterai l'ensemble des simulations numériques réalisées en vue de quantifier les volumes de matière concernés par un arrachement potentiel. Dans ce chapitre, un ensemble de lois de rupture et d'endommagement sera testé et critiqué en vue de ne retenir que le modèle le plus fiable en termes de prédiction des défauts de surface. Enfin, un dernier chapitre dressera un bilan des travaux et proposera un ensemble de perspectives et de poursuites d'étude envisageables.

CHAPITRE 2 – ENDOMMAGEMENT EN SURFACE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM : CAMPAGNE EXPERIMENTALE

L'objectif de ce chapitre est de mettre en place un protocole expérimental permettant de quantifier le collage des alliages d'aluminium sur les outils lors de leur mise en forme à froid. Dans un premier temps le protocole expérimental est présenté. La méthodologie expérimentale retenue permet de travailler en laboratoire en respectant des conditions de contact proches de celles rencontrées en industries. Le choix du matériau sélectionné pour l'étude est discuté. Une attention particulière est portée sur l'analyse de ses caractéristiques métallurgiques et mécaniques. Une campagne d'essais est ensuite réalisée, sollicitant le matériau sous diverses conditions de pression de contact, de vitesses et de lubrification. Les résultats de cette campagne permettent d'établir un lien entre les conditions de contact d'une part et le transfert de matière sur les outils d'autre part. Un mécanisme d'apparition du collage de l'aluminium sur les outils en forge à froid est proposé.

STRATEGIE EXPERIMENTALE

Les étapes de mise en forme, qu'elles soient réalisées à température ambiante ou à chaud, par déformation plastique ou avec enlèvement de matière, conditionnent le matériau dans son intégralité. Si les conditions de contact régnant au sein du procédé ne sont pas maitrisées, elles conduisent à des gradients de déformation importants en surface, sources de défauts localisés (rayures, fissures, grippage) ou généralisés (déchirement de tôle, blocage de la pièce dans l'outillage). La maîtrise des conditions de contact est donc un passage obligatoire dans tout processus d'optimisation d'une ligne de fabrication et requiert notamment l'utilisation d'outils d'analyse spécifiques.

Contrairement aux propriétés rhéologiques d'un matériau, qui sont des données intrinsèques, les propriétés tribologiques dépendent de l'ensemble des matériaux en contact (pièce, outil, lubrifiant) ainsi que des conditions de sollicitation. Pour caractériser les conditions de contact avec glissement, nous faisons souvent appel à des lois surfaciques, couramment appelées lois de frottement, qui expriment la contrainte de frottement σ_t en fonction de paramètres mécaniques Π_m, physiques Π_p et/ou chimiques Π_c :

$$\sigma_t = \sigma_t\left(\Pi_m, \Pi_p, \Pi_c\right) \quad (1)$$

Dans la plupart des applications, seule l'évolution de quelques paramètres a une influence notable sur les conditions de contact et de frottement. Ainsi les lois de frottement utilisées couramment n'utilisent qu'une à deux grandeurs mécaniques, physiques ou chimiques pour caractériser les contacts glissant. Les paramètres dont les variations n'ont pas d'influence notable sur la réponse du système sont intégrés dans des constantes sans dimensions : les coefficients de frottement. Les modèles de frottement peuvent être regroupés en deux grandes familles : les modèles de première ou de seconde génération. Dans les modèles de première génération, le coefficient de frottement donne le rapport de proportionnalité entre la contrainte de frottement et le paramètre représentatif des conditions de contact. Nous retrouvons les lois de frottement bien connues de Coulomb (proportionnalité avec la pression de contact) et de Tresca (proportionnalité avec la contrainte d'écoulement plastique uniaxiale). Les modèles de seconde génération prennent en compte l'évolution d'au moins un des paramètres physiques de la loi en fonction des conditions de contact. Dans cette génération, nous retrouvons:

- les modèles d'écrasement d'aspérités ou de « vagues plastiques » (basés sur la déformation des rugosités en contact) [Avi86][Bai94][Bay87] (Figure 5),
- des lois de frottement prenant explicitement en compte les aspects thermiques ou viscoplastiques [Mon93][Sad90],
- des modèles de lubrification, couplant les lois de la mécanique des fluides à des modèles élastoplastiques d'écrasement d'aspérités [Bel08][Hua04][San06][Ste04].

Les lois de frottement sont étroitement liées aux lois d'usure. La plupart des lois d'usure sont basées sur le modèle proposé par JF. Archard [Arc53]. Cette loi permet de quantifier l'usure en mesurant un volume de matière dit « usé » en fonction d'un certain nombre de paramètres relatifs aux matériaux et aux procédés. Son expression est donnée par :

$$W = k\frac{F\overrightarrow{v_g}}{H} \quad (2)$$

où F est la force normale du contact (N), $\overrightarrow{v_g}$ la vitesse de glissement ($m.s^{-1}$), H la dureté du matériau ($N.m^{-2}$) et W le volume de matière arrachée par seconde ($m^3.s^{-1}$). k représente le coefficient d'usure intégrant les paramètres physicochimiques autres que F, H et $\overrightarrow{v_g}$ (tels que la microstructure, la rugosité, la température, la lubrification, etc.). Ce coefficient est compris entre 10^{-3} pour un taux d'usure rapide, estimé inacceptable, et 10^{-7} pour un taux d'usure jugé admissible [Lud92]. La loi d'Archard est cependant un modèle simple, une première approche qui n'a d'autres ambitions que de fournir un ordre de grandeur de la

vitesse d'usure en fonction de paramètres simples à mesurer (force, vitesse, dureté). Des lois plus récentes expriment le taux d'usure en prenant en compte davantage de paramètres que ceux apparaissant dans l'équation (2). Ils font notamment la distinction entre les différents types d'usure (adhésive, abrasive…), mais reposent sur les mêmes hypothèses de départ : les interactions entre les aspérités en surface des corps en contact. Les paramètres de ces lois sont donc essentiellement des paramètres mécaniques. Il est toutefois important de conserver à l'esprit que l'usure résulte d'un ensemble de phénomènes complexes, pouvant impliquer jusqu'à 25 paramètres différents, et qu'aucun modèle particulier ne doit être pris en considération pour une étude sans être validé par des essais expérimentaux spécifiques. Lors des essais, il est essentiel de reproduire l'ensemble des paramètres caractéristiques du contact glissant étudié. Or il est souvent impossible de connaître a priori quels sont les paramètres essentiels à l'étude. Ainsi, la méthode la plus simple, mais également la plus fiable, pour savoir si un dispositif expérimental simule correctement le comportement recherché est de vérifier que les résultats fournis par le dispositif (débris et taux d'usure, frottement, etc.) sont identiques, ou tout au moins comparables, à ceux du procédé étudié.

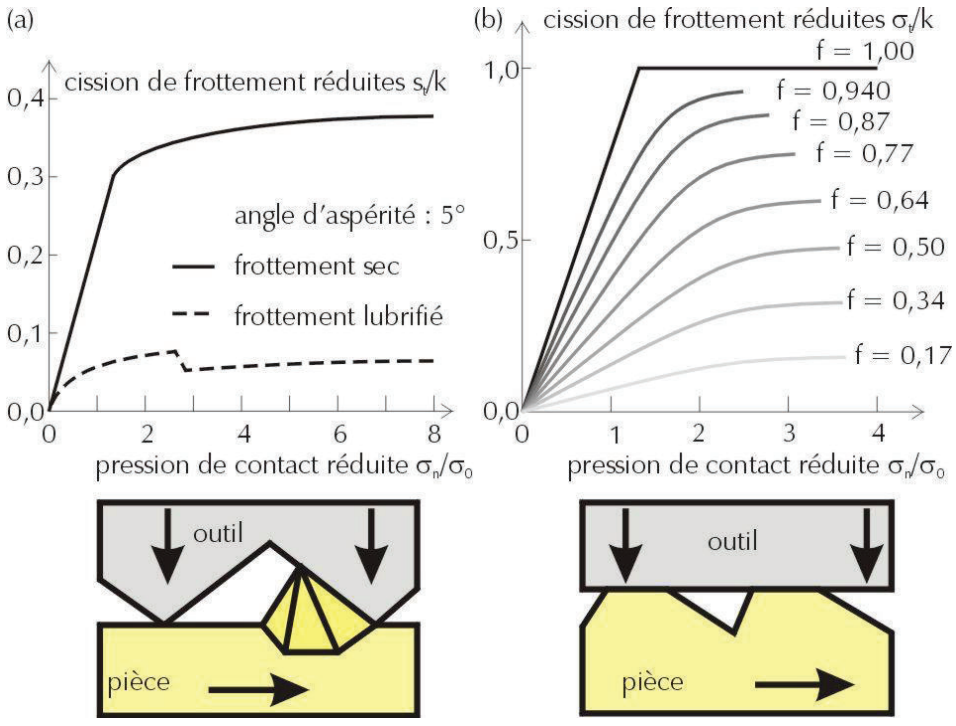


Figure 5 : Exemples de lois de frottement de seconde génération : évolution de la contrainte tangentielle en fonction de la pression de contact pour le modèle de la vague plastique d'après [Avi86][Bai94] (a), pour le modèle de frottement généralisé d'après [Bay87] (b).

Il apparaît donc essentiel pour notre étude sur la caractérisation du collage des alliages d'aluminium de disposer d'un banc d'essai capable de reproduire les conditions de contact rencontrées en mise en forme. En mise en forme à froid, le régime de lubrification le plus

couramment rencontré est le régime mixte. Ce régime se caractérise par l'existence de contacts intermétalliques entre la pièce et les outils de mise en forme et par la présence de réservoir de lubrifiant entre ces contacts [Sch83][Dub12]. Pour ce régime de lubrification, les grandeurs mécaniques prépondérantes sont la vitesse de glissement, la déformation plastique et la pression de contact [Wil95][Bay90]. Ainsi, pour qu'un essai tribologique puisse être utilisé en mise en forme à froid, il est nécessaire que celui-ci autorise des réglages en vitesse de glissement, en déformation et en pression de contact dans des plages de valeurs compatibles avec celles rencontrées en mise en forme à froid. De plus le dispositif d'essai doit permettre la reproduction des paramètres physiques et chimiques du contact, telles que la composition du troisième corps, la réactivité chimique des surfaces en contact, la rugosité des pièces et des outils, etc. Afin de respecter ces contraintes, nous avons choisi d'utiliser le banc de Compression-Translation pour réaliser l'ensemble des campagnes d'essais de la thèse. Ce banc d'essai sera par la suite appelé UST, pour Upsetting Sliding Test. L'UST a été développé spécifiquement pour la caractérisation tribologique des procédés de mise en forme à froid des matériaux métalliques [Dub95].

La méthodologie d'utilisation d'un banc opère en trois étapes (Figure 6) :

Etape 1 : une analyse du procédé industriel étudié est menée de façon à connaitre avec un maximum de précision les conditions de contact à reproduire (vitesse de glissement, pression de contact, déformation plastique, température à l'interface pièce - outil). Pour cela une identification du comportement rhéologique des matériaux en contact est menée et une simulation numérique du procédé industriel est effectuée.

Etape 2 : Les paramètres de réglage du banc d'essai sont déterminés pour reproduire en laboratoire les conditions de contact identifiées à l'étape 1. Les essais sont ensuite réalisés sur des matériaux provenant du site industriel.

Etape 3 : Les résultats bruts des essais sont exploités en fonction des attentes de l'étude. Des indicateurs de performances permettent alors de qualifier et quantifier le comportement tribologique étudié. Parmi les indicateurs disponibles, nous retrouvons des résultats tels que : des coefficients de frottement, des longueurs de glissement avant apparition de défaut, des taux de recouvrement, des variations de rugosité, des analyses de présence d'éléments chimiques particuliers… [Laz98][Dao08].

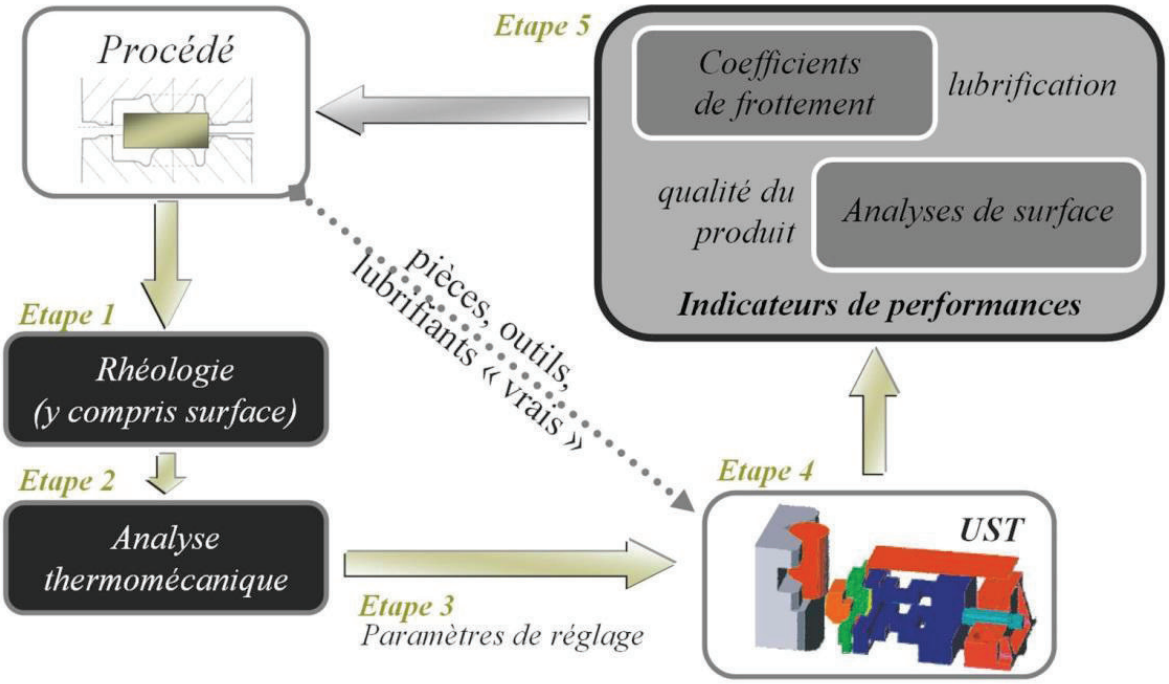


Figure 6 : Méthodologie d'utilisation du banc de Compression-Translation : UST.

LE BANC DE COMPRESSION-TRANSLATION (UPSETTING-SLIDING TEST, UST)

Le principe de base de l'essai consiste en la création d'une déformation plastique localisée à la surface de l'éprouvette étudiée. Cette déformation est générée par un frotteur qui vient en contact avec l'éprouvette, la pénètre légèrement puis glisse le long de sa surface où il génère une déformation plastique. Durant l'essai la pénétration du frotteur dans l'éprouvette est maintenue constante (Figure 7). Le banc est monté sur le bâti d'une machine de traction. La partie puissance qui assure le mouvement de translation est assurée par un groupe hydraulique de 280 bars, équipé de deux accumulateurs. Celui-ci permet d'atteindre des vitesses de glissement éprouvette/frotteur jusqu'à 0,5 $m.s^{-1}$. Cette gamme de vitesse permet de reproduire de nombreuses configurations rencontrées en mise en forme.

Les paramètres d'entrée de l'essai sont:

- la vitesse de déplacement du frotteur Vo,
- la pénétration du frotteur dans l'éprouvette p,
- la géométrie du frotteur (généralement de forme cylindrique ou « biplan »),
- les températures de l'éprouvette et du frotteur,
- l'apport d'une lubrification (principale ou additionnelle).

Le frotteur peut-être chauffé à l'aide d'une cartouche insérée suivant un axe parallèle à la surface de contact. La température de surface atteinte est réglable entre l'ambiante et 300°C (Figure 8). Cette gamme de température permet de reproduire les températures rencontrées en régime stabilisé en surface des outils de forge à froid ou à chaud.

Les résultats bruts de l'essai sont :

- la force normale au déplacement exercée sur le frotteur,
- la force tangente au déplacement,
- les traces de contact laissées sur l'éprouvette et sur le frotteur (zone déformée plastiquement, rugosité, transfert de matière, présence de lubrifiant résiduel, d'oxydes…).

La mesure de l'effort normal en cours d'essai est assurée à l'aide de jauges de déformation montées en pont complet collées sur le porte-frotteur. Lors d'essais en configuration « tribologie à chaud », durant lesquels l'éprouvette peut être chauffée à des températures voisines de 1200°C, la protection des jauges est assurée par l'utilisation de différentes barrières thermiques (plot en céramique, déflecteur en aluminium + fibres céramiques, circulation d'eau). L'effort tangent est mesuré par la cellule force de la machine de traction. Les cellules sont calibrées avant chaque campagne d'essais.

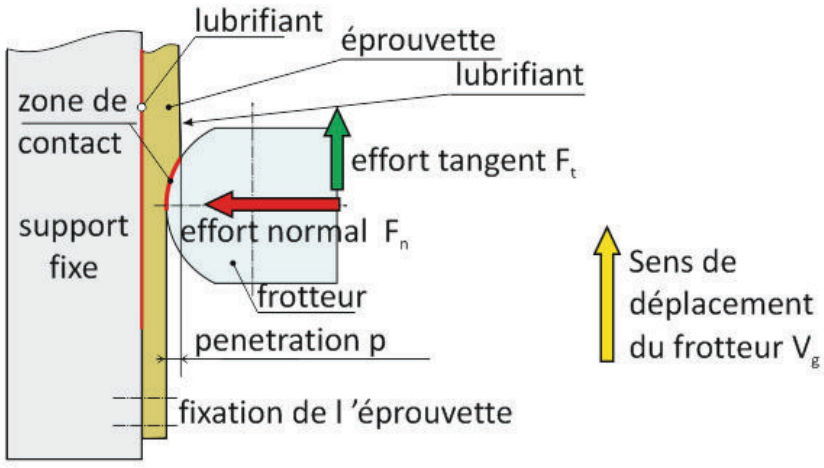


Figure 7 : Vue schématique de la zone de contact l'UST en configuration « éprouvette plate ».

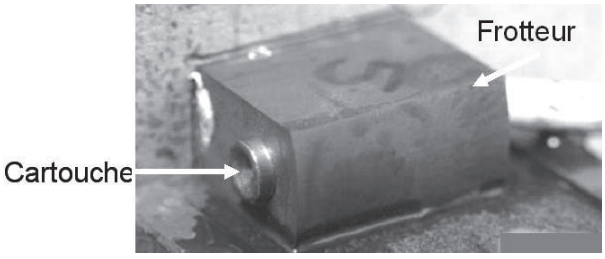


Figure 8 : WHUST, paramètres d'entrée : dispositif de chauffage du frotteur

Comme cela a été souligné précédemment, le banc d'essai doit simuler des conditions de contact représentatives des conditions de contact du procédé de mise en forme étudié.

Le premier point consiste à reproduire sur le banc les paramètres physiques Π_P et chimiques Π_C des surfaces en contact. Pour cela le test de compression-translation utilise des parties de pièces et d'outils extraites des sites de production comme éprouvettes et comme frotteurs. De cette façon, les surfaces en contact sur le banc d'essai sont les mêmes que celles en contact sur le procédé industriel (mêmes compositions chimiques, dureté, rugosité, oxydation, etc.). La conception du banc permet d'utiliser aussi bien des éprouvettes cylindriques que des éprouvettes plates. La seule limite est que les éprouvettes doivent proposer une surface de contact rectiligne. A titre d'exemple, la Figure 9a montre un outil en acier HS 652 revêtu de TiN (dépôt PVD) servant à la mise en forme de tête de vis hexagonale. Le frotteur utilisé pour cette étude est extrait de l'outil en veillant à ce que la surface de travail de l'outil corresponde à la partie frottante du frotteur. De même, la Figure 9b présente une tulipe, organe de transmission de puissance utilisé en automobile. De façon à pouvoir étudier les phénomènes tribologiques opérant en phase de finition, la tulipe est découpée et fournit trois éprouvettes. Il devient ainsi possible d'analyser et de tester la face intérieure de cette pièce [Ver00]. La géométrie du frotteur influe sur la distribution des champs de pression de contact et de déformation plastique.

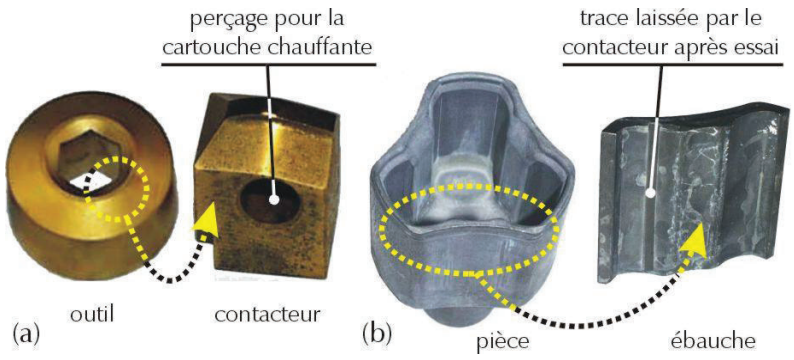


Figure 9 : Frotteur pour l'étude de la mise en forme d'une tête de vis (a) ; (b) éprouvette pour l'analyse de la mise en forme d'une tulipe (b), d'après [Ver00].

Le second point pour garantir la représentativité des essais vis-à-vis du procédé industriel est la reproduction des paramètres mécaniques du contact Π_M. Les champs de contraintes et de déformations de l'ébauche en cours d'essai ne peuvent pas être déterminés analytiquement avec précision [Dub95]. En conséquence, la reproduction de ces paramètres sur le banc de compression-translation repose sur une approche par méthode inverse. Des simulations numériques de l'essai sont réalisées avec différentes valeurs de pénétration p et, lorsque

l'étude le permet, avec différentes géométries de contacteur. En effet, si pour des raisons techniques il n'est pas possible d'usiner les frotteurs dans un outil industriel, les frotteurs sont alors fabriqués dans les mêmes matériaux, suivant les mêmes gammes de fabrication, avec les mêmes traitements thermiques, que la gamme industrielle. Dans ce cas, la forme du frotteur est choisie cylindrique. Cette géométrie permet d'avoir des champs de contraintes et de déformations au voisinage de la zone de contact relativement homogène, ne présentant pas de variations brutales [Dub96a]. Le rayon du frotteur devient alors un paramètre d'ajustement au même titre que la pénétration p. Les champs de pressions de contact et de déformations plastiques sont comparés aux valeurs à reproduire. La pénétration et la géométrie optimales sont obtenues lorsque les pressions de contact, déformations plastiques et, éventuellement, vitesses de déformation plastique, sont jugées suffisamment proches des valeurs cibles (Figure 10).

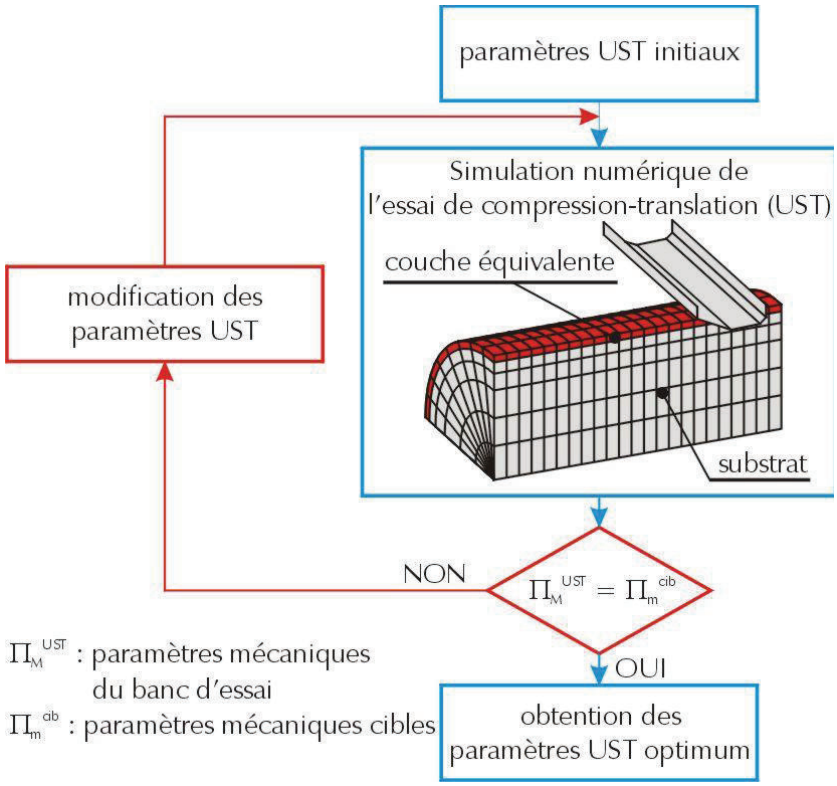


Figure 10 : Méthodologie de réglage des paramètres du banc d'essai de compression-translation. En mise en forme à froid, les paramètres mécaniques Π_m sont la vitesse de glissement, la pression de contact et la déformation plastique.

EXPLOITATION DES RESULTATS – INDICATEUR DE PERFORMANCES.

Les paramètres de sortie du banc d'essai doivent fournir des informations pertinentes permettant de répondre à l'étude, à savoir quantifier l'influence de la lubrification sur les phénomènes de collage et d'endommagement de surface rencontrés en forge à froid. Pour cela les observations et mesures réalisées doivent être capable de qualifier, voire quantifier, les lubrifiants en termes de :

- pouvoir de réduction du frottement,
- pouvoir de protection des surfaces en contact.

La quantification du pouvoir de réduction du frottement d'un lubrifiant peut se faire en lui associant une valeur de coefficient de frottement. Le coefficient de frottement est alors utilisé comme un indicateur et non pas comme valeur intrinsèque caractéristique du contact. Dans ce cas, peu importe la loi de frottement utilisée, seules l'évolution du coefficient entre deux configurations différentes est importante. Plus le coefficient de frottement sera faible, plus le lubrifiant sera apte à réduire les contraintes tangentielles et, en conséquence, les sollicitations mécaniques encaissées par l'outillage.

Qualifier le pouvoir de protection des surfaces est un peu plus complexe. Cela nécessite de définir à priori quel facteur est représentatif de l'endommagement de la surface et de suivre son évolution. Ainsi, dans la suite de nos travaux, nous appellerons « indicateur de performances » tout résultat obtenu à partir des résultats bruts de l'UST et permettant de comprendre en quoi les surfaces, que ce soit côté éprouvette ou côté frotteur, s'endommagent.

COEFFICIENT DE FROTTEMENT

Comme indiqué ci-dessus, l'UST fournit un certain nombre de résultats bruts qu'il est nécessaire d'exploiter pour tirer des essais des informations pertinentes. Connaissant les efforts encaissés par le frotteur dans deux directions perpendiculaires, il est possible d'en déduire un coefficient de frottement de Coulomb. En effet, la loi de frottement de Coulomb énonce que la contrainte de frottement est proportionnelle à la pression de contact, le facteur de proportionnalité étant le coefficient de frottement μ :

$$\vec{\sigma}_t = -\mu\sigma_n \frac{\vec{v}_g}{\left\|\vec{v}_g\right\|} \Rightarrow \mu = \frac{\sigma_t}{\sigma_n}. \tag{3}$$

La considération d'un champ de contraintes moyen à l'interface frotteur/éprouvette permet d'exprimer la pression de contact σ_n et la contrainte de frottement σ_t en fonction de la géométrie l'ébauche, des paramètres de l'essai et des efforts normaux F_n et tangents F_t :

$$\sigma_t = \frac{F_t\, q - F_n\, p}{L\left(p^2 + q^2\right)}, \tag{4}$$

$$\sigma_n = \frac{F_t\, p + F_n\, q}{L\left(p^2 + q^2\right)}, \tag{5}$$

où p est la pénétration du contacteur dans l'ébauche, q et L désignent des grandeurs caractérisant respectivement la longueur et la largeur de la zone de contact (Figure 11). Le rapport des équations (4) et (5) conduit directement à l'identification du coefficient de frottement de Coulomb moyen μ :

$$\mu = \frac{(F_t/F_n)q - p}{(F_t/F_n)p + q} \tag{6}$$

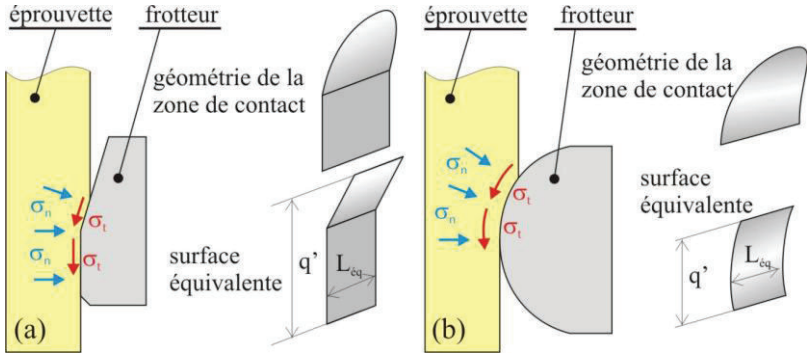


Figure 11 : Géométrie des zones de contact entre un frotteur biplan (a) ou un frotteur cylindrique (b) sur une éprouvette cylindrique ou plane d'après [Dub95].

Il est également possible d'identifier les coefficients de frottement relatifs aux lois de frottement de Tresca (7) ou de Bay (8) :

$$\vec{\sigma}_t = -m\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}\frac{\vec{v}_g}{\left\|\vec{v}_g\right\|} \Rightarrow m = \sqrt{3}\frac{\sigma_t}{\sigma_0}. \tag{7}$$

$$\vec{\sigma}_t = -f\,\alpha(\sigma_N,\sigma_0)\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}\frac{\vec{v}_g}{\left\|\vec{v}_g\right\|} \Rightarrow f = \frac{\sqrt{3}\,\sigma_t}{\alpha(\sigma_N,\sigma_0)\sigma_0}. \tag{8}$$

où m est le facteur de Tresca, σ_0 est la contrainte d'écoulement en traction uniaxiale, f est le coefficient de frottement de la loi de Bay etα est le rapport entre la surface réelle de contact et la surface apparente. Dans le modèle de Bay [Bay87], α s'exprime comme une fonction de la pression de contact, de la contrainte d'écoulement, de la géométrie des aspérités en contact. Les procédures pour identifier ces coefficients de frottement à partir de l'UST sont décrites en détail dans [Dub96b] et [Gué99]. Toutefois ces identifications sont plus complexes et requièrent la connaissance de grandeurs mécaniques et physiques

complémentaires, ce qui réduit la précision et la fiabilité de l'identification. En effet, là où l'identification du coefficient de frottement de Coulomb ne nécessite que des données directes de l'essai, l'identification du facteur de Tresca ou du coefficient de frottement de Bay requiert par exemple l'estimation de la contrainte d'écoulement σ_0 au voisinage de la surface de contact.

Dans la suite du mémoire, seul le coefficient de frottement de Coulomb sera identifié pour chaque essai.

COLLAGE

Plusieurs indicateurs peuvent être utilisés pour quantifier la dégradation des surfaces. Si nous regardons du côté protection de la surface de la pièce, les indicateurs qui pourront nous fournir des informations pertinentes seront :

- La longueur de glissement le long de la surface de l'éprouvette avant l'apparition des premières rayures. Cet indicateur détecte les premiers contacts directs métal/métal entre l'éprouvette et le frotteur, donc la rupture du film lubrifiant.
- La distance de glissement entre l'apparition des rayures et des premières fissures. Ce second indicateur renseigne sur la capacité qu'a un lubrifiant à retarder l'apparition de défauts majeurs lorsque le régime de lubrification limite est atteint.
- L'évolution de la rugosité. Cet indicateur est moins immédiat à mettre en place et à interpréter, tant les paramètres de rugosité sont nombreux. Toutefois, en utilisant un système expert tel que MesRug, il est possible de déterminer quel est le paramètre de rugosité le plus pertinent et suivre son évolution au cours du contact [Big13].

Si nous regardons maintenant du côté « outil », plusieurs types de mesures peuvent servir à quantifier le collage :

- volume de matière collée à la surface du frotteur,
- surface couverte par la matière transférée,
- épaisseur de la couche transférée.

Il est difficile de mesurer directement le volume de matière collée sur le frotteur. La façon la plus simple pour accéder à cette grandeur est de faire une mesure de masse avant et après essai. L'usure abrasive du frotteur lors d'un essai étant négligeable, la différence de masse entre avant et après essai correspond à la masse de matière transférée depuis l'éprouvette. Dans la campagne d'essai qui sera détaillée par la suite, l'ordre de grandeur maximal du volume de matière transféré est le millimètre cube. En effet, les éprouvettes ont une largeur de 10 mm, les pénétrations p varient de 0.01 à 0.3 mm, ce qui implique une longueur de contact n'excédant pas 4 mm. La surface de contact est donc inférieure à 40 mm^2. Si nous considérons que la surface de contact est totalement couverte d'une couche de matière de 0.1 mm, nous arrivons à un volume maximum de 4 mm^3. Pour les matériaux évoqués au chapitre 1, ceci conduit à des variations de masse comprises entre 7.10^{-3} gramme pour le magnésium et 31.10^{-3} gramme pour un acier. Ces plages de mesure sont tout à fait compatibles avec la balance de précision disponible au laboratoire (Mettler AT250 précise à 0.05 mg dans la gamme de mesure concernée). Toutefois pour des conditions de contact moins sévères, où les transferts affectent moins de 10% de la surface de contact avec des épaisseurs très fines de l'ordre du centième de millimètre, la masse de matière adhérente peut devenir très faible et atteindre l'ordre de grandeur de la précision de la balance, rendant la mesure de masse inopérante. Dans tous les cas de figure, de façon à améliorer la représentativité du résultat, le frotteur doit au préalable être nettoyé dans un bac à ultrasons de façon à éliminer les résidus de lubrifiant et le troisième corps non adhérant à la surface.

La mesure de la surface couverte par la couche de transfert s'effectue simplement à l'aide d'une micrographie de la surface couplée à une analyse d'image faisant la distinction entre les zones couvertes et les zones restées vierges. Cette mesure est grandement facilitée si l'image est prise via microscopie électronique à balayage avec analyse EDS. La matière transférée apparait alors dans une couleur différente de celle du frotteur et du lubrifiant. Les erreurs de traitement sont alors minimisées. Toutefois la précision de la mesure va dépendre directement de la résolution de l'image. Avec un grossissement moyen (x50), qui permet d'avoir une vue couvrant 4 mm^2 de la surface de contact, et donc de distinguer nettement les zones de transfert, nous obtenons une résolution de 2µm par pixel. Nous verrons par la suite que cette résolution est suffisante pour classer les défauts liés au transfert de matière.

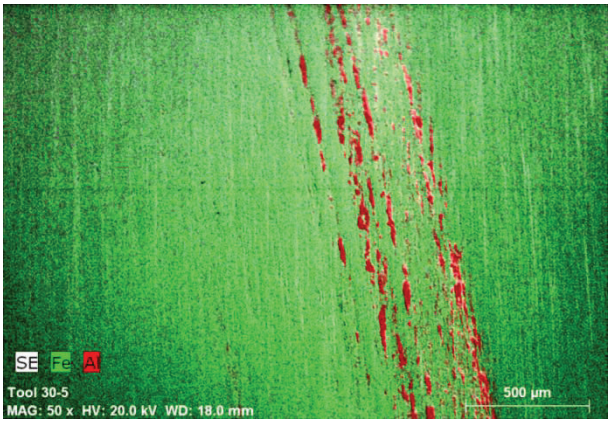


Figure 12 : Exemple de micrographie montrant un collage couvrant 3.3% de la surface de contact du frotteur. Essai UST sur éprouvette en aluminium 5005 lubrifié au bisulfure de molybdène.

Trois possibilités s'offrent à nous pour connaitre l'épaisseur de matière déposée sur le frotteur en cas de collage :

- calculer une valeur moyenne de matière adhérente au frotteur à partir des mesures de volume et de surface décrites ci-dessus. Ce calcul est simple mais n'apporte pas d'information pertinente à partir du moment où le volume et la surface sont connues.
- relever le profil de la surface du frotteur le long d'une de ses génératrices. Cette mesure est plus intéressante que la valeur moyenne. En mesurant la rugosité du frotteur sur la largeur totale de la surface de contact il devient possible de connaitre l'épaisseur locale du collage et de définir un critère d'adhésion, correspondant aux zones où de la matière s'est collée sur la surface, et un critère d'abrasion, correspondant aux zones où une perte de matière est constatée [Boh12]. Toutefois, la difficulté réside ici dans la réalisation de cette mesure qui nécessite un profilomètre autorisant les mesures sur une grande largeur de contact et possédant une profondeur de champ suffisante pour couvrir la plage de mesure (Figure 13).
- mesurer l'épaisseur par sonde de mesure. Plusieurs technologies permettent de mesurer directement l'épaisseur d'un dépôt sur un substrat métallique : induction magnétique, les courants de Foucault, les ultrasons, les méthodes radiométriques (fluorescence X et rétrodiffusion β) [Zin03]. Les sondes à induction magnétique et à courants de Foucault sont très utilisées car elles offrent de nombreux avantages : système peu couteux, mesures précises pour des épaisseurs de quelques microns jusqu'au millimètre, possibilité de coupler les deux technologies sur un même système. Ce dernier point est particulièrement intéressant dans le sens où l'induction magnétique permet de mesurer l'épaisseur de revêtement non magnétique sur un substrat ferromagnétique alors que les courants de Foucault pourront être utilisés pour mesurer l'épaisseur d'un revêtement isolant sur un substrat non ferreux. Ainsi avec un système couplant les deux technologies, il est possible de mesurer

l'épaisseur d'un lubrifiant déposé sur une éprouvette en alliage léger de type aluminium ou magnésium (par courants de Foucault), et de mesurer l'épaisseur de matière collée sur les frotteurs en acier (par induction magnétique). Il est néanmoins important de noter que ces méthodes de mesures requièrent généralement des surfaces minimales de mesure de l'ordre du mm² pas toujours compatibles avec les conditions d'essais UST.

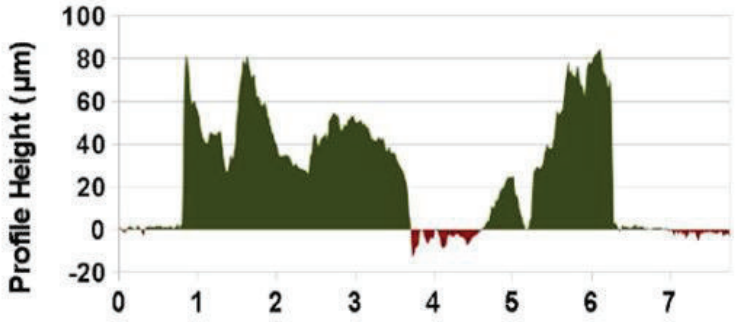


Figure 13 : Exemple de profil montrant l'adhésion (en vert) et l'abrasion (en rouge) sur un frotteur lors d'un essai UST à haute température sur un acier 20MnCr5 [Deb14].

Enfin, d'autres informations peuvent également être intéressantes pour l'exploitation des résultats des essais de Compression-Translation:

- l'adhésion de la matière transférée sur l'outil,
- la nature chimique de la matière transférée,
- la présence ou non de lubrifiant résiduel…

Toutefois nous ne chercherons pas dans nos travaux à quantifier l'adhérence de la couche de transfert sur l'outillage. Quant à la nature chimique et la présence de lubrifiant résiduel sur la surface du frotteur, des analyses par EDS sont systématiquement menées sur les frotteurs après essais et permettent d'obtenir ce type d'informations.

MICROSTRUCTURE

L'analyse de la microstructure de l'éprouvette au voisinage de la surface de contact peut également fournir des éléments de réponses importants pour comprendre les couplages matériaux-procédés.

L'équipe MSM du laboratoire TEMPO ne dispose pas des outils nécessaires à ces études micrographiques. C'est par conséquent en partenariat avec le laboratoire UMET, dans le cadre d'une étude financée par le CISIT (Campus International sur la Sécurité et l'Intermodalité dans les Transports) que les analyses EBSD ont été réalisées avec comme objectif principal d'établir un lien entre évolution de la microstructure et sollicitations thermomécaniques.

Les analyses EBSD conduisent à des images montrant l'orientation du réseau cristallin du matériau étudié. Les joints de grain sont détectés dès que la désorientation du réseau cristallin dépasse une valeur seuil. Par conséquent, la désorientation du réseau cristallin à l'intérieur d'un grain est toujours inférieure à ce seuil (généralement fixée à 5 degrés). Trois indicateurs principaux sont alors mesurés à partir des mesures EBSD [Wri11][Bou14]:

- Le *Grain Orientation Spread* (GOS) : le GOS représente la moyenne des désorientations de chaque pixel d'un même grain par rapport à l'orientation moyenne de ce grain. Une faible valeur du GOS signifie que l'on a affaire à un grain avec de faibles désorientations internes, ce qui correspond exactement à la définition d'un grain recristallisé. Au contraire, un grain présentant une zone restaurée aura un GOS plus élevé.
- Le *Grain Average Misorientation* (GAM): le GAM donne la désorientation moyenne entre deux pixels voisins à l'intérieur du grain. Contrairement au GOS qui est constant dans chaque grain, le GAM est une grandeur locale, évaluée en chaque point de mesure. Toutefois cet indicateur est sensible à la résolution de la grille choisie lors de la mesure.
- Le *Kernel Average Misorientation* (KAM) : le KAM représente la moyenne des désorientations entre le pixel analysé et les pixels d'un *kernel* entourant ce point. Le KAM est par conséquent comparable au GOS si ce n'est que ce premier est calculé sur un kernel défini par l'utilisateur et non pas sur l'ensemble du grain. La Figure 14 présente le kernel des trois plus proches voisins, donné pour des grilles hexagonale et carrée.

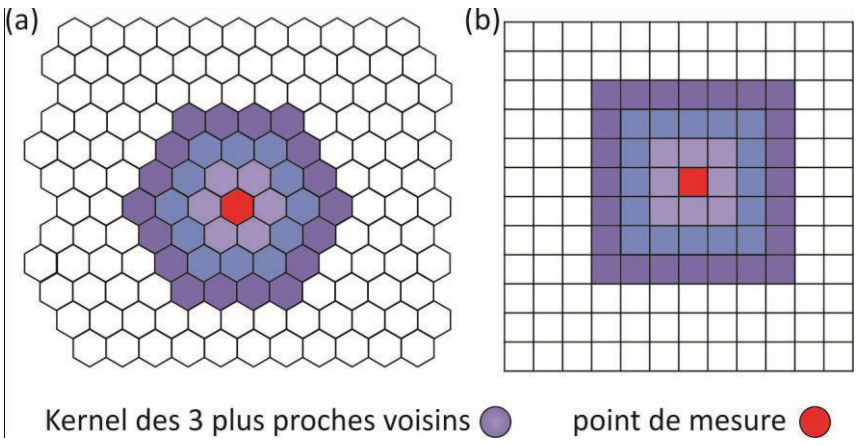


Figure 14 : Exemple de kernel au troisième voisin pour une grille de mesure hexagonale (a), pour une grille de mesure carrée (b)

L'ensemble des analyses de microstructure présentées dans ce mémoire a été réalisé sur un microscope électronique FEI Quanta 400 équipé d'un système EDS/EBSD d'Oxford Instruments. Les éprouvettes EBSD ont été préparées par polissage mécanique puis par polissage électrolytique. L'analyse EBSD a été menée sous une tension d'accélération de 20 kV, à une distance de 15 mm et sous un angle d'incidence de 70°. Une camera Nordlys CCD a servi à l'acquisition des images. Les données ont été enregistrées par pas de 300 nm par le logiciel Oxford Instruments Aztec. Les analyses ont été menées sur les logiciels commerciaux Oxford Instrument Channel 5 et TSL OIM 6. En prenant la résolution d'image maximale pour le traitement et en optimisant les paramètres de la transformée de Hough, une résolution angulaire égale à 0,3° a été mesurée [Bat05][Din04], ce qui garantit la fiabilité des résultats obtenus.

CHOIX DU MATERIAUX : L'ALUMINIUM 6082-T6

Le matériau choisi pour cette étude est l'alliage d'aluminium 6082-T6. Cet alliage est aussi bien utilisé dans l'aéronautique que pour des pièces de châssis et de carrosserie en automobile [EAA11].

Cet alliage fait partie de la série 6000 des alliages à durcissement structural. Il contient du magnésium et du silicium comme éléments d'alliages principaux. Ceux-ci sont partiellement dissous dans la matrice primaire α-Al, et partiellement présent sous la forme de phase intermétallique [Kar05][Sie07][Mro05][Mro07a]. Le fer Fe est également présent sous forme d'impuretés et conduit à une large variété d'intermétalliques de fer [Sid00][Sha01][War04]. La fraction de volume relative, la composition chimique et la morphologie de ces constituants structuraux influent fortement sur les propriétés du matériau [Ma02].

L'alliage 6082 se démarque des autres alliages de la série 6xxx de par sa combinaison haute tenue mécanique, excellente résistance à la corrosion et bonne soudabilité [Geo07][Tve06]. Toutefois la haute résistance mécanique du 6082 limite sa formabilité et requiert des efforts importants pour sa mise en forme. Ainsi, avant sa mise en forme, des traitements thermiques sont nécessaires pour améliorer sa ductilité.

Le matériau étudié est fourni sous forme d'une plaque laminée à froid de 2 mm d'épaisseur. Sa composition chimique est donnée dans le Tableau 2. Le matériau est livré à l'état T6, correspondant à une mise en solution pendant 1 heure à 530°C, suivi d'un refroidissement à l'eau et d'un vieillissement artificiel à 175°C pendant 10 heures.

Tableau 2 : Composition chimique de l'alliage 6082-T6.

Matériaux	Composition chimique (% massique)								
6082-T6	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Al
	0.92	0.41	0.07	0.58	0.78	0.04	0.01	0.03	bal.

La loi de comportement de l'alliage a été déterminée par des essais de traction. L'ensemble des éprouvettes a été usiné dans la plaque par découpe laser. Les éprouvettes ont été prélevées dans les directions longitudinale et transverse. Trois essais ont été réalisés dans chaque direction. Les essais ont été menés à température ambiante, avec une vitesse de traverse égale à 0,5 $mm.s^{-1}$. Un extensomètre longitudinal a été utilisé pour mesurer précisément l'allongement.

Les propriétés mécaniques dans la direction de laminage sont sensiblement plus élevées que dans la direction transverse. Toutefois, contrairement à ce que nous pouvons trouver dans la bibliographie [Air06], cette différence reste très faible et peut être négligée. Nous pouvons par conséquent considérer que le matériau a un comportement isotrope. L'isotropie du matériau s'explique de par le traitement T6 qui en plus de durcir l'alliage par la formation de précipités Mg_2Si, conduit à une recristallisation de l'alliage.

La loi de comportement est identifiée suivant le modèle de Ludwik. Les paramètres de la loi ont été identifiés à partir des essais réalisés dans la direction de laminage. Pour des déformations plastiques comprises entre 0 et 0,1, le comportement est donné par :

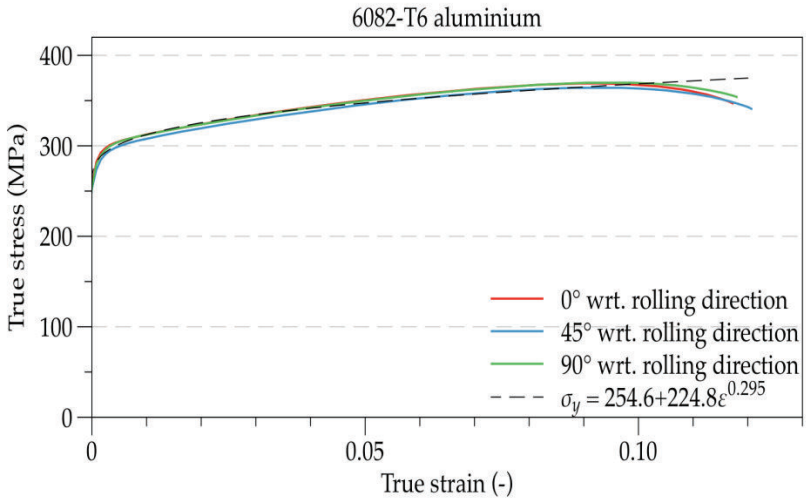
$$\sigma_0 = 254{,}6\left(1 + 0{,}883\,\varepsilon_p^{0{,}295}\right) \tag{9}$$

où σ_0 est la contrainte locale d'écoulement et ε_p est la déformation plastique équivalente. Le coefficient de corrélation entre les courbes expérimentales et la loi de comportement est légèrement supérieur à 99% (Figure 15).

La microstructure du matériau réceptionné analysée par MEB-EDS et par EBSD est présentée en Figure 16. La surface observée par électrons rétrodiffusés montre une matrice homogène (M). L'analyse EDS met en évidence des points noirs (B) qui sont soit des trous soit des précipités intermétalliques contenant essentiellement du magnésium. Les points blancs (W) sont des composés intermétalliques qui concentrent tous les éléments de seconde-phase autres que le magnésium (les éléments lourds tels que le fer et le chrome). Enfin, les zones qui apparaissent en plus clair et plus sombre sur la micrographie possèdent la même

composition chimique mais ont des densités de fines particules dispersées différentes [Jis10]. Ces observations sont en accord avec la bibliographie qui indique que l'alliage 6082 contient un large panel de composés intermétalliques, allant du Mg_2Si aux $Al_xMn_yFe_zSi$ [Dec05][Mro07b][Mro10][Zvi12].

Figure 15 : Loi de comportement de l'aluminium 6082-T6, comparaison entre la loi (9) et les courbes expérimentales (éprouvettes prélevées suivant 3 directions différentes)



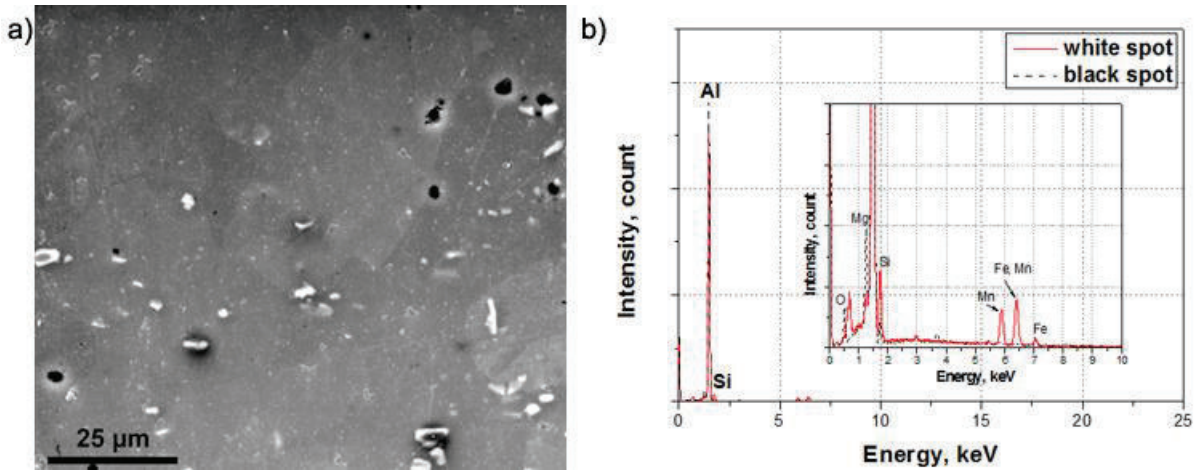


Figure 16 : Micrographie de l'aluminium 6082-T6 (a), EDS des points blancs et noirs (b)

La Figure 17a présente une cartographie EBSD en indice de qualité IQ de l'alliage 6082-T6 réceptionné. Chaque point de la cartographie correspond à l'Indice Qualité d'un diagramme de diffraction d'électrons rétrodiffusés. Les points foncés correspondent à des imperfections locales du cristal : joint de grains, dislocations [Dad10]. D'après la cartographie IQ (Figure 17b), le matériau montre une structure à grains équiaxes avec une taille de grain moyenne

égale à 20 µm. La cartographie IPF confirme que le matériau ne présente pas de texturation morphologique ou cristallographique particulière. Ceci confirme le choix de considérer le matériau comme isotrope.

Une analyse EDS couplée aux mesures EBSD souligne le fait que les zones les plus claires de la cartographie IQ sont des régions riches en aluminium, fer, silicium et magnésium, et correspond à des particules intermétalliques (Figure 17c). La taille de ces intermétalliques varie entre 1 et 10 µm. Les points sombres sont des trous où aucun élément autre que l'aluminium et l'oxygène ne sont détectés. Les particules intermétalliques apparaissent à l'intérieur de la matrice et au voisinage des joints de grains.

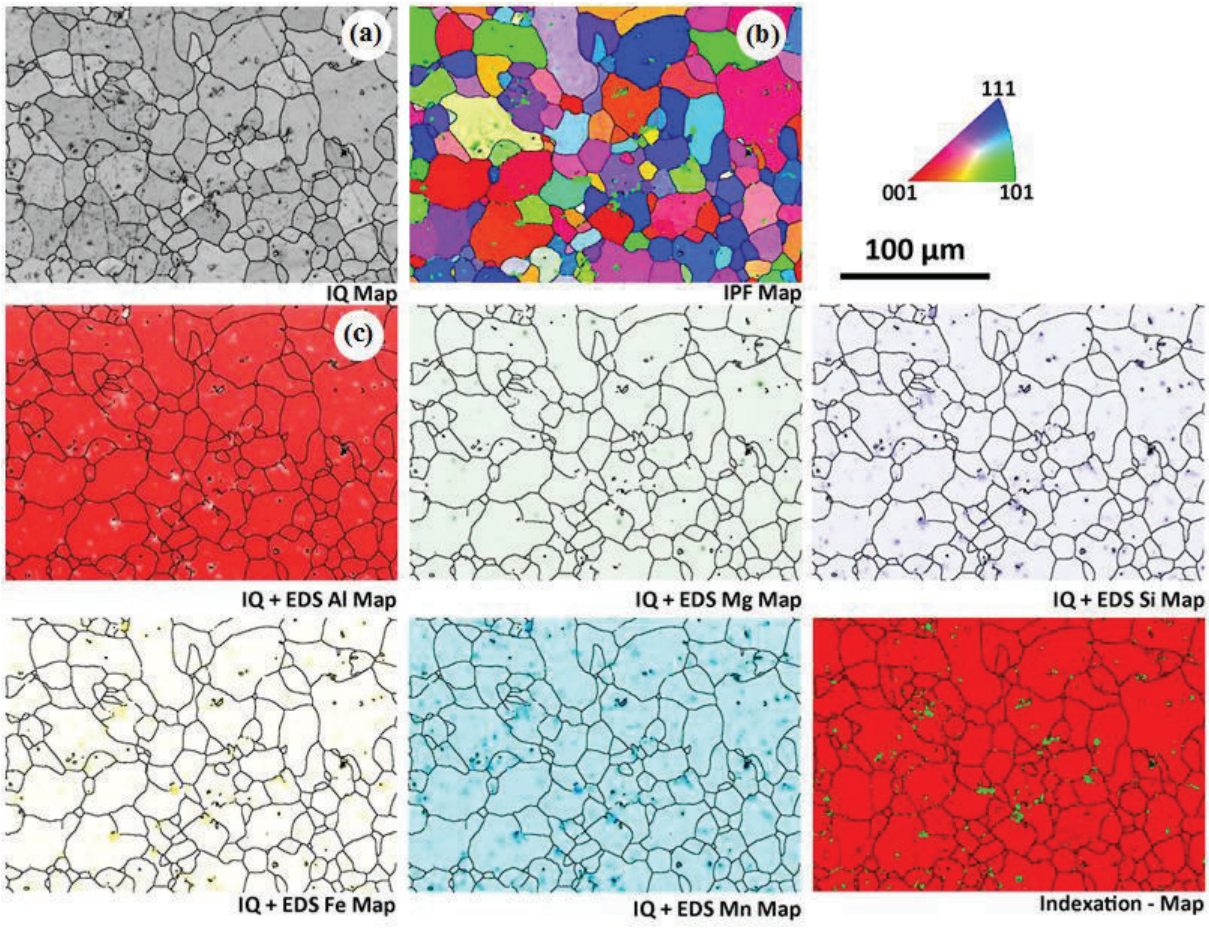


Figure 17 : Analyse EDS du l'alliage 6082-T6. (a) cartographie EBSD-IQ (Image Quality), (b) Cartographie IPF (Inverse Pole Figure Map) (c) cartographies EDS des principaux constituants de l'alliage (Al, Mg, Si, Fe, Mn, O)

Ces dernières années, les propriétés de l'alliage 6082-T6 ont été intensivement étudiées en termes d'évolution de la microstructure en fonction de sollicitations thermomécaniques [Hur03][Kha03][Rei04][Wan12][Zen08], en termes d'assemblage [Cos12][Mor08], ainsi qu'en termes d'affinement des grains associé aux déformations sévères [Ang04][Ang10][Dad10] [Ved03]. Toutefois, il y a peu de travaux traitant de la mise en forme à froid de cet alliage [Hir92][Jen98][She94], et donc peu d'étude sur le collage susceptible de se produire dans ces conditions. Par conséquent nous avons choisi de solliciter l'alliage conformément aux sollicitations thermomécaniques rencontrées en mise en forme à froid. Pour cela nous avons utilisé le banc d'essai de compression-translation (UST) qui nous permet de reproduire une large gamme de pression de contact, de vitesse de glissement et générer une déformation plastique non homogène dans l'éprouvette.

Ce dernier point peut paraitre contradictoire avec un essai de laboratoire où des sollicitations homogènes sont généralement recherchées. En effet, un état de contrainte ou de déformation homogène facilite l'exploitation et l'interprétation des résultats, notamment de par le fait que les grandeurs locales peuvent facilement être déduites de mesures globales. Ainsi, avec un état de contrainte homogène, la contrainte locale est égale à la contrainte moyenne, et la contrainte moyenne se calcule facilement à partir d'un rapport force sur surface. Toutefois, Wilson a montré que les conditions de frottement en mise en forme sont fortement influencées par les déformations subies par le matériau à cœur [Wil88]. Ainsi pour étudier la tribologie des procédés de mise en forme, il est essentiel de reproduire à la fois les déformations tangentielles à la surface propre au frottement, et les déformations à cœur, propre au changement global de géométrie de la pièce. Il s'ensuit donc des états de déformations non homogènes, avec des gradients en surface qui peuvent être très importants.

De façon à quantifier l'influence du forgeage à froid sur la microstructure de l'alliage 6082, trois campagnes d'essais UST ont été réalisées. Pour l'ensemble des essais, les frotteurs étaient en acier X38CrMoV5-3 nitruré. Cette nuance d'acier possède une excellente tenue aux chocs thermiques, à la corrosion et une bonne tenue aux chocs mécaniques. Elle est utilisée principalement pour les matrices de presse à forger jusqu'à 140 mm d'épaisseur, pour les moules de coulée sous pression des alliages non ferreux, pour les broches, les douilles d'injection, les âmes de conteneurs en filage des alliages ferreux et non ferreux. Par ailleurs, cet acier est également utilisé comme outillage de forge sur presse [Lev13]. La géométrie de frotteur est cylindrique, avec un rayon égal à 20 mm (similaire à celui montré en Figure 8). Les frotteurs étaient polis avant chaque essai. Leur surface montrait donc une morphologie orthotrope avec des rayures dans le sens de polissage (Figure 18a). Toutefois,

la rugosité arithmétique moyenne Ra restait faible, voisine de 0,3 µm, et la rugosité Rz inférieure à 2 µm (Figure 18b).

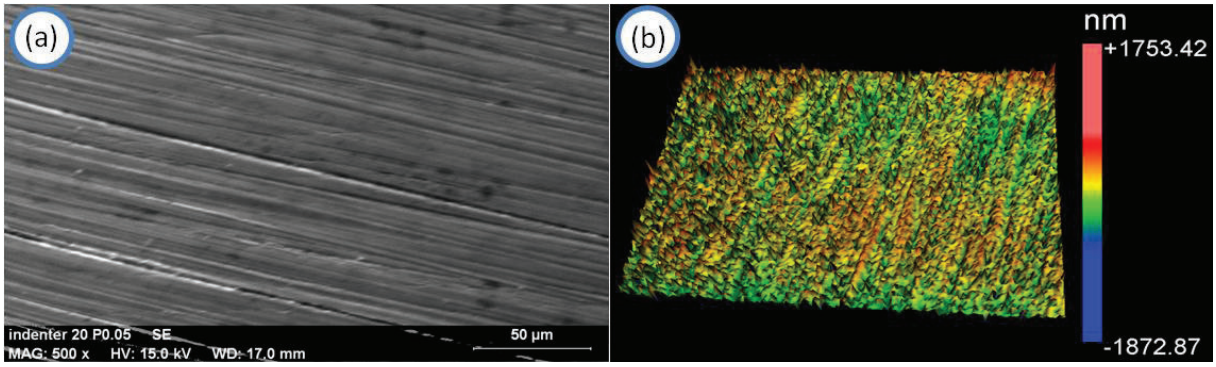


Figure 18 : Micrographie et profilomètrie 3D de la surface du frotteur avant essai

Les éprouvettes ont été usinées par découpe laser dans le sens de laminage de la plaque d'alliage 6082-T6. Leurs dimensions, en mm, étaient 100x10x2. La rugosité arithmétique moyenne Ra des éprouvettes mesurée avant essai était comprise entre 0,38 et 0,52 µm.

Pour les deux premières campagnes, nous cherchons à produire des conditions de contact peu sévères, avec un état de déformation relativement homogène. Pour cela, il a été décidé de lubrifier le contact frotteur/éprouvette avec une fine couche de Gleitmo® 900. Le Gleitmo 900 est un vernis commercialisé par Fuchs, composé d'agents lubrifiants et d'un liant inorganique. Il s'applique simplement à l'aide d'aérosols, sèche à l'air libre, à température ambiante, et forme un film mince, sec, adhérent à la surface sur laquelle il a été déposé. Les composants assurant la lubrification sont composés d'une combinaison de lubrifiants solides, constituée majoritairement de bisulfure de molybdène. Ce composant garantit une bonne réduction du frottement et une bonne résistance aux fortes pressions de contact. Le lubrifiant était pulvérisé sur la surface des éprouvettes durant 3 secondes à une distance de 60 cm. La couche de lubrifiant moyenne était de 50 µm. Elle était généralement homogène (Figure 19a), bien que certaines zones présentaient des protubérances importantes (Figure 19b). Pour cette campagne d'essai, la pénétration des frotteurs dans les éprouvettes variait de 30 à 120 µm. Pour la campagne 1, la vitesse de glissement était égale à 10 $mm.s^{-1}$, pour la campagne 2, la vitesse de glissement était égale à 60 $mm.s^{-1}$(

Tableau 3).

Pour la dernière campagne, il a été décidé de sévérité les conditions de contact de façon à accroitre le gradient de déformation en surface. Pour cela les essais ont été menés avec une pénétration égale à 240 µm, sans lubrifiant.

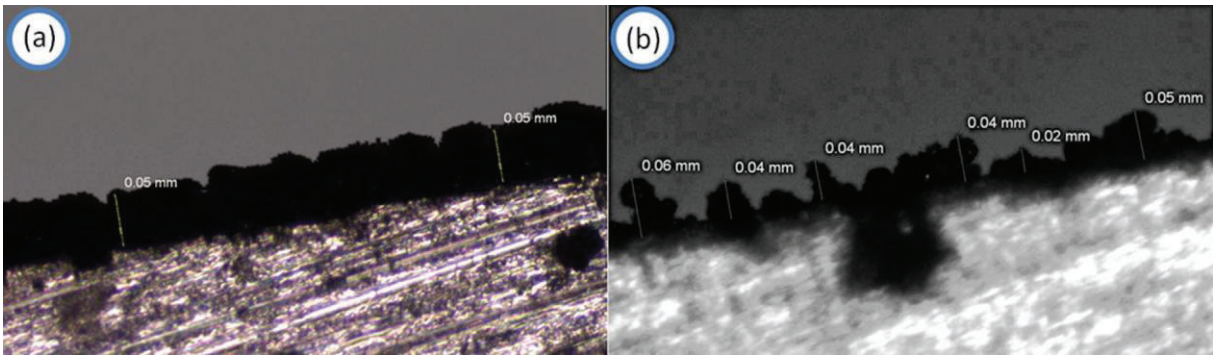


Figure 19 : Micrographie du dépôt de lubrifiant. Dépôt homogène (a) et dépôt non homogène (b)

Tableau 3 : Synthèse des paramètres de réglage de l'UST pour les trois campagnes d'essais sur l'alliage 6082-T6.

Conditions d'essais	**Campagne 1**	**Campagne 2**	**Campagne 3**
Pénétration (µm)	30, 60, 90 et 120	30, 60, 90 et 120	**240**
Rayon du frotteur (mm)	20	20	20
Vitesse de glissement ($mm.s^{-1}$)	10	**60**	10
Lubrifiant	oui	oui	**non**

RESULTATS

RESULTATS BRUTS

La Figure 20 montre une courbe type de l'évolution des efforts tangents et normaux en cours d'essai. Durant les 50 premiers millimètres, le frotteur translate parallèlement à la direction tangente mais n'est pas encore en contact avec l'éprouvette, d'où des efforts nuls. Ce déplacement permet au frotteur d'atteindre sa vitesse de consigne. Les efforts tangents et normaux augmentent rapidement dès que le contact est établi (zone A). Les efforts se stabilisent ensuite dans la zone de travail B, puis décroissent rapidement lorsque le frotteur quitte le contact (zone C). L'aspect des éprouvettes après essai est présenté en Figure 21. La déformation plastique de l'éprouvette apparait évidente. Dans les cas de contacts extrêmes, des rayures et des zones d'arrachement sont visibles dès le début de l'essai.

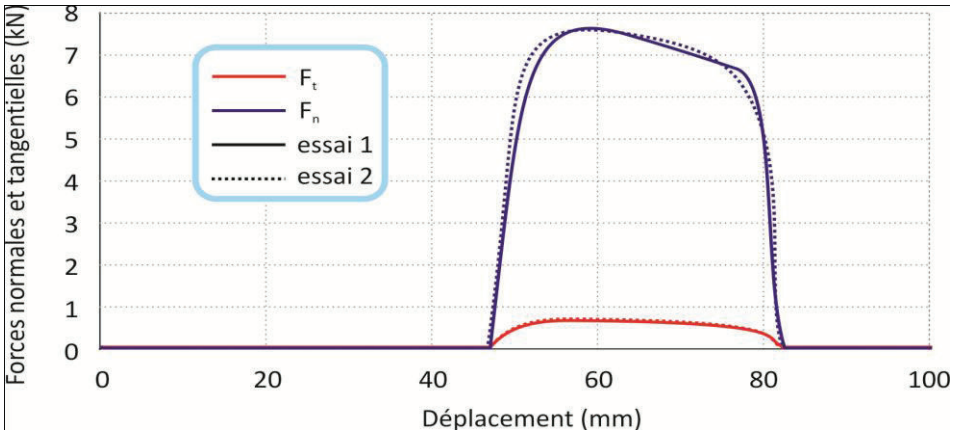


Figure 20 : Evolution des efforts lors d'un essai UST sur éprouvette plate en alliage 6082-T6. Rayon de frotteur = 20mm, pénétration p = 60 µm, vitesse de glissement = 10 $mm.s^{-1}$

Le Tableau 4 présente la synthèse des résultats en termes d'efforts et de coefficients de frottement (mesuré après 10 mm de glissement). Chaque configuration d'essai a été répétée entre deux et cinq fois de façon à assurer sa respectabilité.

Ces premiers résultats montrent que le coefficient de frottement est sensible aux conditions de contact. Le coefficient de frottement augmente légèrement avec la pénétration et de façon plus sensible avec la vitesse de glissement. Toutefois, compte tenu de la dispersion des mesures, le coefficient de frottement peut être considéré comme quasiment indépendant de la pénétration pour des valeurs comprise entre 30 et 120 µm. Ce résultat pourrait signifier que le film de bisulfure de molybdène à l'interface frotteur/éprouvette conduit à un régime à film solide épais, où le frottement est indépendant de la pression de contact. Un régime de lubrification limite est rencontré lors des essais réalisés sans lubrifiant (campagne 3), conduisant naturellement à un coefficient de frottement très important.

Tableau 4 : Synthèse des résultats expérimentaux pour les trois campagnes d'essais.

Campagne	Numéro d'essai	Pénétration (µm)	Vitesse de glissement ($mm.s^{-1}$)	Lubrifiant	Force tangente Ft (N)	Force normale Fn (N)	Coef. de Frottement µ	Variations de µ
1	1.1	30	10	Oui	580	6685	0,050	±0,009
	1.2	60	10	Oui	720	7845	0,053	±0,011
	1.3	90	10	Oui	1115	9335	0,068	±0,003
	1.4	120	10	Oui	1220	9900	0,066	±0,009
2	2.1	30	60	Oui	500	4725	0,083	±0,005
	2.2	60	60	Oui	990	7410	0,095	±0,016
	2.3	90	60	Oui	1225	8475	0,094	±0,020
	2.4	120	60	Oui	1465	8785	0,111	±0,014
3	3.1	240	10	Non	5297	8194	0,513	±0,029

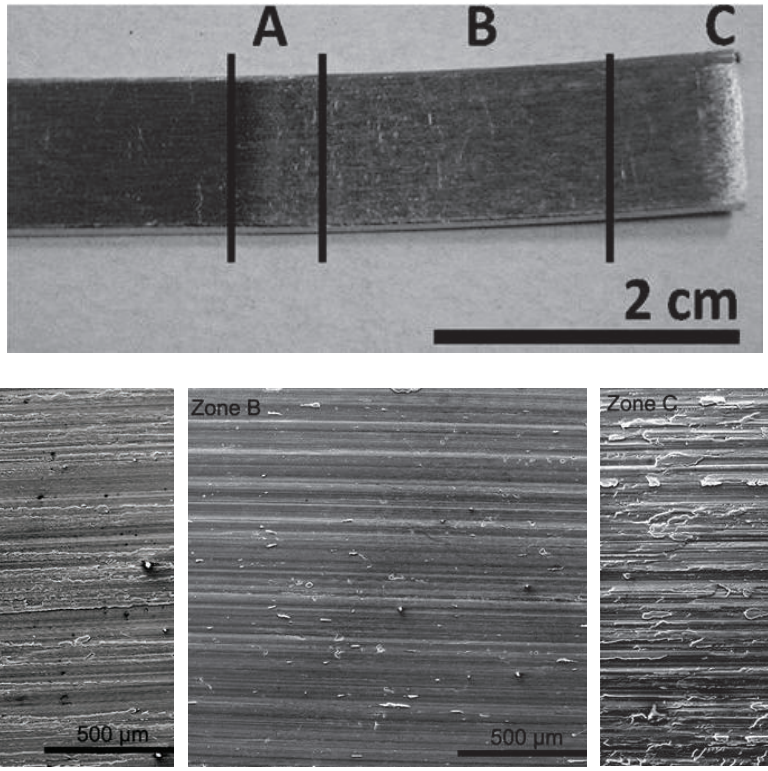


Figure 21 : Photographie et micrographies d'une éprouvette en 6082-T6 après essai.
Rayon de frotteur = 20mm, pénétration p = 240 µm, vitesse de glissement = 10 $mm.s^{-1}$

ANALYSE MECANIQUE DES ESSAIS DE COMPRESSION TRANSLATION

Une analyse par la méthode des éléments finis a été menée pour connaitre les champs de contraintes et de déformations engendrés par les réglages des essais UST. Les simulations numériques ont été réalisées à l'aide du code de calcul ABAQUS standard, version 6.12. De par la géométrie des éprouvettes et des frotteurs, nous avons supposé que le matériau était sollicité en déformations planes. Le maillage était constitué d'éléments 2D bilinéaires avec intégration complète (CPE4). La taille des éléments a été choisie égale à 0,1 de façon à garantir qu'au moins dix éléments soient en contact avec le frotteur et assurer ainsi une bonne prédiction des champs de contraintes et de déformations au voisinage de la zone de contact, même pour de faible pénétration p. Ce choix a conduit à un total de 40 points d'intégrations à travers l'épaisseur de l'éprouvette, dont un point situé à 0,02 mm sous la surface, permettant d'avoir une estimation précise de la zone de déformation plastique sous le frotteur en cours d'essai. Pour minimiser la taille du maillage, et en conséquence les temps de calcul, la partie des éprouvettes servant à la fixation sur le montage n'a pas été modélisée (cette partie n'est jamais en contact avec le frotteur). Ainsi les dimensions du modèle étaient 30mm x 2mm, et représentaient 6000 éléments pour un peu plus de 12600 degrés de libertés. La loi de comportement utilisée était celle donnée en équation (9).

Considérant la grande différence de dureté entre les frotteurs et les éprouvettes, ces premiers ont été modélisés sous la forme d'un contour rigide. De même, le support sur lequel les éprouvettes sont montées est également modélisé par un contour rigide. La loi de frottement de Coulomb, disponible en standard avec Abaqus, a été utilisée pour l'ensemble des simulations. Les coefficients de frottement ont été identifiés pour chaque configuration d'essai à partir des efforts expérimentaux et de l'équation (6). Les conditions aux limites imposées au modèle étaient (Figure 22):

- blocages des nœuds dans la direction X en X = 0, correspondant à la fixation de l'éprouvette ;
- contact frottant entre l'éprouvette et le frotteur ;
- contact frottant entre l'éprouvette et le support, même coefficient de frottement qu'entre l'éprouvette et le frotteur ;
- STEP 1 : descente du frotteur de la valeur p dans la direction Y ;
- STEP 2 : translation du frotteur de 30 mm dans la direction X.

L'effet vitesse n'étant pas pris en compte au niveau de la loi de comportement, l'aluminium n'étant pas sensible à ce paramètre lors de sa mise en forme à froid et pour les gammes de vitesses de déformation rencontrées dans nos travaux, seules les valeurs des coefficients de frottement différencient les simulations réalisées pour les campagnes d'essai 1 et 2.

L'évolution des pressions de contact en fonction des pénétrations est présentée en Figure 23. Il est intéressant de remarquer que la pression de contact maximale est rencontrée pour les pénétrations les plus faibles. Plus la pénétration augmente, plus la longueur de contact augmente, et plus la pression de contact maximale diminue. La distribution montre un maximum local au centre de la zone de contact pour les pénétrations les plus faibles, alors que deux extrema locaux sont présents pour les pénétrations les plus grandes (un à l'entrée et l'autre à la sortie du contact). Ce résultat est cohérent avec la bibliographie [Joh85].

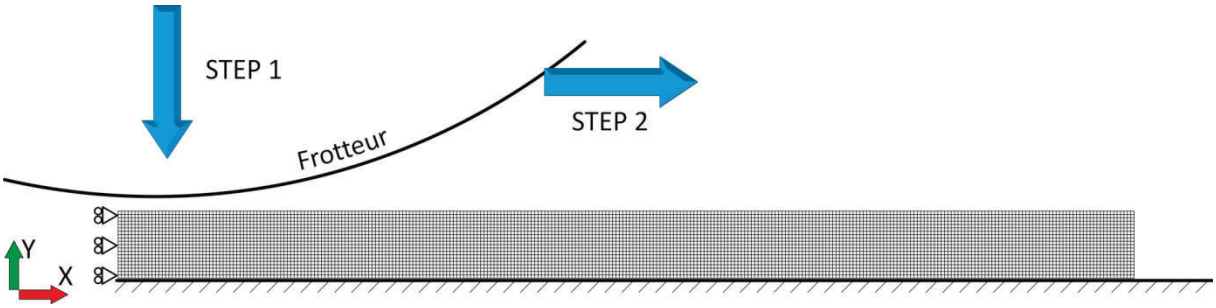


Figure 22 : Maillages éléments finis de l'essai de compression-translation (UST)

Si les simulations par éléments finis montrent que la pression de contact décroît avec la pénétration, les résultats expérimentaux montrent que le coefficient de frottement augmente dans des proportions similaires (Tableau 3 : Synthèse des paramètres de réglage de l'UST pour les trois campagnes d'essais sur l'alliage 6082-T6.Tableau 4). Ainsi la contrainte tangentielle maximale à l'interface contacteur/frotteur est quasiment constante pour les campagnes d'essai 1 et 2 :

- 29 MPa avec un écart type de 4 MPa pour les essais réalisés à 10 $mm.s^{-1}$.
- 44 MPa avec un écart type de 6 MPa pour les essais à 60 $mm.s^{-1}$,

La contrainte plus élevée obtenue durant la campagne d'essai 2 s'explique par le fait que l'accroissement de température locale au contact lié à l'augmentation de la vitesse de glissement induit une baisse de performance du bisulfure de molybdène [Lan99]. Si ce résultat confirme que les conditions de frottement rencontrées conduisent à un régime de lubrification proche d'un régime à film solide épais, où la contrainte tangentielle est constante et dépend essentiellement du comportement rhéologique du lubrifiant [Bay90], il ne mets pas en évidence l'existence de collage de l'aluminium.

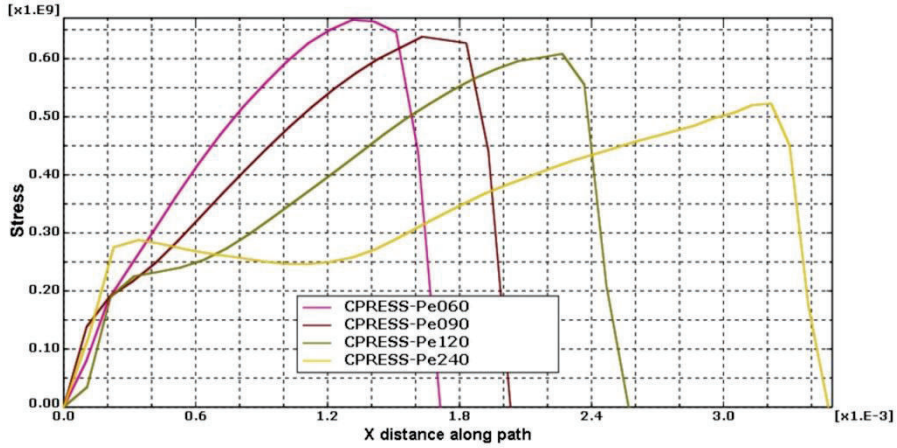


Figure 23 : Evolution de la pression de contact le long de la zone de contact (campagne d'essai 1).

Les champs de déformations plastiques sous le frotteur sont présentés en Figure 24. Les déformations plastiques résultent de l'écrasement de la matière d'un côté, et de la contrainte de cisaillement générée par le frottement de l'autre. En prenant en compte que la pénétration p est au minimum dix fois plus petite que l'épaisseur e de l'éprouvette et si nous émettons l'hypothèse que la déformation est homogène, la déformation plastique équivalente ε_p peut être estimée par :

$$\varepsilon_p = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln\left(\frac{e}{e-p}\right) \approx \frac{2p}{e\sqrt{3}} \qquad (10)$$

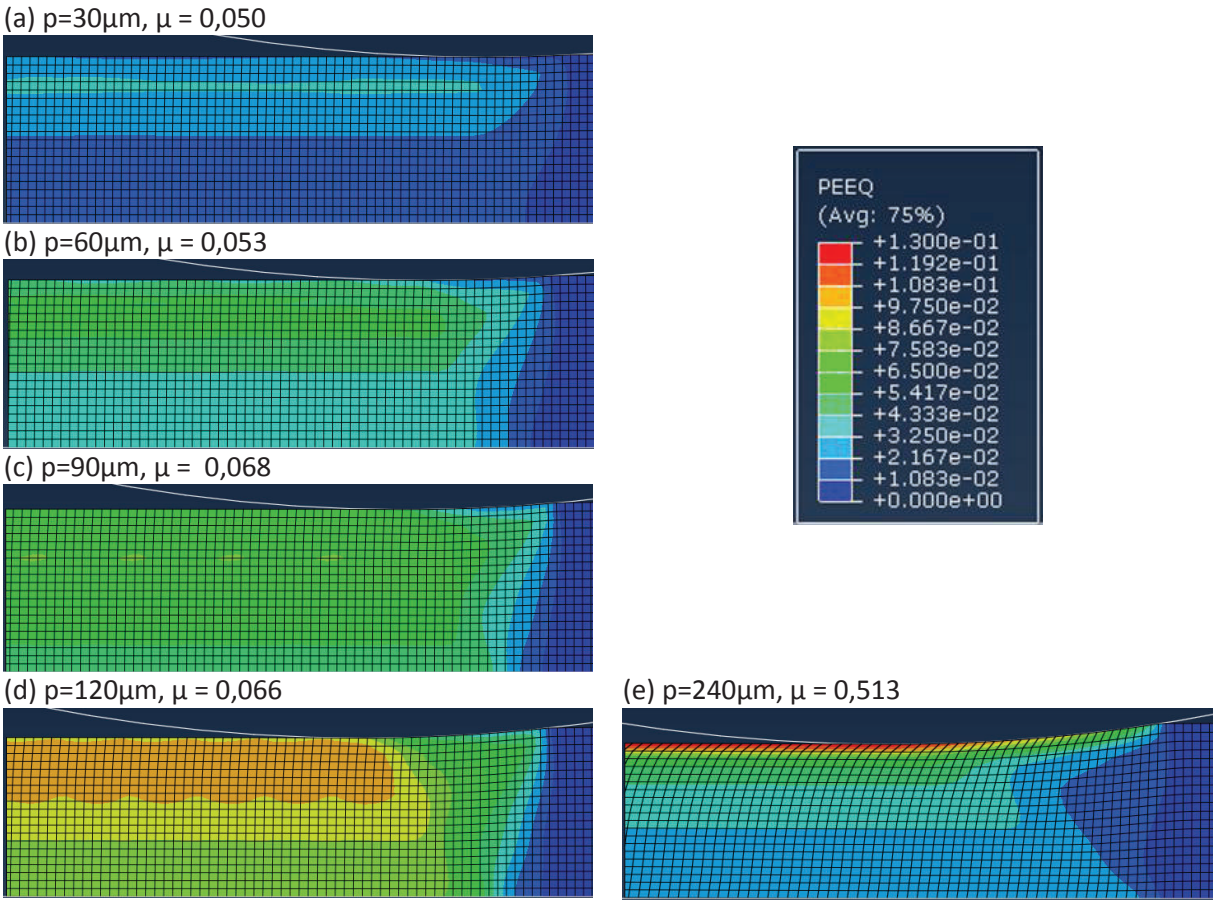


Figure 24 : Evolution du champ de déformation plastique dans l'éprouvette sous le frotteur pour les campagnes d'essai 1 et 3

Lorsque le frottement apparait, la contrainte de cisaillement augmente et induit un accroissement de la déformation plastique. Pour des essais réalisés avec du lubrifiant, le coefficient de frottement est faible et n'a pas d'influence importante sur la distribution de champ de déformation plastique. En conséquence, le maximum de déformation plastique augmente quasi linéairement avec le paramètre p. Pour les essais réalisés sans lubrifiant, le coefficient µ est important et conduit à des contraintes tangentielles importantes. La déformation plastique est alors fortement impactée par le champ de contraintes de cisaillement (Figure 25).

La distribution de la déformation plastique n'est pas uniforme au travers de l'épaisseur de l'éprouvette. La déformation apparait plus importante à quelques centièmes de millimètre sous la surface de contact avec le frotteur. En fait la valeur maximale est atteinte à l'endroit où la contrainte de cisaillement est maximale [Gor98]. Ceci correspond au point où la différence entre la contrainte de compression dans la direction X et de traction dans la direction Y est maximale. En conséquence, la déformation plastique maximale est atteinte sous la surface pour les cas lubrifiés alors que le maximum est atteint en surface pour les cas non lubrifiés. Ce résultat est en accord avec les travaux de Ludema, basé sur la théorie de

Hertz, qui a montré que la contrainte de cisaillement entre deux solides glissant l'un sur l'autre était maximale en surface dès que le coefficient de frottement de Coulomb était supérieur à 0,3 [Lud96].

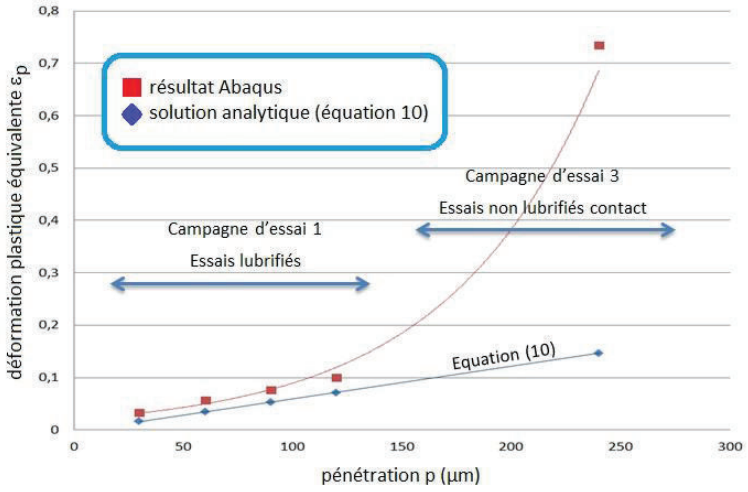


Figure 25 : Evolution de la déformation plastique maximale en fonction de la pénétration. Comparaison résultats numériques et solution analytique sous l'hypothèse de déformations homogène.

COTE PIECE : EVOLUTION DE LA MICROSTRUCTURE DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM

La surface des éprouvettes est montrée avant et après essai en Figure 26. La Figure 26a montre que la surface des éprouvettes avant essai n'est pas homogène. Elle présente de larges stries dans la direction longitudinale et quelques micro-fissures dans le sens transverse. Cette topologie orthotrope est typique d'une surface laminée où la rugosité de la tôle résulte du transfert de rugosité imposé par les cylindres de laminage et où l'écrasement des aspérités peut initier des fissures en fond de vallée [Del03][Lou09][Sut00]. La surface des éprouvettes après essais avec une pénétration de 30 µm ne montre pas de grande différence par rapport à la surface initiale. Les larges stries liées au laminage sont toujours présentes et les fissures initiales ne semblent pas s'ouvrir. Cette observation est en accord avec les résultats des simulations numériques qui montre que dans ces conditions de contact, la déformation en surface est négligeable. Pour les pénétrations plus importantes, la surface semble soumise à une déformation plus importante et des traces d'abrasion apparaissent. De plus, de par les interactions entre les particules noyées dans la matrice et les dislocations, la structure des particules pourrait avoir un effet significatif sur l'évolution de la texture et de la microstructure des alliages d'aluminium en cours de mise en forme [Zen08].

Des analyses EBSD ont été réalisées sur les éprouvettes de la campagne 1 dans le cadre d'un partenariat avec le laboratoire UMET de Lille. Plusieurs zones ont été étudiées,

principalement au voisinage de la surface et en cœur de la tôle. La Figure 27 montre la distribution spatiale des paramètres de désorientation (KAM, GOS et GAM) pour la configuration d'essai réalisée avec une pénétration égale à 60 µm. Bien que la cartographie GAM ne montre pas de variation importante entre la surface et le cœur, les cartographies KAM et GOS montrent des tendances similaires. Sur les 100 microns les plus proches de la surface les valeurs du KAM et du GOS restent basses (bleus), ce qui correspond à une zone de faible énergie de déformation plastique et de faible hétérogénéité. Les valeurs augmentent vers l'intérieur de l'éprouvette. Ces résultats corrèlent les résultats obtenus par les simulations numériques, où la déformation plastique était plus élevée sous la surface.

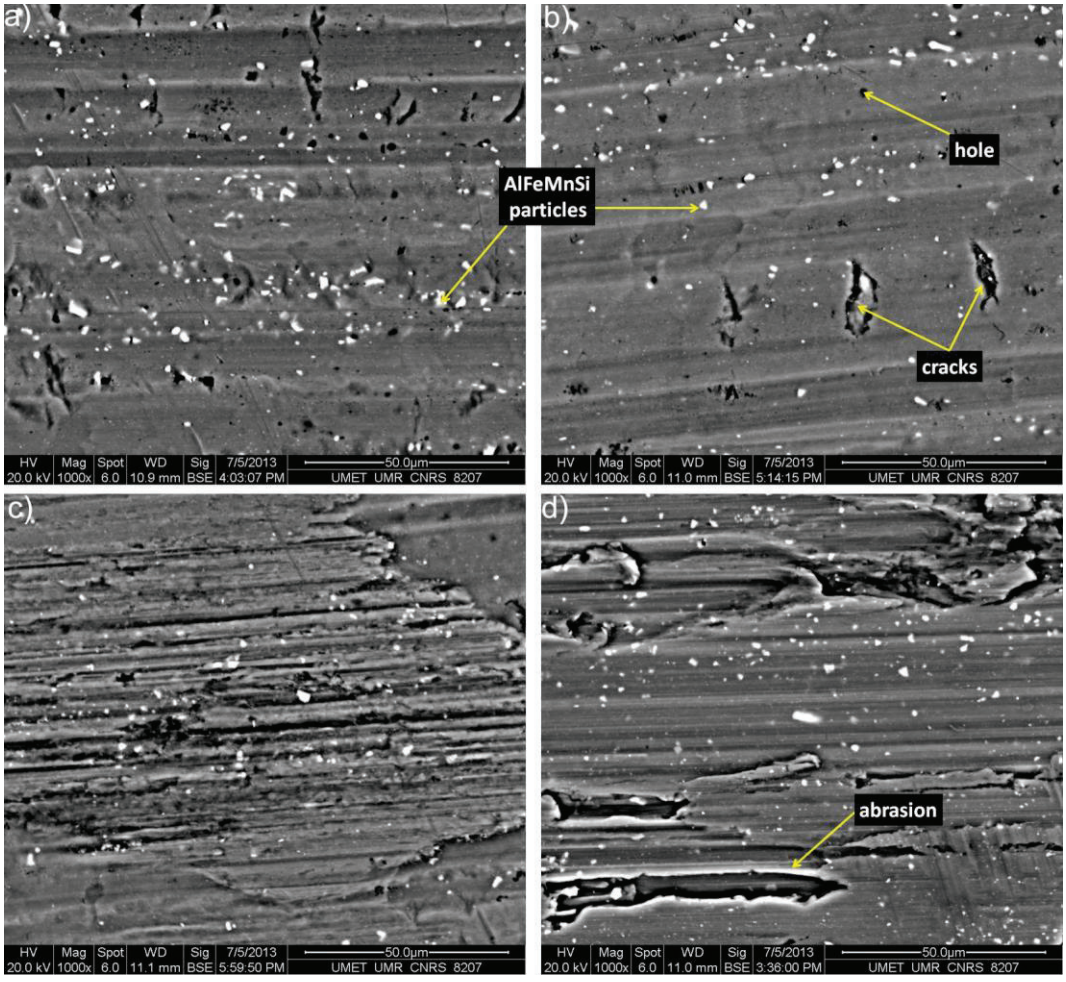


Figure 26 : Micrographie MEB de la surface des éprouvettes. (a) état initial, (b) p = 30 µm, v = 10 mm.s^{-1}, lubrifié, (c) pénétration p = 120 µm, v = 10 mm.s^{-1}, lubrifié, (d) pénétration p = 240 µm, v = 10 mm.s^{-1}, non lubrifié.

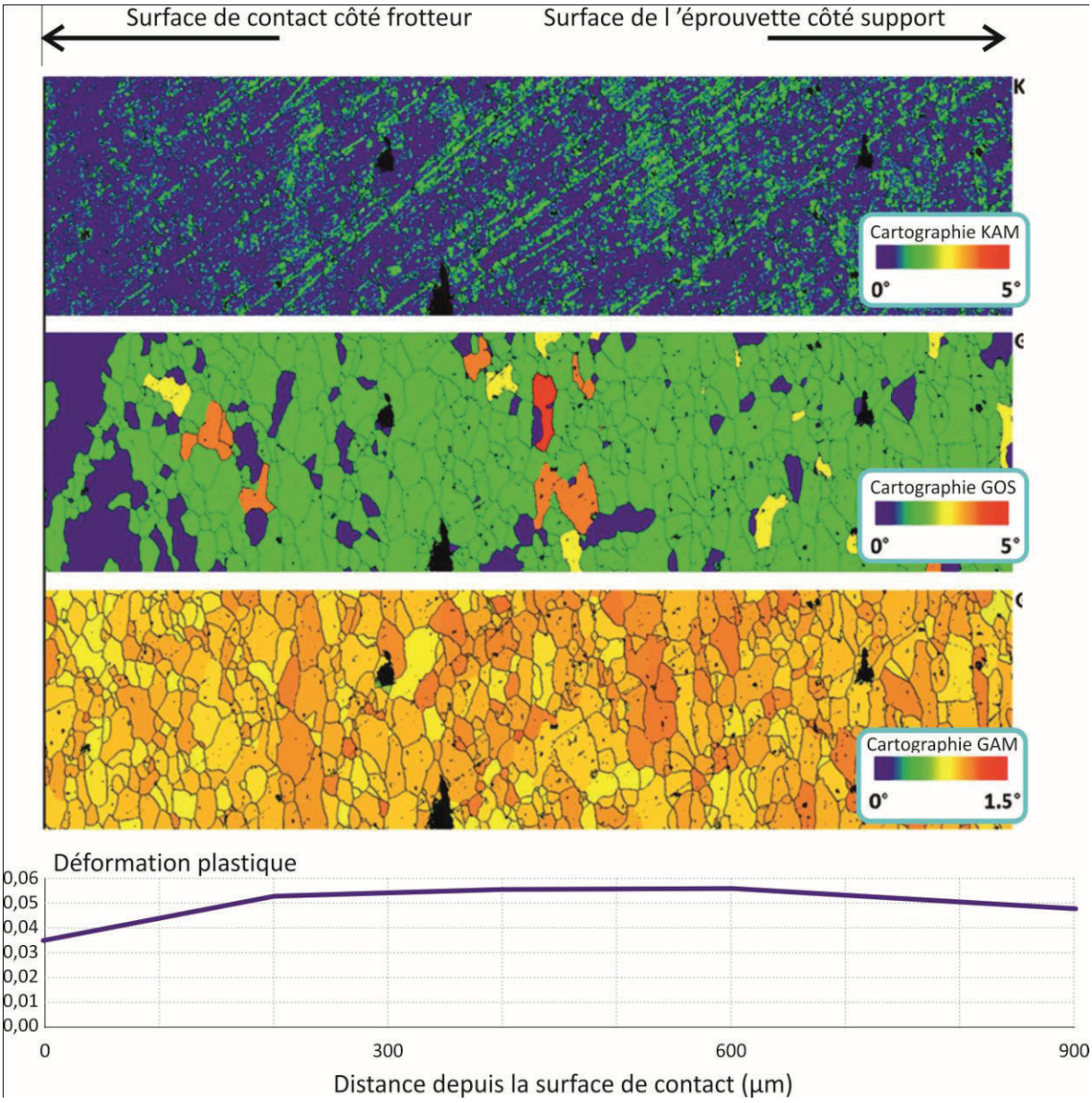


Figure 27 : Analyse EBSD de l'alliage 6082-T6. Cartographie KAM, GOS et GAM, comparaison avec l'évolution de la déformation plastique calculée par la méthode des éléments finis.

Pour des niveaux de cisaillement importants, tels que ceux rencontrés dans les procédés SPD (Severe Plastic Deformation), l'aluminium et ses alliages sont sujets à un affinement de leurs grains [Ang10][Dad10][Veg03]. Dans notre étude, la taille des grains a été calculée après essai à partir des cartographies IQ. La taille moyenne des grains décroît légèrement lorsque la déformation plastique augmente de 0 à 0.10 (donc pour des essais jusqu'à des pénétrations égale à 120 µm). Toutefois, la taille de grain reste comprise en moyenne entre 15 et 20 µm, avec un facteur de forme voisin de 0,5 (Tableau 5). Ainsi, bien que l'éprouvette soit déformée plastiquement sur toute son épaisseur lors des essais UST lubrifiés (Figure 24), la déformation plastique reste trop faible pour engendrer un changement notable de l'indice

de grain du matériau. De plus, contrairement aux procédés d'extrusion à chaud qui conduit à une recristallisation et une microstructure duplex [Pol11], le matériau conserve une microstructure quasiment inchangée, ce qui signifie que la température générée durant l'essai par la déformation plastique et par le frottement reste faible.

Tableau 5 : Evolution de la taille de grain et du facteur de forme en fonction de la déformation plastique (campagne d'essai 1).

	État initial	Campagne 1		
		p = 60 µm	p = 90 µm	p = 120
Déformation plastique maximale	0,00	0,06	0,08	0,10
Taille de grain moyenne (µm)	20 ±8	17 ±8	15 ±7	14 ±8
Facteur de forme	0.49 ±0.10	0.49 ±0.13	0.53 ±0.11	0.47 ±0.12

Toutefois, bien qu'aucun raffinement ne soit observé au niveau des grains, les analyses EBSD réalisées sur les éprouvettes après UST montrent des changements microstructuraux. Tout d'abord, les modifications en termes de distribution de l'angle de désorientation du réseau cristallin attestent qu'une déformation locale existe bien (Figure 28). En effet, l'augmentation de la déformation plastique est ici la conséquence d'une décroissance d'une partie des grands angles de désorientation (supérieurs à 35°) et une croissance importante des faibles angles de désorientation. Ceci indique que la déformation engendrée par l'UST favorise la nucléation de nouvelles substructures de dislocations à l'intérieur des grains (angle de désorientation inférieur à 5°) [Dia13].

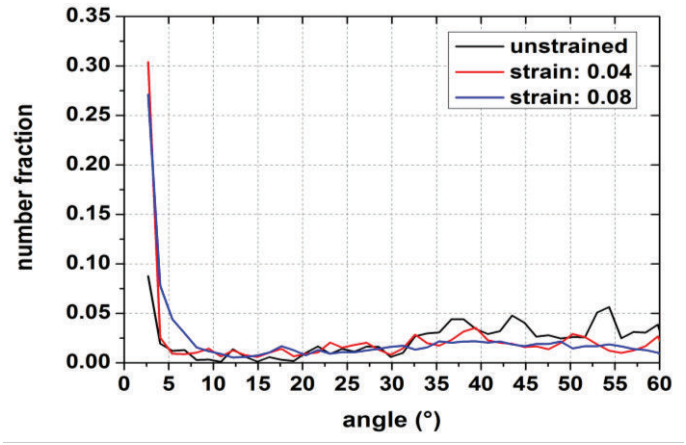


Figure 28 : Distribution des désorientations dans l'alliage 6068-T6. Evolution entre le matériau initial, après l'essai à p = 30 µm et p = 90 µm.

Ces premières observations sont confirmées par la Figure 29 qui montre l'évolution des cartographies de joints de grains en fonction de la déformation plastique. Les joints de grains à grand angle (HAGB, High Angle Grain Boundary), avec des angles de désorientation supérieurs à 15°, sont affichés en noir. Les joints de grains à angle faible (LAGB, Low Angle Grain Boundary), avec des désorientations comprises entre 2 et 15°, sont représentés en bleu.

Les quelques LAGB identifiés dans la microstructure initiale sont attribués à la présence de particules intermétalliques. La formation de LAGB apparait principalement dans les éprouvettes déformées et leurs densités augmentent avec l'amplitude de la déformation plastique. Cette évolution microstructurale est attribuable au fait que les désorientations inter granulaires sont un indicateur qui révèle l'accumulation des dislocations durant la déformation [Ben10]. L'aluminium et ses alliages développent généralement une structure granulaire qui s'affine sous les déformations plastiques importantes [Kha03]. Dans le cas présent, les sous structures observées ne conduisent pas à la formation de grains plus fins. Ceci est dû au fait que durant la mise en forme avec de faibles amplitudes de déformation, les particules intermétalliques agissent comme des barrières qui luttent contre la migration des joints de grain.

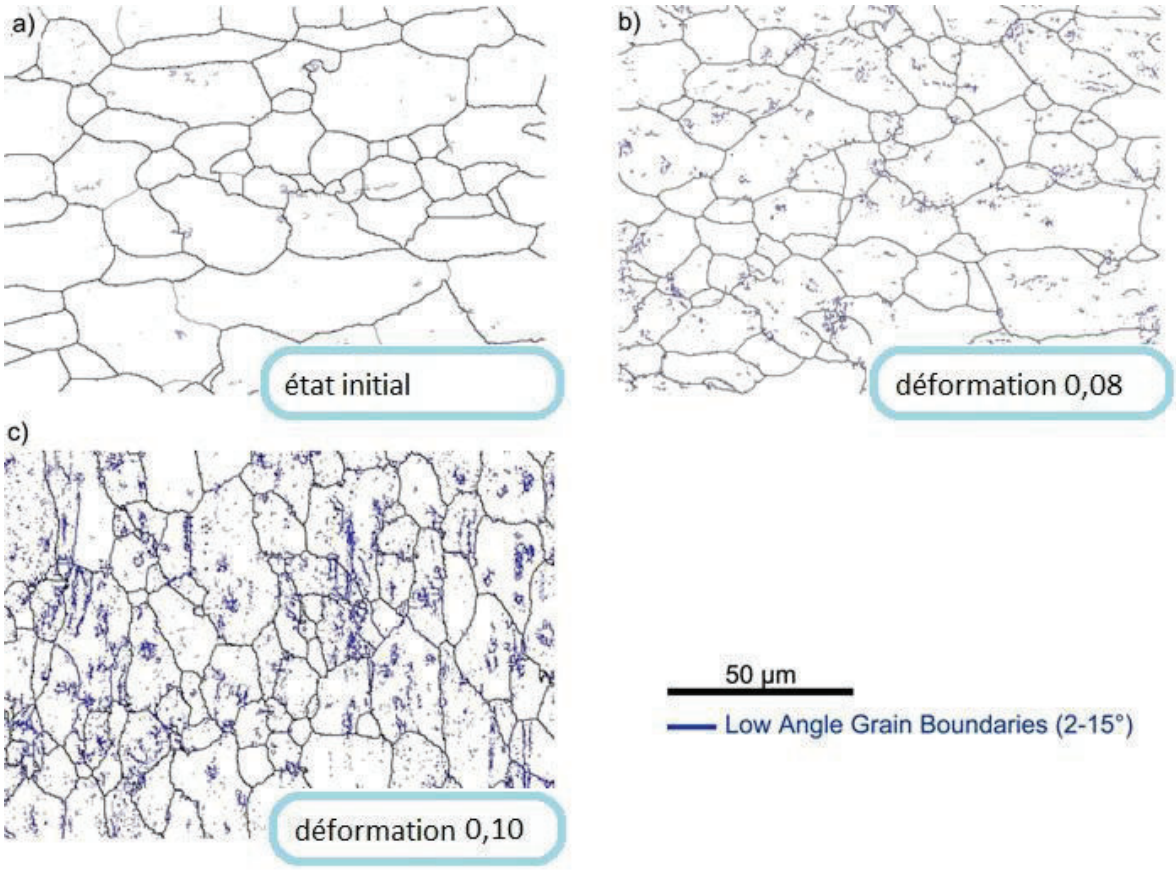


Figure 29 : Analyses EBSD, cartographie des joints de grain. Evolution des densités de joints de gain en fonction de la déformation plastique.

Les cartographies du KAM, du GOS et du GAM pour la campagne d'essai 1 sont présentées en Figure 30. Les valeurs du KAM sont faibles à l'état initial, confirmant que le traitement T6 a bien participé à la recristallisation du matériau et éliminé les contraintes résiduelles dues au laminage. Le KAM augmente avec la déformation plastique et s'étend à l'intérieur des grains Figure 30(b). Pour une déformation de 0,1 quasiment l'ensemble de la structure présente des désorientations, avec une concentration au niveau des joints de grains. Il faut toutefois noter que celles-ci sont comprises entre 1 et 3°, trop faibles pour faire évoluer la taille des grains comme cela a été souligné précédemment.

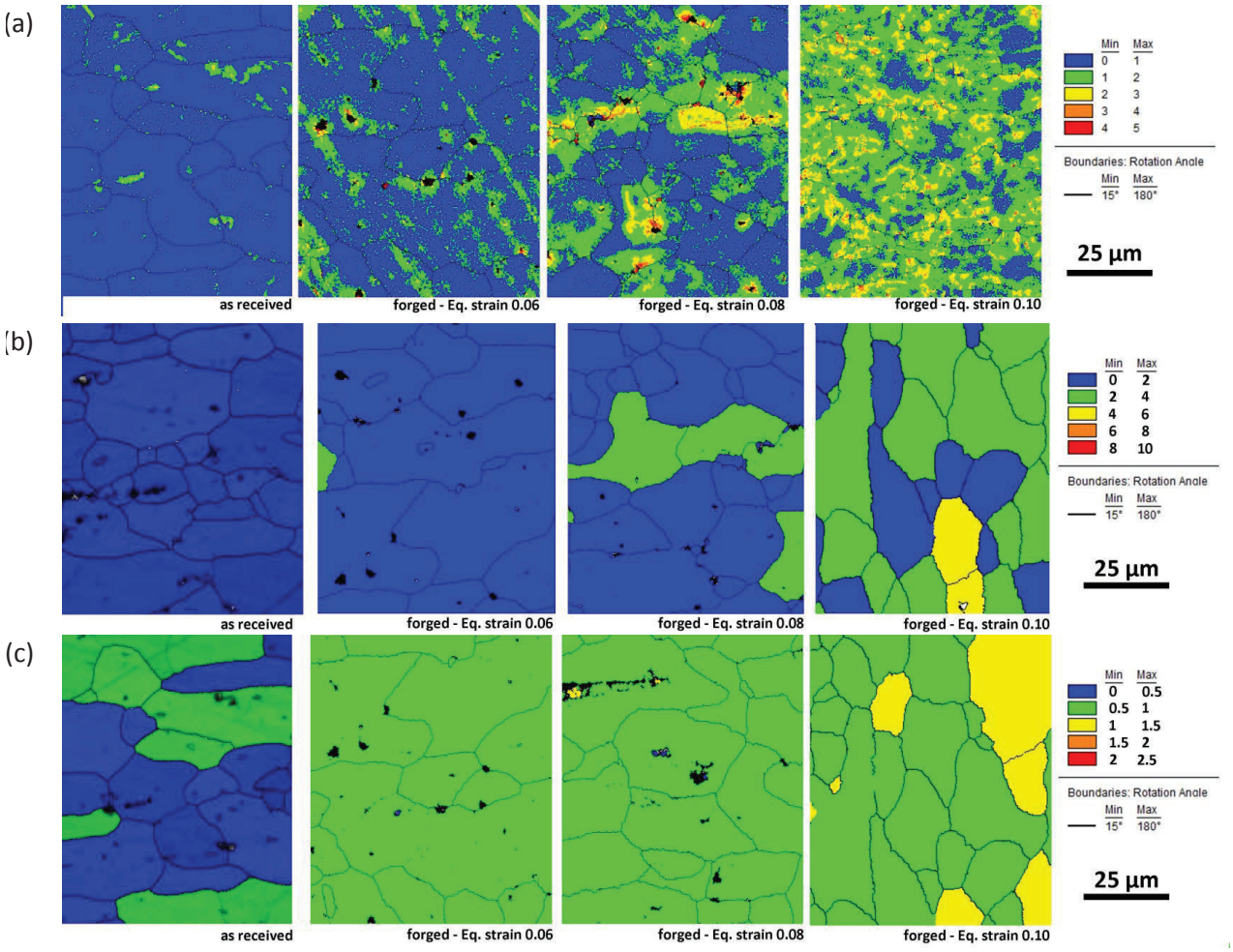


Figure 30 : Influence de la déformation plastique sur les cartographies du KAM (a), du GOS (b) et du GAM (c)

Les distributions du KAM en fonction de la déformation plastique sont présentées en Figure 31a. Les distributions mettent clairement en avant une distribution log-normale avec une fréquence maximale atteinte pour les faibles angles de désorientation à l'état initiale, et une fréquence maximale qui diminue et qui est atteinte pour des valeurs d'angles de plus en plus importants alors que la déformation plastique augmente. Ainsi la distribution du KAM

montre clairement la progression des désorientations au sein du réseau cristallin de la matrice avec déformation plastique. Ceci est confirmé avec la Figure 31b, où la croissance du KAM est corrélée à l'augmentation de la déformation plastique subie par l'éprouvette.

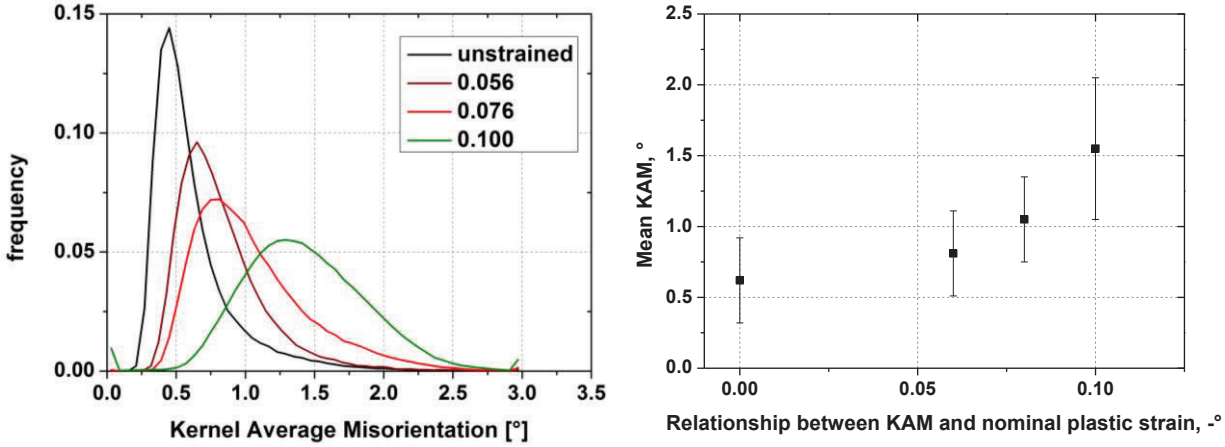


Figure 31 : Evolution de la distribution du KAM en fonction de la déformation plastique.
(a) distribution statistique, (b) valeur moyenne

D'un autre côté, les cartographies du GOS ne montrent pas d'évolution claire de la microstructure pour les déformations plastiques inférieures à 0,1. Ce résultat signifie que les différents grains ne présentent pas de forts niveaux d'hétérogénéité. Ceci s'explique par le fait que le GOS représente une grandeur moyenne à un grain donné et est donc insensible aux désorientations éparses engendrées par les faibles déformations. Pour les déformations plus importantes, le GOS augmente de quelques degrés, soulignant que les hétérogénéités (tels que la formations de réseaux de dislocations) se généralisent à l'ensemble des grains concernés. Il est à noter que certains grains demeurent peu affectés par les désorientations. Cela peut s'expliquer par les interactions entre la matrice et particules de seconde phase.

Enfin, dans le cas du GAM, qui est relatif à la désorientation moyenne des grains, il apparait que le matériau montre une évolution homogène pour les faibles pénétrations. Pour les pénétrations plus importantes, le GAM reste relativement bas, mais certains grains montrent une désorientation plus importante.

Les informations fournies par les cartographies GAM et GOS étant relativement pauvres, leurs distributions statistiques ont été étudiées. La fréquence maximale des deux paramètres décroit lorsque la déformation plastique augmente. Le changement principal apparait pour le GOS où, suivant la sévérité du contact, la fréquence maximale peut être atteinte pour différentes classes d'angles. Contrairement au GOS, la distribution statistique du GAM est moins riche en information : la fréquence maximale est toujours atteinte pour

des angles de désorientation compris entre 2 et 4°, ce qui ne permet pas de mettre en évidence l'effet de la déformation plastique sur l'évolution de la microstructure (Figure 32).

Ces analyses des désorientations du réseau cristallin montre que les paramètres KAM (Kernel Average Misorientation) et GOS (Grain Orientation Spread) fournissent une description intéressante de l'évolution de la microstructure. Ces paramètres sont suffisamment sensibles pour détecter la plastification du matériau même pour de faibles valeurs de déformation. De plus, la calibration du KAM avec les déformations plastiques calculées par éléments finis permet d'avoir accès à cette grandeur mécanique par le biais d'observations expérimentales post déformation sans avoir recours à des moyens d'instrumentations complexes.

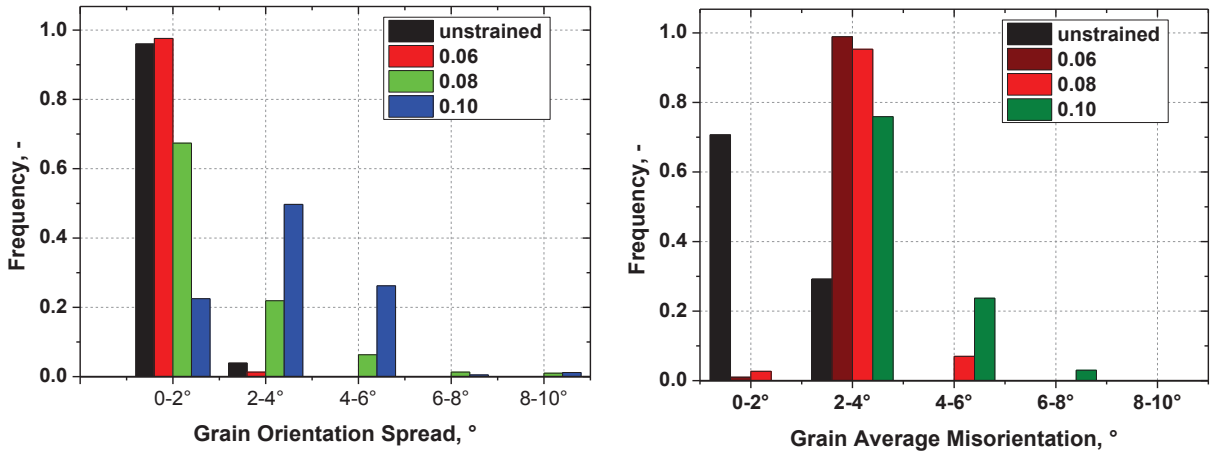


Figure 32 : Evolution de la distribution du GOS et du GAM en fonction de la déformation plastique

COTE OUTIL : COLLAGE DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM SUR LE FROTTEUR

Dans cette étude, la détérioration de la surface du frotteur par collage a été quantifiée par analyse EDS et par mesure profilométrique. Pour des raisons techniques, les mesures de masse du frotteur avant et après essais pour évaluer le volume de matière adhérente à la surface n'ont pu être menées à bien. De même, bien que l'équipe MSM du laboratoire dispose d'un appareil de mesure d'épaisseur équipé des technologies par *courants de Foucault* et par *induction magnétique*, les mesures directes réalisées sur les frotteurs n'ont donné aucun résultat probant. La surface concernée par le collage est trop petite pour permettre à la sonde par induction magnétique de réaliser des mesures précises.

Un total d'une quinzaine de frotteurs différents, avec la même géométrie et les mêmes propriétés métallurgiques, ont été utilisés pour les trois campagnes d'essais. Avant essai, les frotteurs étaient polis de façon à proposer un état de surface Ra égal à 0,3 µm et Rz inférieur à 2 µm. Le polissage était léger et avait pour but de nettoyer la surface de toute matière adhérente provenant d'essais précédents. La surface des frotteurs présentait des stries de polissage, orientées d'une vingtaine de degrés par rapport à la direction de glissement (Figure 33a).

Des traces de transfert de matière sont présentes sur les frotteurs après essai, même pour les faibles déformations (Figure 33b). Les rayures de polissage apparaissent être des zones privilégiées pour le collage des particules d'aluminium arrachées de l'éprouvette. Les traces de collages sont parallèles à la direction de glissement, mais le réseau de stries incliné par rapport au sens de glissement semble limiter la progression de la zone de collage. Le transfert de matière se présente alors sous la forme d'un archipel de petits ilots d'aluminium de 30 à 50 microns de long et d'une dizaine de microns de large. L'archipel est orienté suivant le sens de glissement, les ilots sont orientés dans la direction des stries.

La taille des zones de collages augmente avec les pénétrations plus importantes. Le collage apparait comme étant une superposition de plusieurs couches de matériau, avec notamment des particules continues orientées dans le sens de glissement qui se superposent aux particules orientées dans le sens des stries (Figure 33c). Ainsi pour les essais réalisés avec une pénétration de 120 µm, et une vitesse de glissement de 60 $mm.s^{-1}$, des ilots d'aluminium de 400 x 75 $µm^2$, orientés dans le sens de glissement, se déposent au-dessus des ilots de 200 x 30 $µm^2$ collés dans la direction de stries de polissage.

Le collage ne semble pas du tout influencé par la présence des fines particules de carbures naturellement présentes en surface de l'acier X38CrMoV5 (Figure 34).

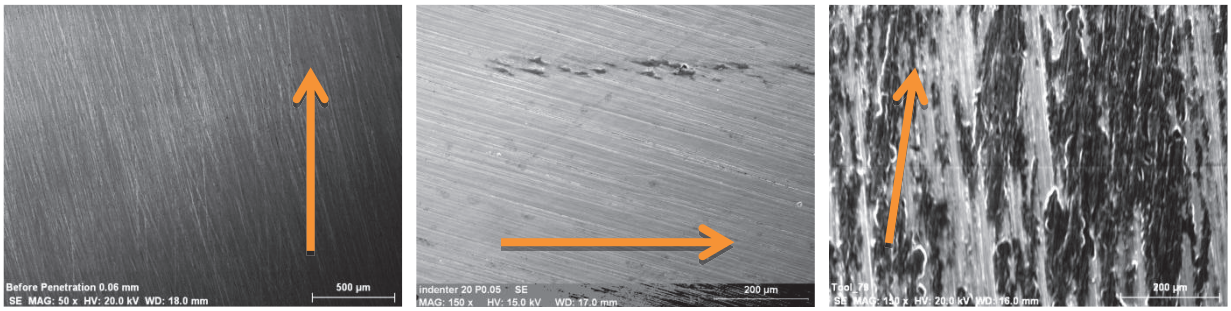


Figure 33 : Micrographie de la surface du frotteur. Polissage non parallèle au sens de glissement (a) avant essai ; (b) après essai, pénétration p = 60 µm, vitesse = 10 $mm.s^{-1}$, lubrifié ; (c) après essai, pénétration p = 120 µm, vitesse = 60 $mm.s^{-1}$, lubrifié (la flèche orange indique le sens de glissement)

Des essais ont également été réalisés sur des frotteurs polis dans le sens de glissement (Figure 35). Tout comme pour les essais précédents, le collage apparait dès les faibles pénétrations. Les particules d'aluminium adhèrent en premier lieu au niveau des stries de polissage. Mais contrairement au cas précédent, la zone de collage apparait sous la forme d'un ilot continu, orienté dans le sens du glissement (Figure 35b). Il en résulte un dépôt allongé, mesurant jusqu'à 1 mm de long et entre 50 et 80 microns de large. Pour les pénétrations plus importantes, les sites de collages se multiplient, créant un réseau d'ilots parallèles qui finissent par coalescer en de larges plaques de matière adhérente au frotteur (Figure 35c).

Ainsi, le mécanisme d'adhésion de l'aluminium sur les frotteurs débute par du collage de petites dimensions au niveau des stries de polissage, puis se généralise par des superpositions de matières qui s'oriente dans le sens de glissement et n'est pas influencé par la présence de carbure en surface.

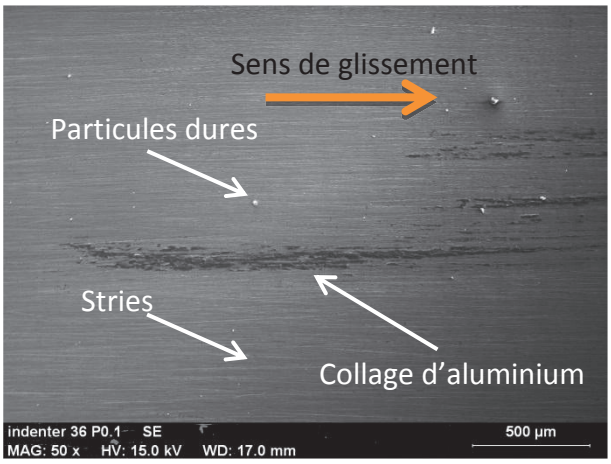


Figure 34 : Surface du frotteur après essai. Non influence des carbures en surface sur l'initiation du collage des particules d'aluminium.

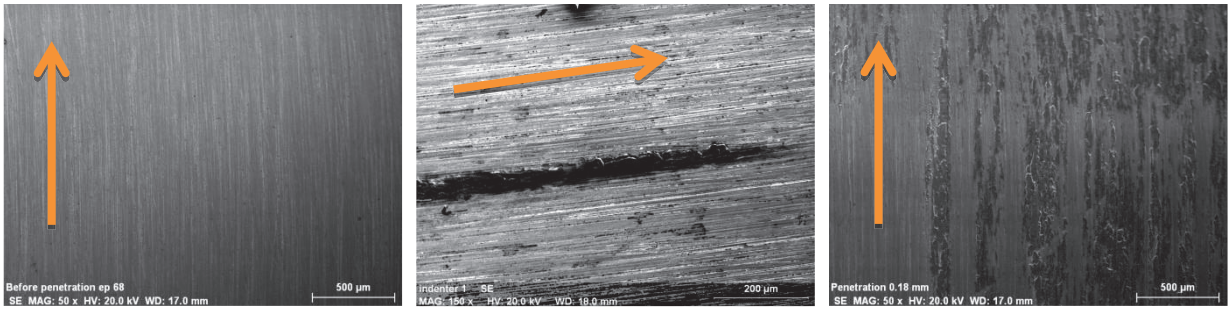


Figure 35 : Micrographie de la surface du frotteur. Polissage parallèle au sens de glissement (a) avant essai ; (b) après essai, pénétration p = 60 µm, vitesse = 10 mm.s^{-1}, lubrifié ; (c) après essai, pénétration p = 180 µm, vitesse = 60 mm.s^{-1}, lubrifié (la flèche indique le sens de glissement)

Il peut être intéressant de quantifier le collage en fonction des conditions de contact. Pour cela nous définissons le taux de transfert a comme étant le rapport entre la surface sur laquelle de la matière est adhérente sur la surface totale. La mesure de α est réalisée à partir des micrographies prises avec un grossissement 50 x. Le calcul est réalisé à l'aide du logiciel Gimp qui permet de compter le nombre de pixels associés à l'aluminium sur chaque micrographie.

Il apparait que le taux de transfert α augmente avec la pénétration, que ce soit pour la campagne 1 à 10 $mm.s^{-1}$ ou la campagne 2 à 60 $mm.s^{-1}$ (Tableau 6). Pour les pénétrations les plus faibles, le taux de transfert est inférieur à 5% et le collage apparait localement, essentiellement le long des stries de polissage du frotteur. Pour les pénétrations intermédiaires, le taux de transfert augmente et atteint des valeurs entre 10 et 20%. Des zones de coalescence entre des collages initiés sur différentes stries de polissage font leur apparition et créent les premières plaques de matériau qui, localement, recouvrent totalement les stries du frotteur. Enfin, pour les pénétrations les plus élevées, le taux de transfert est compris entre 35 et 65%, le matériau arraché de l'éprouvette forme de larges plaques qui recouvrent largement le frotteur sur une très grande partie de la surface de contact.

A priori, l'augmentation du taux de transfert avec la pénétration peut paraitre paradoxale pour plusieurs raisons :

- les pressions de contact maximales sont atteintes pour les pénétrations les plus faibles (comme cela a été vu en Figure 23). Nous pourrions donc nous attendre à avoir un taux de transfert maximal pour les pressions les plus fortes, donc les pénétrations les plus petites,
- même si le coefficient de frottement augmente avec la pénétration, donc avec le taux de transfert α, la contrainte tangentielle est quasiment constante pour une vitesse de glissement donnée. Ainsi il n'est pas possible d'expliquer l'augmentation du taux de transfert par une augmentation de la contrainte de frottement.

Ainsi le seul paramètre mécanique à l'origine de l'augmentation de α semble être la déformation plastique de l'éprouvette au voisinage de l'éprouvette. Wilson et Sutcliffe ont montré que la déformation plastique du substrat jouait un rôle déterminant dans l'évolution du frottement car cette déformation facilite l'écrasement des aspérités en surface [Sut88][Wil88]. Toutefois les mécanismes décrits par ces auteurs ne peuvent pas expliquer nos observations puisque dans notre cas la contrainte tangentielle n'est pas affectée par la déformation.

Par contre, les analyses EDS réalisés sur les zones de collages montrent que du lubrifiant est détecté sur les zones de collage (Figure 36).

Tableau 6 : micrographie des frotteurs et taux de transfert de matière pour les campagnes d'essai 1 à 3

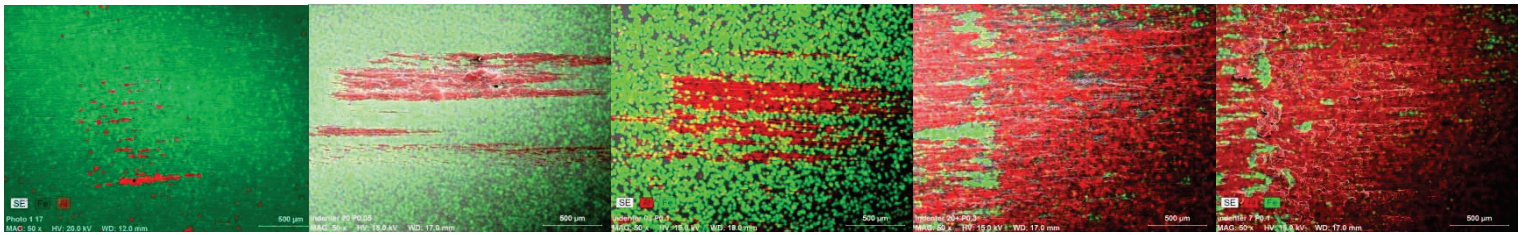
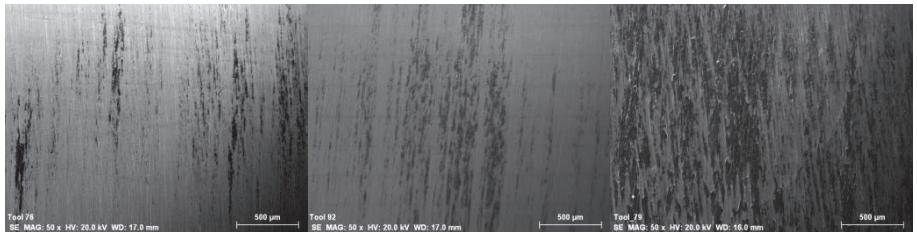
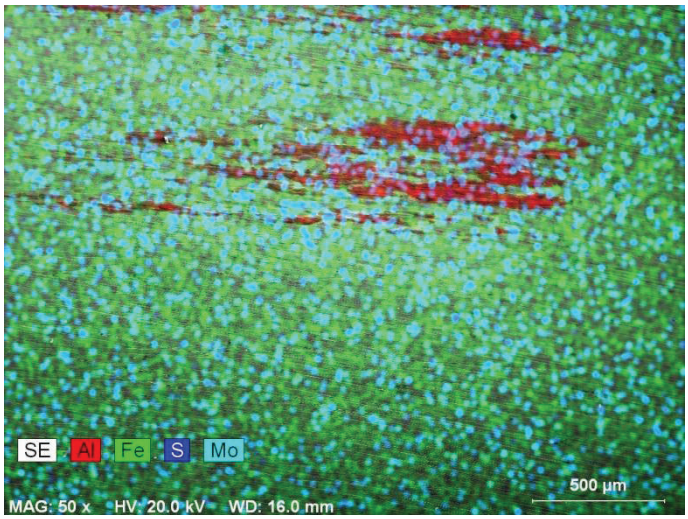
	p = 30 µm	p = 60 µm	p = 90 µm	p = 120 µm	p = 240 µm
Vitesse = 10mm.s^{-1}					
			Vert = Fer, Rouge = Aluminium		Sens de glissement
taux de transfert	2,37 %	8,12 %	16,44 %	67,57 %	90,05 %
Vitesse = 60mm.s^{-1}					Sens de glissement
	Non mesuré	5,33 %	14,77 %	35,79 %	

Figure 36 : Analyse EDS du frotteur. Des traces de lubrifiant (en bleu) sont présentes sur toute la surface du frotteur, y compris au-dessus des particules d'aluminium (en rouge)



Nous pouvons émettre l'hypothèse que le mécanisme de formation de la couche de transfert est le suivant (Figure 37):

- un défaut du film lubrifiant est présent sur l'éprouvette. Ce défaut a plusieurs origines possibles :
  - film lubrifiant non homogène, avec présence de protubérances telles que celles montrées en Figure 19b,
  - film localement plus mince liée à un temps d'application du lubrifiant trop court,
  - présence d'une pollution de surface empêchant l'adhésion du film de bisulfure de molybdène à l'éprouvette.
- Lors du passage de l'éprouvette dans l'emprise, l'épaisseur du film lubrifiant est réduite par deux phénomènes distincts :
  - une partie du lubrifiant est arraché par la rugosité de la surface du frotteur et reste partiellement adhérente à la surface de ce dernier,
  - la déformation plastique de l'éprouvette impose un allongement de celle-ci, et en conséquence une augmentation de sa surface. Le lubrifiant étant solidaire de la surface de l'éprouvette, il subit également cet allongement, ce qui se traduit par une diminution de son épaisseur (la transformation se faisant évidemment à volume constant, aucun lubrifiant n'étant ajouté en cours d'essai).
- Le défaut d'application du lubrifiant présent initialement à la surface de l'éprouvette, couplé à l'amincissement du film en cours d'essai conduisent à la rupture du film lors de son passage dans l'emprise. Cela induit les premiers contacts intermétalliques entre l'alliage d'aluminium et l'acier. Des particules d'aluminium sont alors arrachées de l'éprouvette et restent collées à la surface du frotteur. Les rugosités orientées dans le sens de glissement vont favoriser la formation des premiers transferts.

- L'éprouvette continue de passer dans l'emprise et apporte un film de lubrifiant sein, qui va protéger l'interface en s'interposant entre l'aluminium de l'éprouvette et l'aluminium adhérent au frotteur. Ce film restaure un régime de lubrification stable, et permet au tribosystème de conserver un coefficient de frottement faible, malgré le collage présent sur le frotteur.

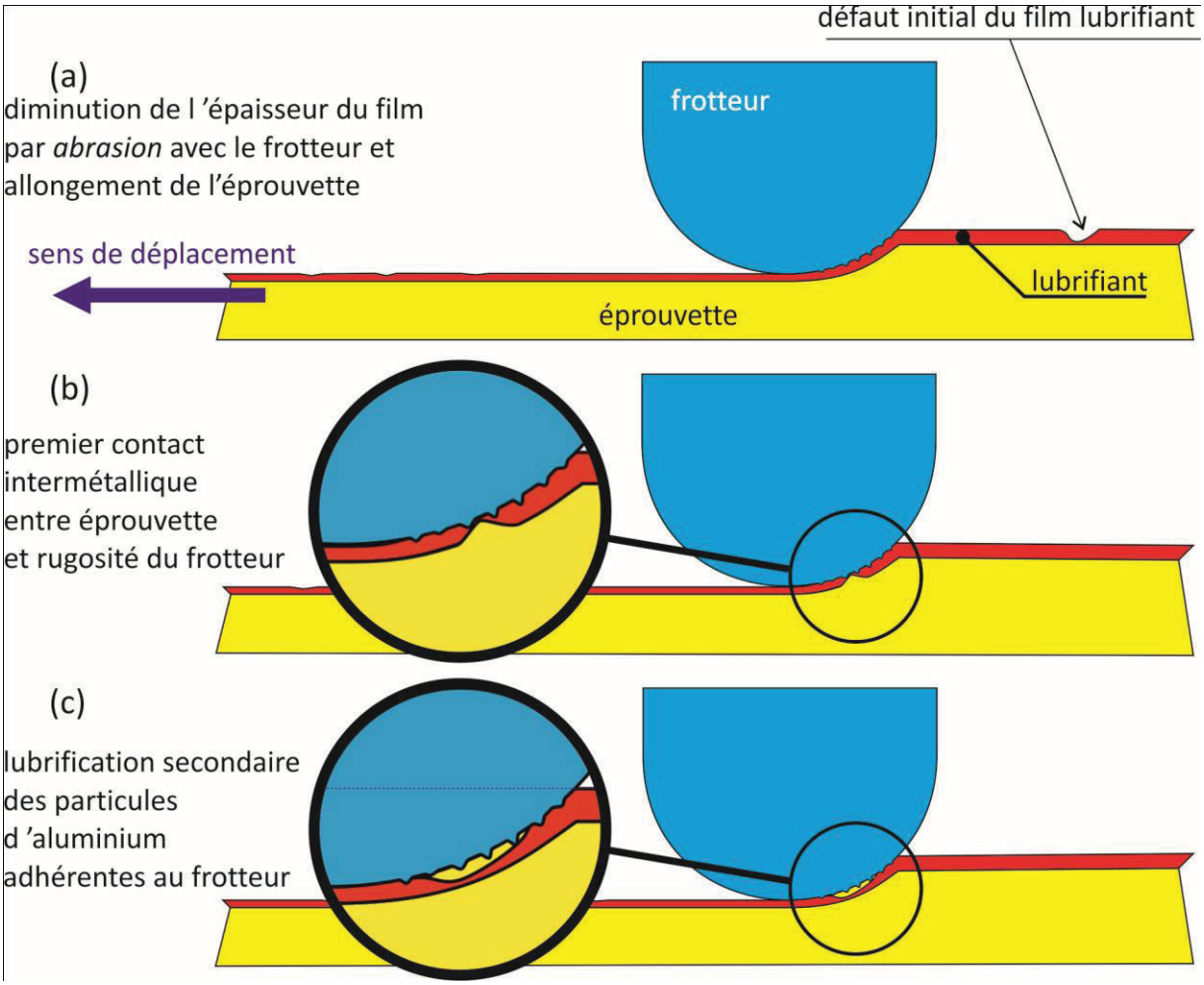


Figure 37 : Mécanisme du collage de l'aluminium sur la surface des outils en mise en forme. (a) défaut initial dans le film de lubrifiant, (b) premier contact intermétallique aluminium/acier, (c) restauration d'un film lubrifiant à l'interface après formation du défaut.

CONCLUSION

En conclusion de ce second chapitre, trois campagnes d'essais sur l'alliage d'aluminium 6082-T6 ont été menées. Les essais ont été réalisés sur le banc d'essai de Compression-translation (UST). Ce banc d'essai permet de simuler des conditions de contact frottant avec prise en compte des déformations plastiques rencontrées en mise en forme à froid des métaux. Les réglages de l'UST ont été déterminés pour faire varier les pressions de contact entre 400 et 700 MPa, les déformations plastiques entre 0 et 0,1 et les vitesses de glissement entre 10 et 60 $mm.s^{-1}$, ce qui correspond à des conditions de contact rencontrées en mise en forme des aluminiums. Un lubrifiant solide à base de bisulfure de molybdène a été déposé sur les éprouvettes pour les campagnes d'essai 1 et 2. Aucun lubrifiant n'a été utilisé pour la campagne d'essai 3. Les essais ont été exploités en trois étapes :

- analyse mécanique des données à l'interface, identification des coefficients de frottement,
- étude de la microstructure des éprouvettes à l'aide d'analyses EBSD,
- étude du collage sur les frotteurs à l'aide de micrographies, d'analyses EDS et de simulations numériques par éléments finis.

Les simulations par éléments finis et l'étude des coefficients de frottement identifiés à partir des données expérimentales ont montré que :

- La pression de contact était maximale pour les essais à faibles déformations plastiques,
- La déformation plastique maximale était atteinte sous la surface des éprouvettes pour les essais lubrifiés, et au niveau de la surface pour les essais non lubrifiés,
- les coefficients de frottement augmentaient avec la déformation plastique imposée à l'éprouvette, mais la contrainte tangentielle générée par le frottement restaient constante, voisine de 30 MPa pour les essais réalisés à 10 $mm.s^{-1}$ et voisine de 45 MPa pour les essais réalisés à 60 $mm.s^{-1}$.
- Le régime de lubrification rencontré à l'interface éprouvette/frotteur était semblable au régime à film solide épais.

Les analyses EBSD menées sous forme de cartographie IQ et d'étude des paramètres KAM (Kernel Average Misrorientation) et GOS (Grain Orientation Spread) ont permis d'obtenir des informations pertinentes sur l'état de déformation au sein de l'éprouvette. Les analyses ont notamment mis en évidence les points suivants :

- le banc d'essai conduit à un état de déformation plastique hétérogène. Les déformations plastiques maximales étaient atteintes quelques centièmes de

millimètre sous la surface des éprouvettes, confirmant ainsi les résultats des simulations numériques.

- les déformations plastiques imposées ne modifiaient pas de façon sensible la taille de grain des éprouvettes, mais que les désorientations du réseau cristallin montraient clairement que la déformation plastique se produisait au sein des grains et tendait à se concentrer au voisinage des joints de grain.
- l'évolution du KAM pouvait être reliée à un niveau de déformation plastique, permettant ainsi d'estimer cette grandeur mécanique toujours difficile à mesurer expérimentalement.

Les analyses micrographiques de frotteur ont montré que :

- le collage de l'aluminium sur le frotteur apparaissait quelle que soit la condition de contact testée.
- l'orientation des rugosités influait directement sur la forme et l'orientation des premiers collages.
- le taux de matière collée sur le frotteur augmentait avec la déformation plastique imposée à l'éprouvette, mais n'était pas lié à la valeur locale de pression de contact à l'interface éprouvette/frotteur.
- du lubrifiant se déposait sur la matière collée aux frotteurs, permettant la restauration d'un film lubrifiant à l'interface de contact.

Un mécanisme de formation du collage a été proposé à partir de ces résultats.

CHAPITRE 3 – ENDOMMAGEMENT EN SURFACE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM : CAMPAGNE NUMERIQUE

L'objectif de ce chapitre est de tester l'aptitude des modèles d'endommagement courants à prédire l'apparition du collage aux outils des alliages d'aluminium lors de leur mise en forme à froid. Dans un premier temps les modèles d'endommagement et de rupture les plus usités sont présentés et trois lois et critères sont retenus. Un ensemble de simulations numériques est alors réalisé pour quantifier l'influence des conditions de contact rencontrées lors des essais UST sur l'état d'endommagement des éprouvettes au voisinage de leur surface. Les résultats montrent que le coefficient de frottement seul n'est pas suffisant pour prendre en compte la sévérité du tribosystème ; une approche multiéchelle est donc nécessaire pour simuler l'effet de la rugosité des outils sur l'apparition des premiers transferts de matière.

MODELES D'ENDOMMAGEMENT ET DE RUPTURE

Lorsque sous des conditions de contact données le matériau est arraché de la pièce pour se coller sur l'outil, il subit une rupture. Cette rupture peut être soit fragile, soit ductile.

La rupture fragile est caractérisée par l'absence de déformation plastique macroscopique. Elle opère par la propagation très rapide de fissures avec faible consommation d'énergie. Dans ce domaine, nombreux sont les auteurs qui ont développé leur critère. Ceux-ci sont généralement de nature empirique. Dans le cas isotrope, ces critères de rupture sont des scalaires qui s'expriment à l'aide de relations mathématiques, fonctions de grandeurs telles que le tenseur des contraintes ou la déformation plastique équivalente, et de paramètres intrinsèques au matériau [Fre50][Coc68][Osa78].

La rupture ductile est souvent liée à la notion d'endommagement. L'endommagement est l'apparition d'une dégradation des propriétés mécaniques d'un matériau, pouvant conduire à sa rupture, dont l'origine est une altération physique ou chimique du matériau. Cette altération apparait lorsque le matériau est soumis à des contraintes mécaniques entrainant un état de déformation plastique. L'endommagement est donc à l'intersection des domaines de la mécanique des milieux continus d'une part, et de la chimie et la physique d'autre part [Mon86].

Mais la rupture n'apparait pas dans les équations classiques de la mécanique des milieux continus. La MMC décrit :

- l'incompressibilité, l'équilibre,
- l'écoulement plastique du métal ou la relation entre l'évolution des contraintes et des déformations,
- l'évolution des propriétés du métal au cours de la déformation, telle que l'écrouissage par exemple.

Par contre, ces lois n'ont pas de fin. Aucune loi ne contient l'information permettant de prévoir la rupture [Mon86]. La localisation de la déformation peut être abordée, mais la séparation en deux parties d'une éprouvette est imprévisible. Afin de résoudre ce problème, différentes approches ont été menées et ont conduit à de nombreux critères :

1) Critères de rupture ductile ne faisant pas intervenir l'endommagement. Il s'agit pour l'essentiel d'approches macroscopiques traduites sous forme de courbe limites.
2) Critères de rupture ductile faisant intervenir l'endommagement sous une forme simplifiée. L'influence des grandeurs mécaniques est introduite de façon intuitive à partir d'observations expérimentales.
3) Critères de rupture ductile faisant intervenir explicitement l'endommagement du matériau par le biais de considérations géométriques ou mécaniques relatives à la présence de *défauts* dans la matrice environnante (les défauts peuvent être des inclusions, des microcavités…).
4) Approche globale par la plasticité des milieux poreux couplée à un critère de rupture, d'instabilité locale ou de ruine de la matière par effondrement des propriétés mécaniques.

Les approches 2), 3) et 4) reposent sur des phénomènes physiques liés à la nature même des matériaux étudiés. En effet, un matériau métallique est souvent constitué de deux phases :

- la matrice, constituée essentiellement du matériau de base,
- des particules de seconde phase, tels que des inclusions ou des précipités, dispersées dans la matrice et constituées notamment des éléments d'alliages.

Lorsqu'il est déformé, et après une courte phase d'accommodation durant laquelle le matériau reste dense, un amorçage de vides apparait autour des particules de seconde phase. Ces vides croissent au cours de la déformation et finissent par coalescer et conduire à des ruptures locales du matériau. Ces ruptures locales se développent de façon stable ou instable et aboutissent à la rupture finale de la pièce. Ainsi, le processus qui mène les matériaux ductiles à la rupture peut être décrit par trois principaux mécanismes successifs :

- la germination des cavités,
- la croissance des cavités,
- la coalescence des cavités.

La modélisation de l'endommagement ductile a fait l'objet de nombreuses études qui ont donné naissance à deux familles de modèles d'endommagement: les modèles découplés et les modèles couplés au comportement du matériau.

L'approche découplée gère indépendamment la rhéologie du matériau et son endommagement. Les modèles d'endommagement prennent en compte une variable externe qui prédit la ruine du matériau lorsqu'une valeur critique est atteinte. La rhéologie est gérée par une loi contrainte-déformation qui est totalement dissociée de la variable d'endommagement [McC68][Ric69][Oya80].

L'approche couplée permet quant à elle de prendre en compte l'affaiblissement des propriétés mécaniques induit par l'accroissement de l'endommagement. Cette approche comprend deux familles:

- les modèles basés sur une approche micromécanique [Gur78],
- les modèles basés sur une approche phénoménologique (ou macro mécanique) [Lem85].

Nous présentons dans la suite de ce chapitre quelques modèles permettant de décrire les trois mécanismes de l'endommagement ductile. Nous présentons également quelques modèles de rupture fragile.

LES MODELES D'ENDOMMAGEMENT

MODELES DECOUPLES

Modèle de Mc Clintock [McC68]

Le modèle de Mc Clintock est l'un des premiers modèles d'endommagement que l'on trouve dans la littérature. Dans son modèle, Mc Clintock considère que les cavités du matériau sont de forme cylindrique. Il considère qu'elles croissent au sein d'un matériau parfaitement plastique. Il émet également l'hypothèse de négliger l'interaction entre cavités. L'expression de l'évolution de l'endommagement est alors donnée par :

$$\frac{dR}{R} = 0{,}8 \exp\left(\sqrt{3}\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) d\bar{\varepsilon}^p, \quad (11)$$

où R est le rayon de la cavité cylindrique, $\bar{\varepsilon}^p$ est la déformation équivalente, σ_{eq} est la contrainte équivalente de von Mises et σ_H la contrainte hydrostatique.

Modèle d'endommagement Rice-Tracey [Ric69]

Le modèle de Rice-Tracey repose sur les mêmes hypothèses que celui de Mc Clintock, si ce n'est qu'il prend en compte la croissance de cavités sphériques et non cylindriques. Les cavités sont étudiées dans un milieu infini, rigide, incompressible et parfaitement plastique. Le taux de croissance de cavités est donné par l'équation suivante :

$$\frac{dR}{R} = \alpha \exp\left(\frac{3}{2}T\right) d\bar{\varepsilon}^p \quad (12)$$

où R est le rayon de cavités, $\bar{\varepsilon}^p$ est la déformation équivalente, T représente le taux de triaxialité ($T=\sigma_H/\sigma_{eq}$).

Le coefficient α est une constante égale à 0,283. Toutefois, il a été montré que cette approche de Rice-Tracey sous-estimait de façon significative le taux de dilatation d'une cavité isolée soumise à un champ de contrainte avec un taux de triaxialité moyen à fort. Huang a proposé une modification du modèle de Rice-Tracey en exprimant le coefficient α en fonction de T [Hua91] :

$$\begin{aligned} \frac{dR}{R} &= 0.427 \exp\left(\frac{3}{2}T\right) d\bar{\varepsilon}^p \text{ pour} T < 1 \\ \frac{dR}{R} &= 0.427.T^{1/4} \exp\left(\frac{3}{2}T\right) d\bar{\varepsilon}^p \text{ pour} T > 1 \end{aligned} \quad (13)$$

MODELES COUPLES

Modèle micromécanique de Gurson [Gur77]

Gurson est le premier à avoir proposé un modèle micromécanique couplant le comportement et l'endommagement. Le modèle est basé sur la croissance de cavités sphériques et s'inspire du modèle de Rice et Tracey [Ric69]. La présence de cavités dans le matériau, modifie le comportement plastique macroscopique de celui-ci. Il parait donc

intéressant d'introduire une variable d'endommagement relative à ce phénomène physique. La variable d'endommagement f est alors définie comme étant la fraction volumique de vide :

$$f = \frac{volumedescavités}{volumetotal} \tag{14}$$

Gurson propose un critère de plasticité de la forme suivante :

$$\Phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2f\cosh\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_H}{\sigma_0}\right) - 1 - f^2 = 0, \tag{15}$$

où σ_{eq} représente la contrainte de Von Mises, σ_H la contrainte hydrostatique et σ_0 la contrainte d'écoulement de la matrice [Gur77]. L'endommagement agit par l'intermédiaire de la variable f et modifie la surface de charge. Ainsi la capacité résistante du matériau décroit lorsque l'endommagement f augmente. Dans le cas particulier où f est nul, ce qui correspond à un matériau vierge de cavités, le critère de plasticité est équivalent au critère de Von Mises.

La conservation de la masse est utilisée pour calculer la vitesse de croissance des cavités et conduit à la relation suivante :

$$\dot{f}_{croissance} = (1-f)tr(\dot{\varepsilon}_{pl}) \tag{16}$$

où $\dot{f}_{croissance}$ représente la vitesse de croissance des cavités, et $\dot{\varepsilon}_{pl}$ le tenseur des taux de déformations plastiques.

Modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN)[Tve84]

Si le modèle de Gurson offre l'avantage de coupler l'endommagement à loi de comportement, sa faiblesse est de ne pas considérer les interactions entre cavités. Tvergaard et Needleman ont comblé cette lacune en introduisant la coalescence de cavités par striction interne dans le modèle de Gurson. Cela se traduit par l'introduction de coefficients correcteurs q_i dans l'expression du potentiel plastique de Gurson [Cri13], et par la prise en compte de l'accroissement de fraction volumique f par croissance et par nucléation. Il s'en suit les équations suivantes :

Critère de plasticité :

$$\Phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_0^2} + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3q_2}{2}\frac{\sigma_H}{\sigma_0}\right) - 1 - (q_3 f^*)^2 = 0 \tag{17}$$

Expression de la fonction f en fonction de la fraction de cavité f :*

$$\begin{cases} f^*(f) = f & \text{pour} \quad f \le f_c \\ f^*(f) = f_c + \dfrac{f_u^* - f_c}{f_F - f_c}(f - f_c) & \text{pour} \quad f_c \le f \le f_F \\ f^*(f) = f_u^* & \text{pour} \quad f_F \le f \end{cases} \tag{18}$$

Expression de la vitesse d'accroissement de la fraction volumique f :

$$\dot{f} = \dot{f}_{croissance} + \dot{f}_{nucléation} \tag{19}$$

$$\dot{f}_{croissance} = (1 - f)\,tr(\dot{\varepsilon}_{pl}) \tag{20}$$

$$\dot{f}_{nucleation} = \frac{f_N}{S_N\sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{1}{2}\left(\frac{\bar{\varepsilon}_{pl} - \varepsilon_N}{S_N}\right)^2\right) tr(\dot{\varepsilon}_{pl}) \tag{21}$$

Dans ces équations, q_1, q_2, q_3 sont les coefficients correctifs de Tvergaard, f* est une fonction affine par parties, continue et non dérivable en f_c et f_F, f_c est la fraction volumique de cavités à partir de laquelle la coalescence débute, f_F représente la valeur finale de f au moment de la rupture ductile, et f_u^* est la valeur prise par la fonction f* lorsque la fraction volumique atteint la valeur f_F.

Modèle de Gologanu, Leblond et Devaux (GLD) [Gol93]

Le modèle de Gurson et les modèles directement dérivés de son approche sont basés sur l'étude de cavités qui demeurent sphériques lorsqu'elles se déforment. Or la forme réelle des cavités et des inclusions est rarement sphérique. Le modèle de Gologanu, Lebland et Devaux (GLD) a été développé pour s'approcher de cette réalité physique en modélisant des cavités de forme ellipsoïdale. Ce modèle considère une cavité de forme ellipsoïdale incluse dans une matrice elle aussi de forme ellipsoïdale (Figure 38).

La fraction volumique de cavités est alors donnée par l'expression :

$$f = \frac{W}{\Omega} = \frac{a_1 b_1^2}{a_2 b_2^2} \tag{22}$$

où a_1, b_1, a_2 et b_2 sont respectivement les demi-axes de la microcavité ellipsoïdale et de la matrice. Le critère de plasticité est alors égal à :

$$\Phi = \frac{C}{\sigma_0^2}\left\| \bar{\bar{s}} + \eta\sigma_H \bar{\bar{\chi}} \right\|^2 + 2q_{GLD}(g+1)(g+f)\cosh\left(\frac{\kappa\sigma_H}{\sigma_0}\right) - (g+1)^2 - (q_{GLD})^2(g+f)^2 = 0 \quad (23)$$

Dans cette expression :

- $\bar{\bar{s}}$ représente le déviateur des contraintes macroscopiques : $\bar{\bar{s}} = \bar{\bar{\sigma}} - tr(\bar{\bar{\sigma}})/3$
- $\|...\|$ représente la norme au sens de Von Mises : $\left\|\bar{\bar{T}}\right\| = \sqrt{\frac{3}{2}T_{ij}T_{ij}}$
- $\bar{\bar{\chi}}$ représente un tenseur d'orientation. Dans le cas de cavités orientées dans la direction $\overrightarrow{e_x}$, nous avons :
  - $\bar{\bar{\chi}} = \frac{1}{3}(2\overrightarrow{e_x} \otimes \overrightarrow{e_x} - \overrightarrow{e_y} \otimes \overrightarrow{e_y} - \overrightarrow{e_z} \otimes \overrightarrow{e_z})$
  - $\sigma_H = (1-2\alpha_2)\sigma_{xx} + \alpha_2(\sigma_{yy} + \sigma_{zz})$

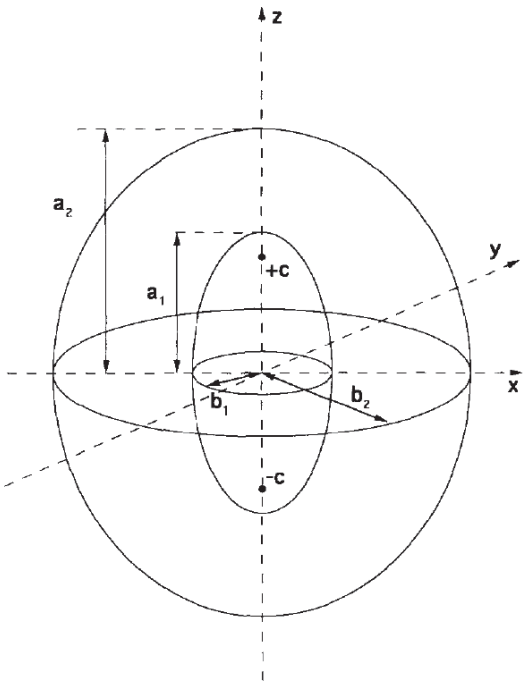


Figure 38 : Géométrie d'une microcavité ellipsoïdale dans un milieu ellipsoïdal, d'après [Gol93].

Modèle phénoménologique de Lemaitre [Lem85]

Le modèle d'endommagement de Lemaitre est basé sur l'introduction d'une variable scalaire D qui représente le taux de dégradation d'un Volume Élémentaire Représentatif (VER) du matériau considéré. Cette variable est définie comme le rapport de la surface des cavités S_D sur la surface totale S suivant un plan de normale $\vec{n}$ coupant le VER :

$$D = \frac{S_D}{S}, \text{ avec } 0 < D < Dc < 1 \quad (24)$$

Dans cette relation, Dc correspond au seuil d'endommagement critique pour lequel une macro-fissure apparaît. La Figure 39 illustre un VER endommagé et les surfaces qui entrent dans la définition de D.

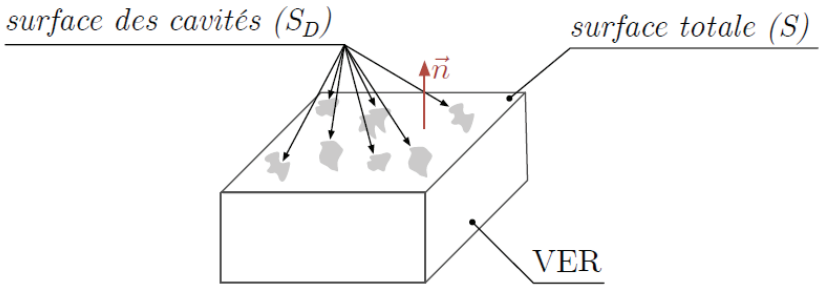


Figure 39 : Illustration d'un Volume Élémentaire Représentatif de matière endommagé d'après [Hub13].

Se basant sur les lois de la mécanique des milieux continus, Lemaître exprime la variable D en fonction des propriétés du matériau et des variables mécaniques locales :

$$D = \int_0^{\bar{\varepsilon}^R} \left\{ \frac{D_c}{\bar{\varepsilon}^R - \varepsilon_D} \left[\frac{2}{3}(1+\nu) + 3(1-2\nu)\left(\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right)^2 \right] (\varepsilon_p)^{2/n} \right\} d\varepsilon_p \quad (25)$$

où $\bar{\varepsilon}^R$ est la déformation plastique critique avant rupture, ε_D la déformation plastique seuil avant apparition de l'endommagement, n le coefficient d'écrouissage de Ramberg-Osgood, ν le coefficient de Poisson.

LES CRITERES DE RUPTURE

Critère analytique simple de Rice et Johnson [Ric70]

K. Rice et Johnson ont développé un modèle de rupture ductile, faisant l'hypothèse que la propagation de la fissure s'initie lorsqu'une déformation suffisante est atteinte à une distance critique a_c en tête de fissure.

$$a_c = \frac{K_{IC}^2}{2E\sigma_Y} \approx \lambda \quad (26)$$

où σ_Y représente la limite d'écoulement, E le module de Young et K_{IC} la ténacité.

$$K_{IC} = \sqrt{\left(2\sigma_Y E\left(\frac{\pi}{6}\right)^{1/3} D\right)} f_v^{-1/6} \tag{27}$$

Dans cette expression, la fraction volumique f_v est donnée par :

$$f_v = \frac{3}{4}\pi R^3 \rho \tag{28}$$

où f_v est la fraction volumique des précipités, ρreprésente leur densité et R leur rayon (les précipités sont supposés sphériques).

Critère de Oyane [Oya80]

Oyane postule que la rupture du matériau se produit lorsque le volume des cavités atteint une valeur critique donnée. Il propose la relation suivante pour l'évolution du volume :

$$\ln\left(\frac{V_R}{V_0}\right) = \int_0^{\bar{\varepsilon}^R} \left(a + b\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) d\bar{\varepsilon}^p, \tag{29}$$

où V_0 est le volume de cavité initial, V_R le volume de cavité à rupture, $\bar{\varepsilon}^R$ la déformation équivalente à la rupture, σ_{eq} la contrainte équivalente de Von Mises et σ_H la contrainte hydrostatique. Les coefficients a et b sont deux paramètres matériaux à identifier. Le critère de rupture est donné par :

$$I_{cr} = \frac{1}{b}\int_0^{\bar{\varepsilon}^R} \left(1 + a\frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}}\right) d\bar{\varepsilon}^p \tag{30}$$

La rupture se produit lorsque le critère I_{cr} atteint la valeur de 1.

Critère de Cockcroft et Latham [Coc68]

Le critère de Cockcroft et Latham part de l'hypothèse que seule la contrainte principale en traction influe sur la rupture. Le critère s'exprime alors par :

$$C_{cl} = \int_0^{\bar{\varepsilon}^R} \max(0, \sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}) d\bar{\varepsilon}^p \tag{31}$$

où σ_I, σ_{II} et σ_{III} représentent les contraintes principales. La rupture apparait lorsque C_{cl} atteint une valeur limite à identifier.

ABAQUS Shear Failure [ABA14]

ABAQUS software propose un critère de rupture basé sur l'accumulation de déformation plastique équivalente :

$$C_{sf} = \frac{\bar{\varepsilon}_0 + \sum \Delta\gamma}{\bar{\varepsilon}^R} \tag{32}$$

où $\bar{\varepsilon}_0$ est la déformation plastique équivalente initiale et $\Delta\gamma$ est l'incrément de déformation plastique équivalente calculé à la fin de la phase de correction plastique. Malgré sa simplicité, ce modèle s'est montré très performant pour estimer la géométrie et les déformations plastiques maximales rencontrées dans des bandes en acier soumises à une découpe par cisaillage en continu [Hub10]. La rupture apparait lorsque C_{sf} atteint 1.

DISCUSSION ET CONCLUSION

Le matériau étudié dans cette thèse présente de nombreux précipités et particules intermétalliques incluses dans la matrice d'aluminium. A titre d'exemple, même si le fer n'est présent dans les alliages d'aluminium 6xxx qu'en tant qu'impureté, sa présence est suffisante pour engendrer des intermétalliques. En effet, la limite de solubilité du fer dans une matrice d'aluminium est très faible, de l'ordre de 0,002 % à 20°C. La quasi-totalité du fer présent lors de l'élaboration du métal liquide se retrouve après solidification sous forme d'intermétalliques au fer. Kuijpers et Lassance [Kui02][Kui03][Las06] ont indiqué la présence de deux types d'intermétalliques au fer, de formes et de compositions différentes :

- Phases β qui ont une forme de plaquette avec une longueur de 20 µm et une épaisseur de 0,1-2 µm. La stœchiométrie de cette phase est Al_5FeSi. Cette phase apparait lors de la coulée.
- Phases α cubiques qui ont une stœchiométrie $Al_{12}(Fe_xMn_{1-x})_3Si$. Trois types de phases α sont identifiés dans cet alliage :
    1. Les phases α formées après la transformation $\beta-\alpha$ ont une taille d'environ 1 µm et se présentent comme une chaine de particules rondes situées à l'ancien emplacement des phases β;
    2. les phases α formées pendant la coulée ont une forme ellipsoïdale avec une large variation de longueur et une épaisseur de l'ordre de 5 µm. Ces phases ont un rapport Fe/Mn élevé;
    3. Les phases α formées dans la matrice d'aluminium durant l'homogénéisation sont uniformément réparties avec une taille moyenne d'environ 50-200 nm. La stœchiométrie pourrait être $Al_{12}Mn_3Si$. Ces phases présentent un rapport

Fe/Mn faible. Du fait de leur faible teneur en fer, ces phases sont parfois classées dans la catégorie des dispersoïdes au Mn.

Tout comme les précipités Mg_2Si grossiers de coulée, les précipités grossiers d'intermétalliques au fer peuvent avoir un impact néfaste sur la ductilité et la ténacité de l'alliage [She12].

Argwal [Aga03] a montré que l'endommagement issu des précipités Mg_2Si grossiers dans l'alliage d'aluminium 6061 est négligeable par rapport à celui dû aux intermétalliques au fer. L'endommagement dans ces précipités Mg_2Si grossiers est souvent négligé dans la littérature pour deux raisons. Tout d'abord, la densité de précipités Mg_2Si grossiers est faible par rapport à celle des intermétalliques au fer dans leurs alliages. Deuxièmement, la distinction entre ces phases et les cavités est difficile à faire, du fait de leur faible contraste d'observation (gris foncé pour les Mg_2Si et noir pour les cavités sur les images obtenues en Microscopie Électronique à Balayage) [Hor99][Lug11].

La Figure 40 présente la surface d'une éprouvette de 6082-T6 après essai de compression translation. La microstructure de l'alliage met en évidence la rupture au sein de la matrice de précipités intermétalliques durs et fragiles. Suivant leur taille, les particules allongées dans le sens du glissement sont rompus en deux ou plusieurs fragments. Des cavités sont clairement observables au niveau des particules intermétalliques. Cela suggère que les composés intermétalliques sont extraits de la matrice durant le contact. Les cavités laissées libres par les particules peuvent alors grandir par déformation plastique jusqu'à la coalescence [Las07]. Ces résultats concordent avec la littérature qui reporte que l'endommagement durant la mise en forme peut être initié par décohésion ou fracture des particules de seconde phase. De plus, il est également rapporté par la bibliographie que les mécanismes de décohésion sont suivis de la nucléation de vide à l'interface entre la matrice et les précipités intermétalliques α-$Al_x(FeMn)ySi_z$ [Mro07a][Mro08]. La résistance à l'endommagement et à la rupture dépend partiellement de la nature, de la forme, de la distribution et de la fraction volumique des particules de seconde phase. Cela a un effet direct sur la formabilité, notamment sur la ductilité de l'alliage et la qualité de fini de surface.

Ainsi l'alliage d'aluminium étudié montre bien une propension à s'endommager par croissance de cavités entourant les précipités et les intermétalliques au fer (Figure 40). Les modèles de GTN ou GLD décrits ci-dessus devraient donc permettre d'étudier cet endommagement. Toutefois, ces modèles requérant l'identification de nombreux paramètres rend souvent leur utilisation très fastidieuse et coûteuse en termes d'essais, seul le modèle GTN sera retenu dans la suite de ce chapitre. Ce modèle offre l'avantage d'avoir été utilisé avec succès pour l'étude de nombreux procédés de mise en forme [Pic92][She12] et offre la possibilité de trouver des jeux de paramètres fiables pour toute une gamme de matériaux.

Au niveau des critères de rupture, malgré sa simplicité, le Shear failure s'est montré très performant pour estimer la géométrie et les déformations plastiques maximales rencontrées dans des bandes en acier soumise à une découpe par cisaillage [Gho05][Hub10]. De même, une comparaison non plus basée sur la géométrie des faciès mais sur les efforts nécessaires pour cisailler une tôle montre que le critère de Shear Failure offrent des corrélations acceptables avec l'expérimental [Ham02].

Enfin, la loi de Lemaitre reste un modèle très utilisé, notamment de par la relative simplicité d'identification de ses paramètres. De plus, ce modèle a déjà été utilisé avec succès pour prédire l'arrachement en surface de particules de zinc lors d'un procédé de skin-pass de tôles galvanisées [Dub06], processus d'arrachement qui peut être comparé à l'initiation de l'usure adhésive qui nous intéresse dans le cas présent.

En conséquence, dans la suite de ce chapitre, nous restreindrons l'étude de l'endommagement du matériau à ces trois modèles : GTN, Shear Failure et Lemaitre.

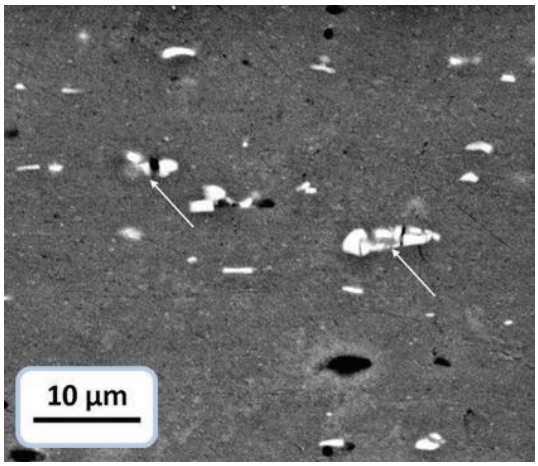


Figure 40 : Surface d'une éprouvette après essai, mise en évidence de rupture de particules intermétalliques [Ban13].

SIMULATIONS NUMERIQUES

INDENTIFICATION DES PARAMETRES MATERIAUX

Des essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes plates entaillées possédant un très grand rayon d'entaille (200 mm). Cette géométrie permet de conserver un taux de triaxialité proche de 1/3 dans une large région centrale de l'éprouvette (Figure 41). Les essais ont été réalisés à température ambiante, avec une vitesse de traverse égale à 0,5 $mm.s^{-1}$ sur une machine de traction électromécanique Sintech/20D, avec acquisition des efforts sur une cellule 10 kN et acquisition des déplacements via un extensomètre longitudinal.

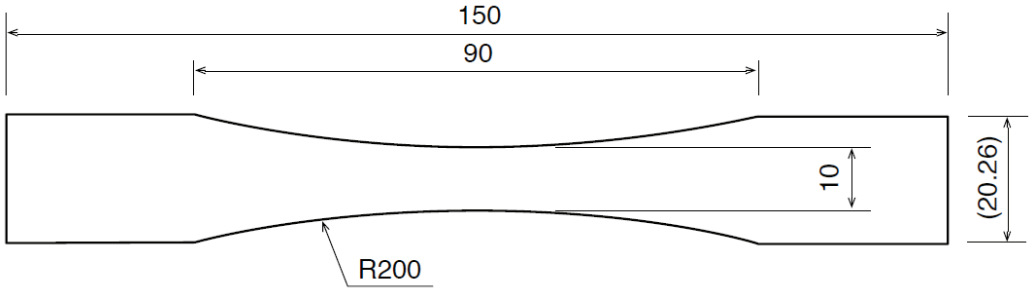


Figure 41 : Géométrie des éprouvettes de traction entaillées

Les essais de caractérisation ont été menés sur deux alliages d'aluminium différents : le 6082-T6 décrit précédemment et le 5005, nuance également utilisée dans le domaine des transports [Dav03]. L'identification utilise les procédures mises en place dans le cadre des travaux Cédric Hubert [Hub10]. Ces procédures utilisent notamment les travaux de Souza Neto pour l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre. Les paramètres sont alors réduits à l'identification du l'endommagement critique Dc et d'un coefficient d'endommagement S [Sou02].

Une estimation des paramètres de la loi de Ludwik a été effectuée après essais de traction sous les hypothèses suivantes :

- La loi de Ludwik est de la forme : $\sigma_0 = Re.(1 + K\varepsilon_p^n)$
- la section de l'éprouvette reste rectangulaire durant l'essai,
- pour le calcul de la déformation plastique équivalente, longueur initiale L_0de l'éprouvette est choisie égale à25 mm, ce qui correspond à l'espacement initial entre les griffes de l'extensomètre.

Le calcul de la déformation plastique a été réalisé en utilisant les déplacements relevés par l'extensomètre. Seuls les paramètres K et n ont été identifiés, la limite d'élasticité Re étant déterminée directement à partir de la valeur de transition entre les domaines linéaire et non linéaire de la courbe effort-déplacement. Ces deux paramètres K et n de la loi de Ludwik ont ensuite été optimisés, en même temps que le paramètre d'endommagement S de la loi de Lemaitre, par minimisation de l'erreur entre la courbe expérimentale force-déplacement et celle obtenue numériquement par la MEF, sur 1/8 de l'éprouvette, maillée avec des éléments volumiques sous ABAQUS [Hub10].

Cette procédure s'est parfaitement bien déroulée et a donné d'excellents résultats avec la nuance 5005 (Tableau 7, Figure 42). Avec la nuance 6082-T6 par contre, les résultats de l'identification paraissent moins probants. Une réduction de section très rapide et importante est observée, ce qui conduit inévitablement à la localisation numérique des déformations, donc à une incohérence des résultats dans la zone de concentration des contraintes, et à l'impossibilité d'optimiser les paramètres K, n et S. A titre d'exemple, pour

un allongement de l'éprouvette de 1,65mm, correspondant à l'initiation de la localisation des déformations, sa largeur est de 8mm. L'éprouvette expérimentale a quant à elle, à rupture, une largeur de 8,8mm pour un allongement de 3,2mm de l'extensomètre.

Une réduction de section surestimée peut être due à une déformation plastique qui ne s'opère plus à volume constant, notamment lorsque l'endommagement devient important dans l'éprouvette. Au fur et à mesure du processus d'endommagement du matériau, des cavités naissent puis croissent, le rendant non homogène et conduisant à une augmentation du volume apparent de l'éprouvette dans la zone de concentration de contraintes.

Numériquement, l'augmentation du volume apparent de l'éprouvette peut-être simulée par la supposition d'une déformation à volume non-constant, c'est à dire par l'introduction dans le potentiel plastique d'un terme en pression, dépendant d'un coefficient de Poisson "plastique" plus faible que la valeur théorique de 0,5. Ici, en utilisant une valeur arbitraire de 0,2, l'éprouvette a une largeur finale très proche de l'éprouvette expérimentale, à 0,1mm près.

Pour vérifier l'hypothèse de la présence de cavités dans le matériau, la zone correspondant à la rupture de l'éprouvette a été scannée par tomographie X, avec une taille de voxel de 6,19 µm. Les résultats de ces mesures montrent qu'il y a bien présence de cavités, et donc d'endommagement dans la zone de rupture de l'éprouvette, mais en nombre et volume très faible. Ceci parait toutefois cohérent avec l'allure de la courbe contrainte-déformation correspondant à ce matériau, qui présente un adoucissement très faible avant rupture (Figure 43), à l'inverse de la nuance 5005.

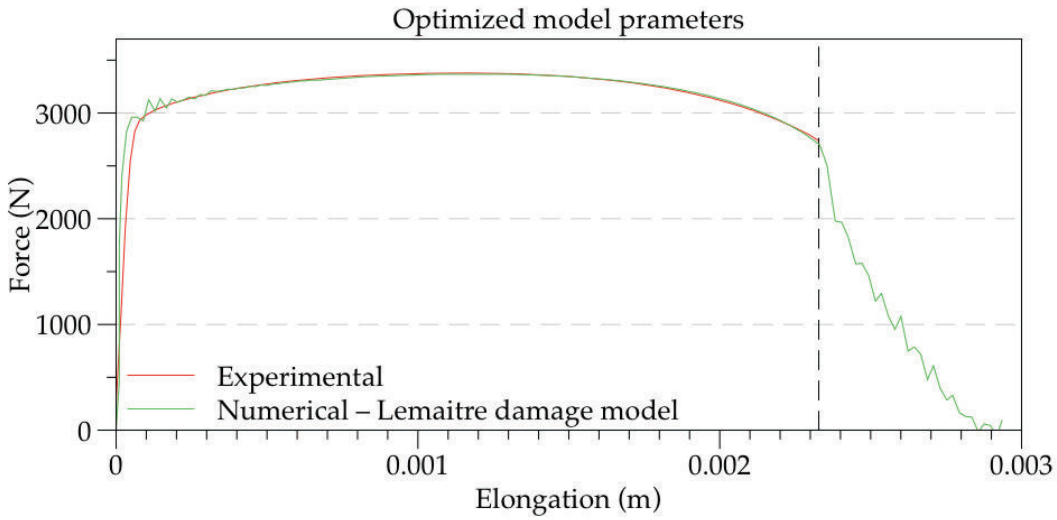


Figure 42 : Courbes effort-déplacement pour l'alliage 5005, comparaison expérimental et simulation avec loi de Lemaitre identifiée

Les paramètres nécessaires à l'utilisation de la loi de Gurson-Tvergaard-Needleman ont quant à eux été extraits de la bibliographie. Ils sont issus d'essais de traction pour la partie élasto-plastique de la loi de comportement, et de mesures par tomographie, analyse MEB in situ et laminographie X pour la quantification de la nucléation, de la croissance et de la coalescence des cavités préexistantes [She12]. L'ensemble des paramètres des lois d'endommagement et de rupture sont présentés dans le Tableau 7.

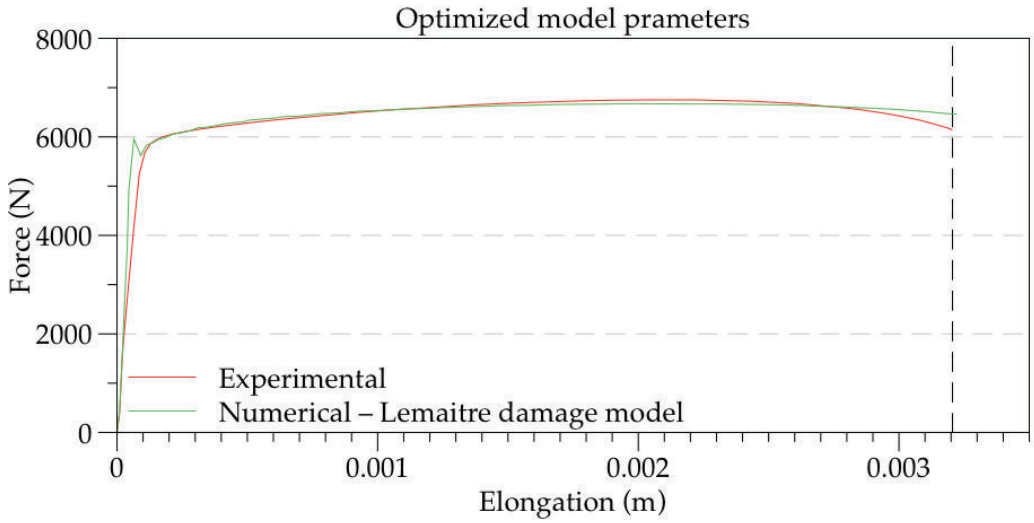


Figure 43 : Courbes effort-déplacement pour l'alliage 6082, comparaison expérimental et simulation avec loi de Lemaitre identifiée

CAMPAGNE D'ESSAI NUMERIQUE

La campagne d'essai numérique comprend quatre séries de simulations extraites des essais UST réalisés au chapitre 2. Les essais 1.2, 1.4, 2.4 et 3.1 du Tableau 4 ont ainsi été simulés numériquement. Cette campagne numérique permet donc de comparer des cas avec faible déformation plastique (essai 1.2), avec déformation plastique modérée et deux vitesses de glissement différentes (essais 1.4 et 2.4) et enfin le cas avec un coefficient de frottement très élevé (3.1). Pour chaque cas, quatre simulations numériques sont effectuées, une avec le critère de Shear Failure, une avec le critère de Cockcroft et Latham, une avec le modèle de Lemaitre et enfin une avec le modèle GTN.

Les modèles ABAQUS utilisent le même maillage et les mêmes conditions aux limites que ceux décrits dans le chapitre 2. Les modèles Shear Failure et GTN sont disponibles en standard dans ABAQUS. Ils ont donc simplement été activés pour les simulations. Pour les modèles de Lemaitre et Cockcroft-Latham, non disponibles en standard dans ABAQUS, des routines ont été développées et implémentées dans ABAQUS via le module utilisateur

UMAT. Les développements sont décrits en détails dans la thèse de Cédric Hubert [Hub10]. Ils permettent notamment, dans le modèle de Lemaitre, la prise en compte de la fermeture partielle des cavités en cas de compression et sont implémentés pour les éléments finis 2D et 3D.

Tableau 7 : Paramètres des modèles de rupture et d'endommagement pour les alliages 6082 et 5005. Valeurs identifiées à partir d'essais de traction pour les modèles de Ludwik, Lemaitre, Shear-Failure et Cockcroft-Latham, extraites de la bibliographie pour le modèle GTN.

Modèle	Paramètre	matériau	
		6082	5005
Elasticité	Module d'Young E	70 GPa	*70 GPa*
	Coefficient de Poisson ν	0,3	*0,3*
Ludwik	Limite d'élasticité Re	254,6 MPa	*135,2 MPa*
	Coefficient de plasticité K	0,75	*1,10*
	Coefficient d'écrouissage n	0,328	*0,478*
Lemaitre	Endommagement critique Dc	$5,6\ 10^{-3}$	*0,164*
	Coefficient d'endommagement S	104,4 MPa	*4,93 MPa*
	Déformation plastique seuil avant apparition de l'endommagement ε_D	0	*0*
	Déformation plastique critique avant rupture $\bar{\varepsilon}^R$	0,566	*0,797*
Shear-Failure	Déformation équivalente à la rupture $\bar{\varepsilon}^R$	0,566	*0,797*
Cockcroft-Latham	Valeur limite du critère C_{cl}	217,4 MPa	*197,9 MPa*
GTN	Coefficient correcteur q_1	1,5	*1,5*
	Coefficient correcteur q_2	1	*1*
	Coefficient correcteur q_3	1,5	*1,5*
	déformation moyenne pour laquelle la nucléation apparait ε_{n0}	0,10	*0,09*
	écart type de la déformation à laquelle la nucléation s'initie s_{n0}	0,1	*0,001*
	fraction volumique maximale de cavités nucléées f_N	0,006	*0,04*

ESSAI 1.2

Cette première simulation correspond à un essai réalisé avec une pénétration de 60 µm, une vitesse de glissement de 10 $mm.s^{-1}$ et qui conduisait à un coefficient de frottement égal à 0,053 et un taux de transfert de matière de l'ordre de 8%.

Les résultats de la simulation montrent que, quel que soit le critère choisi, la contrainte de Von Mises maximale est observée dans toute l'épaisseur de la bande au niveau de l'emprise ainsi qu'en sortie, sur la peau supérieure de l'éprouvette (Figure 44, Figure 47).

De même, quel que soit le critère choisi, la pression hydrostatique est quant à elle maximale négative (compression) au début du contact, et s'étend jusqu'au premier tiers de l'épaisseur de la bande. Elle tend à s'annuler à l'approche de la sortie du contact puis devient négative (traction) en sortie, avec une valeur maximale sur la surface supérieure de la bande (Figure 45, Figure 48).

La valeur maximale du critère de rupture de Cockcroft-Latham est atteinte principalement sur la surface inférieure de la bande. Ce résultat s'explique de par le fait que cette surface est soumise à la traction sur une longueur plus importante que celle en contact avec le frotteur. Chaque incrément du critère de rupture est donc cumulé dès le début du contact, tandis que la surface supérieure est soumise à la compression au début du contact. La valeur maximale observée dans le modèle reste toutefois bien en dessous de la valeur critique calibrée, avec 6,7MPa contre une limite C_{cl} à 217,4MPa (Figure 46).

De même, la valeur de l'endommagement de Lemaitre reste très faible, avec des valeurs avoisinant $1{,}5.10^{-3}$ alors que l'endommagement critique D_c a été identifié à $5{,}6.10^{-3}$ (Figure 49). Tout comme pour le critère de Cockcroft-Latham, l'endommagement maximal est atteint sur la face inférieure de l'éprouvette ainsi que sur la face supérieure en sortie de la zone de contact. L'endommagement au voisinage de la face supérieure de l'éprouvette atteint son maximum à environ 200 µm sous la surface de contact, ce qui correspond à la zone où la déformation plastique est maximale.

Les déformations plastiques restant faibles, inférieure à 0,1, le critère de Shear Failure ne prédit aucun risque de rupture, ni durant l'emprise, ni dans la zone en traction à l'arrière du contact.

Figure 44 : Essai 1.2, critère de Latham-Cockcroft, contraintes de Von Mises

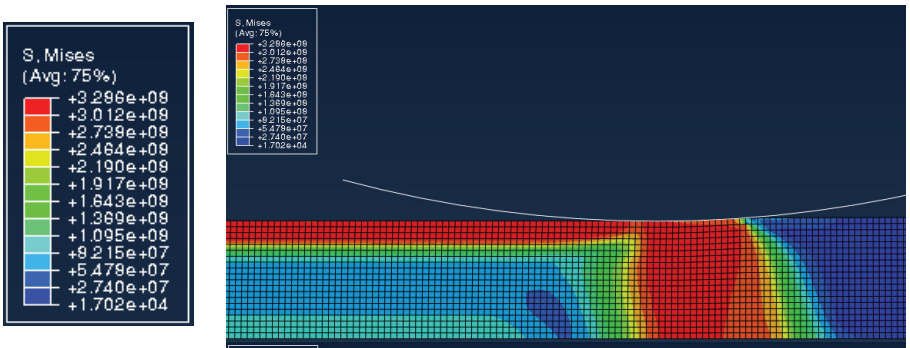


Figure 45 : Essai 1.2, critère de Latham-Cockcroft, contraintes hydrostatique

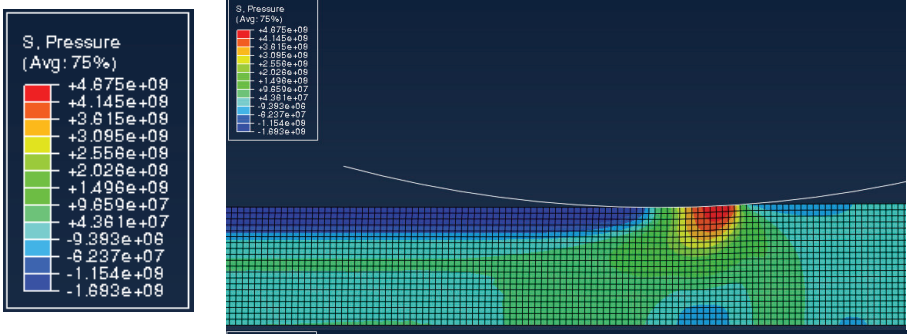


Figure 46 : Essai 1.2, critère de Latham-Cockcroft, valeurs de critère C_{cl}

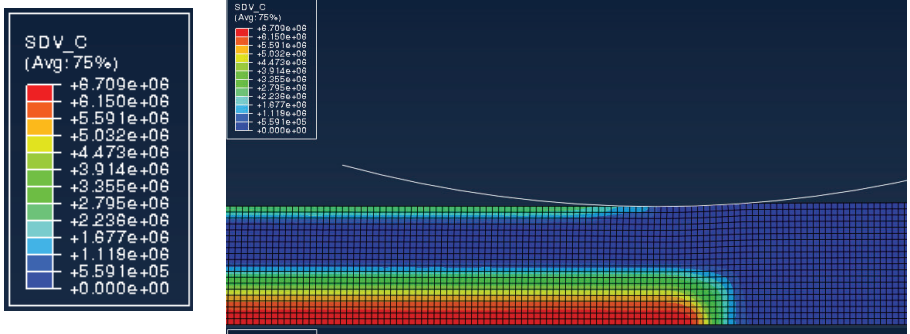


Figure 47 : Essai 1.2, modèle de Lemaitre, contraintes de Von Mises

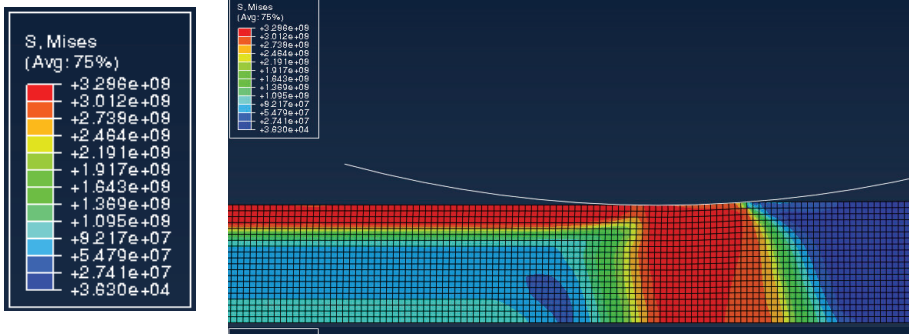


Figure 48 : Essai 1.2, modèle de Lemaitre, contraintes hydrostatique

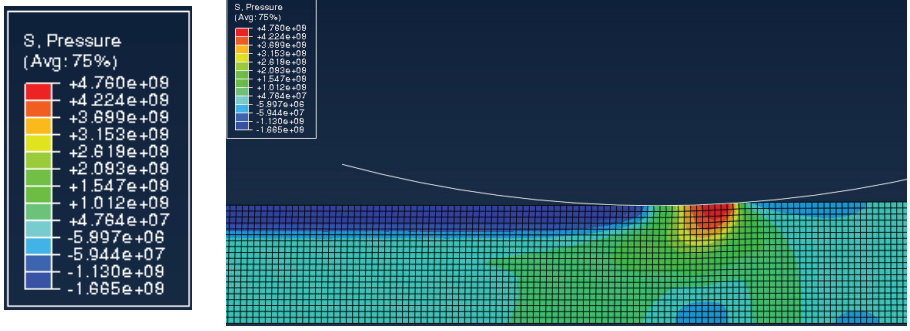


Figure 49 : Essai 1.2, modèle de Lemaitre, valeurs de l'endommagement critique

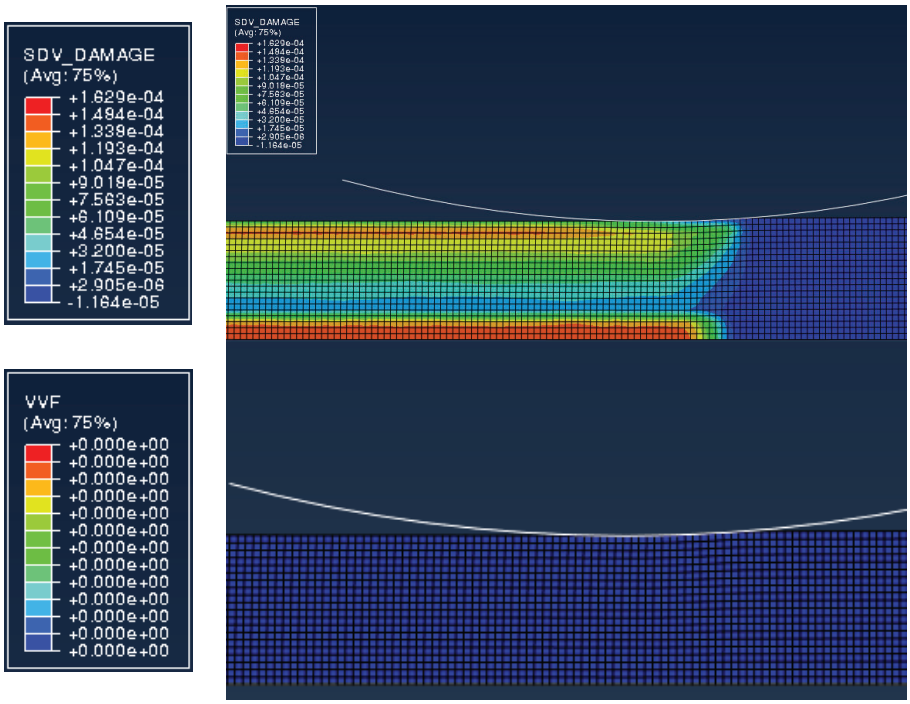


Figure 50 : Essai 1.2, modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman, valeurs de la fraction volumique de cavité

De même, le modèle GTN ne détecte aucune germination des cavités initiales du matériau. Le paramètre « Void Volume Fraction » reste nul dans tout le maillage (Figure 50).

Par conséquent, pour cette configuration d'essai, les évolutions des modèles d'endommagement et des critères de rupture sont principalement dues à la traction qu'exerce l'outil sur la bande et sont donc maximaux en arrière de la zone de contact éprouvette/frotteur, sous la surface de l'éprouvette. Ainsi aucun des modèles testé ne parait capable de prédire un éventuel arrachement de matière lors de la déformation.

ESSAIS 1.4 ET 2.4

Ces simulations correspondent aux essais réalisés avec une pénétration de 120 µm, des vitesses de glissement respectivement égales à 10 et 60 $mm.s^{-1}$ et qui conduisaient à un coefficient de frottement égal à 0,066 et un taux de transfert de matière de l'ordre de 68% pour la vitesse la plus faible, et à un coefficient de frottement égal à 0,111 et un taux de transfert de matière de l'ordre de 36% pour la vitesse la plus élevée.

En termes de répartition des valeurs d'endommagement et du critère de rupture, les configurations 1.4 et 2.4 sont très similaires à l'essai 1.2 analysé précédemment. Les

distributions restent comparables avec, par exemple, un endommagement maximum prédit au niveau de la surface en contact avec le support, et un endommagement maximum au voisinage de la face supérieure de l'éprouvette qui se situe en sous surface.

Les lois de comportement à froid n'étant pas sensibles à la vitesse de déformation dans la gamme de gamme de vitesse de nos essais, le changement de vitesses de glissement entre les cas 1.4 et 2.4 est 2.4 est uniquement pris en compte au niveau des simulations par l'augmentation du coefficient de coefficient de frottement. Toutefois, bien que ceux-ci soient quasiment multipliés par deux entre les entre les configurations 1.4 et 2.4, les coefficients de frottement restant faibles, les champs de de contraintes demeurent peu affectées par cette variation. Au final, les champs de contraintes, bien contraintes, bien que légèrement supérieurs à ceux du cas 1 .2, n'évoluent pas de façon significative. significative. Le critère de Cockcroft-Latham reste voisin de 7 MPa et l'endommagement de Lemaitre Lemaitre au niveau du contact Frotteur/éprouvette ne dépasse pas 2.10^{-4}, des valeurs très inférieures inférieures au seuil de rupture (

Figure 51).

Le modèle GTN détecte un début de germination sous la surface de l'éprouvette pour le cas à plus grande vitesse de glissement, mais cette valeur reste très faible et localisée dans la zone arrière de l'emprise (Figure 52).

Donc pour ces deux configurations, l'accroissement de l'endommagement et du critère de rupture sont principalement dus à la sollicitation en traction de l'éprouvette et restent bien en dessous des valeurs de rupture identifiées en traction. Là encore, aucun des modèles testé ne parait capable de prédire un éventuel arrachement de matière lors de la déformation ni de prédire l'influence de la vitesse de glissement sur l'apparition du défaut de collage.

ESSAI 3.1

L'essai 3.1 correspond aux expérimentations réalisées sans lubrifiant, avec une pénétration de 240 µm, une vitesse de glissement de 10 et ayant conduit à un coefficient de frottement très élevé, égal à 0,513, et un taux de transfert de matière de 90%, couvrant la quasi-totalité de la surface de contact du frotteur.

Comme cela a été souligné dans le chapitre 2, la forte augmentation du coefficient de frottement accroit les contraintes de cisaillement à l'interface frotteur/éprouvette. Les déformations plastiques maximales sont alors atteintes au niveau de la surface de contact avec le frotteur, et non plus sous la surface, comme c'est le cas dans la théorie de Hertz. Ceci a pour conséquence de modifier totalement les distributions de contraintes.

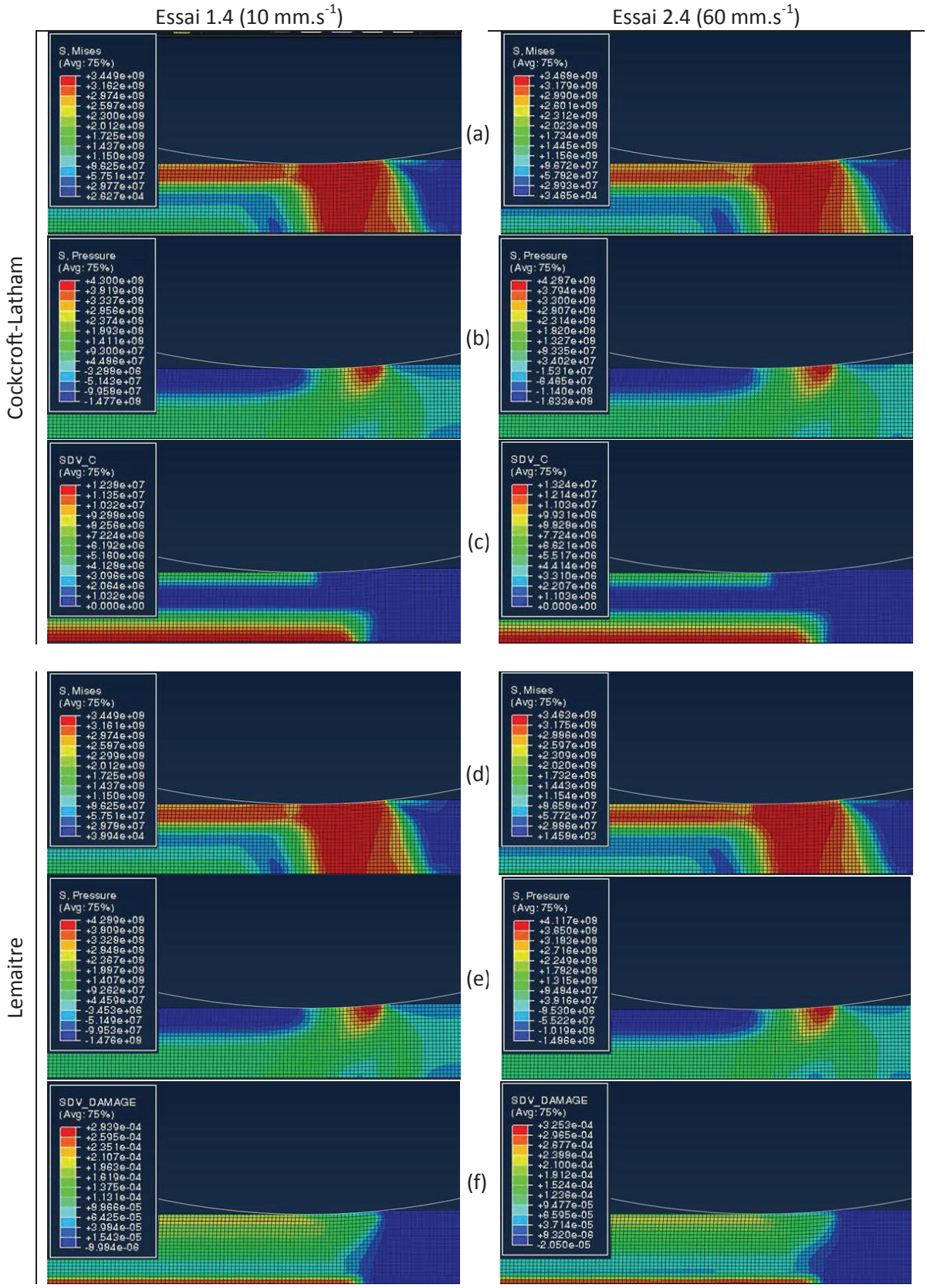


Figure 51 : Essais 1.4 et 2.4, modèles de Cockcroft-Latham et de Lemaitre, valeurs des contraintes de

Von Mises (a)(d), des pressions hydrostatiques (b)(e) et du critère d'endommagement/rupture (c)(f).

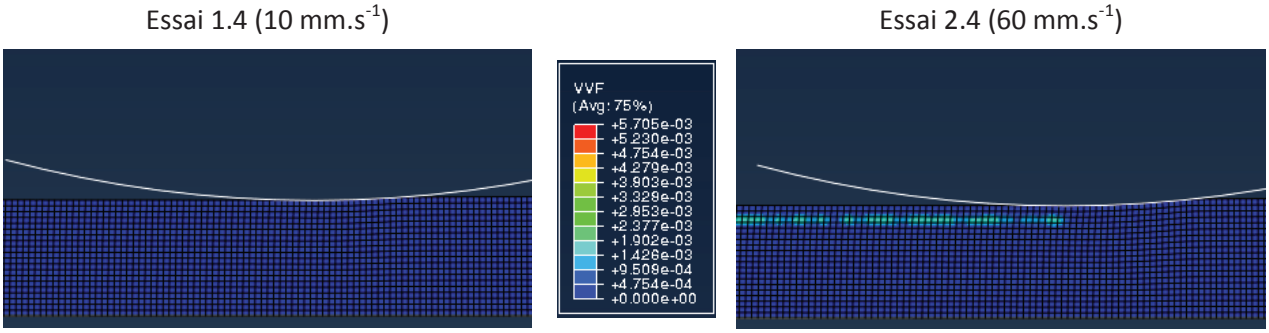


Figure 52 : Essais 1.4 et 2.4, modèle de GTN, valeurs de la fraction volumique de cavité

La répartition des valeurs du critère de Cockcroft-Latham ne se limite plus aux surfaces supérieure et inférieure et atteint le cœur de l'éprouvette (Figure 53-c). Elles restent néanmoins localisées en sortie de contact, confortant l'hypothèse que c'est bien un effet de traction, provoqué par le frotteur en dehors des zones de contact, qui induit une évolution de la valeur du critère. Ce dernier reste d'ailleurs très faible, de l'ordre de 27 MPa, soit huit fois plus faible que la valeur critique identifiée.

De même, les modifications des champs de contraintes ont localisé l'endommagement de Lemaitre en extrême surface (Figure 53-c). La valeur maximale relevée le long de la zone de contact avec le frotteur est d'environ 3.10^{-3}. Bien que du même ordre de grandeur que l'endommagement critique identifié, cette valeur demeure quasiment deux fois trop faible pour prédire une rupture du matériau au contact du frotteur.

La simulation avec prise en compte de la rupture par le critère de Shear Failure montre bien qu'il y a apparition de défaut au niveau du contact frotteur/éprouvette (Figure 54). La déformation plastique équivalente augmente rapidement à l'interface le long de l'emprise et dépasse la valeur critique 0,566. Par contre, dès que le critère est atteint dans un élément, cet élément est supprimé et le contact entre le frotteur et l'éprouvette disparait. Au final seuls 3 ou 4 éléments restent en contact, surévaluant alors la pression de contact à ces endroits et faussant ainsi le calcul. Ainsi, si ce résultat est intéressant dans le sens où il permet de prédire l'apparition du défaut dans des conditions sévères de contact, il ne permet pas d'estimer le taux de transfert de matière et est fortement sensible à la taille du maillage.

A l'image du critère de Cockcroft-Latham, le modèle GTN détecte une cavitation au niveau de la surface inférieure de l'éprouvette, en appui avec le support, mais rien n'est détecté au niveau de l'emprise malgré la sévérité du contact (Figure 55).

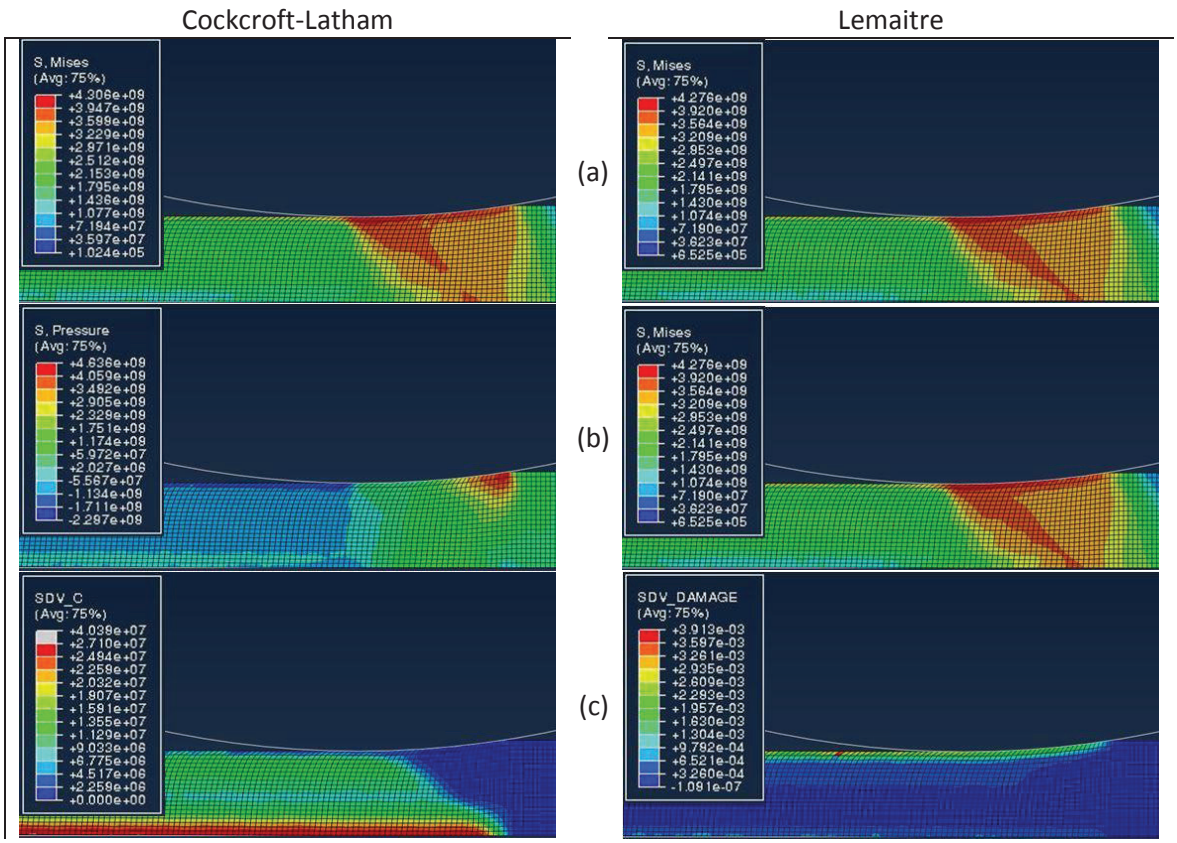
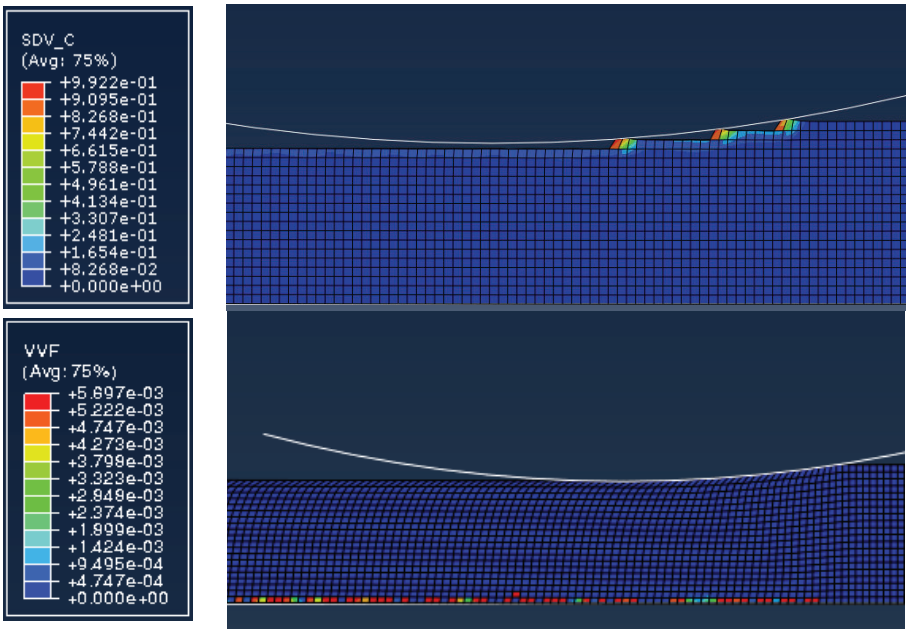


Figure 53 : Essai 3.1, modèles de Cockcroft-Latham et de Lemaitre, valeurs des contraintes de von Mises (a), des pressions hydrostatiques (b) et des critères d'endommagement/rupture (c).

Figure 54 : Essai 3.1, critère Shear Failure.

Figure 55 : Essai 3.1, modèle de GTN, valeurs de la fraction volumique de cavité



APPROCHE MESOSCOPIQUE

Les calculs précédents montrent que les modèles courants de rupture et d'endommagement ne permettent pas de prédire les risques d'apparition du collage. Même dans les cas « extrêmes », tels que le cas sans lubrifiant où les contraintes de frottement sont voisines de la contrainte locale d'écoulement en cisaillement pur, les modèles sont inaptes à prédire les risques de rupture du matériau en surface, donc de prédire les risques que ce matériau se détache de l'éprouvette et adhère à la surface de l'outil.

De plus, comme cela a été souligné dans le chapitre précédent, la rugosité du frotteur joue un rôle déterminant dans l'apparition des premiers collages. Or les modèles réalisés à l'échelle « macroscopique » des essais ne prennent pas en compte explicitement la rugosité. La rugosité est prise en compte de façon indirecte dans les valeurs du coefficient de frottement.

De façon à simuler l'effet de la rugosité, une série de calculs exploratoire a été effectuée en prenant en compte explicitement la rugosité de frotteur. Seuls les calculs avec le modèle de Lemaitre ont été effectués. Les simulations concernent les essais 1.2, 1.4, 2.4 et 3.1 décrits précédemment. Les éprouvettes sont supposées lisses (pas de rugosité prise en compte).

Des mesures de rugosité ont été réalisées sur les frotteurs avant essai. La hauteur totale des aspérités varie entre 1 et 2 µm, pour une rugosité arithmétique moyenne Ra dans le sens de glissement égale à 0,3 µm. La période Rsm du profil est voisine de 10 µm. Pour permettre la prise en compte explicite de la rugosité dans le modèle numérique, deux modifications ont été apportées aux mises en données précédentes :

- le maillage de l'éprouvette a été affiné au niveau de la surface de contact. Ce nouveau maillage initial comprend quatre rangées d'éléments carrés en surface, mesurant 0,033 mm de côté. Deux rangées de transition relient ces éléments fins aux éléments de 0,1 mm de côté utilisés pour mailler le reste de l'éprouvette.
- le frotteur a été modélisé par une surface rigide possédant une rugosité sinusoïdale de 2 µm d'amplitude et de 100 µm de période. Pour ces calculs exploratoires, la période a été choisie plus élevée que la période réelle de façon à limiter les temps de calcul. En effet, prendre une période égale à 10 µm aurait nécessité de réduire encore plus la taille des mailles du modèle afin que les nœuds en contact avec le frotteur suivent bien le profil sinusoïdal.

La Figure 56 montre l'évolution de l'endommagement le long de l'emprise pour la configuration 1.2 (faible pénétration, faible frottement). Bien que la valeur atteinte reste quatre fois inférieure à l'endommagement critique, la prise en compte explicite de la rugosité change littéralement la distribution de l'endommagement. Contrairement au cas avec outil lisse, l'endommagement au contact du frotteur, dans l'emprise, est maximum en extrême surface.

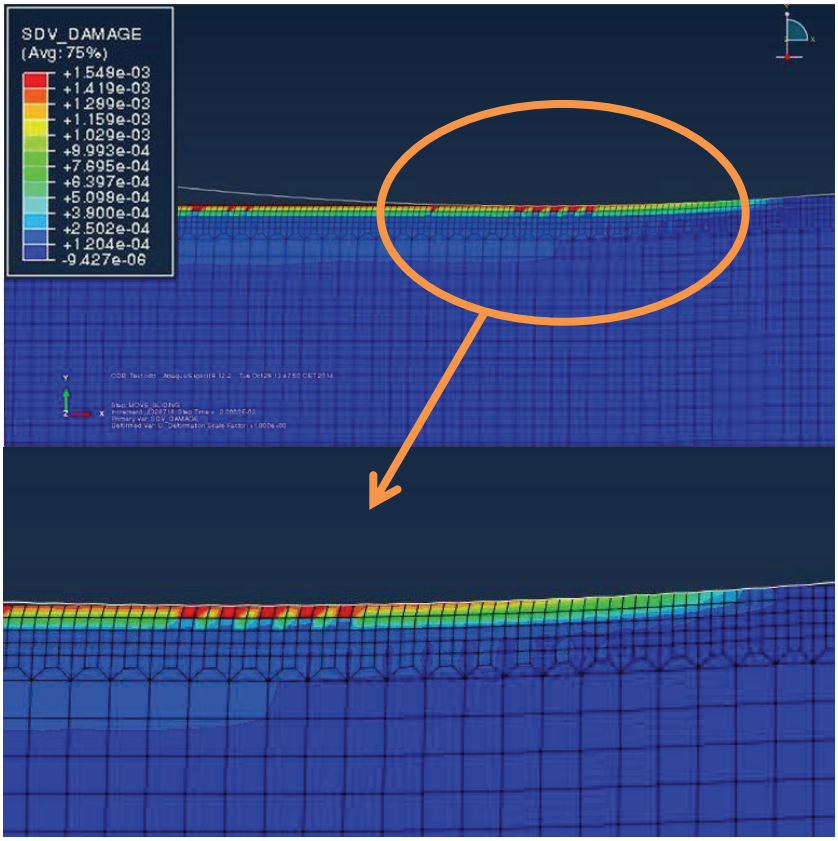


Figure 56 : Essai 1.2, modèle mésoscopique, variable d'endommagement de Lemaitre. Zoom sur la zone de contact.

De même, pour les simulations des essais 1.4 et 2.4, l'endommagement est localisé en surface et débute dans l'emprise. Toutefois, la valeur maximale atteinte reste inférieure à $5{,}6.10^{-3}$ et ne prédit donc pas de rupture (Figure 57, Figure 58). De plus la valeur maximale est atteinte dans la zone en traction de l'éprouvette et non pas dans l'emprise. L'endommagement est plus important pour le cas 2.4, correspondant au coefficient de frottement plus élevé. Si ce résultat est cohérent avec le modèle d'endommagement (le coefficient de frottement accroît les contraintes et en conséquence l'endommagement), il va à l'encontre du résultat expérimental où le taux de transfert de matière est plus faible pour le cas 2.4. Toutefois, le maximum d'endommagement apparait plus tôt dans le cas 1.4 que dans le cas 2.4 (48% de l'emprise contre 27%). Ces résultats ne sont évidemment pas

comparables aux valeurs expérimentales présentées dans le Tableau 6 (respectivement 68% et 36%), mais nous retrouvons la même évolution.

Par contre, la simulation du cas 3.1, avec un coefficient de frottement élevé, conduit bien à un endommagement en surface supérieur à l'endommagement critique Dc. La valeur de Dc est dépassée assez rapidement et 70% de l'emprise peut être considérée comme en zone endommagée (Figure 59). Ce résultat est proche des 90% observés expérimentalement.

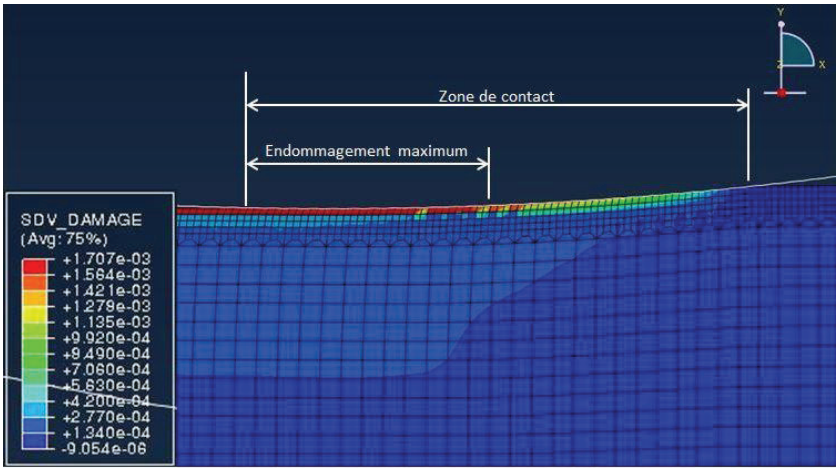


Figure 57 : Essai 1.4, modèle mésoscopique, variable d'endommagement de Lemaitre.

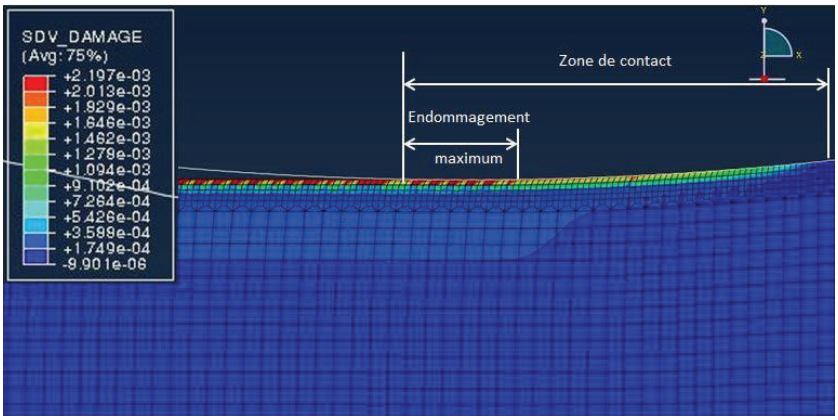


Figure 58 : Essai 2.4, modèle mésoscopique, variable d'endommagement de Lemaitre.

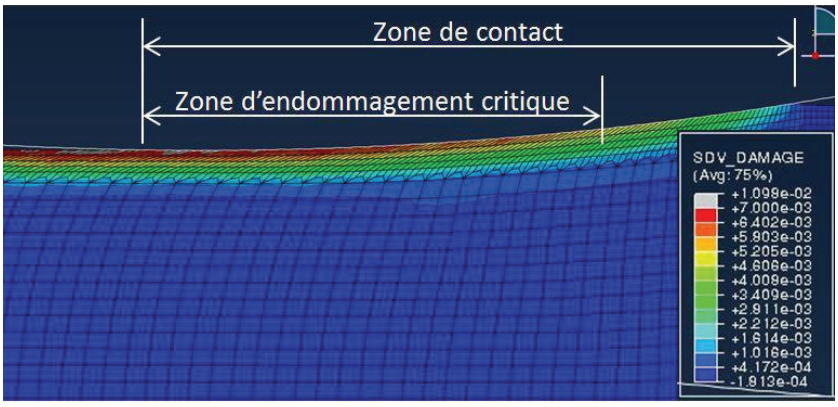


Figure 59 : Essai 3.1, modèle mésoscopique, variable d'endommagement de Lemaitre.

CONCLUSION

Ce chapitre vise à prédire le transfert de matière en cours de mise en forme en partant de l'hypothèse que le matériau, avant d'adhérer à la surface de l'outil, doit être arraché de la surface de la pièce, et donc subir un endommagement conduisant à sa rupture.

Le chapitre est introduit par un bref descriptif des modèles d'endommagement et de rupture courants. Deux modèles d'endommagement et deux critères de rupture ont alors été choisis pour la suite de l'étude. Le choix était basé sur l'aptitude des modèles à prédire la rupture en mise en forme à froid où des sollicitations de cisaillement sont présentes. Les critères métallurgiques ont également été pris en compte (présence de précipités assimilables à des inclusions ou à des sources de défauts initiaux).

Une première campagne d'essais numériques a été mise en œuvre. Chaque calcul simulait un des essais expérimentaux menés au chapitre 2. Les lois de comportement pour le modèle de Lemaitre et pour les critères de Cockcroft-Latham et Shear Failure ont été identifiées à partir d'essais de traction sur éprouvettes entaillées menés au laboratoire. Les paramètres du modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman ont quant à eux été puisés dans la bibliographie.

Les résultats des simulations ont montré que les modèles utilisés n'étaient pas aptes à prédire le défaut de collage apparaissant lors des essais sous sollicitations modérées. Les modèles conduisent à des valeurs d'endommagement ou des critères de rupture très inférieures aux valeurs critiques. De plus les valeurs maximales sont atteintes en sous surface et en dehors de la zone d'emprise.

Seul le critère de Shear Failure a donné des résultats satisfaisants pour le cas où le coefficient de frottement était très important, induisant des déformations plastiques élevées et des contraintes tangentielles de frottement proche de la limite d'écoulement du matériau.

Une seconde campagne de simulations numériques a alors été menée en modélisant la rugosité de la surface du frotteur, l'éprouvette étant supposée lisse. Ces résultats sont beaucoup plus probants et prometteurs. Le fait de modéliser la rugosité du frotteur localise l'endommagement dans l'emprise et en surface de l'éprouvette. La modélisation devient alors proche de la réalité expérimentale. Dans cette configuration le modèle de Lemaitre prédit de façon satisfaisante le collage qui apparait dans le cas à fort coefficient de frottement. Les tendances obtenues pour les essais moins sévères sont également

cohérentes, même si les valeurs calculées restent trop faibles par rapport aux valeurs critiques pour prédire l'apparition du défaut.

CHAPITRE 4 – CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES

Ce dernier chapitre dresse un bilan des résultats issus des essais expérimentaux et des simulations numériques réalisées durant ma thèse. Il présente également de nombreuses perspectives à ces travaux, que ce soit en terme de campagne d'essais pour améliorer la compréhension des phénomènes de collage et de transfert de matière, qu'en terme de modélisation de ces phénomènes.

.

CONCLUSION GENERALE

L'allègement des structures est une des réponses apportée aux contraintes environnementales auxquelles sont soumises les industries du transport. La conception de produits légers peut prendre plusieurs formes, suivant que le concepteur agit sur le choix des matériaux (substitution d'un matériau par un autre de densité moindre), sur la conception de composants légers (mettre de la matière uniquement aux endroits sollicités), sur la conception fonctionnelle (conception de systèmes spécifiques adaptés à un besoin précis, incluant éventuellement des pièces massives, mais réduisant la masse globale du système) [Tek14]. Dans tous les cas, les contraintes à respecter impliquent de produire rapidement, en grande quantité et à faible coût. Dans ces conditions, les alliages d'aluminium sont un matériau de premier choix : faible densité, disponible en grande quantité, recyclable, bonne tenue mécanique, bonne tenue à la corrosion…

Mais si ce matériau possède de nombreux avantages durant son cycle de vie, il possède un inconvénient de taille lors de sa mise en forme : il tend à coller aux outillages lors de sa fabrication.

Les objectifs de cette thèse étaient de quantifier a priori les risques de collages et les volumes de matière susceptibles d'être arrachés à la pièce et transférés sur la surface des outils. Pour atteindre ces objectifs des campagnes d'essais expérimentales et numériques ont été mises en place. L'ensemble des essais ont été menés sur l'alliage 6082-T6, alliage à durcissement structural.

Les campagnes expérimentales sur l'essai de compression-translation (UST) ont montré que :

- même sur des éprouvettes lubrifiées au bisulfure de molybdène, le collage apparait dès les premiers contacts entre les éprouvettes et les frotteurs,
- le collage est fonction de la sévérité de la déformation plastique. Plus la déformation imposée est importante, plus le collage est présent et recouvre la surface du frotteur,
- la rugosité des frotteurs joue un rôle direct sur les premiers collages. L'orientation des stries de polissages sur le frotteur peut notamment, dans certains cas, retarder les premiers transferts de matière,
- les premiers défauts de collage sont liés à la rupture du film lubrifiant à l'interface frotteur/éprouvette, mais le film lubrifiant se rétablit au cours du contact et conduit à un coefficient de frottement faible, même en présence de collage.

Les campagnes numériques ont montré que :

- lorsque les frotteurs sont modélisés par une surface lisse, les modèles d'endommagement de Lemaitre et de Gurson-Tvergaard-Needelman ainsi que les critères de rupture de Cockcroft-Latham et de Shear Failure localisent les variables d'endommagement maximales soit au niveau du contact de l'éprouvette sur son support, soit dans la zone de l'éprouvette en traction en dehors de la zone de contact avec frotteur. Ces modèles ne sont donc pas aptes à prédire l'arrachement de matière de la surface des éprouvettes lors des essais UST,
- lorsque la rugosité des frotteurs est modélisée (échelle mésoscopique), les champs de contraintes en surface sont modifiés et l'endommagement est localisé en surface de l'éprouvette, au niveau de l'emprise. Dans ce cas de figure, le modèle de Lemaitre est capable de prédire le collage lorsque les essais sont réalisés sans lubrifiant (fort coefficient de frottement). Les tendances pour les essais avec lubrifiant sont correctes, mais les valeurs d'endommagement sont trop faibles pour atteindre les valeurs critiques.

Les résultats obtenus avec les modèles numériques « mésoscopiques » sont prometteurs mais nécessitent quelques développements supplémentaires, notamment afin d'intégrer le schéma de lubrification proposé dans le chapitre 2. Ceci permettrait de prendre en compte la rupture locale du film lubrifiant générant l'amorce des premiers transferts de matière. Les résultats du modèle actuel montrent qu'en cas d'absence de lubrifiant, la simulation permet de détecter l'endommagement en surface.

PERSPECTIVES

Les perspectives de mes travaux sont nombreuses et peuvent se scinder en trois parties :

1. Compléter la base des observations expérimentales.
2. Améliorer la modélisation numérique.
3. Interaction endommagement en surface/lubrification/adhésion.

PARTIE 1 : COMPLETER LA BASE DES OBSERVATIONS EXPERIMENTALES

Tout d'abord les travaux présentés dans cette thèse ne sont relatifs qu'à un alliage d'aluminium. Il serait intéressant de mener les mêmes études sur un alliage à durcissement par écrouissage (série 5000 par exemple). La métallurgie et le comportement mécanique de ces alliages étant grandement différents de ceux des alliages de la série 6000, il est possible qu'ils engendrent des mécanismes de collage différents.

De même, l'étude des conditions de contact et de frottement des alliages de magnésium semblent une voie d'action intéressante. Ce matériau extrêmement léger est de plus en plus utilisé dans l'industrie. De nouveaux alliages, tel que le AZ31B chargé en nanoparticules d'alumine, sont actuellement développés pour améliorer la durée de vie des pièces mécaniques. Mais les influences de l'ajout de particules dures sur la tenue à l'usure des outillages de mise en forme ou sur l'endommagement en surface des pièces en magnésium lors de leur fabrication ne sont pas connues.

Les résultats expérimentaux présentés dans le chapitre 2 montrent clairement l'influence des rugosités sur l'amorce des premiers collages d'aluminium sur les frotteurs. L'inclinaison des stries de polissage par rapport au sens de glissement semble jouer comme une barrière et retarder l'apparition de collages trop importants dès le début du glissement. Une expérimentation plus importante permettrait de quantifier cette influence. Il pourrait être intéressant de voir s'il existe un angle optimum retardant les premiers collages. Une investigation sur la forme des rugosités peut également apporter des éléments concrets visant à améliorer la préparation de surface des outils pour leur garantir une durée de vie optimale. Par exemple, préparer la surface des outils avec une rugosité Rsk négative, correspondant à un profil de rugosité creux, est-elle à proscrire car favorisant les premiers

collages de par sa géométrie angulaire au niveau des plateaux, ou, au contraire, est-elle à rechercher car retardant la formation de transfert important par la formation d'ilots isolés ?

Le lubrifiant joue également un rôle important dans l'adhésion de l'aluminium aux outils de mise en forme. Dans le cadre des travaux présenté dans ce mémoire, seul un lubrifiant solide a été utilisé. Les paramètres de lubrification étaient figés de façon à disposer une couche de lubrifiant égale à 50 µm sur la surface des éprouvettes. Toutefois le collage ne peut s'expliquer que par la rupture du film lubrifiant. Une étude poussée de l'influence du lubrifiant pourrait permettre de déterminer l'épaisseur minimale de lubrifiant à appliquer en fonction de la sollicitation mécanique pour garantir un contact sans transfert de matière. Des essais avec un film lubrifiant volontairement détérioré pourraient également être mise en œuvre pour valider le mécanisme de re-lubrification de l'emprise proposé au chapitre 2.

PARTIE 2 : AMELIORER LA MODELISATION NUMERIQUE

L'amélioration des modèles numériques peut s'effectuer à deux échelles bien distinctes.

A l'échelle du procédé, l'amélioration de la modélisation peut s'effectuer en ayant recours à des modèles d'endommagement développés spécifiquement pour prendre en compte la chute des propriétés mécaniques du matériau générée par des contraintes de cisaillement. Cette approche peut être abordée soit en introduisant une nouvelle variable, telle que l'angle de Lode [Cao14][Nah08], soit en considérant le déviateur des contraintes dans l'expression dela loi d'endommagement, tel que cela a été proposé par Boyer et al. avec le modèle de Rice et Tracey[Boy02] ou par Nielsen et Tvergaard avec le modèle GTN [Nie09].

A l'échelle des aspérités, les améliorations viserait tout d'abord à améliorer la modélisation de la rugosité du frotteur. En effet les travaux présentés dans ce mémoire, même s'ils s'avèrent être prometteurs, ne sont qu'embryonnaires. Un véritable profil pourrait par exemple être modélisé. La déformation élastique du frotteur pourrait également être simulée. Evidemment, la prise en compte de la rugosité réelle de la surface du frotteur nécessitera d'affiner le maillage de l'éprouvette au voisinage de la surface de contact. La taille des mailles risquera assez rapidement d'atteindre le même ordre de grandeur que les intermétalliques de fer présents dans la « matrice » d'aluminium. Se posera alors la question de la validité des lois issues de la MMC. L'alliage d'aluminium pourra par exemple être modélisé comme un matériau composite chargé, composé d'une matrice d'aluminium et de renforcement constitué des différents précipités et intermétalliques. Dans ce cas, la rhéologie du matériau serait à modéliser en ayant recours à des techniques d'homogénéisation et l'endommagement pourrait être abordé par les techniques développées pour les composites [Abe14].

Une autre solution pour la simulation des conditions de contact à l'échelle mésoscopique serait de modéliser la zone d'emprise à l'aide d'éléments discrets. Cette méthode offre l'avantage de gérer directement la rupture entre les particules représentant le matériau des éprouvettes. Le verrou scientifique sera de développer une méthode fiable permettant d'identifier précisément les paramètres matériaux de l'alliage d'aluminium à cette échelle. A cet effet, des mesures par tomographie réalisées in situ sur des essais tractions sur « micro » éprouvettes pourraient apporter des éléments intéressants.

PARTIE 3 : INTERACTION ENDOMMAGEMENT EN SURFACE/LUBRIFICATION/ADHESION

Dans ces travaux de thèse, nous sommes partis de l'hypothèse que pour qu'il y ait transfert de matière, la matière devait au préalable être arrachée de la pièce avant de venir adhérer à l'outil. Nous avons donc dissocié la phase d'arrachement de matière et la phase d'adhésion, et avons concentré nos travaux sur l'aspect endommagement de la surface de la pièce. En procédant de la sorte, nos travaux ne se sont intéressés qu'au comportement mécanique de la pièce, l'influence de l'outil étant simplement prise en compte par un coefficient de frottement. Les résultats du chapitre 2 montrent que cette hypothèse est trop restrictive et que l'outil intervient directement dans la phase de transfert de matière, tout au moins via sa rugosité.

La suite de mes travaux consisterait donc à développer un modèle plus complexe, prenant en compte la phase d'arrachement et d'adhésion de façon simultanée. Dans ce modèle, l'adhésion de la matière pourrait apparaitre avant arrachement et générer des contraintes, favorisant l'endommagement critique. Il faudrait prendre en compte, en plus du coefficient de frottement, un « coefficient d'adhésion » qui serait activé dès qu'un défaut de lubrification serait détecté. Les verrous scientifiques à lever sont ici assez nombreux : comment détecter la rupture du film lubrifiant pour activer le coefficient d'adhésion, comment identifier ce coefficient et quelles propriétés physiques lui associer (par exemple faudra-t-il prendre en compte explicitement la chimie du frotteur ou représenter l'adhérence par une simple combinaison d'une contrainte normale de traction et d'une contrainte tangentielle sera-t-elle suffisante ?).

De plus, nous avons travaillé avec un lubrifiant solide. Or, en mise en forme à froid, de nombreux procédés sont lubrifiés avec une lubrification liquide additionnelle dont le rôle est de refroidir et nettoyer la surface des outils. Cette lubrification additionnelle peut avoir des conséquences désastreuses sur la tenue du lubrifiant solide déposé sur la pièce, et donc sur la réponse du tribosystème [Dub02]. Le laboratoire a travaillé à la mise en place d'un modèle de lubrification en régime Micro-Plasto-Hydrodynamique, permettant notamment de calculer l'écrasement d'une surface rugueuse lors d'un contact frottant avec présence de

lubrifiant emprisonné entre les aspérités [Bel08][Dub12]. Ces modèles montrent que la présence du lubrifiant engendre une élévation de la pression hydrostatique en fond de vallée, source potentielle d'apparition de fissures. Il serait intéressant d'intégrer à ce modèle des lois d'endommagement pour prédire l'apparition des premiers défauts de surface, et donc les premiers transferts de matière. Ces travaux seraient applicables à l'étude de la propreté de bande en laminage où la problématique de la production de fines de fer ou de zinc reste un sujet d'actualité.

REFERENCES

[Aba10] S. Abachi, M. Akkök, M.I. Gökler (2010) Wear analysis of hot forging dies, *Tribology International*, Vol. 43, pp 467-473

[ABA14] ABAQUS 6.14 User's Manual (2014) Dassault Systèmes Simulia Corp.

[Abe14] A. Abedini,Z.T. Chen (2014) A micromechanical model of particle-reinforced metal matrix composites considering particle size and damage. *Computational Materials Science*. Vol. 85, pp 200-205

[Aga03] H. Agarwal, A.M. Gokhale, S. Graham, M.F. Horstemeyer (2003) Void growth in 6061-aluminum alloy under triaxial stress state. *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 341, pp 35-42

[Air06] A. Airod (2006) Fundamental analysis of the deformation behaviour of 5083 and 6082 aluminium alloys, PhD Thesis, University of Gent.

[Ale02] D.T.L. Alexander,A.L. Greer (2002) Solid-state intermetallic phase tranformations in 3XXX aluminium alloys, *Acta Materialia*, Vol. 50-10, pp 2571-2583

[All11] J.M. Allwood, M.F.Ashby, T.G. Gutowski, E. Worrell (2011) Material efficiency:Awhitepaper.*Resources, ConservationandRecycling*, Vol. 55, pp 362–381

[An14] Y.G. An,H. Vegter,S. Melzer,P. Romano Triguero (2014) Evolution of the plastic anisotropy with straining and its implication on formability for sheet metals, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 213-8, pp 1419-1425

[Ang04] G. Angella, P. Bassani, A. Tuissi, M. Vedani (2004) Intermetallic Particle Evolution during ECAP Processing of a 6082 Alloy, *Mater. Trans.*Vol. 45, pp 2182-2186

[Ang10] G. Angella, D. Dellasega, S. Farè, M. Vedani(2010) A comparison between asymmetric rolling and accumulative roll bonding as means to refine the grain structure of an Al-Mg-Si alloy, *Metall. Sci. Technol.* Vol. 28, pp 22-26.

[Arc53] J.F. Archard, (1953). Contact and rubbing of flat surface. *Journal of Applied Physic*, Vol. 24, pp 481-488.

[Ash02] M.F. Ashby, D.R.H. Jones (2002) Engineering Materials 1 : An Introduction to their Properties and Applications, Butterworth-Heinemann, ISBN 0 7506 3081 7

[Ash13] M.F. Ashby (2013)*Materials and the environment, an eco-informed material choice*. Elsevier Ltd. ISBN 978-0-12-385971-6

[Avi86] B. Avitzur, Y. Nakamura(1986) Analytical determination of friction resistance as a function of normal load and geometry of surface irregularities, Wear, Vol. 107, pp 367-383

[Bai94] L. Baillet, JC. Boyer (1994) A friction model for closed–die forging F.E.M. simulation. *Proc. of Metal Forming Process, Simulation in Industry*, pp 132-145

[Bar03] O. Barrau, C. Boher, R. Gras, F. Rezai-Aria (2003) Analysis of the friction and wear behavior of hot work tool steel for forging. Wear, vol. 255, 1444–1454

[Bat05] P.S. Bate, R.D. Knutsen, I. Brough, F.J. Humphreys (2005) The characterization of low-angle boundaries by EBSD., *J. Microsc.*Vol. 220, pp 36-46

[Bau01] J. Baur, G. Messmer (2001) Thixoforming aluminim components for the automotive use. *AluForm Congress*, 15th-16th January, Paris.

[Bay87] N. Bay (1987) Friction stress and normal stress in bulk forming processes. J. Mech. Work. Tech., Vol. 14, pp 203

[Bay90] N. Bay, T. Wanheim (1990) Contact phenomena under bulk plastic deformation conditions. *Advanced Technology of Plasticity*,vol IV, pp 1677-1691

[Beh08] B.A. Behrens (2008) Finite element analysis of die wear in hot forging processes, *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, Vol.57, pp 305-308

[Bel08] A. Belotserkovets, A. Dubois, M. Dubar, L. Dubar, R. Deltombe,H. Vandekinderen, J.M. Damasse (2008) 2D asperity deformation of stainless steel strip in cold rolling. *International Journal of Material Forming*, Vol 1, pp 351-354

[Ben10] T. Ben Britton, S. Birosca, M. Preuss, A.J. Wilkinson (2010) Electron backscatter diffraction study of dislocation content of a macrozone in hot-rolled Ti–6Al–4V alloy, *Scripta Materialia*,Vol. 62, pp 639-642

[Ber99] G. Bernhart, G. Moulinier, O. Brucelle, D. Delagnes (1999) High temperature low cycle fatigue behaviour of a martensitic forging tool steel, *International Journal of Fatigue*, 21, 179–186

[Big13] M. Bigerelle, D. Najjar, T. Mathia, A. Iost, T. Coorevits, K. Anselme (2013) An expert system to characterise the surfaces morphological properties according to their tribological functionalities: The relevance of a pair of roughness parameters. *Tribology International*, Vol. 59, pp 190-202

[Boh09] C. Boher, O. Barrau, R. Gras, F. Rezai-Aria (2009) A wear model based on cumulative cyclic plastic straining, *Wear*, Vol. 67, 1087-1094

[Boh12] C. Boher, S.LeRoux, L.Penazzi, C.Dessain (2012) Experimental investigation of the tribological behavior and wear mechanisms of tool steel grades in hotstamping of a high strength boron steel, , *Wear*, Vol. 294–295, pp 286-295

[Bou14] J. Bouquerel, B. Diawara, M. Dubar, J.B. Vogt, D. Najjar, A. Dubois (2014) Investigations of the microstructural response to a cold forging process of the 6082-T6 alloy, accepté à *Materials & Design.*

[Boy02] J-C. Boyer, E. Vidal-Sallé, C. Staub (2002) A shear stress dependent ductile damage model, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 121, pp 87-93

[Brn14] J. Brnic,G. Turkalj,D. Lanc,M. Canadija,M. Brcic,G. Vukelic (2014) Comparison of material properties: Steel 20MnCr5 and similar steels, *Journal of Constructional Steel Research*, Vol. 95, pp 81-89

[Bru99] O. Brucelle, G. Bernhart (1999).Methodology for service life increase of hot forging tools. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 87, pp 229-243.

[Cao14] T. S. Cao, P. Montmitonnet, P-O. Bouchard, C. Bobadilla, C. Vachey(2014)Damage prediction using several types of macro-scale damagemodels in different cold wire production lines. *Procedia Engineering*, Vol. 81, pp 185-190

[Cha02] B. Chamont (2002) High-speed drawing of aluminium automotive parts. *AluForm Congress*, 15th-16th January, Paris.

[Coc68] M. Cockroft, D. Latham (1968) Ductility and workability of metals. *Journal Institute of Metals*, Vol. 96, pp. 33-39

[Com99] Y. Combes (1999) Propriétés du titane et de ses alliages, *Techniques de l'Ingénieur*, M557.

[Cos12] J.D. Costa, J.A.M. Ferreira, L.P. Borrego (2012) Fatigue behaviour of AA6082-T6 aluminium alloy friction stir welds under variable amplitude loading, *International Journal of Fatigue*, Vol. 37, pp 8-16

[Cri13] G. Cricri (2013) A consistent use of the Gurson-Tvergaard-Needlemandamage model for the R-curve calculation, *Frattura ed Integrità Strutturale*, Vol. 24, pp 161-174

[Cur06] W.A. Curtin, D.L. Olmsted, L.G. Hector (2006) A predictive mechanism for dynamic strain ageing in aluminium–magnesium alloys, *Nature Materials*, Vol. 5, pp. 875-880

[Dad10] S. Dadbakhsh, a. Karimi Taheri, C.W. Smith (2010) Strengthening study on 6082 Al alloy after combination of aging treatment and ECAP process, *Mater. Sci. Eng. A.*Vol. 527, pp 4758-4766

[Dao08] E. Daouben, A. Dubois, M. Dubar, L. Dubar, R. Deltombe,N.G. Truong Dinh, L. Lazzarotto (2008) Effects of lubricant and lubrication parameters on friction during hotsteel forging, *International Journal of Material Forming*, Vol 1, pp 1223-1226

[Dav03] G. Davies (2003) *Materials for Automobile Bodies*. Elsevier Ltd.ISBN 0-7506-5692-1

[Deb14] C. Debras, M. Dubar, A. Dubois, K. Hermange, C. Nivot, C. Courtois(2014) New environmentally friendly coating to enhance contact in hot forging process, soumis à *Surface & Coating.*

[Dec05] A. Decroly, J.-P. Petitjean (2005) Study of the deposition of cerium oxide by conversion on to aluminium alloys, *Surf. Coatings Technol*. Vol. 194, pp 1-9

[Del03] R. Deltombre, M. Dubar, A. Dubois, L. Dubar (2003) A new methodology to analyse iron fines during steel cold rolling processes, *Wear*, Vol. 254, pp 211-221

[DeM12] G. De Matteis, G. Brando,F.M. Mazzolani (2012) Pure aluminium: An innovative material for structural applications in seismic engineering, *Construction and Building Materials*, Vol 26-1, pp 677-686

[Dia13] B. Diawara, J. Bouquerel, M. Dubar, J-B. Vogt, D. Najjar, A.Dubois (2013) Microstructure/process coupling related to the cold forming oflightweight material, 46th ICFG Plenary Meeting 2013, Paris, France, pp 26.

[Dif01] R. Dif, P. Lequeu, T. Warner, B. Bès, H. Ribes, P. Lassince (2001) Recent development in Aluminium sheet alloys used in Aerospace, Proc. of *Aluminum in the Aerospace Industries*, March 2001, Gosselies,Belgium.

[Din04] D. Dingley(2004) Progressive steps in the development of electron backscatter, *J. Microsc.*Vol. 213, pp 214-224

[Dub02] A. Dubois, L. Lazzarotto, L. Dubar, J. Oudin (2002) A multi-step lubricant evaluation strategy for wiredrawing–extrusion–cold heading sequence, *Wear*, Vol. 249, pp 951-961

[Dub06] M. Dubar, S. Huart,R. Deltombe, A. Dubois,L. Dubar (2006) Cold rolling of galvanized strips: A new approach to the evaluation of zinc fines formation. *International Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 177, pp 505-508

[Dub12] L. Dubar, C. Huber, P. Christiansen, N. Bay, A. Dubois (2012) Analysis of fluid lubrication mechanisms in metal forming at mesoscopic scale, CIRP Annals – Manufacturing Technology, Vol. 61, pp 271-274

[Dub14] L. Dubar, C.I. Pruncu, A. Dubois, M. Dubar (2014) Effects of contact pressure, plastic strain and sliding velocity on sticking in cold forging of aluminium billet. In *Proceeding of 11th ICTP 2014*, Nagoya, October 19-24.

[Dub95] A. Dubois (1995) *Essai de compression-translation : contribution à l'identification de lois de comportement surfaciques et volumiques*. Thèse de Doctorat. UVHC.

[Dub96a] A. Dubois, D. Patalier, P. Picart, J. Oudin (1996) Optimization of the upsetting-sliding test parameters for the determination of friction laws at medium and high contact pressures. *Journal of Material Processing Technology*, Vol 62, pp 140-148

[Dub96b] A. Dubois, P. Picart, J. Oudin (1996) Identification des coefficients de frottement dans les procédés de mise en forme à froid impliquant des pressions de contact élevées, *Tribologie et Ingénierie des surfaces*(Editeur : J. Von Stebut). SIRPE, Paris, ISBN 2-906643-11-4, pp 157-168

[EAA11] European Aluminium Association. *The Aluminium Automotive Manual – Design with Aluminium* (2011) (lien : www.alueurope.eu)

[EAA12] European Aluminium Association. *Aluminium in Cars – Unlocking the lightweighting potential* (2012) (lien : www.alueurope.eu)

[EU02] Décision du Conseil du 25 avril 2002 relative à l'approbation, au nom de la Communauté européenne, du protocole de Kyoto à la convention-cadre des Nations Unies sur les changements climatiques (lien : 2002/358/CE)

[Fal01] K. Faller, F.H. Froes (2001) The use of titanium in family automobiles, *Journal of Metals*, Vol. 53-4, pp. 27–28

[Fel09] E. Felder, K. Mahjoub, N. Mottu (2009) Etude de l'usure par abrasion desmatrices de forgeage à chaud d'acier, *Journée CETIM - Usure des outillages à chaud*, 24 février 2009

[Fre50] A. M. Freudenthal (1950)*The Inelastic Behavior in Solids*. Wiley & Sons, New York.

[Fuk04] H. Fukui, J. Okida, N. Omori, H. Moriguchi, K. Tsuda (2004) Cutting performance of DLC coated tools in dry machining aluminium alloys, *Surface Coating Technology*, Vol. 178, p. 70

[Geo07] N. Geoffroy, E. Vittecoq, a. Birr, F. de Mestral, J.-M. Martin (2007) Fatigue behaviour of an arc welded Al–Si–Mg Alloy, *Scr. Mater.,*Vol. 57, pp 349-352

[Gho05] S. Ghosh, M. Li, A. Khadke (2005) 3D modeling of shear-slitting processfor aluminum alloys. *Journal of Material Processing Technology*, Vol. 167, pp 91-102

[Gie03] M. Gierzyńska-Dolna, P. Lacki (2003) Some aspects of modelling of metal forming processes, *Computers and Structures*, Vol. 81, pp 605–613

[Goe09] M. Goede, M. Stehlin, L. Rafflenbeul, G. Kopp,E. Beeh (2009) Super Light Car: lightweight construction thanks to a multi-material design and function integration, *European Transport Research Review*,vol 1, pp 5-10

[Gol93] M. Gologanu, J.P. Leblond, J. Devaux (1993) Approximate models for ductile metals containing non-spherical voids-case of axisymmetric prolate ellipsoidal cavities, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 41, pp 1723-I 754

[Gor98] I.G. Goryacheva (1998) Contact Mechanics in Tribology, Kluwer Academic Publishers, ISBN 0-7923-5257-2

[Gué99] JD. Guérin, H. Bartys, A. Dubois, J. Oudin (1999) Finite element implementation of a generalized friction model:application to an upsetting-sliding test. *Finite Elements in Analysis and Design*, Vol. 31, pp 193-207

[Gur77] A.L. Gurson (1977)Continuum theory of ductile rupture by void nucleation andgrowth, part1: yield and flow rules for porous ductile media, *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol., pp 2-15

[Gur78] A.L. Gurson (1978)Porous rigid-plastic materials containing rigid inclusions - yield function, plastic potential, and void nucleation. *The Physical Metallurgy of Fracture*, pp 357-364

[Gru09] A. Grüning, M. Lebsanft, B. Scholtes (2009) Cyclic stress–strain behavior and damage of tool steel AISI H11 under isothermal and thermal fatigue conditions, Materials Science and Engineering A, Vol. 527, pp 1979-1985

[Ham02] R. Hambli, M. Reszka (2002) Fracture criteria identification using an inversetechnique method and blanking experiment, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 44, Vol. 7, pp 1349-1361

[Han08] M. Hanson (2008)*On adhesion and galling in metal forming*, PhD thesis, Uppsala University, ISBN 978-91-554-7072-2.

[Har06] P. Hartley, I. Pillinger (2006) Numerical simulation of the forging process. Comput. Methods Appl. Mech. Engrg., Vol. 195, pp 6676–6690

[Hei09] J. Heinrichs, S. Jacobson (2009) Laboratory test simulation of galling in cold forming of aluminium, *Wear*, Vol. 267, p. 2278

[Hei11] J. Heinrichs, S. Jacobson (2011) The influence from shape and size of tool surface defects on the occurrence of galling in cold forming of aluminium, *Wear*, Vol. 271, pp 2517-2524

[Hin01] J. Hinrichsen (2001) A380: Requirements for the selectionof materials and manufacturing technologies, Proc. of *Aluminum in the Aerospace Industries*, March 2001, Gosselies,Belgium.

[Hir92] M. Hirscvogel, H.V. Dommelen(1992) Some applications of cold and warm forging, J. Mater. Process. Technol. Vol. 35, pp 343-356

[Hor99] M.F. Horstemeyer, A.M. Gokhale (1999) A void-crack nucleation model for ductile metals. International Journal of Solids and Structures, Vol. 36, pp 5029-5055

[Hu10] Z.G. Hu,P. Zhu, J. Meng (2010) Fatigue properties of transformation-induced plasticity and dual-phase steels for auto-body lightweight: Experiment, modeling and application. *Materials & Design*, Vol. 31-6, pp 2884–2890

[Hua04] S. Huart, M. Dubar, R. Deltombe, A. Dubois, L. Dubar (2004) Asperity deformation, lubricant trapping and iron fines formationmechanism in cold rolling processes, *Wear*, Vol. 257, pp 471-480

[Hua91] Y. Huang (1991) Accurate dilatation rates for spherical voids in triaxial stress fields, Journal of Applied Mechanics, Vol. 58, pp 1081-1086

[Hub10] C. Hubert (2010) *Stratégie de modélisation de la séquence cisaillage-laminage en mise en forme à froid des aciers*, Thése de doctorat, Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis.

[Hur03] P.J. Hurley, F.J. Humphreys (2003) The application of EBSD to the study of substructural development in a cold rolled single-phase aluminium alloy, *Acta Mater.* Vol. 51, 1087-1102

[ICF07] K. Kuzman (edt) (2007) Tool life & tool quality in cold forging part 1 & 2. ICFG Document N°14/02 and N°16/04, in *ICFG 40 years History Document*. ISBN 978-3-87525-264-4

[Jen98] O. Jensrud, K. Pedersen(1998) Cold forging of high strength aluminum alloys and the development of new thermomechanical processing, *J. Mater. Process. Technol.*Vol. 80-81, pp 156-160

[Jis10] D. Jíša, P. Liškutín, T. Kruml, J. Polák (2010) Small fatigue crack growth in aluminium alloy EN-AW 6082-T6, International Journal of Fatigue, Vol. 32, pp 1913-1920

[Joh85] K.L. Johnson (1985) *Contact Mechanics*. Cambridge University Press. 9th edition, 2003. ISBN 0 521 34796 3.

[Kar05] S. Karabay, M. Yilmaz, M. Zeren (2005) Investigation of extrusion ratio effect on mechanical behaviour of extruded alloy AA-6101 from the billets homogenised-rapid quenched and as-cast conditions, *J. Mater. Process. Technol*. Vol. 160, pp138-147

[Kha03] Z.A. Khan, U. Chakkingal, P. Venugopal (2003) Analysis of forming loads, microstructure development and mechanical property evolution during equal channel angular extrusion of a commercial grade aluminum alloy, *J. Mater. Process. Technol.*Vol. 135, pp 59-67

[Lan99] A.R. Lansdown (1999) *Molyndenum Disulfide Lubrication*. Elsevier Science B.V. ISBN 0-444-50032-4

[Las07] D. Lassance, D. Fabregue, F. Delannay, T. Pardoen (2007) Micromechanics of room and high temperature fracture in 6xxx Al alloys, *Progress in Materials Science,* Vol. 52, pp 62-129

[Laz98] L. Lazzarotto, L. Dubar, A. Dubois, P. Ravassard, JP. Bricout, J. Oudin (1998) A selection methodology for lubricating oils in cold metal forming processes.*Wear*,Vol. 215, pp 1-9

[Le00] H. Le, MP Sutcliffe (2000) Analysis of surface roughness of cold-rolled aluminium foil, *Wear*, Vol. 244, pp 71-78

[Lee08] H.C. Lee, Y. Lee, S.Y., Lee, S. Choi, D.L. Lee, Y.T. Im (2008) Tool life prediction for the bolt forming process based on high-cycle fatigue and wear, *Journal Of Material Processing Technology*, Vol.201, pp 348-3

[Lee12] N.H. Lee,P.W. Kao, T.Y. Tseng,J.R. Su (2012) Effect of manganese addition on the tensile properties of cold-rolled and recovery-annealed aluminum alloy sheets, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 535, pp 297-305

[Lem83] J. Lemaitre (1985) A continuous damage mechanics model for ductile Fracture*». J. of Engng. Mat. and Technology*, Vol.107, Pp.83-89

[Lev13] R. Lévêque (2013) Aciers à outils – Classification et évolution, *Les Techniques de l'Ingénieur*, référence M4588.

[Lou08] K. Louaisil (2008) *Laminage à froid des aciers : Analyse des mécanismes de lubrification et de leurs impacts sur l'usure et le frottement*. Thèse de Doctorat, UVHC.

[Lou09] K. Louaisil, M. Dubar, R. Deltombe, A. Dubois, L. Dubar (2009) Analysis of interface temperature, forward slip and lubricant influence on friction and wear in cold rolling, *Wear*, Vol. 266, pp 119-128

[Lud92] K.C. Ludema (1992) *Sliding and Adhesive wear, in Friction, Lubrication and Wear technologies*. P.J. Blau Edt. ASM Handbook vol. 18, ISBN 0-87170-380-7

[Lud96] K.C. Ludema (1996) Friction, Wear, Lubrication: A Textbook in Tribology, CRC Press, ISBN 0-8493-2685-0.

[Lug11] M. Lugo, J.B. Jordon, M.F. Horstemeyer, M.A. Tschopp, J. Harris, A.M. Gokhale (2011) Quantification of damage evolution in a 7075 aluminum alloy using an acoustic emission technique. Mater. Sci. Eng. A, Vol. 528, pp 6708-6714

[Ma02] Z. Ma (2002) Effect of Fe-intermetallics and porosityon tensile and impact propertiesof Al-Si-Cu and Al-Si-Mg cast alloys. Thèse de doctorat, Université du Québec à Chicoutimi.

[Mai02] E.M.A. Maine, M.F. Ashby (2002) Applying the investment methodology for materials (IMM) to aluminium foams, *Materials & Design*, Vol. 23-3, pp 307-319

[Mar02] B. Marandet (2002) Recent Progress in Aluminium Alloys for Transport applications. *AluForm Congress*, 15th-16th January, Paris

[Mar07] J.W. Martins (2007) *Concise Encyclopedia of The Structure of Materials*. Elsevier Ltd. ISBN 978-0-08-045127-5

[McC68] F.A. McClintock (1968) A criterion for ductile fracture by growth oh holes, *J. of Applied Mechanics*,Vol. 35, pp 363-371

[Mit98] A. Mitchell (1998) Melting, casting and forging problems in titanium alloys, Materials Science and Engineering A, Vol. 243, pp 257-262

[Mon86] F. Montheillet, F. Moussy (1986) Physique et mécanique de l'endommagement. Les Editions de Physique. ISBN 2-86883-105-2

[Mon93] P. Montmitonnet (1993) Lois de frottement et déformation plastique. *Matériaux et Techniques*, Vol. 1-2-3, pp 9-21

[Mor09] P.M.G.P. Moreira, T. Santos, S.M.O. Tavares, V. Richter-Trummer, P. Vilaça, P.M.S.T. de Castro (2009) Mechanical and metallurgical characterization of friction stir welding joints of AA6061-T6 with AA6082-T6, *Mater. Des.*Vol. 30, pp 180-187

[Mro05] G. Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski (2005) Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys, *J. Mater. Process. Technol.*Vol. 162-163, pp 367-372.

[Mro07a] G. Mrówka-Nowotnik, J. Sieniawski, M. Wierzbińska (2007) Analysis of intermetallic particles in AlSi1MgMn aluminium alloy, *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng*. Vol. 20, pp 7-8.

[Mro07b] G. Mrówka-Nowotnik (2007) Intermetallic phase identification on the cast and heat treated 6082 aluminium alloy, *Automn Sch. Mater. Sci. Electron Microsc*., pp. 5–6.

[Mro08] G. Mrówka-Nowotnik (2008) Damage mechanism in AlSi1MgMn alloy, *Arch. Mater. Sci. Eng.*Vol. 29, pp 93-96

[Mro10] G. Mrówka-Nowotnik (2010) Influence of chemical composition variation and heat treatment on microstructure and mechanical properties of 6xxx alloys, *Arch. Mater. Sci. Eng.* Vol. 46, pp 6-13.

[Nah08] K. Nahshon, J.W. Hutchinson (2008) Modification of the Gurson Model for shear failure, *European Journal of Mechanics A/Solids*, Vol. 27, pp 1-17

[Ni06] W. Ni, Y.T. Cheng, A. Weiner, T. Perry (2006) Tribological behaviour of Diamond-Like-Carbon (DLC) coatings against aluminium alloys at elevated temperatures, *Surface Coating Technology*, Vol. 201, p. 3229

[Nie09] K.L. Nielsen, V. Tvergaard (2009) Effect of a shear modified Gurson model on damage development in a FSW tensile specimen, *International Journal of Solids and Structures*, Vol. 46, pp 587-601

[Ode86] J.T. Oden, J.A.C Martins (1986) Models and computational methods for dynamic friction phenomena. Comput. Meth. Appl. Mech. Eng., Vol. 52, pp527–634.

[Osa78] K. Osakada, K. Mori (1978) Prediction of ductile fracture in cold forging.*Annales du CIRP*, Vol. 27, No. 1, pp. 135-139

[Oya80] M. Oyane, T. Sato, K. Okimoto, S. Shima (1980) Criteria for ductile fracture and their applications. *Journal of Mechanical Working Technology*, Vol. 4, pp 65-81

[Pic92] P. Picart, J. Oudin, B. Bennani (1992) Finite element simulationof void nucleation growth and coalescencein isotropic standard elasto-plasticity application to cold forging, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 32, pp 179-188

[Pol11] C. Poletti, M. Rodriguez-Hortalá, M. Hauser, C. Sommitsch (2011) Microstructure development in hot deformed AA6082, *Mater. Sci. Eng. A.*Vol. 528, pp 2423-2430

[Rei04] O. Reiso (2004) Extrusion of AlMgSi Alloys, *Mater. Forum*. Vol. 28, pp 32-46

[Ria07] A.R. Riahi, A.T. Alpas (2007) Adhesion of AA5182 aluminium sheet to DLC and TiN coatings at 25 °C and 420 °C, *Surface Coating Technology*, Vol. 202, p. 1055

[Ric69] J.R. Rice, D.M. Tracey (1969) On the ductile enlargement of voids in triaxialstress fields. *J. of Mechanics and Physics of Solids*, vol.17, pp.201-217

[Ric70] J. R. Rice, M. A. Johnson (1970) The Role of Large Crack Tip Geometry Changes in Plane Strain Fracture, in *Inelastic Behavior of Solids* (eds. M. F. Kanninen, et al.), McGraw-Hill, N.Y., pp 641-672

[Sad90] F. Sadeghi, PC. Sui (1990) Thermal Elastohydrodynamic lubrication of rough surfaces, *Journal of Tribology*, Vol. 112, pp 341-346

[San06] M. Saniei, M. Salimi (2006) Development of a mixed film lubrication model in cold rolling, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 177, pp 575-581

[Sch83] Schey J.A. (1983) *Tribology in Metal Working, Lubrication & Wear*, ASM, Ohio.

[Sch94] E. Schedin (1994) Galling mechanisms in sheet forming operations. *Wear*, Vol.179, pp 123-128

[Sha01] G. Sha, K. O'Reilly, B. Cantor, J. Worth, R. Hamerton (2001) Growth related metastable phase selection in a 6xxx series wrought Al alloy, *Mater. Sci. Eng. A*. Vol. 304-306, pp 612-616

[She12] Y. Shen (2012) Comportement et endommagement des alliages d'aluminium 6061-T6 : Approche micromécanique. Thèse de Doctorat, Centre des Matériaux, Mines ParisTech.

[She94] S. Sheljaskov(1994) Current level of development of warm forging technology, *J. Mater. Process. Technol.*Vol. 46, pp 3-18

[Sid00] R.A. Siddiqui, H.A. Abdullah, K.R. Al-Belushi (2000) Influence of aging parameters on the mechanical properties of 6063 aluminium alloy, *J. Mater. Process. Technol.*Vol. 102, pp 234-240.

[Sie07] J. Sieniawski, M. Wierzbiñska (2007) Intermetallic phase particles in 6082 aluminium alloy, *Arch. Mater. Sci. Eng.*, Vol. 28, pp 69-76.

[Son13] M.R. Sonne, C.C. Tutum,J.H. Hattel,A. Simar,B. de Meester (2013) The effect of hardening laws and thermal softening on modeling residual stresses in FSW of aluminum alloy 2024-T3, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 213-3, pp 477-486

[Sou02] E. A. de Souza Neto (2002) A fast, one-equation integration algorithm for theLemaitre ductile damage model. Communications in Numerical Methodsin Engineering, Vol. 18, pp 541-554

[Sta02] P. Standring (2002) Tool life in the forging industry, Euromech435 Colloquium, Friction and Wear in Metal Forming, June 18-20, Valenciennes, France, pp. 183-192.

[Ste04] A. Stephany, JP. Ponthot (2004) Improvement of an Iterative and Staggered Approach for a Model of Mixed-Lubrication in Cold Rolling. *Materials Processing and Disign, NUMIFORM 2004*, pp 406-411

[Sut88] M.P.F. Sutcliffe (1988) Surface asperity deformation in metal forming processes, *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 30, pp 847-868

[Tek14] A. E. Tekkaya, N. Ben Khalifa, G. Grzancic, R. Hölker (2014) Forming of lightweight metal components: Need for newtechnologies. *Procedia Engineering*, Vol. 81, pp 28-37

[Tve06] B. Tveiten, A. Fjeldstad, G. Harkegard, O. Myhr, B. Bjorneklett (2006) Fatigue life enhancement of aluminium joints through mechanical and thermal prestressing, *Int. J. Fatigue.*Vol. 28, pp 1667-1676.

[Tve84] V. Tvergaard, A. Needleman (1984) Analysis of the cup-cone fracture in around tensile bar. *Acta Metallurgica*, Vol. 32, pp 157-169

[Ved03] M. Vedani, P. Bassani, M. Cabibbo, V. Latini, E. Evangelista (2003) Channel angular pressing o . A commercial aa6082 alloy, *Metall. Sci. Technol*. Vol. 21, pp 2-9.

[Ven02] A.Venard, N. Spath, J.Y. Guedou (2002) Characterisation of lubricants for anisothermal forging process, *Euromech 435 Colloquium, Friction and Wear in Metal Forming*, June 18-20, Valenciennes, France, pp 55-62

[Ver00] A. Verleene (2000) *Vers la maîtrise de la dégradation des outillages de mise en forme à froid*. Thèse de Doctorat, UVHC.

[Wan06] A. Wank, G. Reisel, B. Wielage (2006) Behaviour of DLC coatings in lubricant free cold massive forming of aluminium, *Surface Coating Technology*, Vol. 201, p. 822

[Wan12] L. Wang, J. Zhou, J. Duszczyk, L. Katgerman (2012) Friction in aluminium extrusion—Part 1: A review of friction testing techniques for aluminium extrusion, *Tribol. Int.*, Vol. 56, pp 89-98

[War04] M. Warmuzek, G. Mrówka, J. Sieniawski (2004) Influence of the heat treatment on the precipitation of the intermetallic phases in commercial AlMn1FeSi alloy, *J. Mater. Process. Technol.* Vol. 157-158, pp 624-632.

[Wei04] K. Weinert, I. Inasaki, J.W. Sutherland, T. Wakabayashi (2004) Dry Machining and Minimum Quantity Lubrication,*CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Vol. 53, pp 511-537

[Wel94] G. Welsch, R. Boyer, E. W. Collings. (1994) *Materials properties handbook: Titanium Alloys*, ASM International. ISBN 978-0-87170-481-1

[Wil88] W.R.D.Wilson, S. Sheu (1988) Real area of contact and boundary friction in metal forming, *International Journalof Mechanical Sciences*, Vol. 30-7, pp 475-489

[Wil95] W.R.D. Wilson (1995) Low-speed mixed lubrication of metal forming processes.*Annals of CIRP*, Vol. 44-1, pp 205-208

[Wri11] S.I. Wright, M.M. Nowell, D.P. Field (2011) A review of strain analysis using Electron Backscatter Diffreaction. *Microscopy & Microanalysis*, Vol. 17, pp 316-329

[Yam96] M. Yamada(1996) An overview on the development of titanium alloys for non-aerospace application, *Materials Science and Engineering A*, Vol. 213, pp 8-15

[Zan03] M.L. Zani (2003) Mesurer l'épaisseur d'un revêtement, *Mesures*, Vol. 759, pp 63-69

[Zen08] Q. Zeng, X. Wen, T. Zhai (2008) Texture evolution rate in continuous cast AA5052 aluminum alloy during single pass hot rolling, *Mater. Sci. Eng. A*. Vol. 476, 290-300

[Zha13] X. Zhang, K. Matsuura, M. Ohno, S. Suzuki(2013) Quantification of local plastic strain distribution beneath surface of deformed iron, *Mater. Sci. Eng. A*. Vol. 564, pp 169-175

[Zhu11] Y. Zhu,W. Zeng, X. Ma,Q. Tai, Z. Li,X. Li (2011) Determination of the friction factor of Ti-6Al-4V titanium alloy in hot forging by means of ring-compression test using FEM. *Tribology International*, Vol. 44-12, pp 2074-2080

[Zvi12] J. Zvinys, R. Kandrotaite Janutiene, J. Meskys, K. Juzenas (2012) Investigation of thermo mechanical effect on structure and properties of aluminium alloy 6082, *Int. Virtual J. Sci. Tech. Innov. Ind*. Pp 3-6.

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1 : Exemples de masse volumique d'alliages métalliques utilisés dans le domaine des transports d'après [An14], [Brn14], [Dav03] et [Wel94]. 14

Tableau 2 : Composition chimique de l'alliage 6082-T6. 39

Tableau 3 : Synthèse des paramètres de réglage de l'UST pour les trois campagnes d'essais sur l'alliage 6082-T6. 44

Tableau 4 : Synthèse des résultats expérimentaux pour les trois campagnes d'essais. 45

Tableau 5 : Evolution de la taille de grain et du facteur de forme en fonction de la déformation plastique (campagne d'essai 1). 53

Tableau 6 : micrographie des frotteurs et taux de transfert de matière pour les campagnes d'essai 1 à 3 61

Tableau 7 : Paramètres des modèles de rupture et d'endommagement pour les alliages 6082 et 5005. Valeurs identifiées à partir d'essais de traction pour les modèles de Ludwik, Lemaitre, Shear-Failure et Cockcroft-Latham, extraites de la bibliographie pour le modèle GTN. 81

LISTE DES FIGURES

Figure 1 : Evolution de la masse des véhicules entre 2004 et 2011 d'après [EAA11] 5

Figure 2 : Importance de la masse d'un véhicule sur les forces nécessaire à son mouvement d'après [EAA11]. Seule la résistance aérodynamique ne dépend pas explicitement de la masse..... 6

Figure 3 : utilisation des alliages d'aluminium dans un avion de ligne [Hin01] [Dif01]..... 16

Figure 4 : utilisation des alliages d'aluminium pour la carrosserie d'une Honda NSX d'après [Dav03] 16

Figure 5 : exemples de lois de frottement de seconde génération : évolution de la contrainte tangentielle en fonction de la pression de contact pour le modèle de la vague plastique d'après [Avi86][Bai94] (a), pour le modèle de frottement généralisé d'après [Bay87] (b)..... 25

Figure 6 - méthodologie d'utilisation du banc de Compression-Translation : UST. 27

Figure 7 : vue schématique de la zone de contact l'UST en configuration « éprouvette plate ». 28

Figure 8 : WHUST, paramètres d'entrée : dispositif de chauffage du frotteur..... 28

Figure 9 : frotteur pour l'étude de la mise en forme d'une tête de vis (a) ; (b) éprouvette pour l'analyse de la mise en forme d'une tulipe (b), d'après [Ver00]..... 29

Figure 10 : méthodologie de réglage des paramètres du banc d'essai de compression-translation. En mise en forme à froid, les paramètres mécaniques Π_m sont la vitesse de glissement, la pression de contact et la déformation plastique..... 30

Figure 11 - géométrie des zones de contact entre un frotteur biplan (a) ou un frotteur cylindrique (b) sur une éprouvette cylindrique ou plane d'après [Dub95]. 32

Figure 12 – exemple de micrographie montrant un collage couvrant 3.3% de la surface de contact du frotteur. Essai UST sur éprouvette en aluminium 5005 lubrifié au bisulfure de molybdène..... 35

Figure 13 – exemple de profil montrant l'adhésion (en vert) et l'abrasion (en rouge) sur un frotteur lors d'un essai UST à haute température sur un acier 20MnCr5 [Deb14]. 36

Figure 14 – exemple de kernel au troisième voisin pour une grille de mesure hexagonale (a), pour une grille de mesure carrée (b) 37

Figure 15 – Loi de comportement de l'aluminium 6082-T6, comparaison entre la loi (9) et les courbes expérimentales (éprouvettes prélevées suivant 3 directions différentes)..... 40

Figure 16 – micrographie de l'aluminium 6082-T6 (a), EDS des points blancs et noirs (b) 40

Figure 17 – Analyse EDS du l'alliage 6082-T6. (a) cartographie EBSD-IQ (Image Quality), (b) Cartographie IPF (Inverse Pole Figure Map) (c) cartographies EDS des principaux constituants de l'alliage (Al, Mg, Si, Fe, Mn, O) 41

Figure 18 – micrographie et profilomètrie 3D de la surface du frotteur avant essai 43

Figure 19 – micrographie du dépôt de lubrifiant. Dépôt homogène (a) et dépôt non homogène (b) 44

Figure 20 – Evolution des efforts lors d'un essai UST sur éprouvette plate en alliage 6082-T6. Rayon de frotteur = 20mm, pénétration p = 60 µm, vitesse de glissement = 10 $mm.s^{-1}$ 45

Figure 21 – photographie et micrographies d'une éprouvette en 6082-T6 après essai. 46

Figure 22 – maillages éléments finis de l'essai de compression-translation (UST) 47

Figure 23 – évolution de la pression de contact le long de la zone de contact (campagne d'essai 1). 48

Figure 24 – évolution du champ de déformation plastique dans l'éprouvette sous le frotteur pour les campagnes d'essai 1 et 3 49

Figure 25 – évolution de la déformation plastique maximale en fonction de la pénétration. Comparaison résultats numériques et solution analytique sous l'hypothèse de déformations homogène. 50

Figure 26 – Micrographie MEB de la surface des éprouvettes. (a) état initial, ... 51

Figure 27 – Analyse EBSD de l'alliage 6082-T6. Cartographie KAM, GOS et GAM, comparaison avec l'évolution de la déformation plastique calculée par la méthode des éléments finis. 52

Figure 28 – Distribution des désorientations dans l'alliage 6068-T6. Evolution entre le matériau initial, après l'essai à p = 30 µm et p = 90 µm. 53

Figure 29 – Analyses EBSD, cartographie des joints de grain. Evolution des densités de joints de gain en fonction de la déformation plastique. 54

Figure 30 – Influence de la déformation plastique sur les cartographies du KAM (a), ... 55

Figure 31 – Evolution de la distribution du KAM en fonction de la déformation plastique. 56

Figure 32 – Evolution de la distribution du GOS et du GAM en fonction de la déformation plastique 57

Figure 33 – micrographie de la surface du frotteur. Polissage non parallèle au sens de glissement (a) avant essai ; (b) après essai, pénétration p = 60 µm, vitesse = 10 $mm.s^{-1}$, lubrifié ; (c) après essai, pénétration p = 120 µm, vitesse = 60 $mm.s^{-1}$, lubrifié (la flèche orange indique le sens de glissement) 58

Figure 34 – surface du frotteur après essai. Non influence des carbures en surface sur l'initiation du collage des particules d'aluminium. 59

Figure 35 – micrographie de la surface du frotteur. Polissage parallèle au sens de glissement (a) avant essai ; (b) après essai, pénétration p = 60 µm, vitesse = 10 $mm.s^{-1}$, lubrifié ; (c) après essai, pénétration p = 180 µm, vitesse = 60 $mm.s^{-1}$, lubrifié (la flèche indique le sens de glissement) 59

Figure 36 – Analyse EDS du frotteur. Des traces de lubrifiant (en bleu) sont présentes sur toute la surface du frotteur, y compris au-dessus des particules d'aluminium (en rouge)..... 62

Figure 37 – Mécanisme du collage de l'aluminium sur la surface des outils en mise en forme. (a) défaut initial dans le film de lubrifiant, (b) premier contact intermétallique aluminium/acier, (c) restauration d'un film lubrifiant à l'interface après formation du défaut. . 63

Figure 38 – Géométrie d'une microcavité ellipsoïdale dans un milieu ellipsoïdal, d'après [Gol93]. 72

Figure 39 – Illustration d'un Volume Élémentaire Représentatif de matière endommagé d'après [Hub13]. 73

Figure 40 – Surface d'une éprouvette après essai, mise en évidence de rupture de particules intermétalliques [Ban13]..... 77

Figure 41 – Géométrie des éprouvettes de traction entaillées 78

Figure 42 – Courbes effort-déplacement pour l'alliage 5005, comparaison expérimental et simulation avec loi de Lemaitre identifiée 79

Figure 43 – Courbes effort-déplacement pour l'alliage 6082, comparaison expérimental et simulation avec loi de Lemaitre identifiée 80

Figure 44 – Essai 1.2, critère de Latham-Cockcroft, contraintes de Von Mises..... 83

Figure 45 – Essai 1.2, critère de Latham-Cockcroft, contraintes hydrostatique..... 83

Figure 46 – Essai 1.2, critère de Latham-Cockcroft, valeurs de critère C_{cl}..... 83

Figure 47 – Essai 1.2, modèle de Lemaitre, contraintes de Von Mises 83

Figure 48 – Essai 1.2, modèle de Lemaitre, contraintes hydrostatique..... 83

Figure 49 – Essai 1.2, modèle de Lemaitre, valeurs de l'endommagement critique 84

Figure 50 – Essai 1.2, modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman, valeurs de la fraction volumique de cavité 84

Figure 51 – Essais 1.4 et 2.4, modèles de Cockcroft-Latham et de Lemaitre, valeurs des contraintes de Von Mises (a)(d), des pressions hydrostatiques (b)(e) et du critère d'endommagement/rupture (c)(f). 86

Figure 52 – Essais 1.4 et 2.4, modèle de GTN, valeurs de la fraction volumique de cavité..... 87

Figure 53 – Essai 3.1, modèles de Cockcroft-Latham et de Lemaitre, valeurs des contraintes de von Mises (a), des pressions hydrostatiques (b) et des critères d'endommagement/rupture (c). 88

Figure 54 – Essai 3.1, critère Shear Failure. 88

Figure 55 – Essai 3.1, modèle de GTN, valeurs de la fraction volumique de cavité 88

Figure 56 – Essai 1.2, modèle mésoscopique, variable d'endommagement de Lemaitre. Zoom sur la zone de contact. 90

Figure 57 – Essai 1.4, modèle mésoscopique, variable d'endommagement de Lemaitre. 91

Figure 58 – Essai 2.4, modèle mésoscopique, variable d'endommagement de Lemaitre. 91

Figure 59 – Essai 3.1, modèle mésoscopique, variable d'endommagement de Lemaitre. 91

RESUME

La thèse étudie les mécanismes de collage des alliages d'aluminium sur les outils lors de leur mise en forme.

Dans un premier temps une méthodologie expérimentale utilisant le banc d'essai USTest proposée. Elle permet de travailler en laboratoire en respectant des conditions de contact proches de celles rencontrées en industries. Une campagne d'essais est réalisée, sollicitant le matériau sous diverses conditions de pression de contact, de vitesse de glissement et de lubrification. Les analyses métallurgiques et mécaniques de cette campagne permettent d'établir un lien entre les conditions de contact d'une part et le transfert de matière sur les outils d'autre part. Un mécanisme d'apparition du collage de l'aluminium sur les outils en forge à froid est proposé.

Dans un second temps l'aptitude à prédire l'apparition du collage aux outils des alliages d'aluminium lors de leur mise en forme à froid de quatre modèles d'endommagement et de rupture usuels est étudiée. Un ensemble de simulations numériques est mené pour quantifier l'influence des conditions de contact rencontrées lors des essais UST sur l'état d'endommagement des éprouvettes au voisinage de leur surface. Les résultats montrent que le coefficient de frottement seul n'est pas suffisant pour rendre en compte de la sévérité du tribosystème et qu'une approche multiéchelle est nécessaire pour simuler l'effet de la rugosité des outils sur l'apparition des premiers transferts de matière.

De nombreuses perspectives sont également présentées pour améliorer la compréhension des phénomènes de collage et la modélisation numérique de ces phénomènes.

Mots clés : Aluminium, endommagement, collage, mise en forme, outil, frottement, lubrification.

ABSTRACT

The thesis investigates the mechanisms of galling of aluminum alloys on tools during cold forming.

First, an experimental methodology using the test bench UST is proposed. It enables the simulation in the laboratory of the conditions of contact similar to those encountered in industries. A series of trials is performed, testing the material in various conditions of contact pressures, sliding speeds and of lubrication. A link between the contact conditions on the one hand and mass transfer on the other hand tools is established and a mechanism of occurrence of adhesion of aluminum on cold forging tools is proposed.

In a second step four damage and failure models are presented and their abilities to predict the onset of galling of aluminum are discussed. A set of finite element simulations is performed and compared to experimental results in order to quantify the influence of contact conditions on evolution of damage encountered in the vicinity of the specimen surface. The results show that a single coefficient of friction is not sufficient to model the severity of the tribosystem. A multi-scale approach is then proposed to simulate the effect of the roughness of the tools on the first step of material transfer.

Many prospects are also presented to improve the understanding of the phenomena of bonding and numerical modeling of these phenomena.

Key words : Aluminum, damage, galling, cold forming, tool, friction, lubrication