

Vers la caractérisation du collage des alliages d'aluminium en mise en forme à froid

A Dubois^a, O Filali^a, C Hubert^a, M Dubar^a, L Dubar^a, TT Pham^b

a. LAMIH UMR CNRS 8201, Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis, France
andre.dubois@univ-valenciennes.fr

b. University of Transport and Communications, Hanoi, Vietnam

...

Résumé :

Les alliages d'aluminium sont des matériaux qui ont une forte tendance aux collages lors de leur mise en forme. Initié par une rupture du film lubrifiant séparant la pièce et l'outil, le collage peut avoir des conséquences dramatiques sur l'opération de formage (rayures et fissures en surface de la pièce, encrassement et détérioration des outils, etc.). Les travaux présentés étudient les mécanismes de collage d'un alliage d'aluminium 6082 lors de sa mise en forme à froid.

Dans un premier temps, une méthodologie expérimentale utilisant le banc d'essai Upsetting-Sliding Test est proposée. Elle permet simuler en laboratoire 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 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. Les résultats montrent que la rugosité joue un rôle important dans l'initiation du collage et le collage n'induit pas une augmentation importante du coefficient de frottement.

Dans un second temps, l'aptitude à prédire l'apparition du collage des alliages d'aluminium est étudiée à l'aide de simulation par éléments finis et de quatre modèles d'endommagement et de rupture usuels. Dans cette approche simplifiée, ni le film lubrifiant, ni les forces d'adhésions ne sont modélisés. Les résultats montrent qu'une approche multi échelle est nécessaire pour simuler l'effet de la rugosité des outils sur l'apparition des premiers transferts de matière.

Abstract:

Aluminum alloys are materials that have a strong tendency to galling when they are cold formed. Caused by a breakdown of the lubricant film between the part and the tool, galling can have dramatic consequences on the forming operation: scratches and cracks in the surface of the piece, clogging and deterioration of tools, etc. The present work studies the galling mechanisms of the aluminum alloy 6082 during its cold forming.

Trials involving the Upsetting-Sliding Test (UST) are performed first. The UST is a test bench able to simulate in laboratory conditions the contact encountered at the part/tool interface of industrial processes. Trials are achieved under varying contact pressure and lubrication. UST results show that galling is strongly influenced by tool roughness and is not accompanied by a significant increase of friction. A set of finite element computations of the UST is then run to predict galling occurrence. Lubricant and adhesion forces are not modelled in this simplified approach: only the mechanical

aspects are taken into account, the chemical ones are implicitly taken into account by coefficients of friction. Four common damage and fracture models are used. Results show that whatever the damage and fracture models used, tool roughness has to be modelled in order to predict the galling onset.

Mots clefs : Aluminium ; collage ; mise en forme

1 Introduction

L'allègement est devenu l'un des points clés dans le développement et la conception de nouveaux véhicules. Les vertus de l'allègement sont nombreuses. Evidemment, l'allègement est nécessaire à des fins environnementales : la 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 CO₂/km [1]. Mais, un véhicule léger possèdera également une inertie plus faible ce qui induira des distances de freinage plus courtes et des accélérations plus importantes (ce qui permet aux transports guidés proposant de nombreux d'arrêts, tels que les rames de métro, d'atteindre leurs vitesses de service plus rapidement entre chaque station).

Si les alliages de titane, d'aluminium et de magnésium sont des métaux couramment utilisés pour l'allègement des structures, l'aluminium demeure un matériau de choix de par sa grande disponibilité, un très bon ratio propriété mécanique/masse volumique et une excellente résistance à la corrosion [2-3]. Toutefois, les alliages d'aluminium 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 [4-6]. Le risque de collage 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 [7]. 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 [8]. 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 DLC [9-10], d'autres ne montrent aucune amélioration [11]. La problématique du collage des aluminiums sur les outils de mise en forme est en conséquence toujours un sujet de recherche actif.

Dans ce papier nous nous intéressons à l'initiation du collage. Même s'il semble établi que la nature chimique des matériaux en contact joue un rôle non négligeable dans ce phénomène [12], ici seuls les aspects mécaniques sont abordés. La partie chimique est prise en compte de façon implicite dans les coefficients de frottement. Deux aspects seront traités. Tout d'abord une campagne d'essais expérimentale sera menée afin de mettre en évidence l'influence de divers paramètres mécaniques sur le collage. Une attention particulière sera portée sur l'évolution du frottement et du taux de collage en fonction de la déformation plastique et de la pression de contact. La seconde partie traitera de l'utilisation d'outils numériques pour tenter de prédire l'apparition du collage.

2 Observations expérimentales

2.1 Matériau, procédure expérimentale et campagnes d'essais

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 [13]. Le matériau est fourni sous forme d'une plaque laminée à froid de 2 mm d'épaisseur. Sa composition chimique est donnée dans le tableau 1. 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 1 : Composition chimique de l'alliage 6082

Matériaux	Composition chimique (% massique)								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Al
6082-T6	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. 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 [14], cette différence reste très faible et peut être négligée. Nous pouvons par conséquent considérer que le matériau a un comportement isotrope. 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 :

$$\sigma_0 = 254,6(1 + 0,883\varepsilon_p^{0,295}) \quad (1)$$

où σ_0 est la contrainte locale d'écoulement et ε_p est la déformation plastique équivalente.

Le banc d'essai de compression-translation (UST) a été choisi pour soumettre l'alliage à des sollicitations thermomécaniques similaires à celles rencontrées en mise en forme à froid [15]. Lors des essais, un frotteur vient en contact avec l'éprouvette et glisse le long de celle-ci avec une pénétration constante (Figure 1). Les paramètres de l'essai sont la géométrie du frotteur, sa pénétration dans l'éprouvette, son matériau, sa température et sa vitesse de translation. Les résultats bruts des essais sont les forces normales et perpendiculaires au contact ainsi que les analyses de surface réalisées sur les frotteurs (micrographie, analyses EDS, rugosité). Ces données permettent d'identifier le coefficient de frottement moyen μ (d'après [16]) :

$$\mu = \frac{\sqrt{p(2R_o - p)}F_t - pF_n}{pF_t + \sqrt{p(2R_o - p)}F_n} \quad (2)$$

où μ est le coefficient de frottement de Coulomb, F_t l'effort tangent, F_n l'effort normal, R_o le rayon du frotteur et p la pénétration.

Pour quantifier le collage nous définissons le taux de transfert α comme étant le rapport entre la surface du frotteur sur laquelle de la matière arrachée de l'éprouvette est adhérente S_a sur la surface de contact totale S_t :

$$\alpha = S_a / S_t \quad (3)$$

S_a et S_t sont mesurées par post-traitement de micrographies obtenues par analyse EDS.

Pour l'ensemble des essais réalisés dans cette étude, les frotteurs sont fabriqués en acier X38CrMoV5-3 nitruré. Cette nuance d'acier est couramment utilisée pour les matrices de presse à forger des alliages ferreux et non ferreux. Les frotteurs sont de forme cylindrique (rayon R_0 de 20 mm) et sont polis avant chaque essai. Après polissage, l'état de surface est caractérisé par un R_a égal à $0,3 \mu\text{m}$ et un R_z inférieur à $2 \mu\text{m}$. La surface des frotteurs présente des stries de polissage, orientées d'une vingtaine de degrés par rapport à la direction de glissement (Figure 2). Un lubrifiant solide à base de disulfure de molybdène est déposé sur les éprouvettes. L'épaisseur moyenne de lubrifiant est de $0,05 \text{ mm}$. La pénétration du frotteur dans l'éprouvette varie de 30 à $240 \mu\text{m}$. Des simulations par éléments finis de l'essai montrent que ces réglages conduisent à des déformations plastiques au voisinage de la surface de contact comprises entre $0,03$ et $0,7$, et à des pressions de contact comprises entre 530 et 675 MPa (tableau 2). Il est intéressant de remarquer que la pression de contact maximale est rencontrée pour les pénétrations les plus faibles. Ce résultat est cohérent avec la bibliographie [17]. L'augmentation de la pénétration induit une augmentation de la longueur de contact qui conduit, au final, à une baisse de la pression de contact.

Tableau 2 : Synthèse des paramètres de réglage de l'UST pour les trois campagnes d'essais sur l'alliage 6082.

Conditions d'essais					
Pénétration (μm)	30	60	90	120	240
Pression de contact σ_n (MPa)	675	670	650	610	530
Déformation plastique ε_p	0,032	0,048	0,076	0,100	0,730
Vitesse de glissement v_g ($\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$)	60	60	60	60	60
Lubrifiant	MoS ₂	MoS ₂	MoS ₂	MoS ₂	aucun

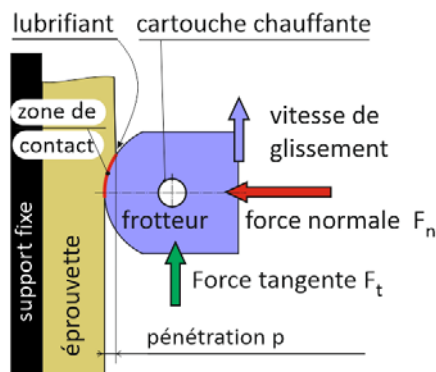


Figure 1 : vue schématique de l'essai de compression-traduction (UST)

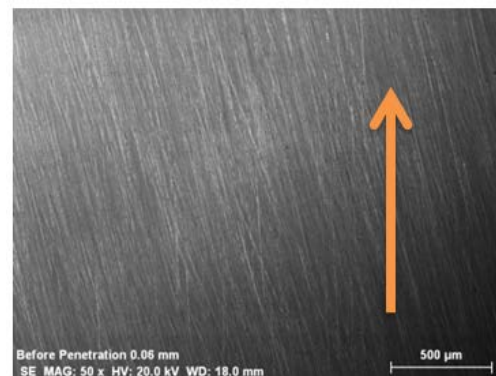


Figure 2 : micrographie de la surface du frotteur. et mise en évidence du polissage non parallèle au sens de glissement (flèche orange)

2.2 Résultats expérimentaux

Des traces de transfert de matière sont présentes sur les frotteurs après essai, même pour les faibles déformations (Figure 3a). 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 îlots 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 îlots sont orientés dans la direction des stries. La taille des zones de collages augmente lorsque les pénétrations sont plus importantes. Le collage apparaît 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 3b). Par contre le collage ne semble pas influencé par la présence des fines particules de carbures naturellement présentes en surface de l'acier X38CrMoV5 (Figure 3c).

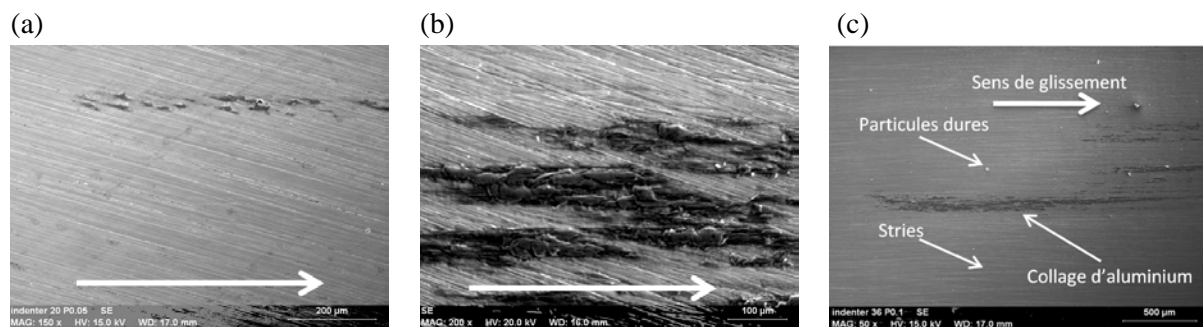


Figure 3 : Surface du frotteur après essai. (a) Pénétration $p = 60 \mu\text{m}$, grossissement 150 ; (b) Pénétration $p = 120 \mu\text{m}$, grossissement 200 ; (c) Pénétration $p = 120 \mu\text{m}$, strie de polissage parallèle au sens de glissement, grossissement 50 (flèches blanches = sens de glissement)

Le tableau 3 donne les valeurs des coefficients de frottement μ et des taux de transfert α . Les résultats expérimentaux montrent que le coefficient de frottement augmente avec la pénétration. Dans le cas des essais avec lubrifiant, l'augmentation s'effectue dans des proportions similaires à la baisse de la pression de contact. Ainsi, dans les configurations lubrifiées testées, la contrainte tangentielle maximale à l'interface contacteur/frotteur est quasiment constante : $39^{\pm 4}$ MPa.

Le taux de transfert α augmente également avec la pénétration. Pour les pénétrations les plus faibles, le taux de transfert est inférieur à 5% et le collage apparaît 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. L'augmentation du taux de transfert avec la pénétration peut paraître paradoxale :

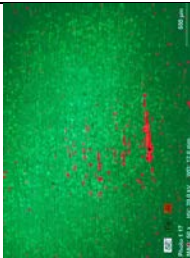
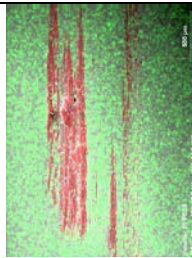
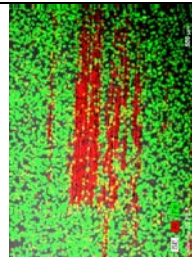
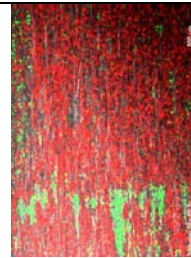
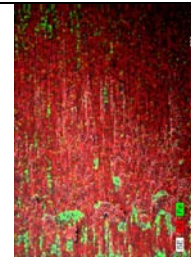
- *Lien entre le taux de transfert et la pression de contact.* Nous pourrions nous attendre à avoir un taux de transfert maximal pour les pressions les plus fortes, donc pour les pénétrations les plus faibles (tableau 2), ce qui n'est pas le cas ;

- *Effet de la contrainte tangentielle.* L'augmentation du taux de transfert n'engendre pas d'augmentation significative du frottement : la contrainte tangentielle reste quasiment constante malgré le collage. La faible augmentation du coefficient de frottement de Coulomb n'a due qu'à la baisse de la pression de contact ;
- *Lien entre le taux de transfert et le coefficient de frottement.* Les essais réalisés avec et sans lubrifiant et des grandes pénétrations conduisent à des taux de transfert α du même ordre de grandeur (0,9 et 0,67) mais des coefficients de frottement fortement différents (0,066 et 0,51).

Ainsi il semble difficile de relier l'évolution des contraintes au voisinage des surfaces à l'évolution du taux de transfert de matière. Par contre, les analyses EDS réalisés sur les zones de collages montrent que du lubrifiant est détecté sur les zones de collage (Figure 4). Nous pouvons alors émettre l'hypothèse que le mécanisme de formation de la couche de transfert est le suivant (Figure 5) :

- Un 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.
- 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.
- plus la pénétration p est grande, plus la longueur de contact et l'amincissement du film lubrifiant sont importants. Ceci conduit à une augmentation des risques de rupture locale du film lubrifiant et, donc, du taux transfert de matière.

Tableau 3 : micrographie des frotteurs et taux de transfert de matière

Pénétration	30	60	90	120	240
analyses EDS vert = Fe rouge = Al					
taux de transfert α	2,37 %	8,12 %	16,44 %	67,57 %	90,05 %
Lubrifiant.	oui	oui	oui	oui	non
Coef. de frottement	$0,050^{\pm 0,009}$	$0,053^{\pm 0,011}$	$0,068^{\pm 0,003}$	$0,066^{\pm 0,009}$	$0,513^{\pm 0,029}$

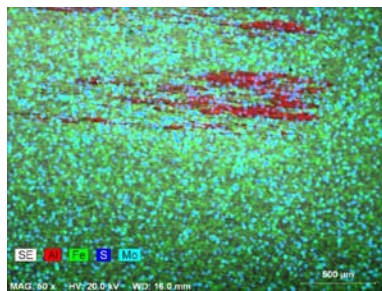


Figure 4 – Analyse EDS du frotteur. Des traces de lubrifiant (en bleu) sont présentes sur toute la surface du frotteur, y compris au-dessus des particules d'aluminium (en rouge)

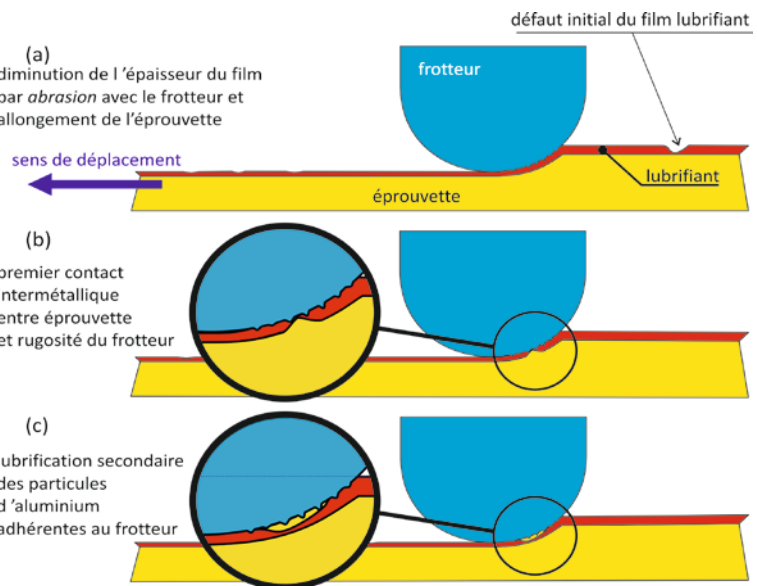


Figure 5 – Mécanisme du collage de l'aluminium sur la surface des outils en mise en forme.

3 Prédiction numérique du transfert de matière

Deux campagnes de simulations numériques de l'UST sont réalisées sous Abaqus avec comme objectif commun de prédire le volume d'aluminium susceptible d'être transféré depuis la pièce vers l'outil. La première campagne fait appel à quatre modèles d'endommagement et de rupture couramment utilisés pour l'étude de la mise en forme des métaux [18] : Lemaitre [19], Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) [20], Cockcroft-Latham [21] et Shear Failure [22]. Le frotteur et l'éprouvette sont supposés lisses (modèle macroscopique). Lors de la seconde campagne d'essai, seul le modèle de Lemaitre est utilisé, mais la rugosité du frotteur est explicitement prise en compte (modèle mésoscopique). Les simulations reproduisent les essais réalisées avec et sans lubrifiant et pour lesquels du collage avait été observé expérimentalement.

3.1 Simulation numérique de l'UST, modèle macroscopique

Le maillage est constitué d'éléments 2D bilinéaires avec intégration complète (CPE4). La taille des éléments est 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. Les dimensions du modèle sont 30mm x 2mm et représentent 6000 éléments pour un peu plus de 12600 degrés de libertés. Les modèles de Lemaitre et Cockcroft-Latham, non disponibles en standard avec Abaqus, ont été implémentés à l'aide de la routine utilisateur UMAT [18]. Les paramètres des lois ont été identifiés à partir d'essais de traction, à l'exception des paramètres du modèle GTN qui sont issus de la littérature (tableau 4).

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, est utilisée pour l'ensemble des simulations. Les coefficients de frottement sont ceux identifiés expérimentalement (tableau 3). Les conditions aux limites sont (Figure 6):

- 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.

Tableau 4 : lois de comportement et paramètres des modèles de rupture et d'endommagement de l'alliage 6082.

Elasticité	Module d'Young E	70 GPa
	Coefficient de Poisson ν	0,3
Ludwik	Limite d'élasticité R_e	254,6 MPa
	Coefficient de plasticité K	0,75
	Coefficient d'écrouissage n	0,328
Lemaitre	Endommagement critique D_c	$5,6 \cdot 10^{-3}$
	Coefficient d'endommagement S	104,4 MPa
	Déformation plastique seuil ϵ_D	0
	Déformation plastique critique avant rupture $\bar{\epsilon}^R$	0,566
Shear-Failure	Déformation équivalente à la rupture $\bar{\epsilon}^R$	0,566
Cockcroft-Latham	Valeur limite du critère C_{cl}	217,4 MPa
	Coefficient correcteur q_1	1,5
	Coefficient correcteur q_2	1
GTN d'après [23]	Coefficient correcteur q_3	1,5
	déformation moyenne pour laquelle la nucléation apparaît ϵ_{n0}	0,10
	écart type de la déformation à laquelle la nucléation s'initie s_{n0}	0,1
	fraction volumique maximale de cavités nucléées f_N	0,006

Le tableau 5 présente les résultats de ces premières simulations. Il apparaît que sur les douze configurations étudiées, seule la simulation du cas sans lubrifiant à l'aide du critère de Shear Failure voit apparaître un endommagement net au niveau de la surface de contact (Figure 7). Dans ce cas de figure, les éléments ayant atteint la valeur critique de 1 sont supprimés et il est possible d'obtenir une approximation du volume arraché. Evidemment cette estimation est très approximative puisqu'elle dépend directement de la taille des mailles et est faussée par le fait que les éléments détruits ne sont pas transférés sur la surface de l'outil. Pour l'ensemble des autres cas traités, les variables d'endommagement restent très en deçà des valeurs critiques et s'avère donc inapte à prédire un éventuel arrachement de la matière au cours de la mise en forme.

Tableau 5 : valeurs de l'endommagement D (Lemaitre), de la fraction volumique de cavité (GTN), du critère le Cockcroft-Latham et du Shear Failure en fonction des conditions d'essai.

p (μm)	Lub.	Lemaitre		GTN		Cockcroft-Lathan		Shear Failure	
		Valeur	Rupture	Valeur	Rupture	Valeur	Rupture	Valeur	Rupture
60	oui	$1,6 \cdot 10^{-4}$	non	0	non	6,7 MPa	non	0,08	non
120	oui	$2,9 \cdot 10^{-4}$	non	0	non	12,4 MPa	non	0,17	non
240	non	$39,1 \cdot 10^{-4}$	non	$4 \cdot 10^{-4}$	non	40,1 MPa	non	1,00	oui

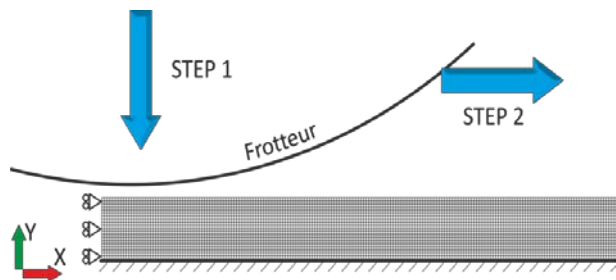


Figure 6 : maillage initiale de l'UST

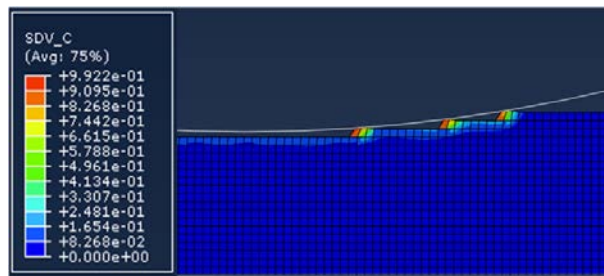


Figure 7 : maillage final du modèle avec Shear Failure, zoom au niveau de la zone de contact.

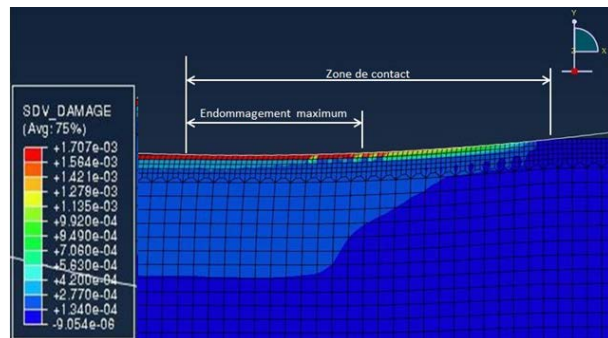
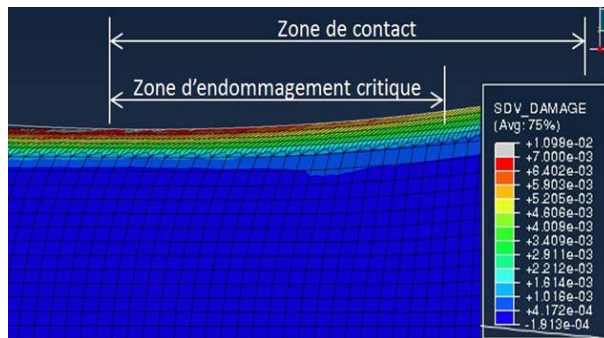
$$p = 240\mu\text{m}, \mu = 0,51, \bar{\varepsilon}^R = 0,566.$$

3.2 Simulation numérique de l'UST, modèle mésoscopique

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, les modèles sont incapables 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, 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.

Une série de calculs a été effectuée en prenant en compte explicitement la rugosité de frotteur. L'éprouvette est supposée lisse et le frotteur rugueux. Le maillage de l'éprouvette est affiné au niveau de la surface de contact. Ce nouveau maillage 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. Ces grandeurs sont issues de mesures expérimentales effectuées sur les frotteurs avant essai. Seul le modèle de Lemaitre est étudié. Deux simulations sont réalisées : essai lubrifié avec une pénétration de 120 μm et essai non lubrifié avec une pénétration de 240 μm sont simulés.

Pour le cas lubrifié, l'endommagement est localisé en surface et débute dans l'emprise. La valeur de l'endommagement se stabilise à une valeur légèrement inférieure à 2.10^{-3} . Cette valeur est inférieure à la valeur critique de $5,6.10^{-3}$ et ne prédit donc pas de rupture (Figure 8).

Figure 8 : modèle mésoscopique, zoom au niveau de la zone de contact, $p = 120\mu\text{m}$, $\mu = 0,066$ Figure 9 : modèle mésoscopique, zoom au niveau de la zone de contact, $p = 240\mu\text{m}$, $\mu = 0,51$

Par contre, la simulation du cas sans lubrifiant, et donc un coefficient de frottement élevé, conduit bien à un endommagement en surface supérieur à l'endommagement critique D_c . La valeur de D_c est dépassée assez rapidement et 70% de l'emprise peut être considérée comme en zone endommagée (Figure 9). Il est ainsi intéressant de noter que ce rapport est du même ordre de grandeur que le taux de transfert observé expérimentalement qui est de 90%.

4 Conclusion

Le collage d'un alliage d'aluminium sur les outils lors de séquences de mise en forme a été étudié. Les campagnes expérimentales ont été menées sur l'essai de compression-translation (UST) qui permet de reproduire des conditions de contact proches de celles rencontrées en industrie. Les essais ont montré que :

- le collage apparaît dès les premiers contacts entre les éprouvettes et les frotteurs, même lorsque les éprouvettes sont lubrifiées au bisulfure de molybdène,
- la rugosité des frotteurs joue un rôle direct sur les premiers collages,
- 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 la rugosité des frotteurs n'est pas modélisée, les variables d'endommagement ou de rupture des modèles de Lemaitre, de Gurson-Tvergaard-Needelman, de Cockcroft-Latham et de Shear Failure demeurent très faibles, loin des valeurs critiques. 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.

Remerciements

Les auteurs remercient l'Institut Carnot ARTS, la Fédération de Recherche CNRS Transports Terrestres et Mobilité, les projets CISIT et ELSAT2020 supportés par la Communauté Européenne, le ministère de l'Education National et de la Recherche, le conseil Régional des Hauts de France sans qui ces travaux n'auraient pu aboutir.

Références

- [1] M. Goede, M. Stehlin, L. Rafflenbeul, G. Kopp, E. Beeh, Super Light Car: lightweight construction thanks to a multi-material design and function integration, European Transport Research Review (2009) 5-10
- [2] G. Davies, *Materials for Automobile Bodies*. Elsevier, 2003
- [3] B. Marandet, Recent Progress in Aluminium Alloys for Transport applications. *AluForm Congress*, 15th-16th January, Paris, 2002

-
- [4] J. Heinrichs, S. Jacobson, The influence from shape and size of tool surface defects on the occurrence of galling in cold forming of aluminium, *Wear* (2011) 2517-2524
- [5] E Schedin, Galling mechanisms in sheet forming operations. *Wear* (1994) 123-128
- [6] K. Weinert, I. Inasaki, J.W. Sutherland, T. Wakabayashi, Dry Machining and Minimum Quantity Lubrication, *CIRP Annals - Manufacturing Technology* (2004) 511-537
- [7] M. Hanson, *On adhesion and galling in metal forming*, PhD thesis, Uppsala University, 2008
- [8] J. Heinrichs, S. Jacobson, Laboratory test simulation of galling in cold forming of aluminium, *Wear* (2009) 2278
- [9] W. Ni, Y.T. Cheng, A. Weiner, T. Perry, Tribological behaviour of Diamond-Like-Carbon (DLC) coatings against aluminium alloys at elevated temperatures, *Surface Coating Technology* (2006) 3229
- [10] A.R. Riahi, A.T. Alpas, Adhesion of AA5182 aluminium sheet to DLC and TiN coatings at 25 °C and 420 °C, *Surface Coating Technology* (2007) 1055
- [11] A. Wank, G. Reisel, B. Wielage, Behaviour of DLC coatings in lubricant free cold massive forming of aluminium, *Surface Coating Technology* (2006) 822
- [12] J Heinrichs, M Olsson, S Jacobson. New understanding of the initiation of material transfer and transfer layer build-up in metal forming—In situ studies in the SEM, *Wear*, 292-293 (2012) 61-73
- [13] European Aluminium Association. *The Aluminium Automotive Manual – Design with Aluminium* (2013) (<http://european-aluminium.eu/resource-hub>)
- [14] A. Airod, Fundamental analysis of the deformation behaviour of 5083 and 6082 aluminium alloys, PhD Thesis, University of Gent, 2006
- [15] L Dubar, A Dubois, M Dubar, Friction and wear phenomena in cold metal forming: an integrated approach, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture (2006) 1-10
- [16] 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* (1996) 140
- [17] K.L. Johnson (1985) *Contact Mechanics*. Cambridge University Press. 9th edition, 2003
- [18] C. Hubert, *Stratégie de modélisation de la séquence cisailage-laminage en mise en forme à froid des aciers*, Thèse de doctorat, Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambrésis, 2010
- [19] J. Lemaitre, A continuous damage mechanics model for ductile Fracture». *J. of Engng. Mat. and Technology* (1985) 83
- [20] V. Tvergaard, A. Needleman, Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metallurgica* (1984) 157
- [21] M. Cockroft, D. Latham, Ductility and workability of metals. *Journal Institute of Metals* (1968) 33
- [22] ABAQUS 6.14 User's Manual, Dassault Systèmes Simulia Corp, 2014
- [23] Y. Shen, Comportement et endommagement des alliages d'aluminium 6061-T6 : Approche micromécanique. Thèse de Doctorat, Centre des Matériaux, Mines ParisTech, 2012