



**HAL**  
open science

# Mise en forme par emboutissage en température d'un alliage d'aluminium AA5754-O

J. Coër

► **To cite this version:**

J. Coër. Mise en forme par emboutissage en température d'un alliage d'aluminium AA5754-O. Génie mécanique [physics.class-ph]. Université de Bretagne Sud, 2013. Français. NNT : . tel-01010290

**HAL Id: tel-01010290**

**<https://theses.hal.science/tel-01010290>**

Submitted on 18 Jul 2014

**HAL** is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



THÈSE / UNIVERSITÉ DE BRETAGNE-SUD

UFR Sciences et Sciences de l'Ingénieur  
*sous le sceau de l'Université Européenne de Bretagne*

Pour obtenir le grade de :  
DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE BRETAGNE-SUD  
*Mention : Sciences pour l'ingénieur*  
École Doctorale SICMA

présentée par

Jérémy COËR

Laboratoire d'Ingénierie des MATériaux de Bretagne

**Mise en forme par  
emboutissage en température  
d'un alliage d'aluminium  
AA5754-O**

Thèse soutenue le 13 décembre 2013,  
devant la commission d'examen composée de :

**M. Pierre MONTMITONNET**  
Directeur de recherche, CEMEF Mines ParisTech / Président

**M. Hervé LOUCHE**  
Professeur, LMGC Université Montpellier 2 / Rapporteur

**M. Fabrice MORESTIN**  
Professeur, LaMCoS INSA Lyon / Rapporteur

**Mme. Shabnam ARBAB CHIRANI**  
Professeur, LBMS ENI Brest / Examinateur

**M. Pierre-Yves MANACH**  
Professeur, LIMATB UBS / Directeur de thèse

**M. Luís Filipe MENEZES**  
Professeur, CEMUC Coimbra / Directeur de thèse

**M. Hervé LAURENT**  
Maître de conférences - HDR, LIMATB UBS / Co-directeur de thèse

**Mme. Marta OLIVEIRA**  
Maître de conférences - HDR, CEMUC Coimbra / Co-directeur de thèse



À mes parents ...

« La connaissance s'acquiert par l'expérience, tout le reste n'est que de l'information. »

Albert Einstein, **Sciences**.

« L'expérimentateur qui ne sait pas ce qu'il cherche ne comprend pas ce qu'il trouve. »

Claude Bernard, **Cahier de Notes**.



# Remerciements

Ce document résume et concrétise quatre années de travail de recherche passées entre la France et le Portugal au sein du LIMATB-EG2M de Lorient et du CEMUC de Coimbra. Il est le fruit d'une judicieuse collaboration entre ces deux laboratoires universitaires qui, je l'espère, subsistera encore longtemps.

Je remercie tout d'abord mes directeurs de thèse, Pierre-Yves MANACH et Luís Filipe MENEZES, pour m'avoir recruté en 2009, à la suite de mon stage de Master Recherche également réalisé entre ces deux laboratoires, et pour m'avoir fait confiance tout au long de cette thèse. J'associe à ces remerciements Hervé LAURENT et Marta OLIVEIRA, deux encadrants toujours disponibles, encourageants, qui ont su me guider, me conseiller et m'accompagner tout au long de cette aventure. Ce fût un réel plaisir de travailler avec vous 4. Merci enfin à António Gil ANDRADE CAMPOS pour son accueil et sa bonne humeur quotidienne lors de mon passage à Aveiro.

J'exprime toute ma reconnaissance aux membres du jury qui ont accepté de juger ce travail : je remercie les rapporteurs de cette thèse, Hervé LOUCHE et Fabrice MORESTIN, pour l'intérêt qu'ils ont porté à mon travail aussi bien au travers de leurs rapports écrits que lors de la séance de questions d'après soutenance et pour les compliments dont ils m'ont fait part. Merci également à Shabnam ARBAB CHIRANI d'avoir accepté de juger ce travail de thèse et à Pierre MONTMITONNET de l'avoir présidé en sus.

La réussite de ce travail n'aurait pu être aussi belle sans la qualité de l'environnement de travail et l'excellente ambiance entretenue par les différents complices doctorants qui m'ont accompagné au cours de ce périple. C'est pourquoi, je remercie l'ensemble de mes anciens collègues des bureaux 23 et 24 du LIMATB : J-P, Ahmed, Erwan, Cong Hanh, Nelson ; Mathieu, Antonio, J-S, Greg et Guillaume. D'autre part, je ne saurais oublier les superbes rencontres et les amis que j'ai pu me faire sur la péninsule ibérique au sein du CEMUC : Muito obrigado também a Filipe, Diogo, Rui, Ricardo, Carlos, Ivan, Aurélio, e os dois Pedro (grande Prates e pequeno Barros).

Un grand Merci également à Anthony JÉGAT et Yann GUEVEL, respectivement Mr Exp' et Mr Scrip', pour l'aide qu'ils ont pu m'apporter et tous les bons moments passés ensemble. Et, merci au personnel technique et administratif du laboratoire : Anita LE PALLUD, Michel DUMONS, Jean COSTA, Hervé BELLEGOU et tout ceux que j'aurais pu oublier.

---

Un dernier petit clin d'oeil amical pour remercier tous les enseignants et enseignants-chercheurs que j'ai cotoyé au cours de mon monitorat ou de mon doctorat et avec qui j'ai pu passé du bon temps, autour d'un énoncé, d'un café, d'une grille de mot fléchés, ou tout simplement au travers d'une bonne vieille discussion scientifique en salle de pause.

Enfin, je remercie mes parents pour leur présence et leur soutien tout au long de ces années d'études. Je suis fier de pouvoir dire aujourd'hui que j'en suis arrivé jusque là grâce à vous. Merci aussi à Laëtitia et Fabien pour m'avoir permis de m'évader de temps à autres, lors par exemple des parties de Mario Kart qui ont endiablées certains de nos samedis soirs au cours de cette dernière et rude année de rédaction. Et je terminerai par toi, Julie, qui m'a accompagné au fil des jours, qui a supporté et accepté les horaires, les nuits, les weekends et même la relecture de ce manuscrit pour débusquer encore quelques fautes d'orthographe. Pour m'avoir soutenu et encouragé à terminer ce document et ne jamais baisser les bras, merci ...

Saint-Guen, le 2 février 2014.





# Table des matières

<b>Remerciements</b>	<b>iii</b>
<b>Contexte général et introduction</b>	<b>xi</b>
<b>1 Caractérisation thermomécanique du matériau</b>	<b>1</b>
1.1 Les alliages d'aluminium	2
1.1.1 Généralités	2
1.1.2 Les alliages d'aluminium Al-Mg	3
1.1.3 Les instabilités de déformation plastique	4
1.2 Caractéristiques mécaniques et physico-chimiques de la nuance AA5754-O	15
1.3 Essais de traction simple	17
1.3.1 Essais de traction homogènes à température ambiante	18
1.3.2 Essais de traction en température	19
1.3.3 Coefficients d'anisotropie plastique	29
1.4 Modules de Young en température par mesure ultrasonore	32
1.4.1 Principe de l'essai	32
1.4.2 Analyse des résultats	33
1.5 Essais de cisaillement	35
1.5.1 Conditions d'essai et protocole expérimental	35
1.5.2 Essais de cisaillement monotones	37
1.5.3 Essais de cisaillement cycliques	43
1.5.4 Observation des phénomènes d'instabilité plastique en cisaillement	50
1.6 Conclusion	61
<b>2 Emboutissage à température ambiante</b>	<b>63</b>
2.1 Mise en forme des tôles minces par emboutissage	64
2.2 Essais d'emboutissage de godet Swift	69
2.2.1 Introduction	69
2.2.2 Description du dispositif et des conditions d'essais	73
2.2.3 Résultats expérimentaux	74
2.3 Simulation numérique de l'essai Swift	84
2.3.1 Modélisation de l'essai	84

## TABLE DES MATIÈRES

---

2.3.2	Identification du comportement du matériau . . . . .	88
2.3.3	Influence du coefficient de frottement . . . . .	91
2.3.4	Influence du type d'élément fini et de la discrétisation du maillage . . . . .	93
2.3.5	Influence de la loi de comportement et du critère de plasticité . . . . .	98
2.3.6	Influence du diamètre intérieur de la matrice . . . . .	103
2.3.7	Bilan . . . . .	106
2.4	Essais d'emboutissage Erichsen . . . . .	107
2.4.1	Principe de l'essai . . . . .	107
2.4.2	Description du dispositif et des conditions d'essais . . . . .	108
2.4.3	Analyse des résultats expérimentaux . . . . .	108
2.4.4	Simulation numérique de l'essai Erichsen . . . . .	113
2.5	Conclusion . . . . .	116
<b>3</b>	<b>Caractérisation de la formabilité en température</b> . . . . .	<b>119</b>
3.1	Introduction à l'emboutissage en température . . . . .	120
3.2	Conception du dispositif d'emboutissage en température . . . . .	123
3.2.1	Géométries des outils et choix technologiques . . . . .	123
3.2.2	Validation de la mise en température des outils . . . . .	128
3.2.3	Revêtement des outils par couches minces . . . . .	131
3.2.4	Caractérisation en température des propriétés tribologiques des outils . . . . .	133
3.3	Essais d'emboutissage en température . . . . .	136
3.4	Analyse des résultats expérimentaux . . . . .	138
3.4.1	Essais avec outils non-revêtus . . . . .	138
3.4.2	Essais avec outils revêtus . . . . .	143
3.4.3	Comparaisons entre inserts revêtus et inserts non-revêtus . . . . .	145
3.4.4	Ouvertures d'anneaux et retour élastique . . . . .	151
3.4.5	Conclusion . . . . .	152
	<b>Conclusion générale</b> . . . . .	<b>155</b>
	<b>Perspectives</b> . . . . .	<b>157</b>
	<b>Bibliographie</b> . . . . .	<b>161</b>
	<b>Annexes</b> . . . . .	
	<b>Annexe A Mesures expérimentales : Techniques, méthodes et résultats</b> . . . . .	<b>183</b>
A.1	Mesure des épaisseurs de godet . . . . .	185
A.2	Mesure des cornes d'emboutissage . . . . .	189
A.3	Mesures de l'évolution des champs de déformation d'un godet . . . . .	190
A.4	Essais d'emboutissage de godet avec inserts revêtus W-Ti-N . . . . .	192





# Contexte général et introduction

La conception, la fabrication et la mise au point de pièces ou de structures utilisant des matériaux métalliques vivent actuellement dans l'industrie une importante évolution. En effet, les nouvelles réglementations, la sécurité, les économies d'énergies et la prise en compte du développement durable conduisent dorénavant à l'utilisation de nouveaux matériaux métalliques de plus en plus complexes et résistants, avec pour objectif une diminution globale du poids des structures.

De nos jours, le secteur du transport est responsable de près de 20% des émissions de gaz à effet de serre produites par l'homme. Les constructeurs automobiles se retrouvent, de fait, particulièrement concernés par les problématiques environnementales et ils s'efforcent désormais à concevoir et fabriquer des véhicules de plus en plus légers. Cette réduction de la masse des véhicules permet alors d'améliorer de manière significative la consommation de carburant, en réduisant la consommation d'énergie et les émissions de gaz à effet de serre. On estime ainsi qu'une réduction de 10% du poids du véhicule améliore la consommation de carburant de 5.5% [Miller et al., 2000] induisant ainsi une quantité de gaz d'échappement émis proportionnellement plus faible. Toutefois, cette évolution de la structure des véhicules doit pouvoir être mise en place sans pour autant altérer la sécurité ou diminuer leur durée de vie.

Dans ce contexte, les alliages d'aluminium, de magnésium, de titane et les aciers à haute résistance mécanique sont des matériaux qui présentent un fort potentiel, de part leur qualité résistance/poids, pour être utilisés dans la fabrication de véhicules légers. Malgré tout, il faut reconnaître que ces matériaux possèdent, par rapport aux aciers doux, une formabilité limitée à température ambiante, faisant que la production par emboutissage de grandes pièces de formes complexes n'est envisageable qu'avec une augmentation des coûts de fabrication. Il convient également de noter que le travail des aciers à haute résistance mécanique exige des forces et des pressions de mise en forme élevées, induisant des conséquences directes sur la conception et la durée de vie des outils de formage. D'un autre côté, la forte énergie de déformation élastique emmagasinée au cours de la mise en forme de ces aciers compromet la stabilité dimensionnelle des composants lors du retrait des outillages. Les alliages de magnésium sont également de bons candidats pour obtenir une réduction importante de masse, mais leur formabilité est considérée comme étant inférieure à celle des alliages d'aluminium. Les alliages de titane sont quant à eux trop chers pour la plupart des applications industrielles de grandes séries.

Face à ces exigences technologiques, les alliages d'aluminium connaissent donc un essor tout particulier, du fait de leurs bonnes propriétés mécaniques<sup>1</sup>, de leur excellente résistance à la corrosion, de leur très bon rapport résistance/masse et de leur prix attractif en comparaison des autres alliages précédemment cités. Pour indication, 1 kg d'aluminium automobile substituant, dans un véhicule, un matériau plus lourd tel que l'acier évite généralement une émission de près de 20 kg de gaz à effet de serre au cours de la durée de vie de ce véhicule (selon l'Institut International de l'Aluminium, IAI). Les alliages d'aluminium offrent ainsi non seulement des avantages significatifs au cours de leur phase d'utilisation dans l'automobile, mais aussi en particulier dans la phase de fin de vie. En effet, la bonne recyclabilité de l'aluminium couplée à la haute valeur de ses rebuts et le faible besoin en énergie lors du recyclage (la fabrication d'aluminium de deuxième fusion, à partir de rejets ou de produits d'aluminium en fin de vie, ne requiert que 5% de l'énergie nécessaire à la production d'aluminium de première fusion) rendent les solutions légères à base d'aluminium pour les applications automobiles hautement intéressantes [Mildenberger and Khare, 2000, Martchek, 2006]. L'aluminium devient ainsi un matériau idéal dans les applications des transports de demain.

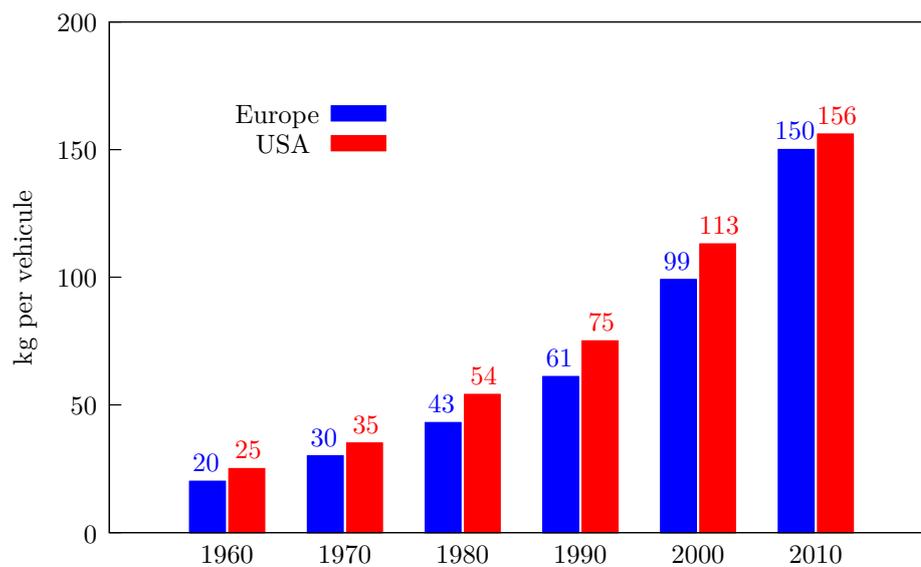


FIGURE 1 – Utilisation moyenne des alliages d'aluminium dans les véhicules, ces 50 dernières années [Toros et al., 2008].

En 1994, avec l'Audi A8, Audi et Alcoa ont allégé de 44% la carrosserie brute de la voiture (*body-in-white*), en la faisant passer de 441 à 247 kg, grâce aux alliages d'aluminium. Depuis

---

1. La capacité d'absorption d'énergie de l'aluminium par unité de poids est deux fois supérieure à celle de l'acier doux, et se compare favorablement à celle des nouveaux types d'acier à haute résistance. La rigidité élevée d'une structure en aluminium, par rapport à une même structure en acier, résulte de l'utilisation d'une plus grande épaisseur de matériau. Les composants en aluminium sont en effet généralement 50% plus épais que leurs homologues en acier (soit classiquement, des tôles de 1.2 mm pour les alliages d'aluminium à la place de 0.8 mm pour des tôles d'acier).

ces cinquante dernières années, leur proportion en masse dans les véhicules fabriqués en Europe et aux USA a considérablement augmenté (cf. figure 1) et il est attendu que l'utilisation de l'aluminium dans les automobiles double d'ici à 2025, selon les fabricants d'équipement automobile. L'aluminium est, aujourd'hui déjà, le deuxième matériau le plus utilisé pour produire des voitures et ses alliages sont de plus en plus utilisés dans la fabrication des éléments de carrosserie mis en forme par emboutissage, comme le montre les figures 2 et 3. Historiquement, l'aluminium était principalement utilisé dans les automobiles sous la forme de pièces moulées comme, par exemple, les blocs moteurs, les carters de transmission et les jantes. Ces dernières années, les constructeurs automobiles font bon usage de la grande variété de produits d'aluminium disponibles sur le marché. Ils ont ainsi introduit les alliages d'aluminium sous forme de tube extrudé (ou hydroformés) dans les structures à ossature formant le caisson de carrosserie (*space frame structures*, cf. figure 2), l'utilisation la plus courante restant celle sous forme de tôle pour les panneaux intérieurs et extérieurs des ouvrants (cf. figure 3). Jusqu'à 50% de réduction du poids de la carrosserie brute a ainsi été réalisée lors du remplacement de l'acier par l'aluminium, cela pouvant conduire à une réduction globale de 20 à 30% du poids total du véhicule [Miller et al., 2000].

## Audi R8

Audi Space Frame ASF - Materialien  
Audi Space Frame ASF - materials

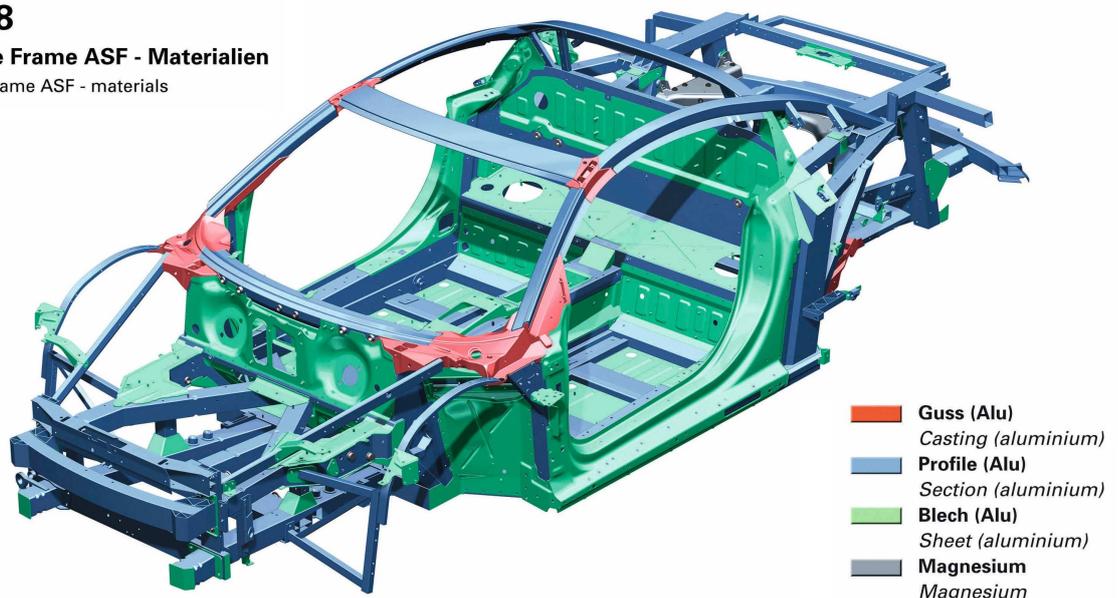


FIGURE 2 – Carrosserie en alliages d'aluminium et de magnésium du véhicule Audi R8 (*space frame*).

Cependant, ces alliages présentent l'inconvénient d'être encore mal maîtrisés et leurs comportements mal prédits. L'apparition de défauts d'aspect à la surface des pièces embouties ainsi que le retour élastique de la matière, suite aux opérations de mise en forme, complexifient fortement la mise au point et rallongent les délais de fabrication, tout en impactant le prix de revient. Dans ce contexte et pour des raisons économiques, les alliages de la série 5000 (Al-Mg)

peuvent avantageusement remplacer les alliages de la série 6000 (Al-Mg-Si), plus chers. Malheureusement, l'effet Portevin-Le Chatelier (PLC) se manifeste dans les alliages d'aluminium alliés au magnésium nuisant ainsi, la plupart du temps, à l'utilisation de ces alliages. En raison de ce phénomène, la formabilité est diminuée à température ambiante et des bandes peu esthétiques, provoquées par la déformation plastique, apparaissent à la surface des tôles obtenues par emboutissage (cf. figure 4). Cet inconvénient limite alors, pour l'industrie automobile, l'application des alliages Al-Mg pour les doublures (panneaux intérieurs des ouvrants) alors que les alliages Al-Mg-Si sont eux utilisés pour fabriquer les parties externes dites d'aspect.

Pourtant, l'effet PLC est connu pour dépendre de la vitesse de déformation et de la température. Il devient donc nécessaire d'améliorer la connaissance des conditions d'apparition de cet effet préjudiciable, en fonction de la température, de la vitesse de sollicitation et pour différents trajets de déformation, afin de proposer des alternatives aux procédés de mise en forme et de trouver des solutions qui fassent disparaître les stries indésirables à la surface des tôles. Dans ce contexte, la mise en forme par emboutissage à tiède, typiquement inférieure à  $0,5 T_f$  (où  $T_f$  est la température de fusion en Kelvin), bien que plus compliquée à mettre en oeuvre, semble être une approche intéressante pour pallier cet inconvénient. En effet, l'apport de la température permet d'améliorer l'emboutissabilité (emboutis plus grand en emboutissage profond) et aussi de réduire le retour élastique (meilleure corrélation entre les géométries théorique et finale de l'embouti) tout en diminuant les efforts mis en jeu lors de la fabrication. Ce procédé a reçu une attention considérable ces dernières années, avec actuellement, un intérêt croissant pour la mise en forme en température des tôles de matériaux non-ferreux, tels que les alliages d'aluminium. Cette technique de mise en forme reste malgré tout difficile et complexe à maîtriser et il apparaît nécessaire d'approfondir la connaissance du comportement des alliages d'aluminium en fonction de la température.

L'étude présentée dans ce mémoire s'inscrit dans ce contexte. Le principal thème abordé est celui de la mise en forme par emboutissage à tiède, d'un alliage d'aluminium présentant l'effet Portevin-Le Chatelier. Ce procédé de formage industriel permet d'obtenir, à chaud ou à froid et à des cadences élevées, des pièces métalliques de formes complexes non développables en minimisant les pertes de matière. La nuance retenue est un alliage d'aluminium au magnésium, de désignation AA5754-O, qui est largement employé dans l'industrie automobile pour réaliser les doublures des ouvrants des véhicules. L'étude porte plus particulièrement sur la caractérisation mécanique à tiède de cet alliage et sur sa mise en forme en température dans une plage allant de 20 à 200 °C. Le principal objectif de ce travail consiste ainsi à apporter une caractérisation plus fine du comportement thermomécanique de cet alliage d'aluminium avec, entre autres, une étude conséquente sur l'effet PLC en cisaillement simple, en fonction de la température. Les problématiques liées aux conditions de température et de frottement sont abordées grâce à un nouveau dispositif d'emboutissage spécialement conçu et permettant aussi bien d'imposer un gradient de température au cours de la mise en forme que de faire varier les propriétés tribologiques entre la tôle emboutie et les outils. Le gradient de température est appliqué par le biais des outils disposant d'éléments internes chauffants et l'étude tribologique est réalisée par le biais d'inserts interchangeables. Un revêtement mince de type W-Ti-N a été

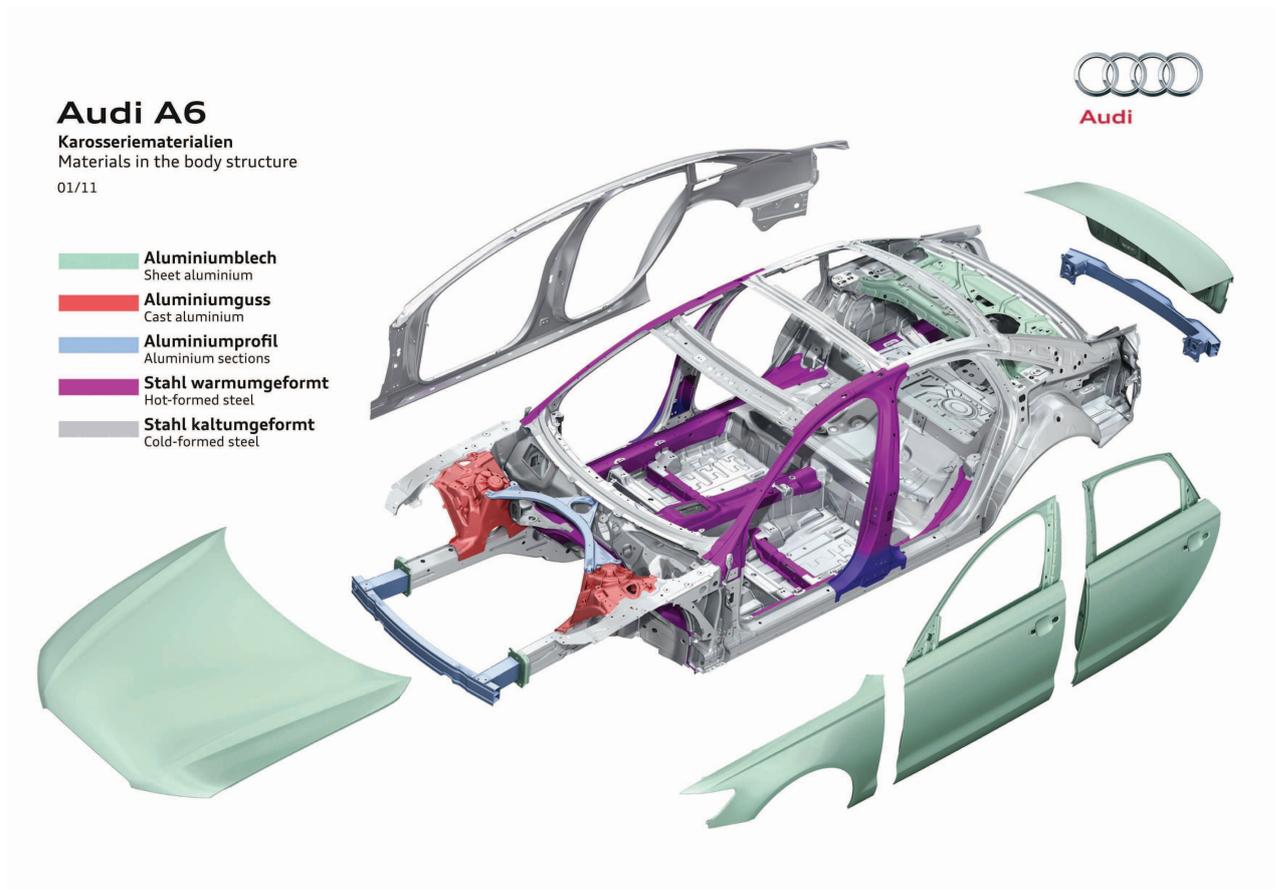


FIGURE 3 – Ouvrants automobiles (portières, capot, coffre) réalisés en alliages d'aluminium, Audi A6.

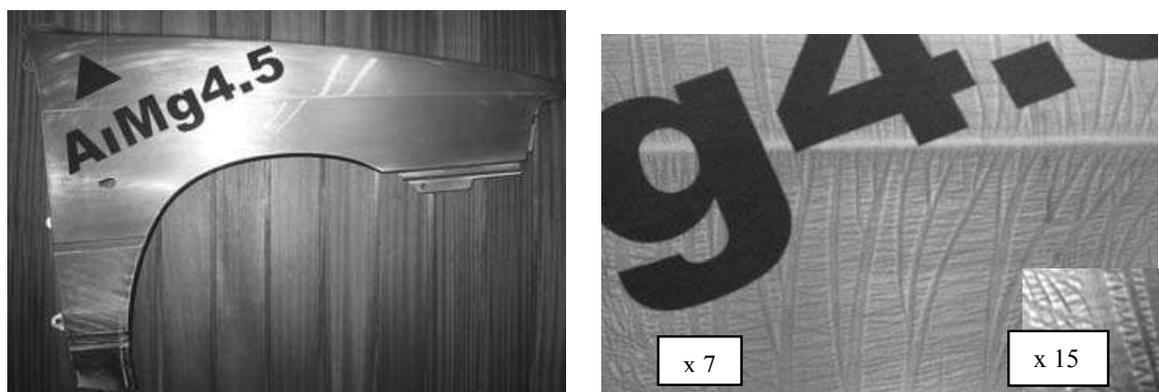


FIGURE 4 – Observation de l'aspect de surface d'une aile de voiture en alliage Al-4.5%Mg (AA5182-O), laissant apparaître des motifs présents sous la forme de bandes, à la suite de l'opération d'emboutissage [Romhanji et al., 2004].

## *Contexte général et introduction*

---

déposé par pulvérisation cathodique à la surface d'un jeu d'inserts et les résultats d'emboutissage en température obtenus avec celui-ci sont comparés avec ceux obtenus pour un jeu d'outils non-revêtus.

Ce travail de thèse, réalisé dans le cadre d'une cotutelle franco-portugaise, est le fruit d'une collaboration entre l'équipe EG2M du LIMATB de l'Université de Bretagne Sud et le CEMUC de l'Université de Coimbra. Il a été co-financé par la région Bretagne, la Fondation Portugaise pour la Science et la Technologie via le projet PTDC/EME-TME/103350/2008 et par le FEDER via le « Programa Operacional Factores de Competitividade » de QREN avec COMPETE, référence : FCOMP-01-0124-FEDER-010301.

## Structure du mémoire

Ce mémoire de thèse est divisé en trois chapitres.

Le chapitre 1 présente, à la suite d'une partie bibliographique sur les alliages d'aluminium, la caractérisation thermomécanique de l'alliage AA5754-O. Les essais mécaniques menés pour caractériser le comportement du matériau sont des essais de traction uniaxiale, des mesures de module d'élasticité par échographie ultrasonore et des essais de cisaillement simple monotones et alternés. Tous ces essais sont réalisés en fonction de la température et de la vitesse de déformation, suivant plusieurs orientations de prélèvement des échantillons par rapport à la direction de laminage. Pour tous ces types de sollicitations, la mise en évidence de l'effet PLC est caractérisée pour différentes vitesses de déformation et différentes températures.

Des essais d'emboutissage à température ambiante sont présentés dans le chapitre 2. Ce chapitre permet d'introduire, dans une première partie bibliographique, la mise en forme par emboutissage et de présenter les modes de déformation rencontrés au cours de ce type de procédé. Deux types d'essais de mise en forme sont ensuite étudiés. Le premier, ayant pour sollicitation principale le rétreint, est connu sous le nom d'emboutissage de coupelle Swift (godet cylindrique à fond plat) et le second, appelé emboutissage Erichsen, correspond à une sollicitation de type expansion biaxiale. Les lois de comportement matériau sont identifiées à partir des résultats expérimentaux de traction obtenus au chapitre 1 et les simulations numériques de ces deux types d'emboutissage sont réalisées avec le logiciel de calcul par éléments finis Abaqus<sup>®</sup>. Les résultats numériques et expérimentaux d'emboutissage sont ensuite comparés pour chaque type d'essai et la problématique du retour élastique est abordée au travers du test de Demeri via l'emboutissage de coupelle Swift.

Le mémoire se termine, au Chapitre 3, par une étude bibliographique sur l'emboutissage des alliages d'aluminium en température. Cette première partie permet d'introduire la technologie de mise en forme à tiède et détaille les avantages qu'apporte la température sur la formabilité de ces alliages. La conception d'un nouveau dispositif d'emboutissage, permettant de réaliser des essais en température, est ensuite présentée. Ce dispositif permet de mettre en forme des godets cylindriques de 33 mm de diamètre et d'imposer un gradient de température à la tôle au cours de sa mise en forme. La conception de l'outillage et les choix technologiques retenus sont présentés puis la validation de la mise en température des outils est effectuée. Ce dispositif possède également des jeux d'inserts interchangeables permettant d'analyser l'influence d'un revêtement mince de type W-Ti-N sur les résultats d'emboutissage. La description du procédé permettant de réaliser le dépôt est d'abord faite puis les propriétés de frottement en température, entre le revêtement mince et l'alliage étudié, sont déterminées à partir de l'essai tribologique de type « *pin-on-disc* ». Une présentation des résultats d'emboutissage obtenus avec ce dispositif est finalement donnée. On y observe l'influence de la température et du revêtement mince sur les résultats d'emboutissage et sur le retour élastique selon le test de Demeri.

Enfin, la conclusion générale de cette étude et les perspectives envisagées pour la suite de ce travail sont exposées.



# Caractérisation thermomécanique du matériau

Ce chapitre est consacré à la caractérisation expérimentale, en température, de l'alliage d'aluminium AA5754-O (Al-3%Mg). Après une première partie bibliographique sur les alliages d'aluminium et en particulier sur les nuances de la série 5000, des essais de traction en température sont d'abord présentés. Ces essais, réalisés pour différentes directions de prélèvement des éprouvettes, ont permis de déterminer les coefficients d'anisotropie plastique. Ces coefficients sont définis à température ambiante puis à plus haute température, afin de caractériser l'évolution de l'anisotropie de comportement en fonction de la température. Une troisième partie est dédiée aux mesures du module de Young en température par une méthode ultrasonore. Enfin, la dernière partie présente des essais de cisaillement monotones et cycliques en température, permettant de quantifier un éventuel écrouissage cinématique (effet Bauschinger) sur cet alliage d'aluminium. Il est également présenté, au cours de ce chapitre, des observations originales du phénomène de Piobert-Lüders et de l'effet Portevin-Le Chatelier sous chargement de cisaillement simple, direct et inversé, à différentes vitesses de déformation et en fonction de la température. Ces observations de la surface des échantillons, en utilisant un système d'acquisition et de corrélation d'images, permettent l'étude du type et de la cinématique des bandes de localisation de la déformation, en fonction de la déformation globale et de la vitesse de déformation. Ce chapitre correspond à la synthèse de deux articles publiés dans [Coër et al., 2010, Coër et al., 2013], incluant des informations et des résultats supplémentaires sur le comportement mécanique de l'alliage AA5754-O.

## 1.1 Les alliages d'aluminium

### 1.1.1 Généralités

Les alliages d'aluminium sont des matériaux métalliques de plus en plus utilisés dans l'industrie, notamment automobile [Miller et al., 2000] et aéronautique [Starke and Staley, 1996], du fait de leurs bonnes propriétés mécaniques et de leur bon rapport résistance/masse. Cette catégorie de matériaux métalliques regroupe de part leurs éléments d'addition une multitude de matériaux différents. Depuis 1970, un système de normalisation international à quatre chiffres a été mis en place par l'organisme américain Aluminium Association (AA) pour différencier les alliages d'aluminium suivant leur composition chimique. Ainsi, le premier des 4 chiffres de sa désignation représente le groupe auquel appartient un alliage, comme le montre le tableau 1.1 qui présente les familles d'alliages d'aluminium en fonction de leur principal élément d'addition en proportion massique.

Chiffre	Signification
1	Désigne les alliages dont le pourcentage en aluminium est égal ou supérieur à 99,00 %
2	Désigne les alliages dont le principal élément d'addition est le <b>CUIVRE</b>
3	Désigne les alliages dont le principal élément d'addition est le <b>MANGANÈSE</b>
4	Désigne les alliages dont le principal élément d'addition est le <b>SILICIUM</b>
5	Désigne les alliages dont le principal élément d'addition est le <b>MAGNÉSIUM</b>
6	Désigne les alliages dont le principal élément d'addition est le <b>MAGNÉSIUM</b> et le <b>SILICIUM</b> <sup>1</sup>
7	Désigne les alliages dont le principal élément d'addition est le <b>ZINC</b>
8	Désigne les autres alliages d'aluminium

TABLE 1.1 – Signification du premier chiffre de la désignation internationale permettant la classification des alliages d'aluminium par famille.

Parmi tous ces alliages d'aluminium, la nuance AA5754-O appartient aux alliages de la série 5000 dont le premier « 5 » indique que le principal élément d'addition est le magnésium. Si

---

1. Le magnésium et le silicium forment un composé intermétallique  $Mg_2Si$  considéré comme un élément d'alliage simple.

plusieurs éléments d'un même alliage occupent la première position en pourcentage, l'appartenance à une famille d'alliage est établie selon l'ordre : cuivre, manganèse, silicium, magnésium, la combinaison magnésium-silicium, zinc et autres.

En supplément de la catégorisation en familles, les alliages d'aluminium sont généralement accompagnés d'une lettre caractérisant leur état métallurgique. On trouve ainsi, l'état « F » indiquant brut de laminage pour les produits obtenus sous forme de tôle. L'état « O » d'une nuance signifie « recuit », c'est-à-dire que l'alliage a subi une mise et un maintien en température, à la suite de l'opération de laminage, engendrant une recristallisation de la microstructure. C'est dans cet état que le matériau présente la résistance mécanique minimale mais une aptitude à la déformation maximale. L'état recuit est l'état optimal pour réaliser des déformations à froid importantes et difficiles, comme c'est le cas en emboutissage. L'état « H » signifie « écroui ». Il est employé pour les alliages dits à durcissement par écrouissage (séries 1000, 3000 et 5000) et est accompagné en général de 2 ou 3 chiffres traduisant cet état d'écrouissage. Entre l'état écroui (« dur ») et l'état recuit (« peu dur ») (cf. tableau 1.3), il est possible d'obtenir toute une série d'états intermédiaires en termes de propriétés mécaniques. Enfin, l'état « T » indique l'histoire d'un traitement thermique de mise en solution suivi d'une trempe et ne s'applique qu'aux alliages à durcissement structural par vieillissement, soit les séries 2000, 4000, 6000 et 7000. Cet état s'accompagne également de un ou deux chiffres, le premier de ces deux chiffres étant 4, 6 ou 7 et signifiant respectivement mûri, revenu et sur-revenu. Tous ces alliages possèdent, à l'échelle atomique, une structure cubique à faces centrées (CFC).

### 1.1.2 Les alliages d'aluminium Al-Mg

Les tôles en alliage aluminium-magnésium (Al-Mg), telle que la nuance AA5754-O, sont largement utilisées dans le domaine de l'industrie automobile, mais en général seulement, pour produire par emboutissage les doublures des ouvrants des véhicules. En effet, cette nuance est connue pour être sujette, sous certaines conditions de température et de vitesse de déformation, aux vieillissements statique et dynamique au cours de la déformation plastique à température ambiante, conduisant aux phénomènes de Piobert-Lüders et de Portevin-Le Chatelier (PLC) qui seront détaillés dans la suite. Cet alliage présente donc un effet indésirable pour des pièces dites d'aspect qui se manifeste par une déformation plastique hétérogène localisée dans des bandes de déformation [Graff et al., 2004, Graff, 2006, Belotteau, 2009, Böhlke et al., 2009, Marais, 2012], générant ainsi des marques inesthétiques à la surface des pièces mises en forme et ayant pour conséquence de diminuer la ductilité de ce matériau en traction [Halim et al., 2007].

Les alliages Al-Mg sont connus dans la littérature pour présenter l'effet PLC [Lebyodkin et al., 2000, Wen and Morris, 2003, Klose et al., 2004a, Bouabdallah, 2006, Sheikh, 2010, Hu et al., 2012, Lebyodkin et al., 2012]. Le nombre d'études traitant de ce phénomène s'est fortement amplifié ces dernières années, grâce à l'amélioration des techniques de mesure par analyse d'images [Louche et al., 2005, Ait-Amokhtar et al., 2006a, Ait-Amokhtar et al., 2006b, Halim et al., 2007, Benallal et al., 2008, Ranc and Wagner, 2008, Louche et al., 2008, Ait-Amokhtar et al., 2008, Ait-Amokhtar and Fressengeas, 2010,

Nogueira de Codes et al., 2011, Nogueira de Codes, 2011], en particulier au travers de la nuance AA5754-O [Kang et al., 2005, Kang et al., 2006, Casarotto et al., 2009, Ozturk et al., 2011, Mazière and Dierke, 2012, Feng et al., 2012]. Classiquement, et aussi à cause de l'effet PLC, il est intéressant de noter que les alliages de la série 5000 présentent une sensibilité négative à la vitesse de déformation [Picu et al., 2005, Wowk and Pilkey, 2009, Toros and Ozturk, 2010, Ozturk et al., 2011].

### 1.1.3 Les instabilités de déformation plastique

Bien que la déformation plastique des métaux ne soit pas homogène à l'échelle microscopique, elle apparaît généralement homogène d'un point de vue macroscopique. Cependant, pour certains matériaux, il est possible que cette déformation normalement homogène à l'échelle macroscopique laisse place à un écoulement plastique hétérogène et concentré dans des bandes de localisation de la déformation. Cette particularité caractérise deux types de phénomènes connus sous le nom de Piobert-Lüders (1860) et de Portevin-Le Chatelier (1923). Le premier se manifeste par un plateau de stagnation de la contrainte sur les courbes contrainte/déformation et s'observe à la transition élastique/plastique de la courbe d'écrouissage d'un matériau métallique (en général les aciers doux ou les alliages d'aluminium). Le second, largement observé sous chargement classique de traction, se caractérise par des instabilités plastiques répétées, c'est-à-dire des chutes d'effort multiples générées par une très rapide localisation de la déformation plastique au cours de la déformation globale. Dans la suite de cette revue bibliographique, étant donné le grand nombre d'études portant sur ces deux phénomènes, il sera principalement donné pour référence des travaux ayant traités ces instabilités de déformation sur des alliages d'aluminium.

#### Plateau et bandes de Piobert-Lüders

L'instabilité de déformation de type Piobert-Lüders, qui se manifeste à l'échelle macroscopique par la propagation d'une bande de localisation de la déformation, représente le désancrage des dislocations qui avaient été piégées par les atomes de soluté (présents en solution solide interstitielle ou substitutionnelle) à la suite d'une déformation plastique préalable (par exemple, l'opération de laminage pour une tôle) et d'un couple temps-température suffisamment long et important pour permettre à ces atomes de soluté de ségréger autour des dislocations en formant des nuages de Cottrell (1953) et ainsi de les ancrer. On parle dans ce cas de vieillissement statique du matériau. La remise en mouvement de ces dislocations lors d'une prochaine sollicitation sera alors perturbée par cet ancrage, entraînant sur la réponse mécanique du matériau un plateau de contrainte à la transition élastique/plastique, comme le montre la figure 1.1.

Avant que les techniques de mesure optique (comme la corrélation d'images (*DIC* pour *Digital Image Correlation*), l'Interférométrie de Speckle et la Pyrométrie Infrarouge) ne permettent l'observation des champs de déplacement, de déformation ou de température, la propagation des bandes de déformation pouvait se faire en lumière rasante sur des échantillons poli-miroir [Sun et al., 2003a, Graff et al., 2004], comme le montre la figure 1.2, ou par l'application de vernis photoélastiques. Ces deux séries de photos, issues de [Sun et al., 2003a], présentent

les deux cas de figure observables macroscopiquement lorsque l'instabilité de Piobert-Lüders se manifeste. En effet, le plateau en contrainte observé à la transition élastique/plastique est provoqué soit par la propagation d'une seule bande, soit par la propagation de deux bandes simultanément. Ces deux possibilités ont souvent été observés par d'autres auteurs dans la littérature [Louche and Chrysochoos, 2001, Louche et al., 2005, Nogueira de Codes et al., 2011, Marais et al., 2012].

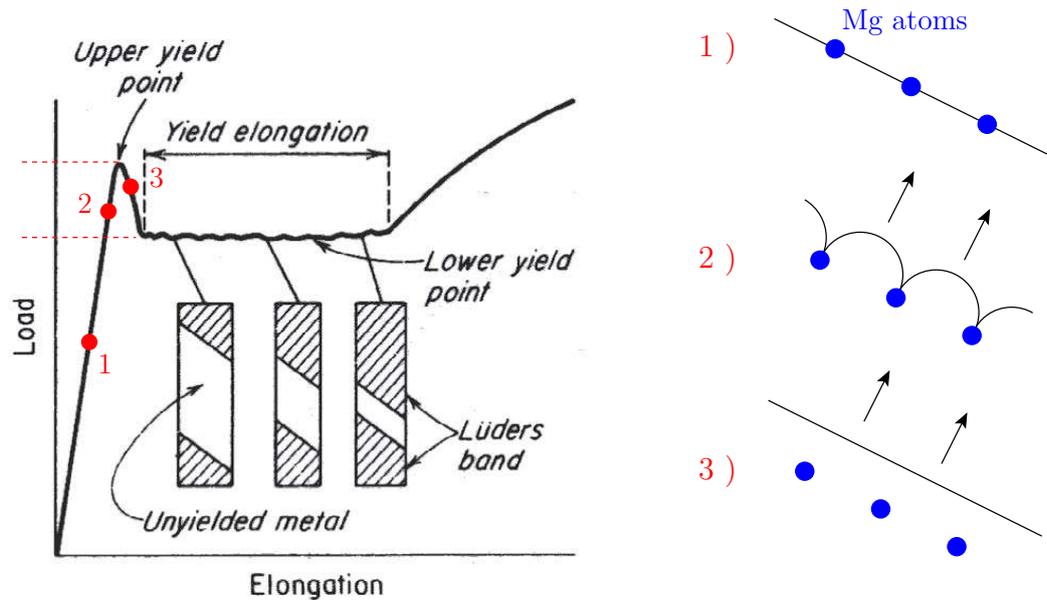


FIGURE 1.1 – Schéma représentatif du phénomène de Piobert-Lüders [Ryen, 2003] et représentation du phénomène physique associé (désancrage des dislocations épinglées par les atomes de Mg) [Nogueira de Codes, 2011].

Parmi ces études, toutes s'accordent sur le fait que la vitesse de propagation des bandes augmente proportionnellement avec la vitesse de traverse (ou la vitesse de déformation imposée) [Louche and Chrysochoos, 2001, Sun et al., 2003b]. Dans [Marais et al., 2012], les auteurs montrent expérimentalement que la déformation de Lüders (déformation générée par la propagation des bandes), c'est-à-dire la longueur du plateau de contrainte, augmente avec une diminution de la température d'essai ou avec une augmentation de la vitesse de sollicitation. Ce résultat est en accord avec [Yoshida, 2000] qui montre que la longueur du plateau de contrainte devient plus grand en augmentant la vitesse de déformation imposée pour des essais de traction. Les études de Sun et al. [Sun et al., 2003a, Sun et al., 2003b], basées sur le modèle viscoplastique de [Yoshida, 2000], présentent expérimentalement et numériquement les mêmes conclusions et montrent que la vitesse de propagation ainsi que la déformation de Lüders sont toutes deux proportionnelles à la vitesse de déformation imposée. L'orientation des bandes de Piobert-Lüders, caractérisée par l'angle qu'elles forment avec la direction de chargement (théoriquement de  $54,7^\circ$  en assumant les conditions de compatibilité entre la bande et le matériau non-écroui [Marais et al., 2012]), varie en général entre  $45$  et  $70^\circ$  en fonction des matériaux étudiés et semble être significativement influencée par la taille des grains [Zhang and Jiang, 2005, Louche, 2009].

D'ailleurs, [Choi et al., 1998] montre sur un alliage Al-Mg que l'effet Piobert-Lüders peut être influencé par la proportion en magnésium, la taille des grains, ou encore par un traitement thermique modifiant alors la microstructure des dislocations.

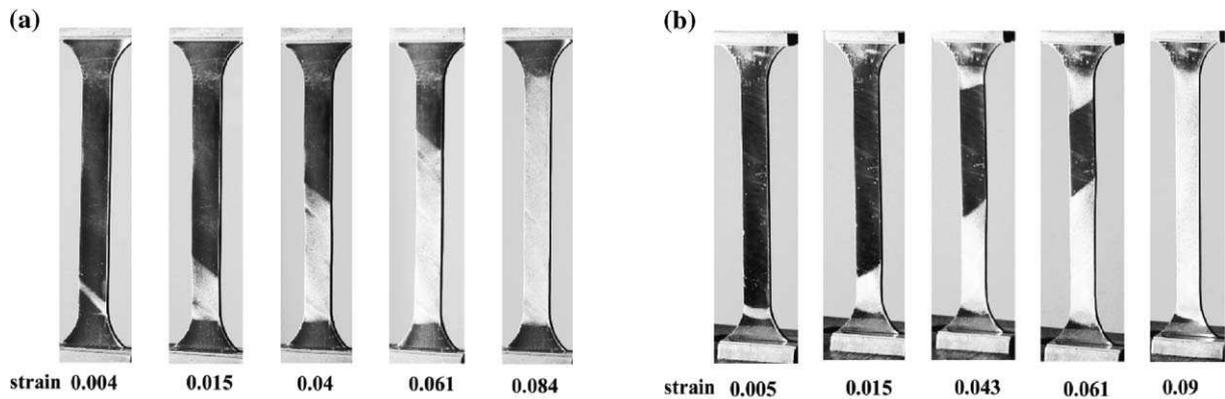


FIGURE 1.2 – Séries de photographies mettant en évidence le phénomène de Piobert-Lüders sur des éprouvettes polies éclairées en lumière rasante. a) Propagation d'une seule bande de Piobert-Lüders. b) Propagation simultanée de deux bandes de Piobert-Lüders [Sun et al., 2003a].

Plusieurs études ont été consacrées à la modélisation de l'effet Piobert-Lüders, comme [Yoshida, 2000] en utilisant un modèle viscoplastique tenant compte des densités de dislocations. Plus récemment [Marais et al., 2012] ont développé un modèle élasto-visco-plastique basé sur les mécanismes physiques du vieillissement par la déformation, tels que l'ancrage et le désancrage des dislocations, eux mêmes basés sur les travaux de [McCormick, 1988, Kubin and Estrin, 1991] et permettant une identification séparée des paramètres de viscosité, d'érouissage et de vieillissement. Tout dernièrement, Schwab et Ruff [Schwab and Ruff, 2013] ont développé un modèle mécanique macroscopique très simple pour modéliser l'effet Piobert-Lüders. Ce modèle est basé sur le fait que la mesure observée ne correspond pas exactement au comportement réel du matériau, comme le présente la figure 1.3. Ils montrent ainsi qu'en définissant une limite élastique haute, bien plus grande que celle qui est observée, ainsi qu'une limite élastique basse plus faible que la limite élastique observée et qui serait en outre proche de la limite élastique que posséderait un matériau ne manifestant pas le phénomène, il était possible de reproduire lors de la simulation du comportement, un plateau de stagnation de la contrainte analogue à ce qui est observé expérimentalement. Ils expliquent alors que le niveau de contrainte mesuré à la limite élastique basse observée résulte de l'état de contrainte triaxial qui se développe au niveau du front de la bande. L'orientation des bandes issues de cette simulation est de 55 à 62° ce qui est également en accord avec les observations expérimentales.

Enfin, l'effet Piobert-Lüders ayant été quasi uniquement traité et observé au cours d'essais de traction, il paraît intéressant de citer quelques exemples où ce phénomène a été observé en torsion [Zhang and Jiang, 2005] ou aux cours d'essais de flexion de tube en acier [Aguirre et al., 2004, Hallai and Kyriakides, 2011a, Hallai and Kyriakides, 2011b].

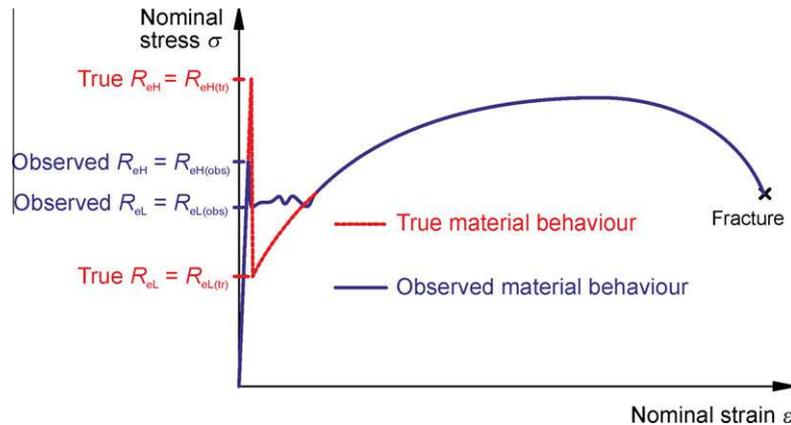


FIGURE 1.3 – Comportements réel et observé d'un matériau présentant le phénomène de Piobert-Lüders, selon [Schwab and Ruff, 2013].

### Effet Portevin-Le Chatelier

L'effet Portevin-Le Chatelier (PLC) est associé à un type spécifique d'oscillations apparaissant sur la réponse mécanique, en termes d'effort, au cours de l'écroutissage de certains alliages métalliques et représente une conséquence bien connue du vieillissement dynamique par la déformation (DSA : *Dynamic Strain Ageing*) [Soare and Curtin, 2008a, Soare and Curtin, 2008b]. D'ailleurs, de manière analogue au vieillissement statique, le vieillissement dynamique ne se manifeste que si certaines conditions de température et de vitesse de déformation sont réunies. L'observation du phénomène exige donc des conditions expérimentales précises, comme le montre la figure 1.4 indiquant qu'il existe un intervalle limité de vitesses de chargement et de température pour que l'effet PLC soit observé. Du point de vue macroscopique, cette instabilité de la déformation plastique des métaux se manifeste, au cours de l'écroutissage, par la génération répétée et la propagation de bandes de déformation plastique localisée, le long d'une éprouvette sollicitée le plus couramment en traction. Ces bandes peuvent être visibles à l'oeil nu pendant l'essai et des marques superficielles persistent à la surface de l'échantillon après essai, ce qui est très pénalisant notamment dans l'industrie aéronautique où cette rugosité indélébile affecte le rendement de la propulsion ou, dans l'industrie automobile, pour les pièces dites d'aspect car la peinture ne permet pas de dissimuler ce type de défaut. Heureusement, suivant les matériaux, ces motifs indésirables n'apparaissent plus à la surface de la tôle, lors de leur mise en forme, en choisissant certains couples particuliers température/vitesse de déformation.

L'effet Portevin-Le Chatelier sous chargement de traction a été intensivement étudié dans la littérature, expérimentalement [Chihab et al., 1987, Klose et al., 2004a, Louche et al., 2005, Ait-Amokhtar et al., 2006b, Jiang et al., 2007, Louche et al., 2008, Ait-Amokhtar et al., 2008, Benallal et al., 2008, Ait-Amokhtar and Fressengeas, 2010, Fu et al., 2011, Hu et al., 2012], comme numériquement [McCormick, 1988, Zhang et al., 2001, Hähner and Rizzi, 2003, Jiang et al., 2007, Böhlke et al., 2009, Mazière et al., 2010, Mazière and Dierke, 2012, Hu et al., 2012], mais seulement quelques d'études sont dédiées à l'apparition de l'effet PLC au cours d'essais de compression [D'Anna and Nori, 2000,

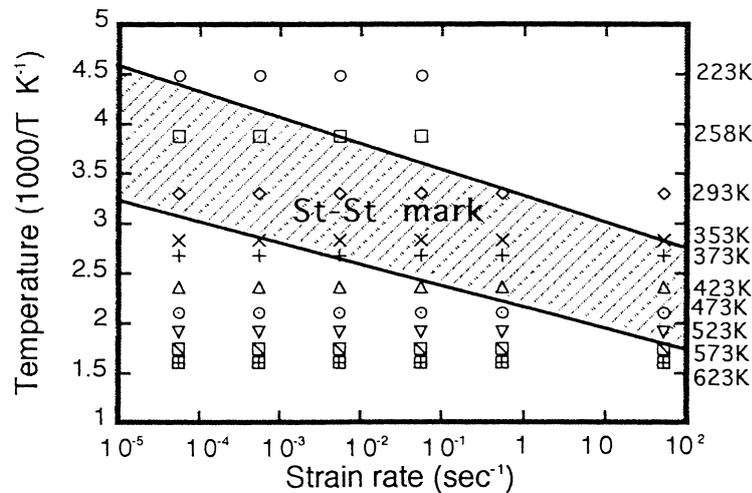


FIGURE 1.4 – Diagramme indiquant les conditions expérimentales de température et de vitesse de déformation ayant permis d’observer la présence de marques superficielles de déformation dues à l’effet PLC sur un alliage AA5083-O [Naka and Yoshida, 1999].

[Lebedkina and Lebyodkin, 2008, Nogueira de Codes, 2011] ou de compression par indentation [Golovin et al., 2002, Golovin et al., 2004, Chinh et al., 2005, Golovin, 2008]. Néanmoins, ce phénomène ne semble pas avoir été observé pour d’autres trajets de déformation monotones tel que le cisaillement simple. Un état de l’art sur différents résultats expérimentaux observés et associés à l’effet PLC peut être trouvé dans [Yilmaz, 2011].

La nature des bandes PLC est classifiée en types A, B ou C [Jiang et al., 2007] dans les polycristaux. Leurs propriétés dépendent de la vitesse de déformation [Ait-Amokhtar et al., 2006b] ou de la vitesse de déformation et de la température [Louche et al., 2005, Ait-Amokhtar et al., 2008]. Ils seront détaillés dans la section suivante.

L’effet Portevin-Le Chatelier a été observé la première fois, en 1909, par Le Chatelier sur un acier doux entre 80 et 250 °C puis étudié plus finement par Portevin et Le Chatelier, en 1923, lors d’essais à température ambiante sur un alliage Al-4.8%Cu. Cet effet est associé au vieillissement dynamique par la déformation (DSA) et l’origine physique de ce phénomène, analogue à l’effet Piobert-Lüders, est lié à l’interaction entre les dislocations mobiles et les atomes de soluté en solution libre dans le réseau cristallin. Cette interaction se matérialise, à l’échelle microscopique, par une compétition entre l’ancrage et le désancrage des dislocations mobiles par les atomes de soluté en solution solide donnant lieu, à l’échelle macroscopique, à des chutes d’effort qui provoquent des oscillations sur la courbe d’érouissage du matériau, traduisant la libération de la dislocation du nuage d’atome (nuage de Cottrell) qui l’épinglait. Dans le cas des alliages Al-Mg, l’effet PLC est causé par l’interaction des atomes de soluté de magnésium avec les dislocations mobiles [Chihab et al., 1987, Ait-Amokhtar et al., 2006b, Louche et al., 2008]. Selon Balik et al. [Balík, 2001], la résistance au mouvement des dislocations est renforcée par la diffusion des atomes en solution qui viennent ancrer les dislocations libres. En supposant que le temps de

diffusion des solutés n'est ni trop long, ni trop court par rapport au temps moyen d'attente des dislocations, une sensibilité négative de l'écoulement à la vitesse de déformation (nSRS : *negative Strain Rate Sensitivity*) [Balík et al., 2000, Soare and Curtin, 2008a] ainsi qu'une déformation instable [Balík and Lukáč, 1993] se produisent. La raison pour laquelle le régime de déformation passe de l'état stable à instable ou inversement, reste encore un phénomène mal compris mais plusieurs auteurs introduisent généralement, pour un matériaux donné, une notion de déformation critique nécessaire au déclenchement ( $\varepsilon_c$ ) ou à l'interruption ( $\varepsilon'_c$ ) du phénomène [Guillot and Grilhe, 1972, Kubin and Estrin, 1990, Hähner, 1997, Balík et al., 2000], dépendante de la vitesse de déformation [Chihab and Fressengeas, 2003, Ait-Amokhtar et al., 2006a, Mazière and Dierke, 2012], de la température [Fu et al., 2011] ou de ces deux paramètres simultanément [Abadi et al., 2002, Cai et al., 2010]. Cependant, cette déformation critique reste surtout dépendante de la composition chimique du matériau testé, puisque suivant celle-ci, Ait-Amokhtar et al. [Ait-Amokhtar et al., 2006a] montrent, sur un alliage Al-Mg, que la teneur en magnésium modifie l'allure de la courbe représentant l'évolution de la déformation critique en fonction de la vitesse de déformation. Pour exemple, la figure 1.5 présente les domaines de manifestation de l'effet PLC (*unstable*) à température ambiante et à 100 °C pour un alliage Al-3%Mg. La figure 1.6 illustre quant à elle l'évolution du type de bande et de la déformation critique en fonction de la vitesse de déformation et de la température pour des alliages de la série 5000.

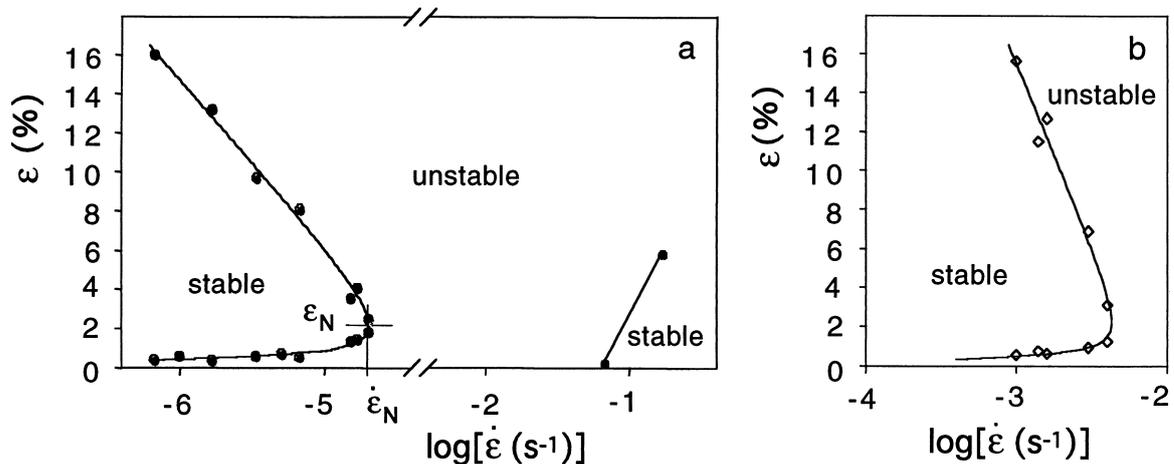


FIGURE 1.5 – Courbes de déformation critique  $\varepsilon_c$  en fonction de la vitesse de déformation imposée  $\dot{\varepsilon}$  pour un alliage d'aluminium Al-3%Mg. a) à température ambiante. b) à 373 K (où seule la partie des faibles vitesses de déformation est montrée) [Balík et al., 2000].

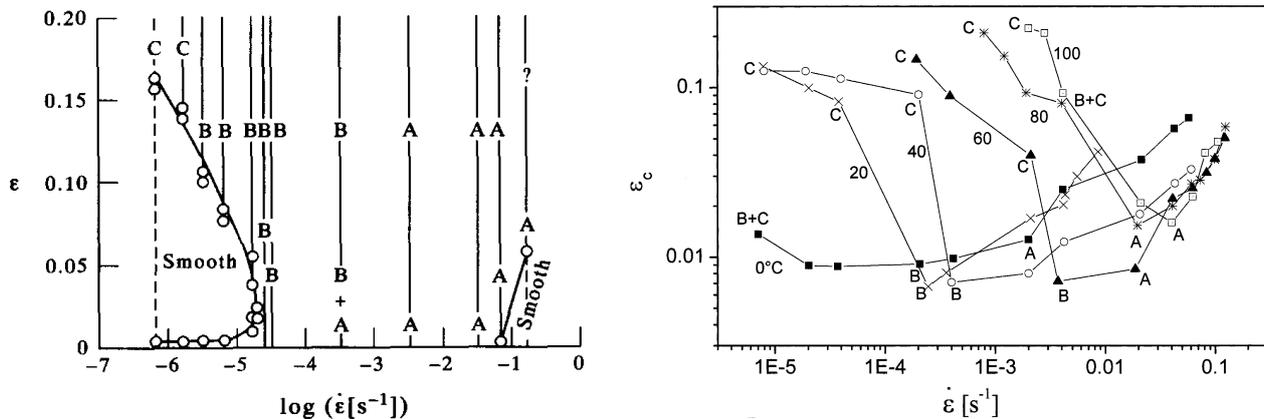


FIGURE 1.6 – Déformation critique en fonction de la vitesse de déformation, à température ambiante sur un alliage Al-3%Mg, définissant les limites du domaine d’instabilités plastiques dans lequel sont indiqués les types de bandes observés en fonction du niveau de déformation pour une vitesse de déformation donnée [Balík et al., 2000] (à gauche) et déformation critique en fonction de la vitesse de déformation pour différentes températures de 0 à 100 °C, pour un alliage AA5182-O (à droite). L’évolution du type de bande observé (A, B, C) est indiquée pour chaque température en fonction de la vitesse de déformation [Abbadi et al., 2002].

Normalement, la déformation critique pour l’initiation d’un écoulement instable augmente en augmentant la vitesse de déformation et diminue en augmentant la température [Guillot and Grilhe, 1972, Kubin and Estrin, 1990], mais le comportement inverse peut aussi arriver [Balík et al., 2000, Fu et al., 2011]. Dans certains cas, les serrations sont présentes dès le début de l’essai et une déformation critique  $\varepsilon'_c$  est alors observée indiquant la disparition des serrations [Guillot and Grilhe, 1972, Balík et al., 2000]. Toutefois, une nouvelle déformation critique, notée  $\varepsilon_c^*$  dans [Kubin and Estrin, 1990], pourra définir une éventuelle réapparition de l’effet PLC au cours de l’érouissage. Dans [Balík et al., 2000], les auteurs font apparaître, à la suite d’une pré-déformation effectuée à température ambiante ou en dehors du domaine de présence de l’effet PLC : à 77 K et 373 K, une séquence de plusieurs valeurs de déformation critique lors de la recharge à température ambiante et pour différentes vitesses de déformation constantes imposées. Dans chaque cas, ils observent que l’effet de mémoire induit par la prédéformation implique seulement la déformation cumulée. Pour eux, cette dernière semble régir la nature, stable ou instable, de l’écoulement plastique. Récemment Cai et al. [Cai et al., 2010] ont proposé un modèle de comportement permettant de reproduire les conditions critiques d’apparition de l’effet PLC aussi bien en fonction de la vitesse de déformation qu’en fonction de la température. Ce modèle est en accord avec plusieurs résultats expérimentaux issus de la littérature ainsi qu’avec le modèle proposé par [Jiang et al., 2007], basé sur les mécanismes physiques du vieillissement par la déformation (DSA), mais il possède moins de paramètres à identifier que le modèle de Jiang et al.

Si la déformation critique est un paramètre influencé par la vitesse de déformation et la température, l'amplitude des serrations l'est également. Ainsi, dans [Klose et al., 2004b], sur un alliage Al-4.5%Mg, les auteurs montrent que l'amplitude des oscillations est dépendante de la température et de la vitesse de déformation, celles-ci augmentant avec l'élévation de la température et diminuant avec l'augmentation de la vitesse de déformation, comme le montre la figure 1.7. Selon Fu et al. [Fu et al., 2011], l'amplitude des serrations reflète la force d'ancrage du vieillissement par la déformation qui dépend de la quantité d'atomes de soluté contribuant à l'effet d'ancrage. En augmentant la température, la solubilité des atomes de soluté (Mg) dans la matrice (Al) augmente rapidement. Pour le matériau de leur étude (AA5456), la teneur en Mg (4.7 - 5.5%) est très supérieure à la solubilité de chaque température d'essai (<1% selon [Murray, 1982]), ainsi la concentration des atomes de soluté à haute température est plus grande que celle à basse température et le surplus des atomes de soluté existe en tant que composés métalliques sous la forme de précipités. Avec l'augmentation de la concentration des atomes de soluté, la quantité d'atomes de soluté qui peuvent se joindre au DSA pour ancrer les dislocations grandit. D'autre part, la diffusivité des atomes de soluté augmente en augmentant la température et donc la quantité des atomes de soluté diffusés autour des dislocations dans le même temps augmente. Or, la concentration et la diffusivité des atomes de soluté, qui augmentent avec l'élévation de la température, contribuent tous deux à l'effort d'ancrage. Ainsi, la force d'ancrage augmente avec la température et par conséquent l'amplitude des serrations augmente également. Dans [Fu et al., 2011], les auteurs montrent aussi que la déformation critique augmente avec la température.

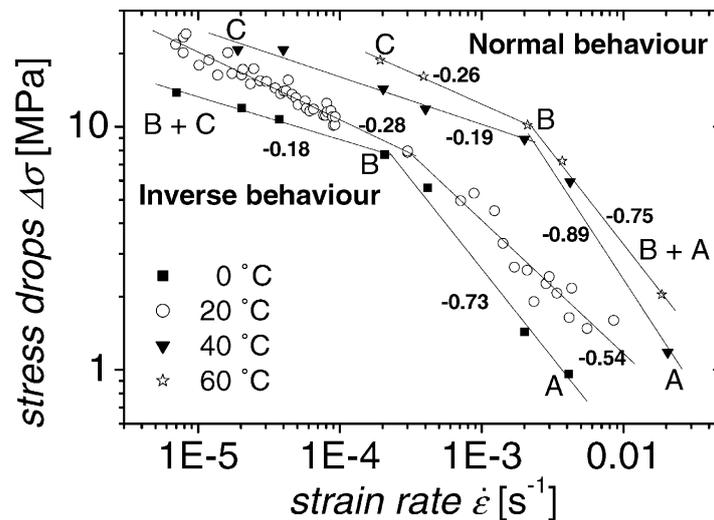


FIGURE 1.7 – Influence de la vitesse de déformation sur l'amplitude des chutes de contrainte à différentes températures et pour différents types de bande A, B, C. Selon [Klose et al., 2004b] pour un alliage Al-4.5%Mg.

Enfin, en dehors de la corrélation d'images et des analyses spatio-temporelles, une autre manière de déterminer le type de bande consiste à utiliser les statistiques associées aux chutes de contrainte engendrées par la création des bandes PLC. Par cette méthode, Lebyodkin et al. [Lebyodkin et al., 1996, Lebyodkin et al., 2000] définissent des allures de distribution statistique correspondant à chacun des types de bandes A, B et C, comme le montre la figure 1.8. Ils définissent alors en fonction des différentes distributions typiquement observées (*as* : distribution asymétrique monotoniquement décroissante, *i* : pic de distribution asymétrique avec un maximum déplacé vers la plage des petites chutes de contraintes, et *p* : pic de distribution centré) un type de bande PLC associé et construisent alors un diagramme fonction de la vitesse de déformation appliquée  $\dot{\epsilon}_a$  et de la température délimitant les domaines d'observation des différents types de bande.

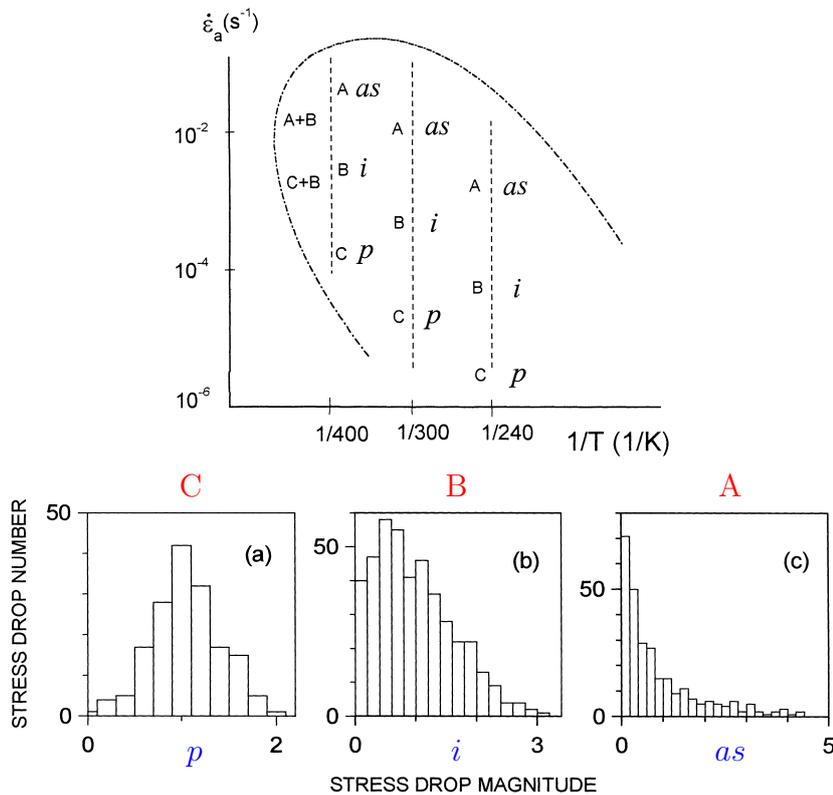


FIGURE 1.8 – Classification des types de serrations et des distributions statistiques des chutes de contrainte sur un diagramme vitesse de déformation/température. Le domaine PLC est délimité par la courbe en pointillés. Les histogrammes en dessous définissent les différentes formes de distribution des chutes de contraintes associées à chaque type de bande PLC. a)  $\dot{\epsilon}_a = 1,3 \cdot 10^{-5} s^{-1}$  (polycristal Al-3%Mg, type *p*, band C); b)  $\dot{\epsilon}_a = 1,3 \cdot 10^{-5} s^{-1}$  (monocristal Al-4.5%Mg, type *i*, band B); c)  $\dot{\epsilon}_a = 6,1 \cdot 10^{-4} s^{-1}$  (polycristal Al-3%Mg, type *as*, band A) [Lebyodkin et al., 2000].

### Les 3 différents types de bandes

On peut observer trois différents types de bandes répertoriés par les lettres A, B et C [Chihab et al., 1987, Ait-Amokhtar et al., 2006b, Jiang et al., 2007]. Cette classification peut être établie en fonction de l'allure des serrations obtenues sur les courbes d'effort en fonction du temps et/ou de la cinématique des bandes en effectuant une analyse spatio-temporelle de la propagation de celles-ci [Jiang et al., 2005, Zhang et al., 2005], comme le montre la figure 1.9. Ces types de bandes correspondent à divers modes de localisation de la déformation, qui sont liés à des paramètres externes (déformation, vitesse de déformation, température, rigidité de la machine de traction, géométrie des échantillons, rugosité de surface des échantillons) et à des paramètres internes (composition de l'alliage, réseau cristallin, type et concentration de soluté, monocristal ou polycristal, densité des dislocations mobiles, type d'obstacle (dislocations de la forêt, précipités, ...) et la taille des grains) [Ranc and Wagner, 2005].

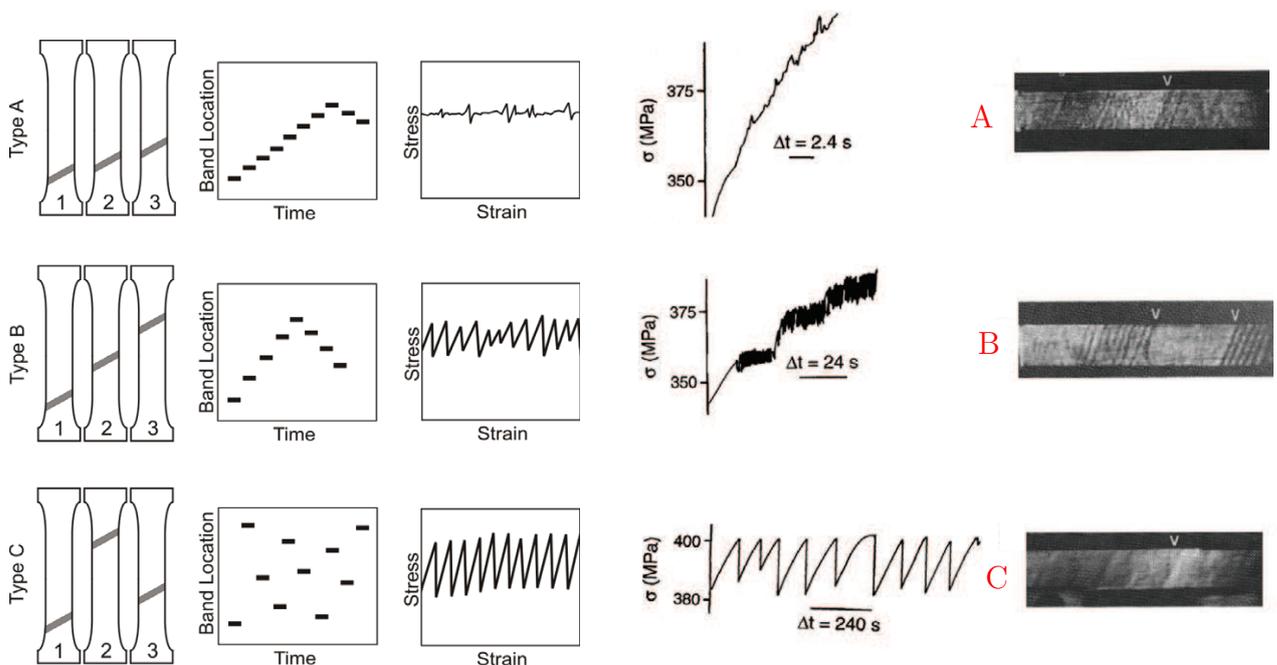


FIGURE 1.9 – Schématisation des trois types de bandes PLC en fonction des oscillations et de la description spatio-temporelle, suivant [Yilmaz, 2011] (à gauche) et observation des trois types de bandes et des serrations correspondantes, sur un alliage Al-5%Mg, selon [Chihab et al., 1987] (à droite).

En général, la vitesse de propagation des bandes,  $V_B$ , augmente en augmentant la vitesse de déformation imposée [Jiang et al., 2005, Ait-Amokhtar et al., 2006b] mais diminue avec l'évolution du niveau de déformation [Jiang et al., 2005, Ait-Amokhtar et al., 2006b]. La largeur des bandes,  $W_B$ , augmente quant à elle avec la vitesse de déformation et avec l'épaisseur des échantillons [Jiang et al., 2005, Zhang et al., 2005]. Globalement, cette largeur de bande vaut entre 1 à 3 fois l'épaisseur de l'échantillon. Quand la vitesse de déformation augmente (le temps d'attente des dislocations diminue) ou la température diminue (la mobilité des

solutés diminue), la localisation de la déformation évolue du type C au type B puis au type A. D'une tendance générale, les serrations apparaissent après un certain niveau de déformation appelée déformation critique  $\varepsilon_c$ , comme détaillé précédemment et illustré sur la figure 1.6. À température élevée, l'amélioration de la diffusion des solutés résulte en une augmentation du temps d'attente et à une amplitude des chutes de contrainte plus grande [Klose et al., 2004b, Chatterjee et al., 2011, Fu et al., 2011].

Les bandes de type A [Louche et al., 2005] sont observées à de grandes vitesses de déformation ( $10^{-3} \leq \dot{\varepsilon}_a$ ) [Ait-Amokhtar et al., 2006b] ou pour de faibles températures [Ozturk et al., 2011]. Leur naissance est associée à une chute de contrainte significative qui marque le développement de la bande dans la largeur de l'échantillon [Casarotto et al., 2009]. Ces bandes se déplacent ensuite continûment et à vitesse de propagation constante [Ait-Amokhtar et al., 2008, Zavattieri et al., 2009] en générant de faibles oscillations sur les courbes contrainte/déformation [Ait-Amokhtar and Fressengeas, 2010] et en traversant de part en part la longueur de l'éprouvette [Zavattieri et al., 2009]. La déformation imposée est principalement concentrée dans la largeur active de la bande PLC. La propagation continue des bandes de type A est associée à une augmentation progressive de la déformation locale et à une courbe de déformation globale lisse pour chaque bande PLC [Graff, 2006].

Les bandes de type B [Louche et al., 2005, Louche et al., 2008, Ait-Amokhtar et al., 2008], qui se manifestent pour des vitesses de déformation intermédiaires ( $10^{-5} \text{ s}^{-1} \leq \dot{\varepsilon}_a \leq 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ), naissent de manière séquentielle les unes à la suite des autres donnant l'impression qu'elles se propagent de manière discontinue [Tong et al., 2005] et conduisant à des chutes de contrainte plus grandes et plus régulières que les bandes de type A [Jiang et al., 2007]. Chaque chute de contrainte correspond, sur la courbe d'écrouissage, à la formation d'une bande [Ranc and Wagner, 2005, Ranc and Wagner, 2008]. L'espace séparant deux bandes consécutives (crête à crête) est relativement régulier et de l'ordre de grandeur de la largeur de bande observée [Ranc and Wagner, 2008, Casarotto et al., 2009].

Enfin, les bandes de type C [Louche et al., 2008] sont observées à des vitesses de déformation peu élevées ( $\dot{\varepsilon}_a \leq 5 \cdot 10^{-5}$ ) ou en augmentant la température [Fu et al., 2011], et naissent de manière aléatoire le long de l'échantillon. Ce sont des bandes statiques qui génèrent de grandes oscillations sur les courbes d'écrouissage [Ait-Amokhtar et al., 2006a]. Parfois ces oscillations sont accompagnées par des émissions acoustiques audibles [Chihab et al., 1987] et malgré le caractère chaotique de sa distribution spatiale, ce type de bandes semble se produire à une fréquence temporelle constante [Louche, 2009]. Enfin, dans [Abadi et al., 2002], sur un essai de traction à 60 °C et  $4 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ , les auteurs montrent que l'état de surface des échantillons (poli et brut) peut influencer le déclenchement des bandes de type C (la courbe d'écrouissage de l'échantillon poli ne présentant alors pas de stries).

## 1.2 Caractéristiques mécaniques et physico-chimiques de la nuance AA5754-O

À réception, le matériau considéré est un alliage d'aluminium au magnésium de dénomination AA5754-O (Al-3%Mg), se présentant sous la forme d'une tôle mince de 1 mm d'épaisseur. Cette nuance, principalement utilisée pour fabriquer les doublures d'ouvrants automobiles, est livrée dans la condition métallurgique « O » qui signifie que l'alliage est recuit. Par conséquent, le temps que l'échantillon passe à température élevée, avant que la déformation ne commence, n'influence pas les résultats car ce matériau n'appartient pas aux familles d'alliages à durcissement structural. La composition chimique de l'alliage étudié est listée dans le tableau 1.2.

Cu	Mn	Mg	Si	Fe	Cr	Al
≤ 0.10	≤ 0.500	2.60 – 3.60	≤ 0.400	≤ 0.400	≤ 0.300	93.6 – 97.3

TABLE 1.2 – Composition chimique de la nuance d'aluminium AA5754-0, exprimée en pourcentage massique.

Le magnésium, principal élément d'addition de cet alliage métallique (diagramme des phases figure 1.10), a pour effet d'améliorer les caractéristiques mécaniques de l'aluminium en modifiant sa microstructure. Les qualités qui en découlent sont une excellente résistance à la corrosion atmosphérique et marine, une résistance supérieure à la corrosion à températures élevées, une résistance mécanique élevée, une bonne soudabilité (assemblage) et une bonne emboutissabilité. Les valeurs expérimentales de résistance mécanique et d'allongement observées au cours de la caractérisation en traction, de l'alliage d'aluminium AA5754-O étudié, sont du même ordre de grandeur que les valeurs présentées dans le tableau 1.3.

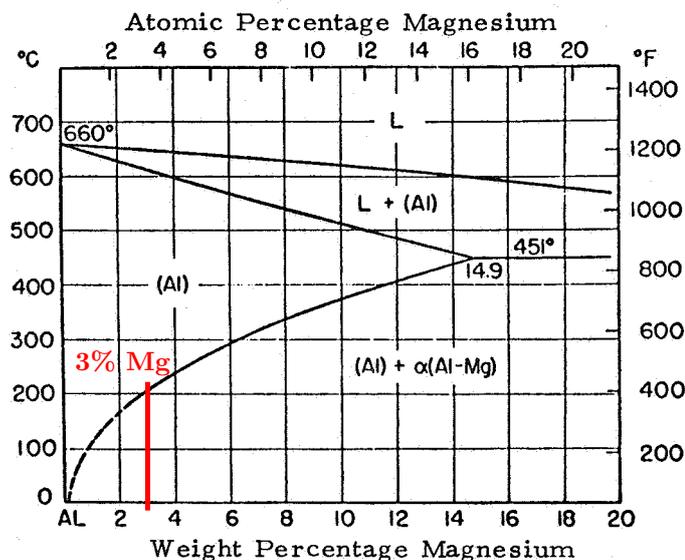


FIGURE 1.10 – Diagramme des phases d'un alliage Al-Mg [Muraca and Whittick, 1972].

## CHAPITRE 1. Caractérisation thermomécanique du matériau

État	$R_{p0.2}$	$R_m$	Allongement
Écrouit (H)	170 à 250 MPa	220 à 305 MPa	3 à 8 %
Recuit (O)	80 à 100 MPa	190 à 240 MPa	12 à 18 %

TABLE 1.3 – Caractéristiques mécaniques de la nuance 5754 suivant différents états métallurgiques (selon EN AW-5754 et EN 485-2).

Une tôle est un produit fini généralement obtenu par laminage à froid. Cette opération de laminage introduit une texture de déformation à la tôle dont le comportement mécanique s'en retrouve affecté par la modification de la microstructure initiale suivant les différentes directions de l'espace de la tôle par rapport à la direction de laminage (figure 1.12). Même après un recuit de recristallisation, cette texture ne disparaît pas entièrement et une texture de recristallisation typique se forme. Par diffraction des rayons X, Boogaard [Boogaard, 2002] a étudié la texture de ce matériau dans le plan median d'une tôle et a observé une faible texture de type Cube. Cette texture est symétrique suivant les directions de laminage, transverse et normale au plan de la tôle et conduit, généralement, à un comportement mécanique orthotrope. Le but des essais suivant est de caractériser cette anisotropie de comportement. La taille moyenne des grains de cet alliage est de 20-30  $\mu\text{m}$  (figure 1.11), ce qui est aussi en accord avec [Boogaard, 2002].

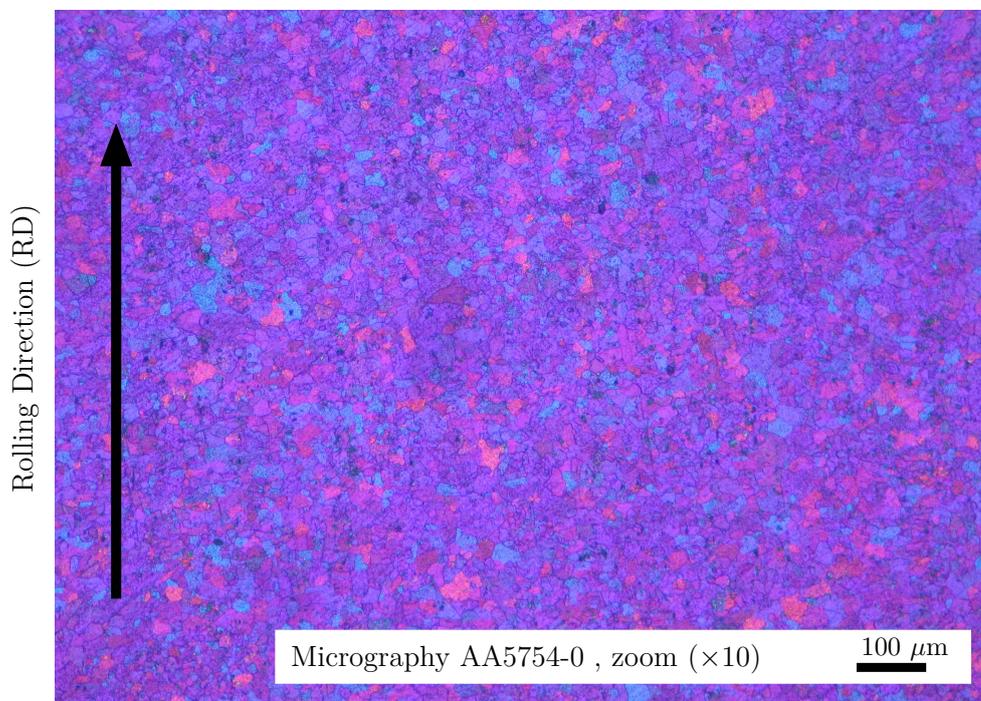


FIGURE 1.11 – Observation micrographique de la microstructure de l'alliage d'aluminium AA5754-O étudié.

## 1.3 Essais de traction simple

Pour un matériau laminé, trois axes orthogonaux peuvent être définis : la direction de laminage (RD, pour *Rolling Direction*), la direction transverse (TD, pour *Transverse Direction*) et la direction normale à la tôle (ND, pour *Normal Direction*). Un échantillon prélevé dans la tôle possède donc une orientation dans le plan (RD,TD). L'angle  $\alpha$  entre la direction de chargement et RD est utilisé pour définir le système de coordonnées local ( $\vec{x}, \vec{y}, \vec{z}$ ) de l'échantillon (figure 1.12). Les essais de traction ont été réalisés suivant différentes orientations du plan de la tôle définies par les angles  $\alpha$  :  $0^\circ$  (RD),  $45^\circ$  (DD, pour *Diagonal Direction*) et  $90^\circ$  (TD) de la RD. Ces essais de traction simple ont été réalisés pour déterminer l'anisotropie du matériau à température ambiante et en fonction de la température.

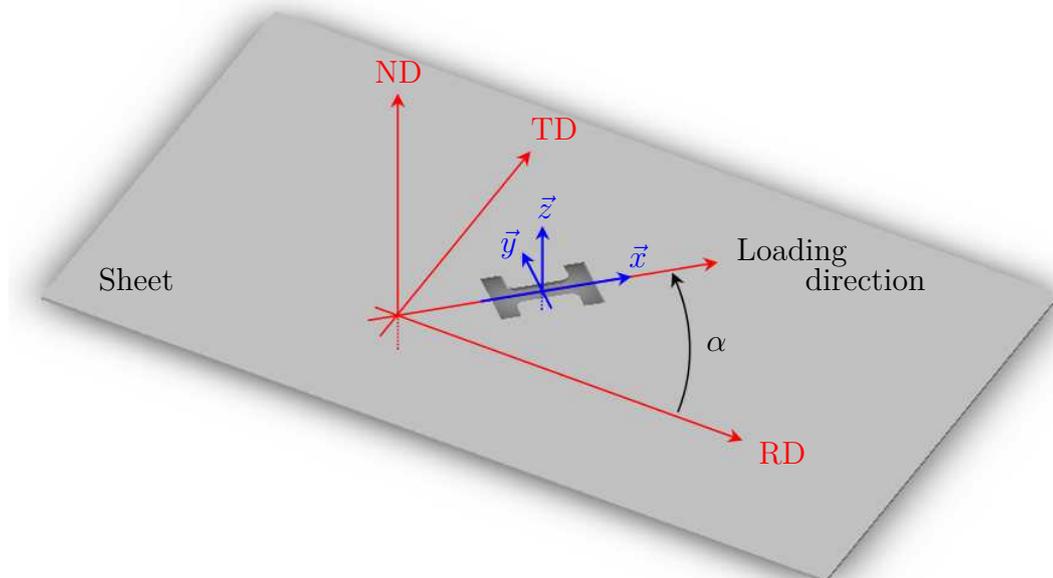


FIGURE 1.12 – Échantillon de traction orienté à un angle  $\alpha$  de la direction de laminage RD.

L'influence de la température sur le comportement mécanique de l'alliage d'aluminium, AA5754-O, a été étudiée au laboratoire LIMATB. Dans cette section, les résultats de différents types d'essais de traction uniaxiale sont présentés. Dans un premier temps, des essais classiques réalisés sur une machine de traction hydraulique à température ambiante et pour plusieurs orientations vis-à-vis de la direction de laminage sont décrits dans la section 1.3.1. Dans un second temps, des essais de traction simple réalisés suivant plusieurs directions de chargement et à différentes températures constantes entre 25 et 200 °C, sur une machine de traction Gleeble 3500 avec une mesure optique de la déformation, sont présentés dans la section 1.3.2.

La composante de la déformation logarithmique  $\varepsilon_{xx}$  ainsi que la contrainte de Cauchy  $\sigma_{xx}$  sont calculées à partir des données brutes des essais. La déformation logarithmique suivant la direction de traction est définie par :

$$\varepsilon_{xx} = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) = \ln\left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right) \quad (1.1)$$

et la contrainte de Cauchy par :

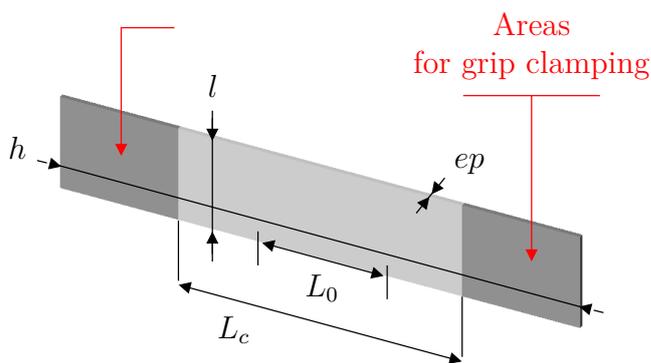
$$\sigma_{xx} = \frac{F}{S} = \frac{F L}{S_0 L_0} = \frac{F}{S_0} \exp(\varepsilon_{xx}) \quad \text{en supposant que} \quad V = V_0 \quad (1.2)$$

où  $L_0$  et  $L$  sont les longueurs initiale et courante,  $\Delta L$  est l'allongement,  $F$  est l'effort de traction,  $S_0$  et  $S$  sont les sections initiale et courante.

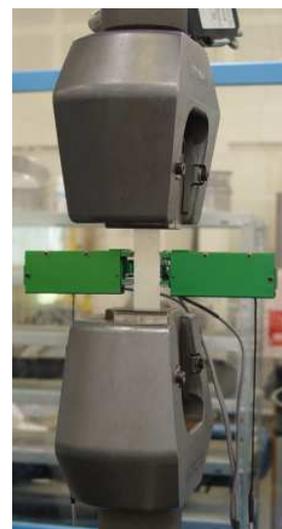
À noter que deux notations sont utilisées pour décrire la déformation logarithmique dans les sections suivantes. En effet, pour un niveau de déformation donné,  $\varepsilon_{xx}$  est une fonction de  $x$  référant à la composante de déformation logarithmique locale suivant  $\vec{x}$ , tandis que  $\bar{\varepsilon}_{xx}$  est une constante égale à la moyenne de  $\varepsilon_{xx}$  dans la zone centrale de l'échantillon.

### 1.3.1 Essais de traction homogènes à température ambiante

Premièrement, des essais de traction classiques ont été réalisés à température ambiante. Ces essais quasi-statiques ont été menés sur une machine de traction hydraulique Instron 4505 équipée d'une cellule de force de 50 kN. Les essais de traction monotones ont été réalisés à  $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$  de la direction de laminage. Les échantillons sont rectangulaires de dimensions  $h=110$  mm,  $l=20$  mm et  $ep=1$  mm, comme le présente la figure 1.13.a). Ces dimensions respectent la condition  $L_0 = 5,65 \sqrt{S_0}$  et la longueur  $L_c$  entre les mors vaut 60 mm.



a)



b)

FIGURE 1.13 – a) Géométrie de l'éprouvette utilisée pour les essais classiques de traction uniaxiale ( $L_0 \approx 25$ ,  $l = 20$  et  $L_c = 60$  mm). b) Photographie d'un essai utilisant un extensomètre biaxial pour la mesure simultanée des déformations longitudinale et transversale.

Les bords libres ont été rectifiés afin d'éliminer la zone écrouie induite par l'opération de découpe et ainsi augmenter la plage de déformation homogène. La vitesse de déformation imposée est initialement de l'ordre de  $2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Trois essais sont réalisés pour tester la reproductibilité des résultats et l'un d'entre eux est retenu pour représenter le comportement. Les résultats obtenus pour les trois orientations par rapport à la RD sont très proches, comme le montre la figure 1.14. La composante  $\bar{\varepsilon}_{xx}$  de la déformation logarithmique est mesurée par un extensomètre (précision :  $\pm 0,15\%$ , longueur utile : 12,5 mm) positionné dans la partie centrale de l'éprouvette (cf. figure 1.13.b)). Ces résultats ont été confrontés à une mesure de déformation obtenue par stéréo-corrélation d'image dans [Coër, 2009], qui a permis de conclure que les deux moyens de mesure donnaient les mêmes résultats.

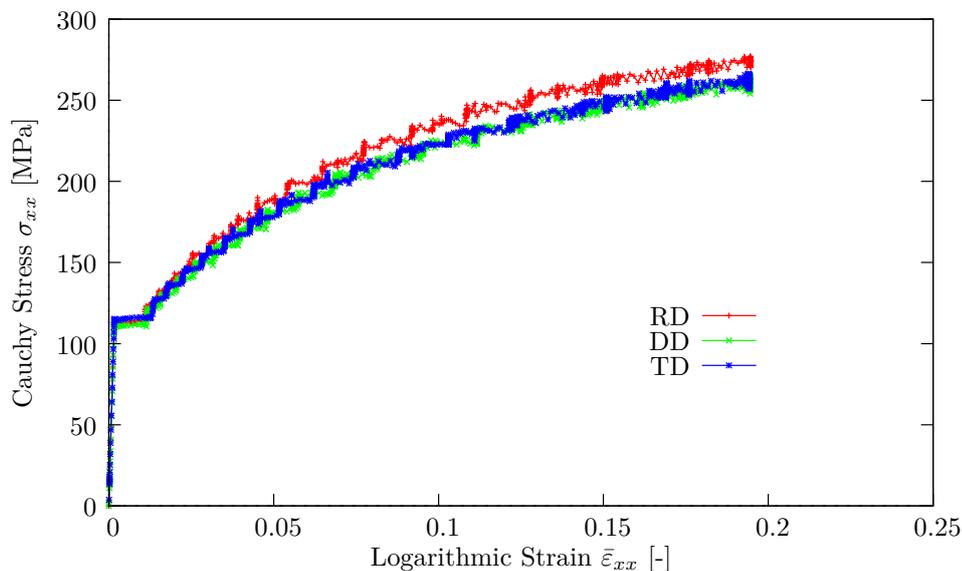


FIGURE 1.14 – Courbes d'écrouissage en traction uniaxiale pour les orientations RD, DD et TD, à température ambiante.

La nature oscillatoire des résultats contrainte/déformation, observée sur la figure 1.14, est liée au vieillissement dynamique de l'alliage et provoquée par l'effet PLC. Les essais ont été menés jusqu'à la rupture, mais la striction s'est produite pour chaque essai en dehors de la zone comprise entre les couteaux de l'extensomètre, ne permettant alors pas de mesurer la déformation au delà de 0.18 et donnant l'impression que les essais sont interrompus alors que cela n'est pas le cas.

### 1.3.2 Essais de traction en température

Pour étudier l'effet de la température sur l'anisotropie du matériau, des essais de traction supplémentaires ont été menés. Seulement, avec une machine d'essai conventionnelle, la mesure de l'anisotropie en fonction de la température est difficile à effectuer car elle requiert une mesure locale et simultanée des déformations longitudinales et transversales dans la zone utile de l'échantillon au cours de l'essai. La température dans cette zone doit être aussi homogène

et constante que possible, ce qui implique un contrôle précis de la température. Dans le but de satisfaire ces conditions particulières, les essais de traction en température ont été effectués au LIMATB sur une machine d'essai Glebble 3500 (Dynamics System Inc., USA), dédiée à ce type d'essai mécanique.

Il s'agit d'une machine de traction hydraulique (de cellule de force 50 kN) qui dispose d'un système de chauffage par effet Joule asservi en boucle fermée par un système de régulation à grande vitesse, utilisant des thermocouples pour le contrôle de la température. Un courant électrique 50 Hz AC traverse l'échantillon par l'intermédiaire de mors plats auto-serrants en cuivre qui servent alors aussi d'électrodes. Cette technique de chauffage par effet Joule permet une montée en température beaucoup plus rapide qu'avec un four conventionnel, ainsi qu'un contrôle précis de la température. La figure 1.15 présente un schéma de cet équipement ainsi que les moyens vidéos mis en place pour mesurer les déformations (système ARAMIS) et la température (caméra infrarouge), sur chacune des faces de l'éprouvette. La géométrie en haltère de ces échantillons, définie dans [Coër et al., 2010] et présentée sur la figure 1.16, a directement été usinée dans la tôle afin d'éviter un possible écrouissage des bords libres de l'éprouvette. La zone utile est rectangulaire de dimensions  $L_0=40$  mm,  $b=10$  mm et  $ep=1$  mm. La longueur  $L_c$ , correspondant à la distance qui sépare les mors en début d'essai, est d'environ 80 mm. Un thermocouple est serti au centre de l'échantillon (noyé dans un micro-perçage de 0,4 mm de diamètre) afin de pouvoir réguler la température. Pour autant, en raison d'un système de refroidissement par circulation d'eau au niveau des mâchoires contenant les mors, la température est moins élevée aux deux extrémités de l'échantillon qu'en son centre. En utilisant plusieurs thermocouples placés le long d'un échantillon, il a été observé une distribution symétrique de la température, présentée sur la figure 1.17.a pour un essai à 200 °C, par rapport au thermocouple central de régulation. Le champ de température réellement appliqué est alors de forme parabolique le long de la direction de sollicitation, comme le montre l'interpolation polynomiale appliquée aux points de mesure, et constant dans la direction transverse. Ce profil de température a aussi été confirmé par une mesure de champs de température, effectuée avec la caméra infrarouge. Ces essais ont permis de valider la symétrie du champ de température par rapport au centre, tout au long de l'essai.

La forme de cette distribution de température a déjà été observée pour des éprouvettes possédant d'autres géométries [Norris and Wilson, 1999]. Le centre de l'éprouvette, qui a été choisi pour mesurer la déformation, est la région de la zone utile qui possède la température la plus élevée mais également la plus homogène. La zone de mesure (measurement area) est définie dans cette partie de l'éprouvette par un rectangle de  $6 \times 3$  mm<sup>2</sup> (figure 1.17.b)). Conformément à la distribution de température observée figure 1.17.a), la variation de température dans cette zone n'excède pas 0,4 °C. Il est à noter que pour le reste de la campagne expérimentale, un seul thermocouple, situé au centre de l'éprouvette, a été utilisé pour réguler la température, en son milieu.

La mesure de la déformation a été réalisée par extensométrie 3D sans contact, en utilisant le système de mesure par corrélation d'images ARAMIS 4M (GOM, Germany). Celui-ci comporte

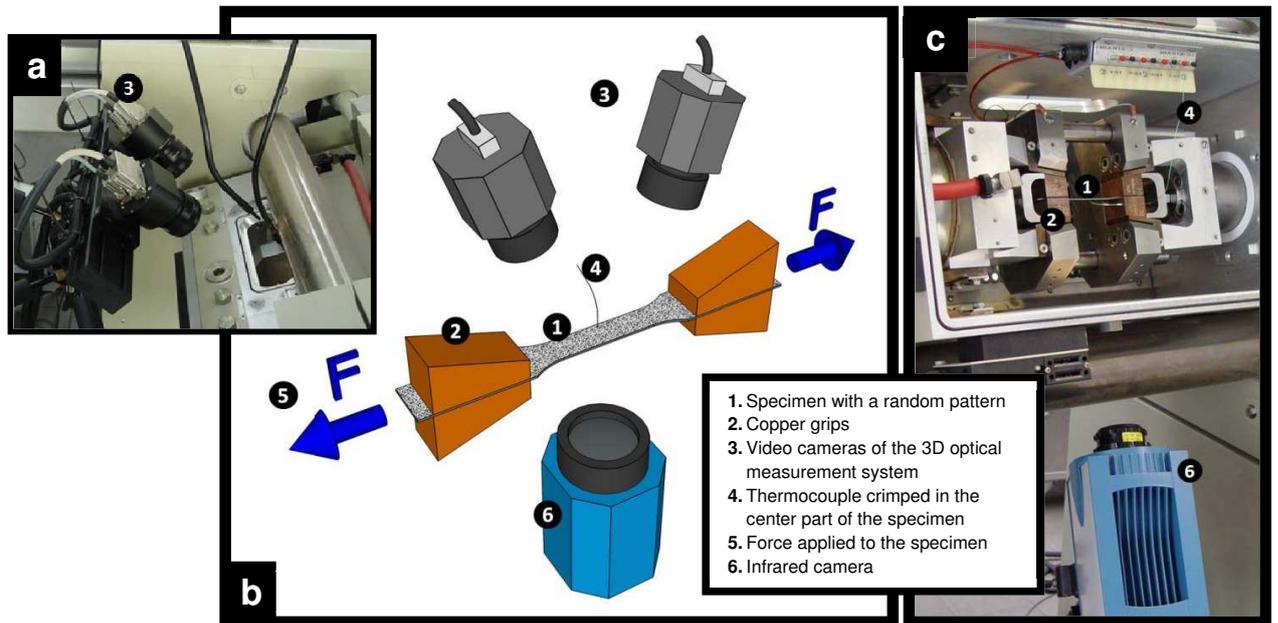


FIGURE 1.15 – Dispositifs mis en place lors des essais Gleeble. a) En vue de dessus, caméras du système ARAMIS mesurant les déformations en surface supérieure de l'éprouvette. b) Principe de l'essai et positionnement des instruments de mesure. c) En vue de face, enceinte d'essai électro-mécanique de la Gleeble 3500 et position de la caméra infrarouge mesurant la température sur la seconde face de l'éprouvette [Bernard et al., 2013].

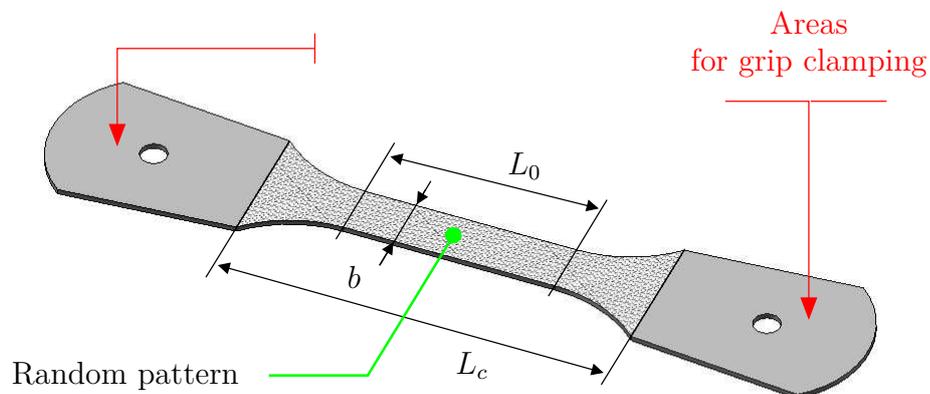


FIGURE 1.16 – Géométrie de l'éprouvette de traction utilisée pour les essais Gleeble ( $L_0 = 40$  mm,  $b = 10$  mm et  $L_c = 80$  mm).

deux caméras vidéos  $2048 \times 2048$  pixels<sup>2</sup> enregistrant le déplacement d'un mouchetis aléatoire appliqué à la surface des éprouvettes (figure 1.15) et permet d'accéder aux champs de déformation et de déplacement de la totalité de la zone utile de l'échantillon. Le motif aléatoire, noir et blanc, est réalisé avec une peinture à haute température en spray. Les déformations locales, transverses et longitudinales, peuvent être obtenues en un point ou en moyennant les valeurs sur une zone définie. La précision de cette mesure de déformation est de l'ordre de  $10^{-4}$ .

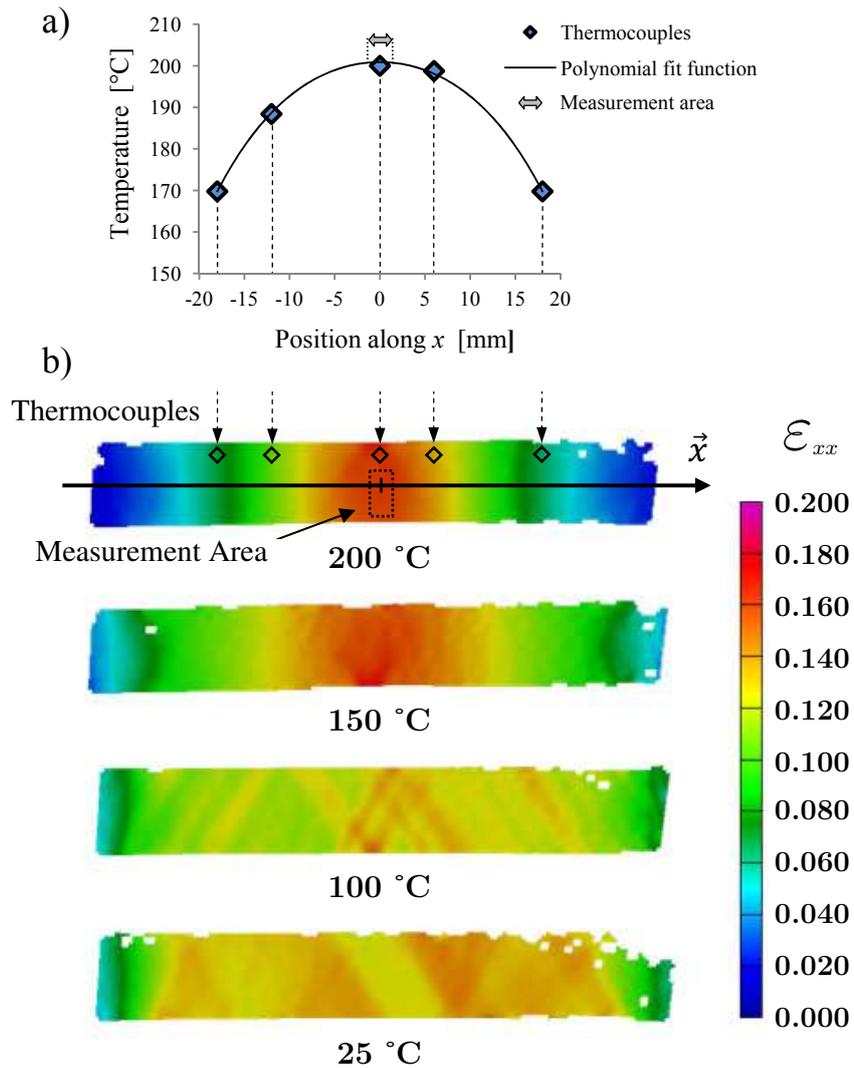


FIGURE 1.17 – a) Profil de répartition de la température le long de l'éprouvette (suivant  $\vec{x}$ ), pour un essai réalisé à 200 °C et b) Champs de déformation longitudinale ( $\epsilon_{xx}$ ) observés aux différentes températures étudiées. La position des différents thermocouples donnant l'allure du profil de température est indiquée par les losanges sur le champ de déformation mesuré à 200 °C.

Grâce à cette technique, la déformation locale dans la région centrale de l'éprouvette – où la température est connue et contrôlée – est accessible, mais la déformation en chaque point de la zone observée peut également être calculée. Par conséquent, même si cette possibilité n'a pas été explorée dans ce travail, cette méthode permet potentiellement de mesurer la déformation pour différentes valeurs de température au cours d'un essai unique, étant donné que la température varie le long de l'échantillon, et donc de déterminer en fonction de la température plusieurs courbes d'écroutissage pour un même essai.

Des essais monotones de traction uniaxiale ont été réalisés pour trois orientations par rapport à la direction de laminage :  $0^\circ$  (RD),  $45^\circ$  (DD) et  $90^\circ$  (TD) et pour différentes valeurs de températures : 25, 100, 150 et 200 °C, à la vitesse de déformation  $v_1 = 2.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Les déformations logarithmiques moyennes dans la direction longitudinale ( $\bar{\varepsilon}_{xx}$ ) et dans la direction transverse ( $\bar{\varepsilon}_{yy}$ ), sont calculées dans la zone centrale du champ de déformation global de l'éprouvette en réalisant la moyenne des déformations locales sur la zone de mesure (measurement area) définie précédemment. Les déformations logarithmiques suivant l'épaisseur,  $\bar{\varepsilon}_{zz}$ , sont déduites en supposant que la déformation plastique se produit sans changement de volume, soit  $V = V_0$ . À noter que la zone de mesure définie et indiquée sur la figure 1.17.b) varie en cours d'essai en suivant la déformée de la surface de l'échantillon.

Les champs de déformation typiquement observés en fonction de la température sont présentés sur la figure 1.17.b). On peut voir, sur cette figure, que la déformation est localisée sous forme de bandes, caractéristiques de l'effet PLC, à température ambiante et à 100 °C. En revanche, ces bandes ne sont plus observées à 150 et 200 °C. Même si les bandes sont présentes tout le long de la zone utile, on remarque qu'à 100 °C, les bandes PLC sont surtout visibles au niveau de la zone centrale car l'intensité de la déformation comprise dans les bandes à 100 °C est plus élevée que celle comprise dans les bandes à température ambiante. On notera, de plus, à cette température de 100 °C, que l'effet PLC était accompagné d'une émission acoustique prononcée, audible à l'oreille.

La figure 1.18 montre l'évolution de la contrainte de Cauchy en fonction de la déformation  $\bar{\varepsilon}_{xx}$  d'un essai effectué à 200 °C pour un échantillon prélevé suivant la TD. Sur cette figure, les différents symboles indiquent les cinq niveaux de déformation étudiés par la suite. Les distributions de  $\varepsilon_{xx}$  le long de  $\vec{x}$  pour ces niveaux de déformation sont présentées sur la figure 1.19.a) et les cinq champs de déformation correspondants sont représentés sur la figure 1.19.b).

La figure 1.19.a) met en évidence les profils de déformation  $\varepsilon_{xx}$  le long de  $\vec{x}$ . On observe que la déformation est hétérogène suivant  $\vec{x}$  et concentrée dans la partie centrale de l'échantillon, où la température est la plus élevée. Cette hétérogénéité est particulièrement élevée à la fin de l'essai car elle s'accroît avec la localisation de la déformation. Cependant, l'homogénéité de  $\varepsilon_{xx}$  reste raisonnable sur la zone de mesure car, même pour le plus haut niveau de déformation ( $\bar{\varepsilon}_{xx} = 24,6\%$ ), la variation de déformation sur la zone de mesure est inférieure à 0.01, soit seulement 4 % en terme relatif. Il est à noter que, pour les niveaux de déformation les plus élevés, le trou dans lequel le thermocouple est serti, situé près de l'un des bords de la partie centrale de

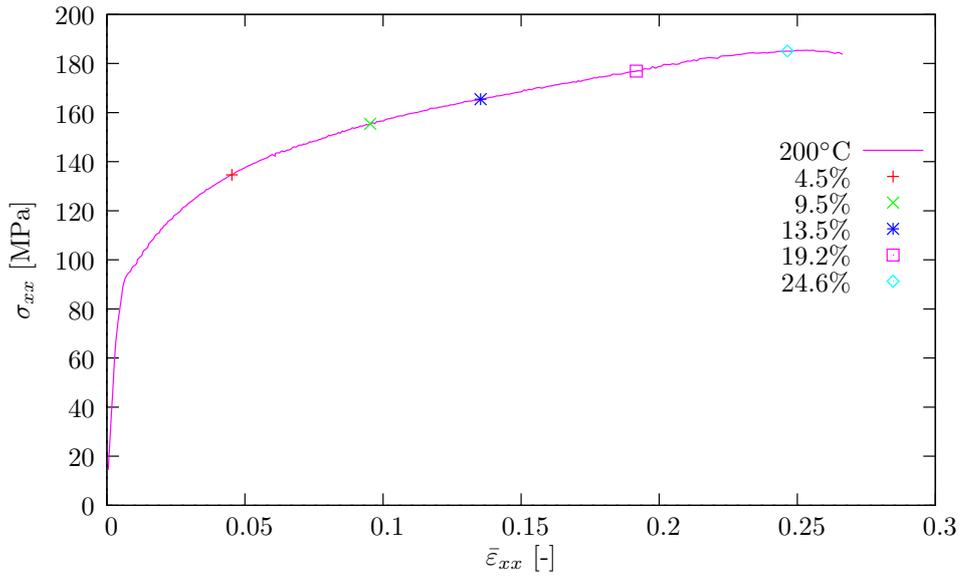


FIGURE 1.18 – Courbe contrainte de Cauchy  $\sigma_{xx}$  en fonction de la déformation logarithmique  $\bar{\epsilon}_{xx}$  pour un essai à 200 °C réalisé suivant la TD. Les différents symboles marquent les niveaux de déformation étudiés sur les figures 1.19.a) et 1.19.b).

l'éprouvette, perturbe le champ de déformation dans cette zone (figure 1.19.b)). C'est pourquoi la zone de mesure a été légèrement décalée de la zone où est serti le thermocouple, comme présenté sur les figures 1.17.b) et 1.19.b), où le champ est moins affecté par la concentration des contraintes engendrées par le micro-perçage.

La figure 1.20 présente les courbes d'érouissage obtenues en fonction de la température pour les orientations RD, DD et TD. Quelle que soit la direction de prélèvement, de 100 à 200 °C, la résistance à la traction ( $R_m$ ) décroît avec la température (cf. figure 1.21), alors que la déformation à la rupture augmente. Comme déjà observé par Boogaard et Abedrabbo [Boogaard, 2002, Abedrabbo et al., 2007], dans cet intervalle de température, la limite d'élasticité initiale change bien moins que la résistance à la traction. Cela indique que la dépendance à la température doit être principalement attribuée à l'effet du durcissement. Le phénomène d'oscillations associé à l'effet Portevin-Le Chatelier n'est observé que pour les températures de 25 et 100 °C, quelle que soit l'orientation de l'éprouvette. En d'autres termes, l'effet PLC se dissipe pour une température comprise entre 100 et 150 °C, pour cette vitesse de déformation. Cette observation est en accord avec les mesures effectuées par Boogaard [Boogaard, 2002] et les champs de déformation présentés sur la figure 1.17.b), qui ne laissent entrevoir aucune localisation de la plasticité sur le champ de déformation de l'échantillon déformé à 150 °C.

En ce qui concerne l'anisotropie (figure 1.22) la position relative des courbes d'érouissage en fonction de la direction de prélèvement des éprouvettes reste la même quelle que soit la température, les propriétés mécaniques suivant la RD étant systématiquement les plus élevées, devant celles de la TD, elles-mêmes supérieures à la DD.

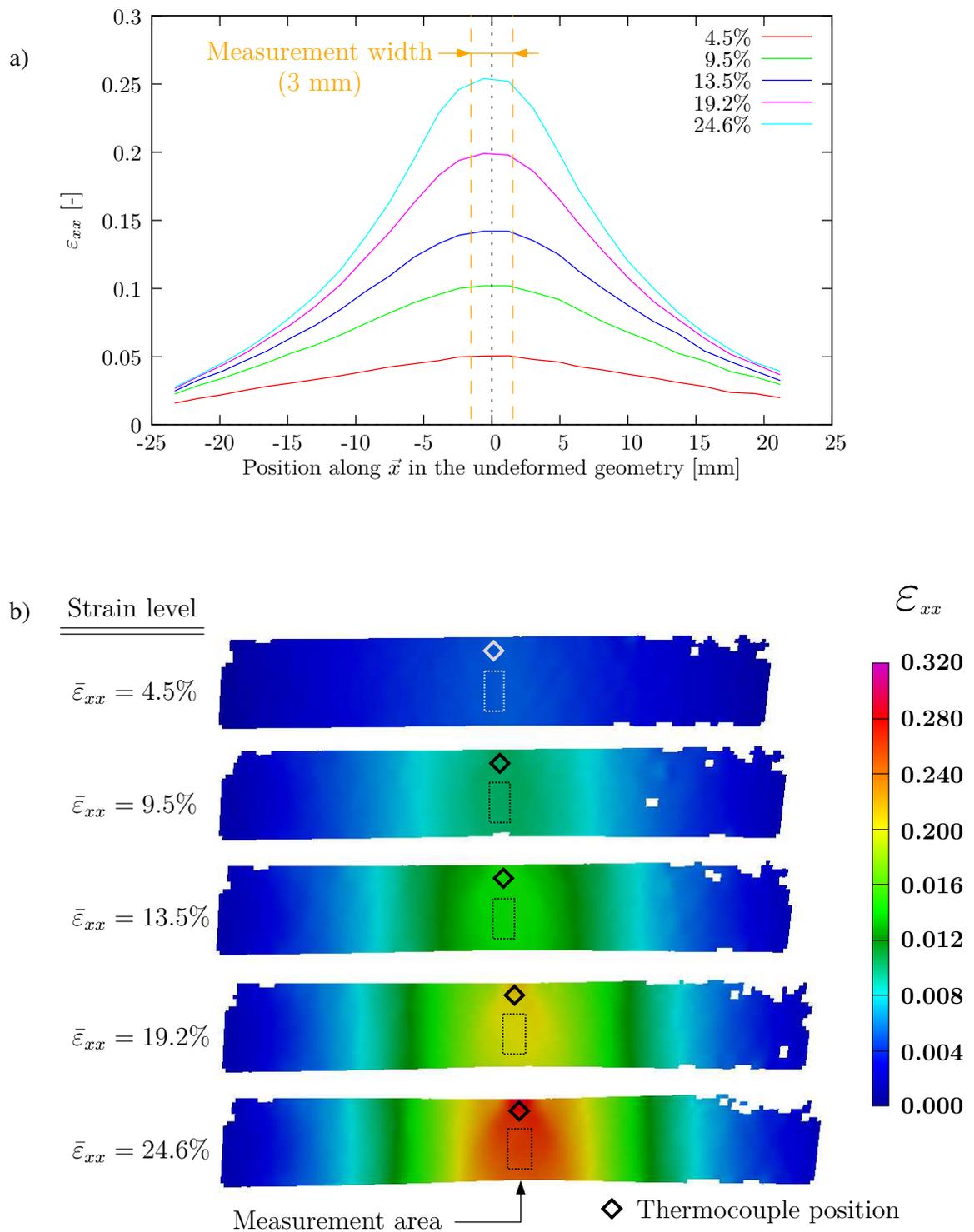


FIGURE 1.19 – a) Évolution de la déformation logarithmique  $\varepsilon_{xx}$  le long de  $\vec{x}$  et b) Champs de déformation  $\varepsilon_{xx}$  observés dans la zone utile de l'éprouvette, pour les cinq niveaux de déformation repérés sur la figure 1.18

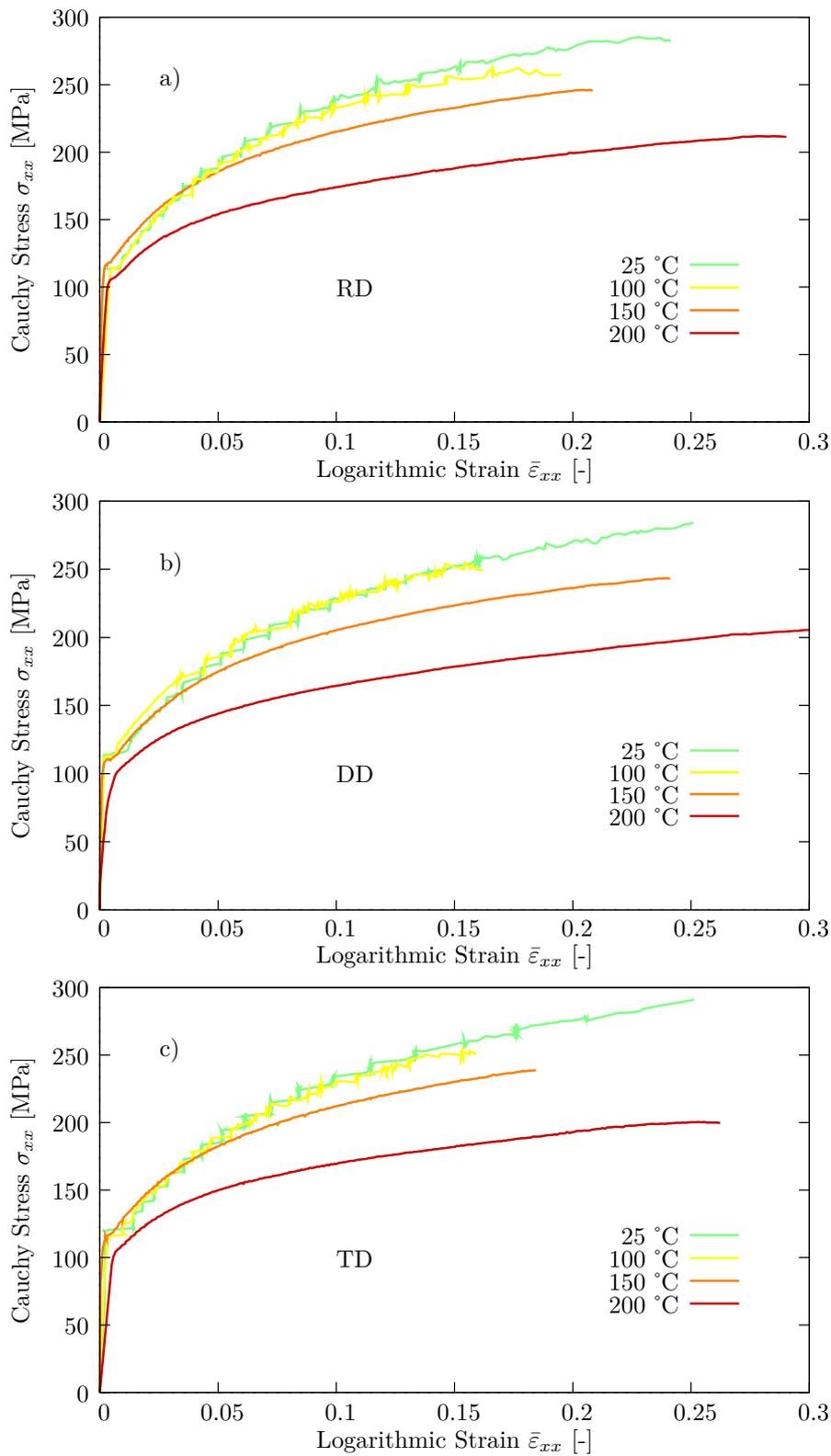


FIGURE 1.20 – Courbes d'érouissage en traction simple en fonction de la température pour un échantillon prélevé suivant : a) la direction de laminage (RD), b) la direction à 45° (DD) et c) la direction transverse (TD).

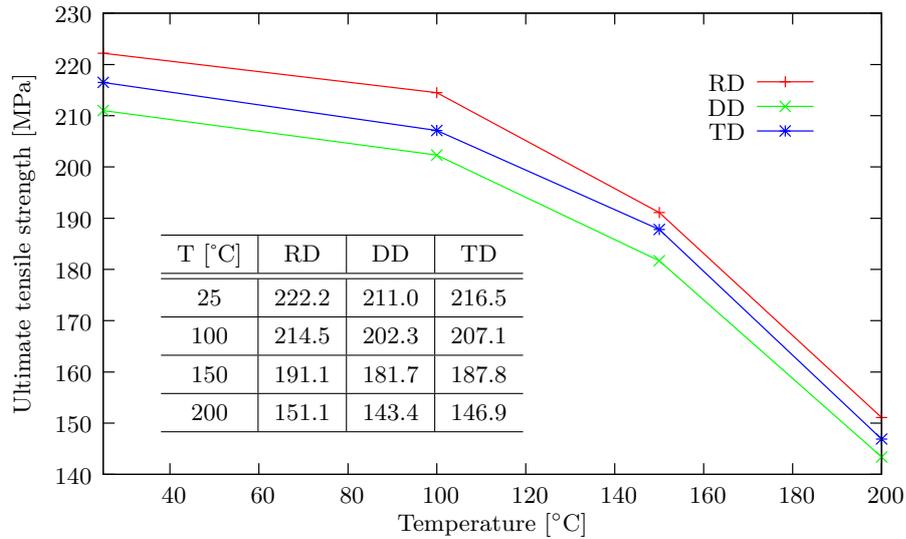


FIGURE 1.21 – Évolution de la résistance à la traction ( $R_m$ ) en fonction de la température, pour les trois orientations de prélèvement des éprouvettes.

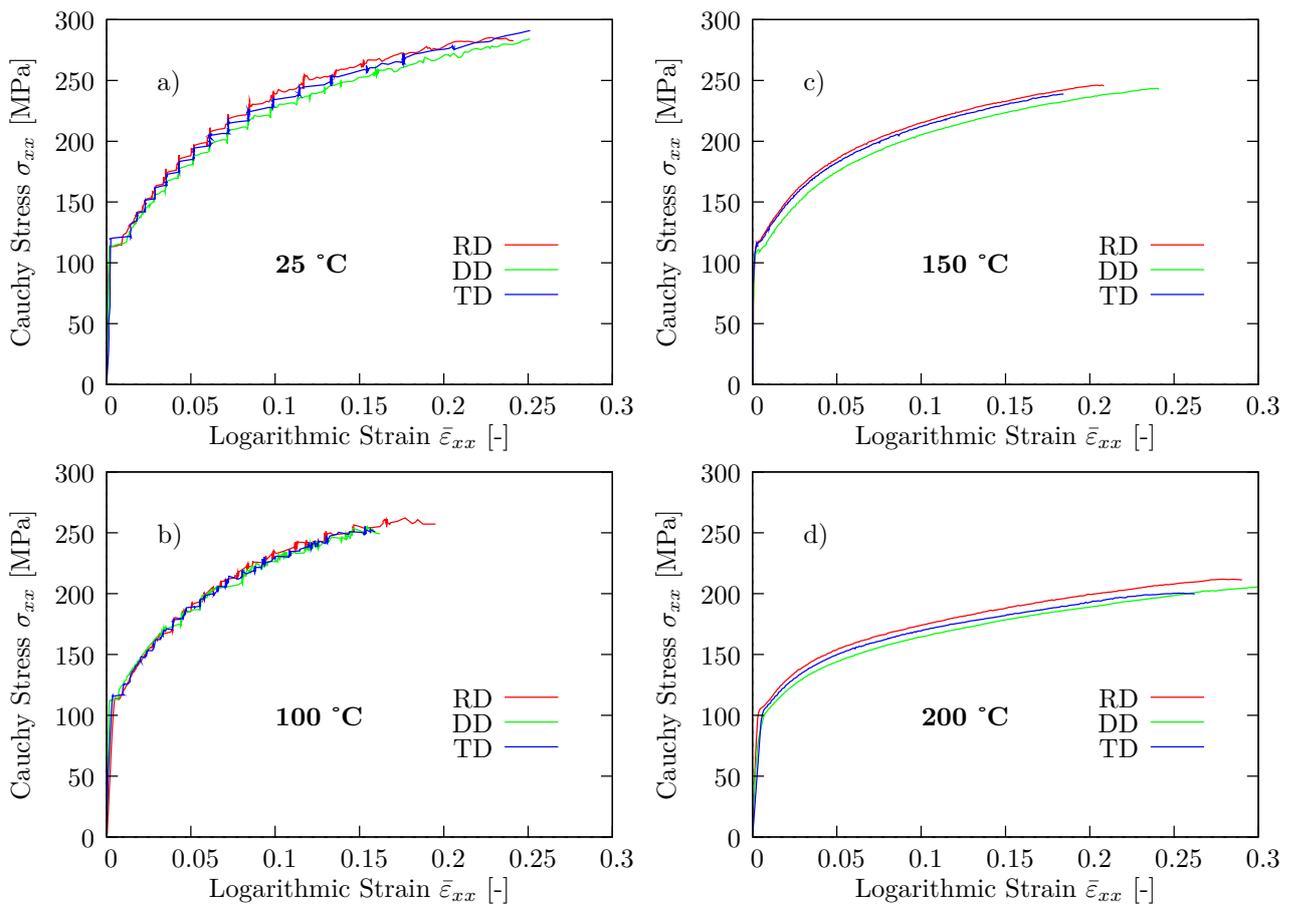


FIGURE 1.22 – Courbes d'érouissage en traction simple en fonction de la direction de prélèvement des éprouvettes, à différentes températures. a) à 25 °C, b) à 100 °C, c) à 150 °C et d) à 200 °C.

L'influence de la vitesse de déformation, à température ambiante et à 200 °C, est mise en évidence sur la figure 1.23. On observe, à température ambiante, une sensibilité négative à la vitesse de déformation puisque la courbe à  $5 \times v_1 = 1.10^{-2} \text{ s}^{-1}$  se trouve en dessous de celle à  $v_1 = 2.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , elle-même en dessous de la courbe à  $0.2 \times v_1 = 4.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . La figure 1.23.a) montre également que le phénomène d'oscillations associé à l'effet Portevin-Le Chatelier est présent à température ambiante quelle que soit la vitesse de déformation étudiée. En revanche, la figure 1.23.b) montre que l'influence de la vitesse de déformation redevient classique à 200 °C avec une sensibilité positive à la vitesse de déformation. La présence d'oscillations sur les courbes n'est plus observable pour les vitesses de déformation étudiées, ce qui laisse à penser que l'effet PLC n'existe plus pour cette gamme de température et de vitesses de déformation. Cette observation a été confirmée par la visualisation des champs de vitesses de déformation à 200 °C qui ne présentent pas de bandes de localisation de la déformation, aux différentes vitesses de déformation étudiées.

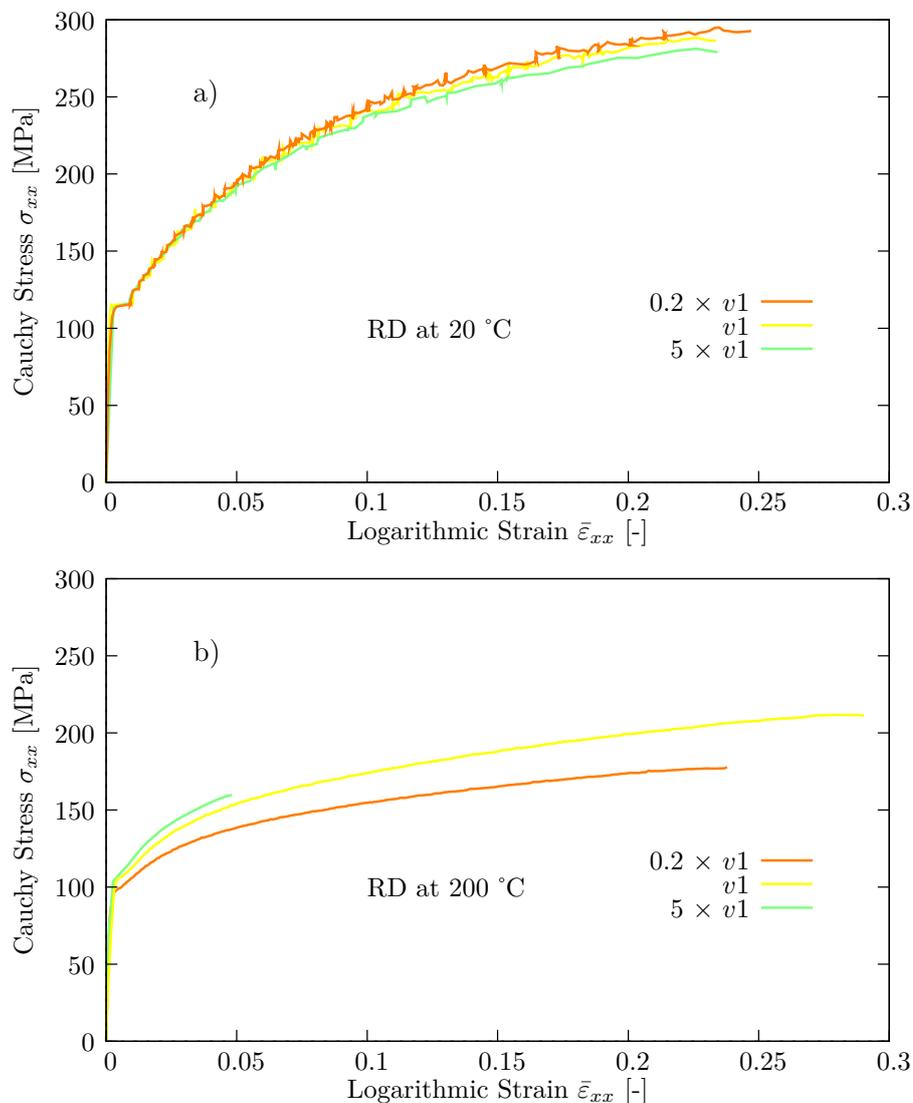


FIGURE 1.23 – Influence de la vitesse de déformation suivant la direction RD, a) à température ambiante et b) à 200 °C ( $v_1 = 2.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ).

### 1.3.3 Coefficients d'anisotropie plastique

En mise en forme des tôles minces, l'anisotropie peut avoir une influence significative sur les déformations générées au cours de l'emboutissage et donc sur la réussite finale de la fabrication d'une pièce. L'anisotropie a par exemple une influence notable sur le rapport limite d'emboutissage [Leu, 1998, Verma and Chandra, 2006].

Les coefficients d'anisotropie plastique  $r_\alpha$  sont définis comme étant le rapport des déformations dans la largeur sur celles dans l'épaisseur et donnent une information sur l'écoulement plastique du matériau [Danckert and Nielsen, 1998, Chamanfar and Mahmudi, 2005]. Ce rapport est calculé en faisant l'hypothèse de la conservation du volume au cours de la déformation plastique ( $V = V_0$ ), qui permet d'écrire à partir de :

$$\text{tr}(\bar{\epsilon}^P) = \bar{\epsilon}_{xx}^p + \bar{\epsilon}_{yy}^p + \bar{\epsilon}_{zz}^p = 0 \quad (1.3)$$

que :

$$\bar{\epsilon}_{zz}^p = -(\bar{\epsilon}_{xx}^p + \bar{\epsilon}_{yy}^p) \quad (1.4)$$

soit :

$$r_\alpha = \frac{\bar{\epsilon}_{yy}^p}{\bar{\epsilon}_{zz}^p} = \frac{\bar{\epsilon}_{yy}^p}{-(\bar{\epsilon}_{xx}^p + \bar{\epsilon}_{yy}^p)} \quad (1.5)$$

où  $\bar{\epsilon}_{xx}^p$  et  $\bar{\epsilon}_{yy}^p$  sont, respectivement, les déformations plastiques moyennes dans la direction longitudinale et transverse à la direction de sollicitation  $\alpha$ , comme indiqué sur la figure 1.12.

La déformation globale mesurée au cours des essais de traction tient compte de la partie élastique de la déformation. Les coefficients d'anisotropie  $r_\alpha$ , étant déterminés à partir de la partie plastique de la déformation, il est nécessaire de connaître le module de Young  $E$  du matériau afin d'isoler la composante élastique de la déformation. Cependant, la précision de la mesure optique n'étant que de  $10^{-4}$ , la mesure du module de Young s'est révélée peu précise. Bien que le module de Young puisse varier, conformément aux résultats obtenus dans [Boogaard, 2002] sur le même matériau, l'hypothèse d'une valeur constante du module de Young de  $E = 70$  GPa et d'un coefficient de Poisson  $\nu = 0,33$  a été retenue pour toute la gamme de température considérée. Par ailleurs, la faible sensibilité de la valeur  $r_\alpha$  au module de Young renforce cette hypothèse puisqu'il a été observé, au cours des dépouillements, qu'une variation de 5 GPa de  $E$  entraîne une variation à la troisième décimale de  $r_\alpha$ . Les composantes  $\bar{\epsilon}_{xx}^p$  et  $\bar{\epsilon}_{yy}^p$  de la déformation plastique sont alors données par les équations suivantes :

$$\bar{\epsilon}_{xx}^p = \bar{\epsilon}_{xx} - \bar{\epsilon}_{xx}^e = \bar{\epsilon}_{xx} - \frac{\sigma_{xx}}{E} \quad \text{et} \quad \bar{\epsilon}_{yy}^p = \bar{\epsilon}_{yy} - \bar{\epsilon}_{yy}^e = \bar{\epsilon}_{yy} + \nu \frac{\sigma_{xx}}{E} \quad (1.6)$$

Les coefficients d'anisotropie plastique sont ensuite déterminés par régression linéaire de l'évolution de la déformation plastique dans la largeur en fonction de la déformation plastique dans l'épaisseur, jusqu'à 0.15 de déformation longitudinale. La figure 1.24 montre l'évolution de ces courbes suivant les trois orientations de prélèvement, pour une température de 150 °C.

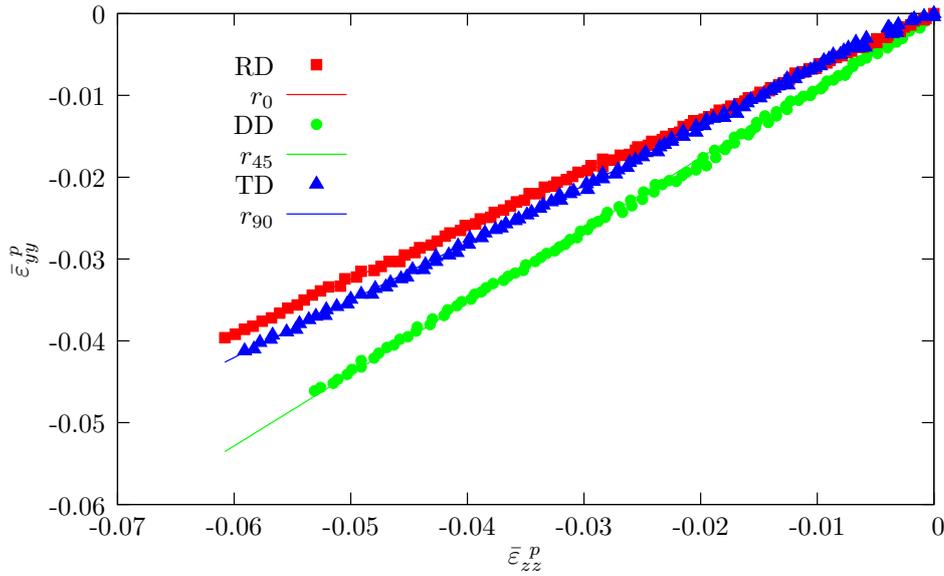


FIGURE 1.24 – Calcul des coefficients d’anisotropie pour les orientations RD, DD et TD à partir des pentes des courbes  $\bar{\varepsilon}_{yy}^p = f(\bar{\varepsilon}_{zz}^p)$  (exemple at 150 °C).

Les valeurs des coefficients d’anisotropie plastique  $r_0$ ,  $r_{45}$  et  $r_{90}$ , déterminés à partir des essais de traction, pour l’ensemble des températures et des orientations considérées, sont regroupées dans le tableau 1.4. Un coefficient  $r_\alpha$  plus grand que 1 indique une bonne formabilité et une bonne résistance à l’amincissement.

Les matériaux isotropes transverses et anisotropes sont souvent caractérisés par un coefficient d’anisotropie moyen aussi appelé coefficient d’anisotropie normale, défini par :

$$\bar{r} = \frac{r_0 + r_{90} + 2r_{45}}{4} \quad (1.7)$$

Cette pondération prend en compte le fait que les directions à  $+45^\circ$  et  $-45^\circ$  sont normalement symétriques. D’autre part, la tendance pour un godet cylindrique embouti à partir d’un flan circulaire de posséder une hauteur inégale dans la direction circonférentielle, du fait de l’anisotropie planaire, est appelée effet de corne. La sensibilité de ce phénomène est habituellement représentée par le coefficient d’anisotropie planaire  $\Delta r$ , défini par :

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} \quad (1.8)$$

On observe à travers la figure 1.25 et le tableau 1.4, que l’évolution des valeurs de  $r_0$ ,  $r_{45}$  et  $r_{90}$ , en fonction de la température, est relativement faible, suggérant que la formabilité de cet alliage d’aluminium est améliorée à température élevée. En effet, la variation de  $\Delta r$  qui tend vers zéro lorsque la température augmente, signifie que l’effet de corne sera moins prononcé lors du procédé d’emboutissage.

Les coefficients d'anisotropie plastique moyens calculés dans la gamme de température étudiée sont  $\bar{r}_0 = 0.65$ ,  $\bar{r}_{45} = 0.85$  et  $\bar{r}_{90} = 0.72$ , avec une variation relative inférieure à 8%. Pour la RD et la TD, une légère diminution des coefficients d'anisotropie est remarquée à 100 °C, qui peut être associée à l'effet PLC dont l'intensité est plus élevée à cette température.

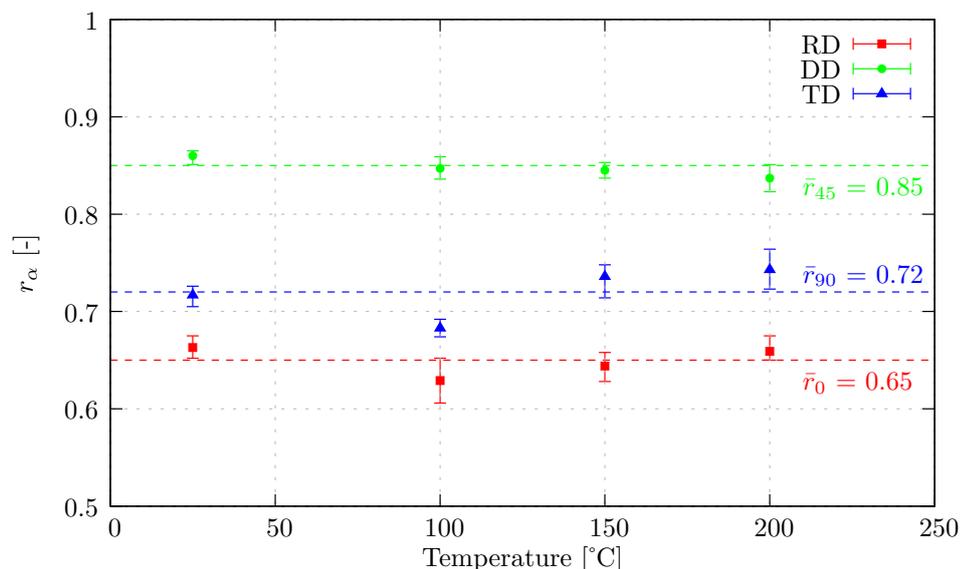


FIGURE 1.25 – Évolution des coefficients d'anisotropie plastique  $r_\alpha$  en fonction de la température.

	25 °C	100 °C	150 °C	200 °C
$r_0$	0.663	0.629	0.644	0.659
$r_{45}$	0.860	0.847	0.845	0.837
$r_{90}$	0.717	0.683	0.736	0.743
$\bar{r}$	0.775	0.751	0.767	0.769
$\Delta r$	- 0.170	- 0.190	- 0.155	- 0.136

TABLE 1.4 – Coefficients d'anisotropie plastique  $r_\alpha$ , d'anisotropie normale  $\bar{r}$  et d'anisotropie planaire  $\Delta r$  en fonction de la température.

Les coefficients  $r_\alpha$  obtenus avec la mesure optique sur la machine Gleeble, à température ambiante, sont cohérents avec ceux mesurés lors de la section 1.3.1, à cette même température, sur la machine Instron par l'extensomètre bi-axial et ARAMIS. Ces résultats sont présentés dans le tableau 1.5 et confirment la reproductibilité des mesures à partir de différents moyens de mesure expérimentaux.

$r_\alpha$	Extensomètre bi-axial	ARAMIS
0°	0.675	0.668
45°	0.864	0.870
90°	0.705	0.697

TABLE 1.5 – Comparaison des valeurs de  $r_\alpha$  en fonction du moyen de mesure de la déformation pour les essais de traction de la section 1.3.1 réalisés à température ambiante.

## 1.4 Modules de Young en température par mesure ultrasonore

Si le module de Young est un paramètre matériau qui a peu d'influence sur la détermination des coefficients d'anisotropie plastique, il possède en revanche une forte incidence sur la prédiction du retour élastique. Cela est d'autant plus vrai lors d'une mise en forme à tiède ou à chaud puisque ce dernier évolue en fonction de la température. C'est pourquoi on s'intéresse, dans cette partie, à caractériser son évolution en fonction de la température.

### 1.4.1 Principe de l'essai

L'essai utilisé pour déterminer les propriétés élastiques en fonction de la température consiste en un essai d'échographie ultrasonore en mode barre longue où l'échantillon est placé dans un four. Cet échantillon a une forme de poutre de longueur  $L = 60$  mm et de section  $l = 2 \times ep = 1$  mm<sup>2</sup>. Le schéma de principe de cet essai est présenté sur la figure 1.26. Avec cette technique, la source ultrasonore est placée en zone froide. Les ondes émises par un transducteur magnétostrictif se propagent dans l'échantillon par l'intermédiaire d'un guide d'onde en alumine, l'échantillon étant collé au guide à l'aide d'un ciment alumineux. L'interface guide échantillon et le fond de l'échantillon créent chacun un écho de réflexion, qui permettent, par la mesure du temps de vol de l'onde ( $\tau$ ) entre ceux-ci, de calculer le module de Young par la formule  $E = \rho (2 L/\tau)^2$  avec  $\rho$  la masse volumique et  $L$  la longueur de l'échantillon. Ces essais ont été réalisés au GEMH-ENSCI de Limoges par Marc Huger et Nicolas Tessier Doyen.

Les essais ont été effectués sous air avec une cinétique de chauffe de 5 °C par seconde jusqu'à la température de 300 °C, suivi d'un maintien de 18 minutes, avant un refroidissement à l'air utilisant la même cinétique. Le cycle thermique appliqué au cours de cet essai est présenté figure 1.27. Le changement de pente de la courbe de refroidissement observée à partir de 100 minutes est provoquée par l'inertie thermique du four.

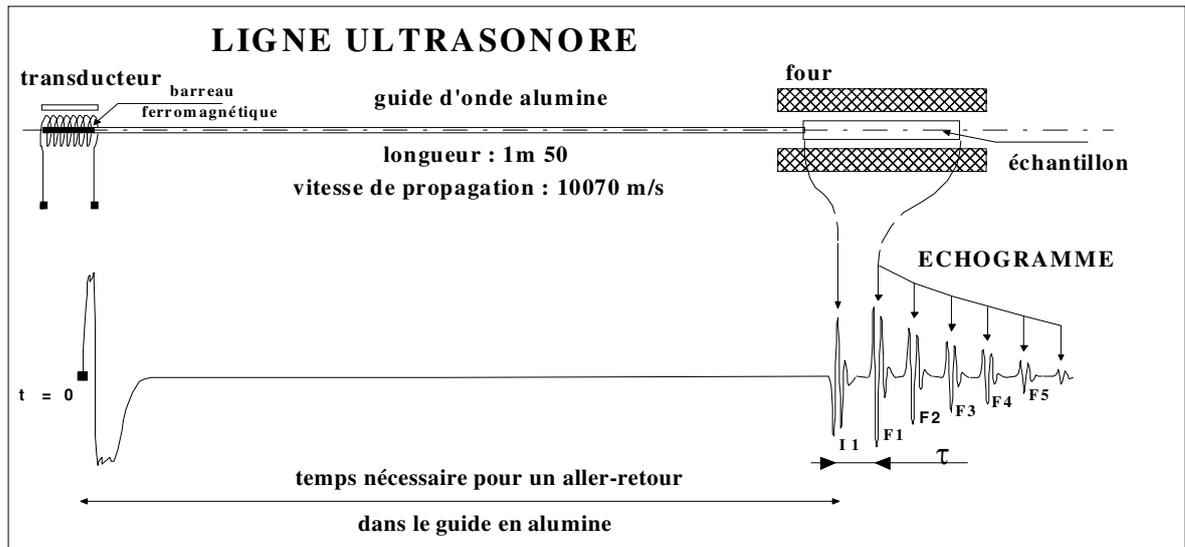


FIGURE 1.26 – Schéma de principe du dispositif de mesure du module de Young en fonction de la température (configuration de type « barre longue ») [Tessier-Doyen, 2003]

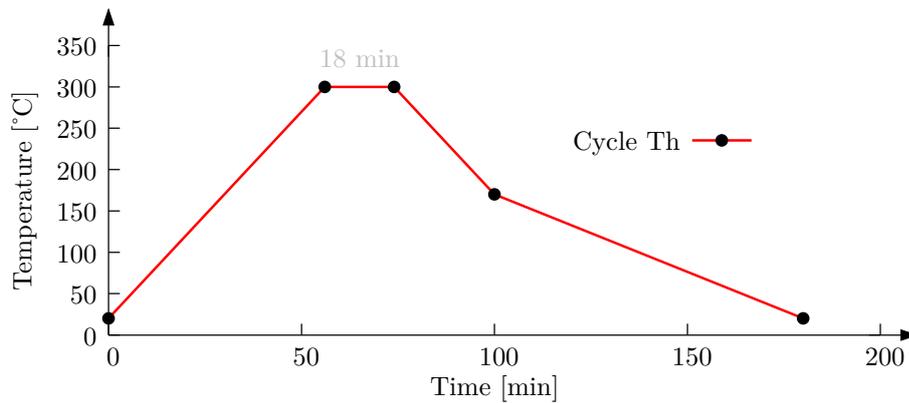


FIGURE 1.27 – Cycle thermique appliqué aux échantillons au cours de la caractérisation du module de Young en fonction de la température.

### 1.4.2 Analyse des résultats

La figure 1.28 présente les résultats de l'évolution du module de Young suivant les orientations RD, DD et TD en fonction de la température. On observe sur cette figure que, quelle que soit la direction de prélèvement, les modules d'élasticité décroissent linéairement en fonction de la température. L'évolution expérimentale des modules est représentée par des symboles creux quand la température augmente et par des symboles pleins lors des phases de refroidissement. Les régressions linéaires effectuées sur les nuages de points obtenus lors de la chauffe et du refroidissement sont représentées par des lignes continues (figure 1.28.a)). Ces trois régressions sont comprises dans une bande de  $\pm 2$  GPa (représentée par les barres d'erreur) d'une régression globale moyenne effectuée sur le nuage de points des trois orientations (figure 1.28.b)). Même

si on observe une légère anisotropie du module de Young pour les différentes directions de prélèvement des éprouvettes, celui-ci peut raisonnablement être considéré isotrope pour les simulations numériques, de valeur moyenne 68 GPa à température ambiante et 56 GPa à 300 °C, son évolution étant linéaire entre ces deux valeurs.

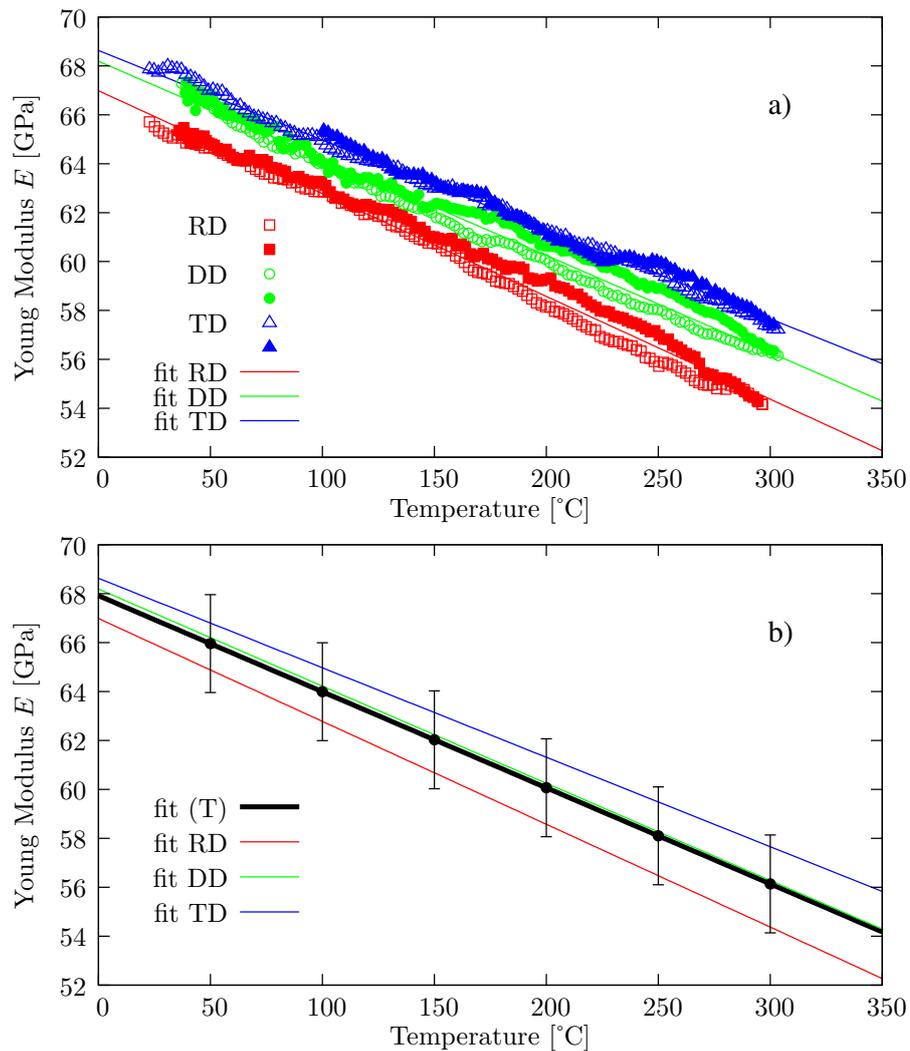


FIGURE 1.28 – Évolutions des modules de Young pour les orientations RD, DD et TD en fonction de la température. a) Régressions linéaires des nuages de points expérimentaux pour chaque orientation et b) Régression moyenne globale.

## 1.5 Essais de cisaillement

### 1.5.1 Conditions d'essai et protocole expérimental

Les essais de cisaillement ont été réalisés au laboratoire du département de Engenharia Mecânica de l'Université d'Aveiro au Portugal. Le dispositif de cisaillement utilisé (figure 1.29), basé sur la conception de [Gracio et al., 2004, Yoon et al., 2005], permet, de par sa compacité, de réaliser des essais en température au sein d'une enceinte thermique [Coër et al., 2010]. Celui-ci est monté sur une machine de traction électromécanique Shimadzu AG-50kNG pilotée en déplacement (machine dure). Ce dispositif de cisaillement, illustré sur la figure 1.29, se compose de deux parties, l'une mobile et l'autre fixe. L'échantillon serré par des mâchoires vissées sur le dispositif se retrouve pincé de part et d'autre de sa zone utile entre la partie fixe et la partie mobile. L'effort de traction appliqué ensuite à la partie mobile a pour effet d'appliquer une sollicitation de cisaillement à l'éprouvette. De manière similaire aux essais de traction, les essais de cisaillement simple sont réalisés pour quatre valeurs de températures : 25, 100, 150 et 200 °C. Le dispositif et l'échantillon sont placés dans le four pendant la chauffe. Le contrôle de la température est effectué par trois thermocouples, dont un est fixé sur l'échantillon, un second sur la partie mobile du dispositif et enfin un dernier libre dans l'enceinte. Une première étape consiste à placer l'éprouvette dans le dispositif quand le thermocouple des outils indique la température de consigne à 10 °C près. Une fois l'échantillon positionné et serré, une deuxième étape de mise en température est nécessaire. Enfin, une fois que tous les thermocouples présents dans l'enceinte thermique indiquent une température identique à 1 °C près de la température de consigne, un temps d'attente de 10 minutes est respecté puis l'essai est lancé.

Les éprouvettes sont initialement rectangulaires de dimensions  $60 \times 15 \text{ mm}^2$  et d'épaisseur  $ep = 1 \text{ mm}$  (figure 1.30). Les mors sont vissés sur les parties fixe et mobile avec un couple de 150 Nm par vis. Avec ce dispositif, la zone utile située entre le mors mobile et le mors fixe a pour largeur  $h = 3 \text{ mm}$ . De manière classique, la contrainte de cisaillement est déterminée par :

$$\tau = \frac{F}{L \cdot ep} \quad (1.9)$$

où  $F$  correspond à l'effort de cisaillement [Thuillier and Manach, 2009],  $L$  et  $ep$  étant respectivement la longueur et l'épaisseur de l'échantillon.

La mesure de la déformation de cisaillement est obtenue en utilisant un système de stéréocorrélation d'images (ARAMIS 5M, GOM). Pour cela, deux caméras vidéos (8-bit de niveau de gris, pour une résolution de  $2050 \times 2448$  pixels à 15Hz maximum) enregistrent le déplacement d'un mouchetis aléatoire noir sur fond blanc, peint à la surface des échantillons avec des bombes de peinture. La totalité de la zone utile de l'échantillon est observable par les caméras : le nombre de fenêtres de corrélation juxtaposées sur cette zone, qui correspond à la taille de la grille virtuelle utilisée, est de 3 à 4 dans la largeur par 79 dans la longueur. La taille des fenêtres de corrélation est  $14 \times 14 \text{ pixels}^2$  correspondant à une valeur d'échelle de l'ordre de 15

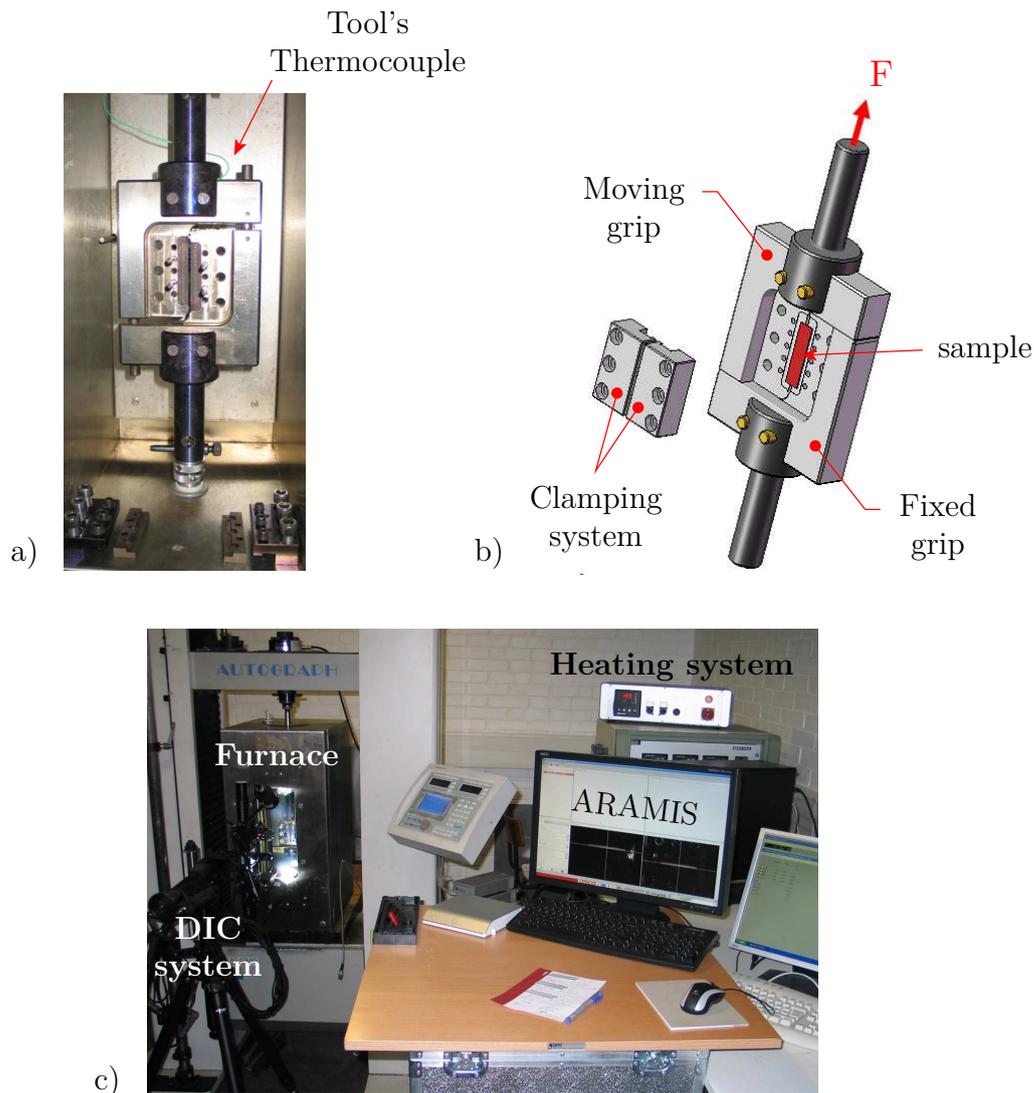


FIGURE 1.29 – Dispositif de cisaillement de l’Université d’Aveiro (Portugal). a) Photographie du dispositif, b) Schéma du dispositif, et c) Dispositif de corrélation d’image ARAMIS réalisant l’acquisition à travers la vitre du four au cours d’un essai en température.

à 18 pixels/mm. La mesure est réalisée avec une taille de pas de 7 pixels correspondant à un recouvrement de 50%.

Grâce au grand ratio longueur sur largeur ( $L/h$ ) utilisé, le champ de déformation de cisaillement calculé par le système de corrélation,  $\gamma_{loc}$ , est quasi homogène sur toute la zone utile de l’échantillon. Cependant, des effets de bords inévitables sont observés près des bord libres de la zone utile, dûs à la distribution des contraintes sur les bords (voir figure 1.40). La déformation de cisaillement  $\gamma_{av}$  est mesurée comme étant la moyenne de  $\gamma_{loc}$  dans la partie homogène du champ de déformation de cisaillement (nommée « average zone » sur la figure 1.40), c’est-à-dire en retirant les valeurs mesurées près des bords libres. Cette zone et sa longueur  $a = 48$  mm sont indiquées sur les figures 1.40 à 1.46. La précision de cette mesure est de l’ordre de  $10^{-4}$ . La vitesse de déformation de cisaillement  $\dot{\gamma}_{loc}$  est calculée par le système de corrélation d’images

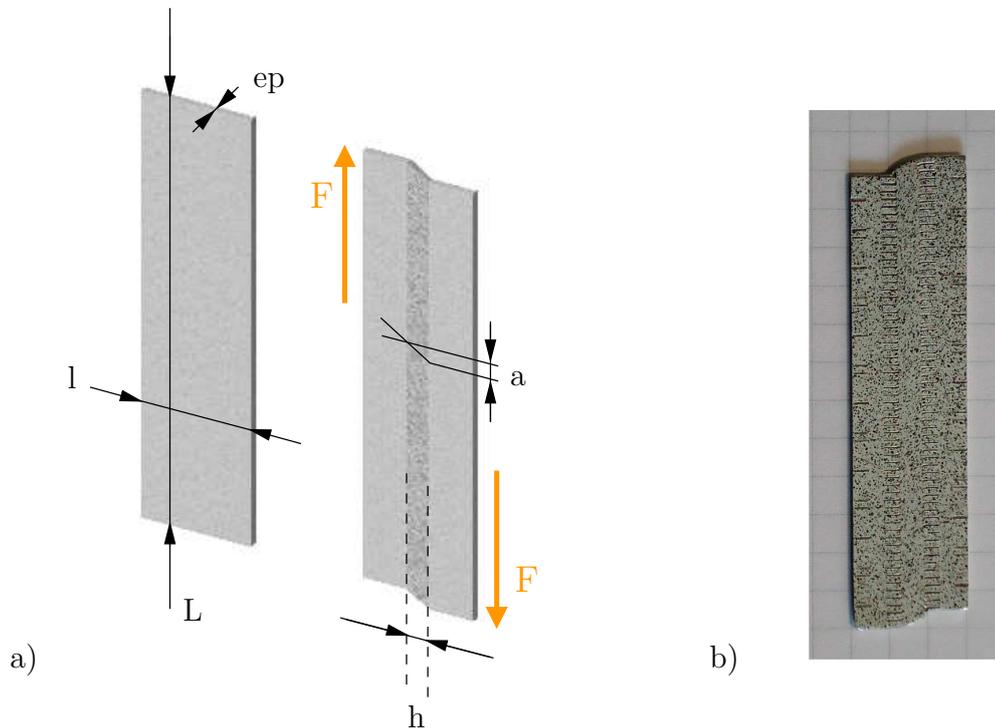


FIGURE 1.30 – a) Géométrie des éprouvettes de cisaillement ( $L = 60$  mm,  $l = 15$  mm,  $h \approx 3$  mm et  $ep=1$  mm) et b) Photographie d'une éprouvette de cisaillement déformée mettant en évidence l'évolution de la géométrie et l'intégrité du mouchetis après essai.

comme étant la différence entre les valeurs de  $\gamma_{loc}$  pour deux images consécutives divisées par l'incrément de temps qui les sépare. Pour un matériau ne présentant pas d'instabilités plastiques, il a été vérifié que le champ de vitesse de déformation en cisaillement restait homogène au cours de l'essai.

### 1.5.2 Essais de cisaillement monotones

Les essais monotones de cisaillement simple ont été réalisés à différentes températures (25, 100, 150 et 200 °C) pour une vitesse de déformation de cisaillement de  $\dot{\gamma}_{av} = 1,2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  ( $v_1$ ), puis pour différentes vitesses de déplacement de traverse (voir tableau 1.6) aux températures de 25 et 150 °C et enfin, selon plusieurs orientations dans le plan de la tôle pour la température ambiante, afin d'observer l'effet de l'anisotropie sur les résultats. Lorsque l'influence de la direction de prélèvement des échantillons n'est pas étudiée, la direction de laminage est alignée avec la direction de cisaillement. Ces essais monotones ont tous été menés jusqu'à un niveau de déformation maximum de  $\gamma_{av} = 0.8$ . Au vu de la très bonne reproductibilité des courbes d'écrouissage, pour chaque température, chaque essai n'a été reproduit que deux fois.

Dans un premier temps, des essais de cisaillement simple à température ambiante ont été effectués suivant les orientations RD, DD et TD. Ceux-ci, présentés sur la figure 1.31 et réalisés à vitesse  $v_1$ , montrent que les courbes d'écrouissage présentent une anisotropie en cisaillement marquée par un niveau de contrainte supérieur pour la direction DD. Les essais dans les di-



que des serrations dues à l'effet PLC. On observe d'autre part une légère diminution de la limite d'élasticité avec l'augmentation de la vitesse de déformation (cf. tableau 1.7).

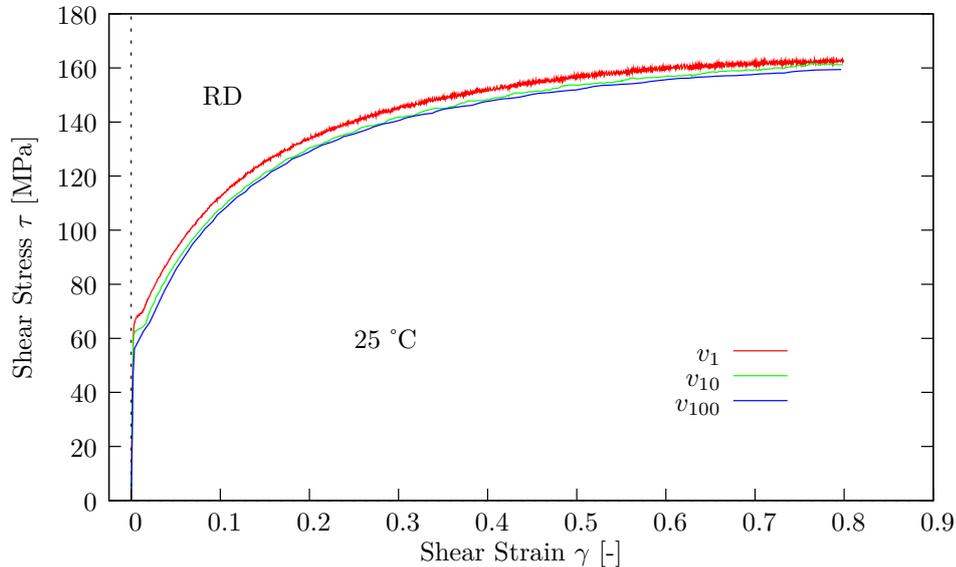


FIGURE 1.32 – Courbes contrainte/déformation en cisaillement simple, à température ambiante, en fonction de la vitesse de déformation (vitesses de sollicitation  $v_1$ ,  $v_{10}$  et  $v_{100}$ ), pour des échantillons prélevés suivant la direction de laminage.

Vitesse	$\tau_e$ [MPa]	$\tau_m$ [MPa]
$v_1$	67.1	162.7
$v_{10}$	62.7	161.2
$v_{100}$	57.1	159.4

TABLE 1.7 – Limites élastiques  $\tau_e$  et contraintes maximales  $\tau_m$  en cisaillement simple, mesurées respectivement à 0.005 (dans le plateau de Piobert-Lüders) et à 0.8, en fonction de la vitesse de déformation, à 25 °C.

La figure 1.33 présente, pour la vitesse  $v_1$ , l'influence de la température sur l'écroutissage en cisaillement. Tout d'abord, la limite d'élasticité en cisaillement à 25 °C est inférieure de 14 et 10 MPa aux limites d'élasticité respectivement observées à 100 et 150 °C (cf. tableau 1.8). Puis, les courbes de la figure 1.33 montrent clairement que la contrainte de cisaillement maximale décroît de manière significative en augmentant la température. D'autre part, on observe aussi une évolution non classique de l'adoucissement de la contrainte en fonction de la température. Ainsi, la courbe d'écroutissage à 100 °C est supérieure à celle obtenue à 25 °C jusqu'à une déformation de cisaillement de l'ordre de 0,3. À partir de ce niveau de déformation, des serrations apparaissent sur la courbe à 100 °C indiquant qu'au delà d'une déformation critique en cisaillement ( $\gamma_c \simeq 0.3$ ), l'effet PLC se manifeste pour cette température. En calculant

une valeur de déformation critique équivalente  $\varepsilon_c^{\text{éq}}$ , selon le critère de von Mises, on obtient  $\varepsilon_c^{\text{éq}} = \gamma_c/\sqrt{3} = 0.17$ , ce qui est en accord avec la déformation critique indiquée sur la figure 1.5, obtenue par Balik et al. [Balík et al., 2000] par le biais d'essais de traction, pour des conditions similaires de température (100 °C) et de vitesse de déformation ( $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ). À cette température de 100 °C, depuis le déclenchement de l'effet PLC jusqu'à la fin de l'essai, les serrations sont accompagnées d'une manifestation acoustique audible, résonnant dans l'enceinte thermique. Cette manifestation est plus marquée à l'apparition de l'effet PLC et diminue d'intensité avec la déformation, de manière analogue à l'amplitude des oscillations observées sur la courbe d'écroutissage. L'augmentation de l'amplitude des serrations à 100 °C, en comparaison de celle observée à température ambiante, est en accord avec les résultats de Fu et al. [Fu et al., 2011] obtenus sur un alliage Al-Mg 5456, testé à différentes températures en traction uniaxiale. Ces derniers ont ainsi montré que la déformation critique d'apparition de l'effet PLC ainsi que l'amplitude des serrations augmentaient avec la température. Cette observation est due au fait que la concentration et la diffusivité des atomes de magnésium dans la matrice (Al) augmentent tout deux avec l'élévation de la température. Ces contributions tendent à augmenter la force d'ancrage des dislocations par les atomes de soluté (Mg) et donc par conséquent l'amplitude des serrations lors du désancrage. En plus de ces particularités, la courbe d'écroutissage à 100 °C présente une évolution complexe. En effet, entre 0.3 et 0.4, les courbes de 25 °C et 100 °C se croisent. Au delà d'une déformation de 0.4, la courbe à 100 °C – qui présente l'effet PLC au même titre que l'essai à température ambiante – devient inférieure à la courbe à 25 °C. L'écart entre ces courbes devient alors constant et l'effet adoucissant de la température redevient classique.

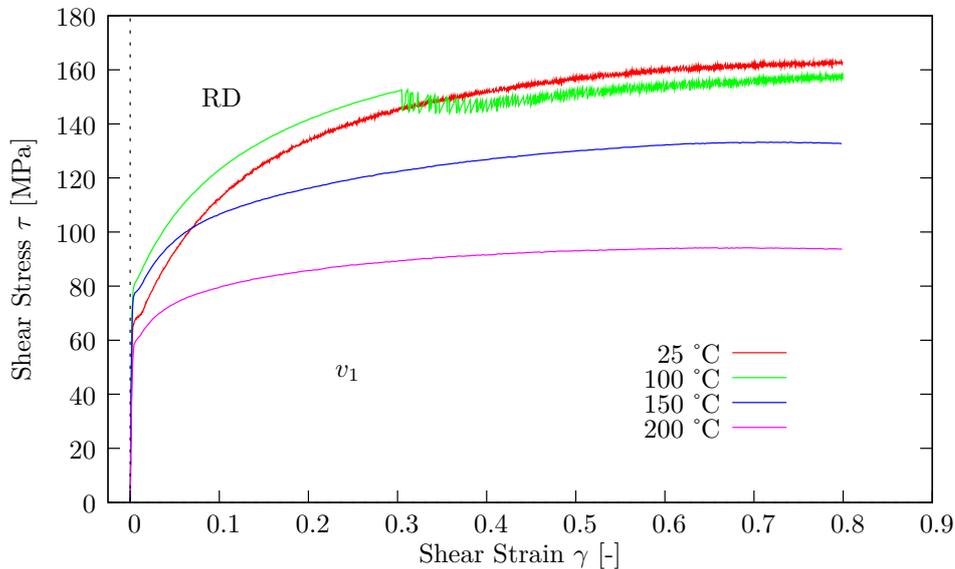


FIGURE 1.33 – Courbes contrainte/déformation en cisaillement simple, en fonction de la température et à vitesse  $v_1$ , pour des échantillons sollicités suivant la direction de laminage.

À partir de 150 °C, pour la vitesse  $v_1$ , les serrations ne sont plus observées, ce qui laisse à penser que l'effet PLC disparaît au delà de cette température, pour cette vitesse de déformation. Les serrations dues à l'effet PLC ne sont donc présentes, en cisaillement, que pour les

Température	$\tau_e$ [MPa]	$\tau_m$ [MPa]
25 °C	67.1	162.7
100 °C	81.0	157.5
150 °C	77.5	132.8
200 °C	59.0	93.75

TABLE 1.8 – Limites élastiques  $\tau_e$  et contraintes maximales  $\tau_m$  en cisaillement simple, mesurées à 0.005 et 0.8, en fonction de la température à la vitesse  $v_1$ .

températures de 25 et 100 °C. Si l'on ne prend pas en compte la présence de l'effet PLC pour analyser les résultats, il apparaît sur la figure 1.33 que jusqu'à une déformation de cisaillement de 0.3 (en mettant donc de côté l'essai à 25 °C) l'ordonnement des courbes est classique de 100 à 200 °C. De même, à partir d'une déformation de cisaillement de 0.4 et en ne considérant que les essais présentant l'effet PLC, on observe un effet adoucissant classique sur la contrainte en fonction de la température.

Il semble donc que l'ordonnement singulier des courbes d'érouissage, observé en fonction de la température, ait pour origine l'effet PLC. En s'intéressant plus particulièrement à l'essai à 100 °C, l'effet PLC semble induire un adoucissement de la contrainte lorsque celui-ci est présent. Inversement, en le comparant à l'essai à 25 °C jusqu'à une déformation de 0.3, si la température augmente et que dans le même temps le phénomène n'est pas activé, on observe un durcissement. Cette observation qui n'est pas classique, peut laisser supposer que l'augmentation de la température entraîne une augmentation de la contrainte de déblocage des dislocations ancrées, la température permettant alors une plus grande mobilité des atomes de magnésium dans le réseau et donc une immobilisation des dislocations par un plus grand nombre d'atomes. Lorsque cette contrainte de déblocage des dislocations est atteinte, l'effet PLC se déclenche.

Par ailleurs, l'effet PLC étant présent depuis le début de l'essai à 25 °C, il apparaît que la diminution de la limite d'élasticité à cette température par rapport aux températures de 100 et 150 °C, semble être dans le cas du cisaillement un indicateur de la présence de l'effet PLC. La baisse de la limite d'élasticité enregistrée à 200 °C peut, quant à elle, s'expliquer par l'effet de la température sur la viscosité du matériau.

Finalement, pour une température de 150 °C, l'influence de la vitesse de déformation a été testée. On remarque alors, sur la figure 1.34, que l'évolution des courbes contrainte/déformation de cisaillement est également non classique en fonction de la vitesse de déformation. En effet, de la même manière que les courbes de la figure 1.33 se croisent en fonction de la température, les courbes de la figure 1.34 se croisent aussi en fonction de la vitesse de déformation. La courbe d'érouissage à la vitesse  $v_1$  sature plus vite que pour les deux autres vitesses et la limite d'élasticité à  $v_1$  est supérieure d'au moins 15 MPa à celles des vitesses  $v_{10}$  et  $v_{100}$  (cf. tableau 1.9). En se basant sur l'analyse de la figure 1.33 et en faisant l'analogie entre une augmentation

de la vitesse de déformation et une diminution de la température, il apparait que l'effet PLC est à l'origine de ce comportement singulier puisqu'à la vitesse  $v_1$  et à 150 °C l'effet PLC n'est pas présent. De plus, à la vitesse  $v_1$ , la limite d'élasticité à 150 °C, quasi indentique à celle observée à 100 °C, semble conforter cette idée (cf. figure 1.33, où il est certain qu'à 100 °C l'effet PLC est inexistant au début de l'essai). Il apparait donc en observant la figure 1.34 que l'effet PLC induit une forte diminution de la limite d'élasticité. Ainsi, étant donné que les limites d'élasticité à  $v_{10}$  et  $v_{100}$  sont inférieures à celle observée à  $v_1$  et bien qu'il n'y ait pas d'oscillations sur les courbes, l'effet PLC semble être présent pour les deux vitesses  $v_{10}$  et  $v_{100}$ . Cette hypothèse sera confirmée, dans la suite, par l'analyse des champs de vitesse de déformation à 150 °C, pour les vitesses  $v_1$  et  $v_{100}$ .

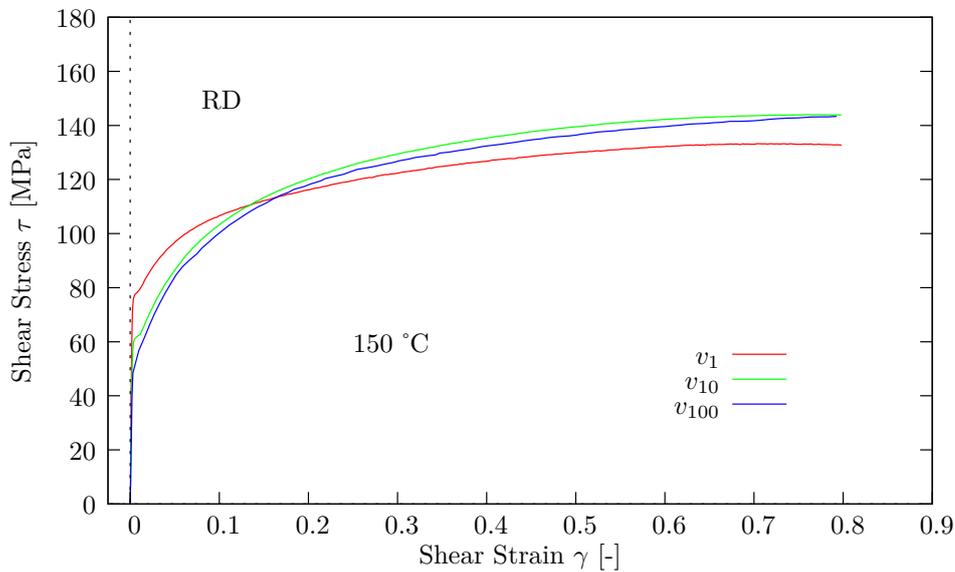


FIGURE 1.34 – Courbes contrainte/déformation en cisaillement simple à 150 °C en fonction de la vitesse de déformation, pour des échantillons sollicités suivant la direction de laminage.

Vitesse	$\tau_e$ [MPa]	$\tau_m$ [MPa]
$v_1$	77.4	133.0
$v_{10}$	61.0	143.0
$v_{100}$	51.0	143.9

TABLE 1.9 – Limites élastiques  $\tau_e$  et contraintes maximales  $\tau_m$  en cisaillement simple, mesurées à 0.005 et 0.8, en fonction de la vitesse de déformation, à 150 °C.

### 1.5.3 Essais de cisaillement cycliques

Les essais de cisaillement cycliques ont été effectués suivant la direction de laminage, pour la vitesse de déformation  $v_1$  ( $\dot{\gamma}_{av} = 1,2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) et pour les quatre températures étudiées. Ces essais permettent de caractériser le comportement du matériau pour un chargement inversé et ainsi de mettre en évidence un éventuel effet Bauschinger. Pour cela, les éprouvettes ont été sollicitées jusqu'à trois niveaux de prédéformation : 0.2, 0.4 et 0.6, avant inversion de la direction de sollicitation. Les résultats de ces essais sont superposés à un essai monotone réalisé à la même température. Les courbes obtenues sont présentées sur la figure 1.35 et montrent l'influence de la température sur l'écrouissage du matériau. On observe que l'effet PLC se manifeste pour les températures de 25 et 100 °C pour tous les niveaux de prédéformation étudiés et que les courbes révèlent aussi, à toutes les températures et pour tous les niveaux de prédéformation, une stagnation de l'écrouissage marquée par des plateaux en contrainte à l'inversion du chargement, avant une reprise de l'écrouissage. Ces paliers augmentent d'ailleurs avec le niveau de déformation atteint avant inversion.

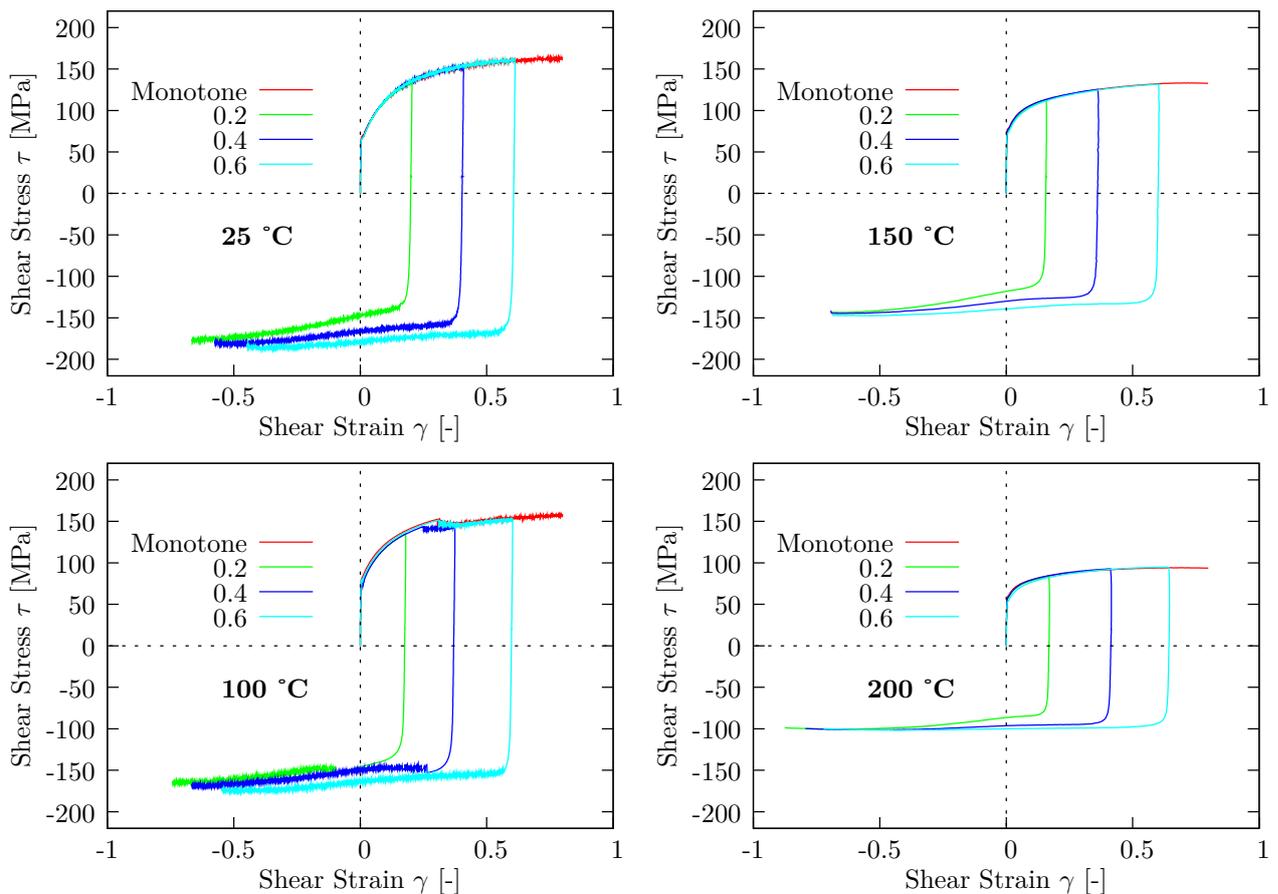


FIGURE 1.35 – Courbes contrainte/déformation de cisaillement cyclique à température ambiante pour trois niveaux de déformation avant inversion. Les échantillons sont sollicités dans la RD.

Cette observation est originale pour les alliages d'aluminium mais plus courante dans le cas des aciers. Cependant, Davenport et Higginson [Davenport and Higginson, 2000] ont déjà rapporté ce phénomène de stagnation de la contrainte, après inversion du chargement, pour des essais de torsion sur des alliages d'aluminium Al-1%Mg et Al-2%Mg. Ils expliquent que ce phénomène est causé par l'influence des grandes déformations et des déformations inversées car les alliages d'aluminium présentent une forte énergie de faute d'empilement ce qui rend plus facile la remontée des dislocations. D'après leurs observations, la forêt d'enchevêtrements des dislocations se développe pour de grands niveaux de déformation dans une structure de micro-bandes. Ces micro-bandes sont plus stables au cours d'un chargement inversé et celles-ci ne se démêlent pas. Au contraire, ils suggèrent que ces micro-bandes agissent comme des canaux favorisant le mouvement des dislocations, qui inversent simplement le sens de leur marche, à l'inversion de la déformation.

Sur un alliage d'aluminium AA1050-O, Rauch et al. [Rauch et al., 2002] observent également un plateau de stagnation de la contrainte au cours d'essais de cisaillement inversés. Dans cet article, ces derniers comparent l'influence d'un chargement inversé en cisaillement simple entre un alliage AA1050-O (à durcissement par écrouissage) et un alliage AA6022-T4 (à durcissement structural). Ils montrent que seule la nuance AA1050-O présente un plateau de stagnation de la contrainte à l'inversion, caractérisé par une diminution du taux d'écrouissage. Selon eux, la présence de points d'inflexion sur la courbe signifie que deux mécanismes physiques sont en compétition quand l'échantillon est sollicité de nouveau après l'inversion, le premier étant adoucissant et le second durcissant. Ils montrent alors par l'observation de clichés micrographiques (MET), que le changement structural lié à ce phénomène de stagnation correspond à la dissolution de la structure pré-existante, gouvernée par une annihilation intensive des dislocations générées lors du premier chargement. Par la suite, la densité de nouvelles dislocations activées continue d'augmenter au sein du matériau, ce qui permet à l'écrouissage de reprendre pour de plus grands niveaux de déformation. En revanche, pour l'alliage AA6022-T4, le taux d'écrouissage diminue continuellement après rechargement et le phénomène de stagnation décrit précédemment n'apparaît pas. Les auteurs justifient alors cette différence par le fait que la mobilité des dislocations est entravée par la présence élevée de solutés et de précipités qui ne permet pas de former, au cours du premier trajet de déformation, une structure de déformation induisant le phénomène de stagnation transitoire à l'inversion.

Pour mettre en évidence plus facilement un éventuel effet Bauschinger, il est parfois d'usage de renverser la courbe obtenue après inversion en traçant la valeur absolue de la contrainte en fonction de la déformation cumulée. Les figures 1.36 et 1.37 présentent ce type de résultat pour les quatre températures de l'étude. On observe alors, qu'en plus de présenter des paliers de contrainte, les courbes d'inversion de charge croisent les courbes monotones pour de grands niveaux de déformation.

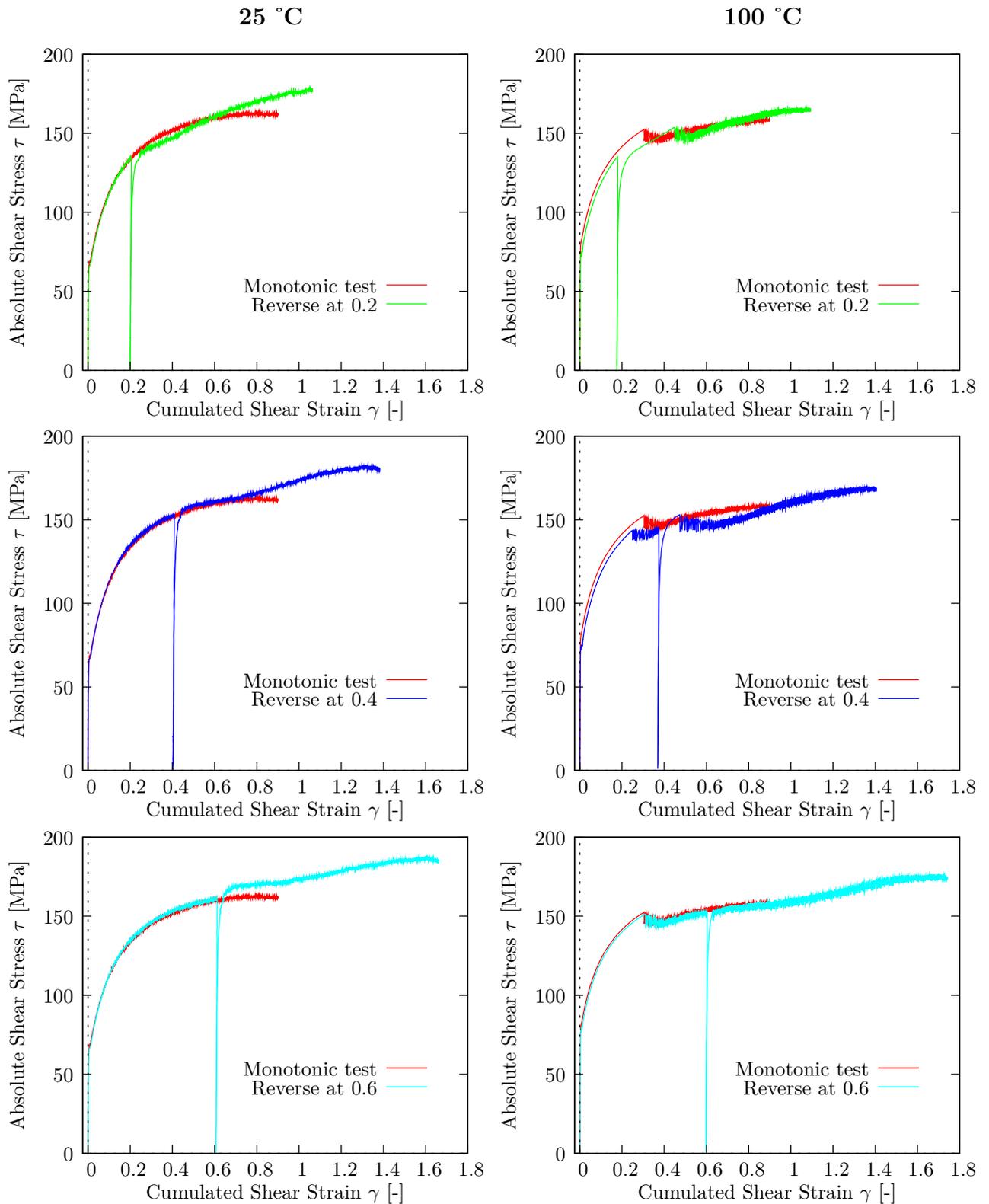


FIGURE 1.36 – Courbes contrainte/déformation en cisaillement cyclique à 25 et 100 °C comparés à l’essai monotone réalisé à la même température, pour les trois niveaux de déformation avant inversion.

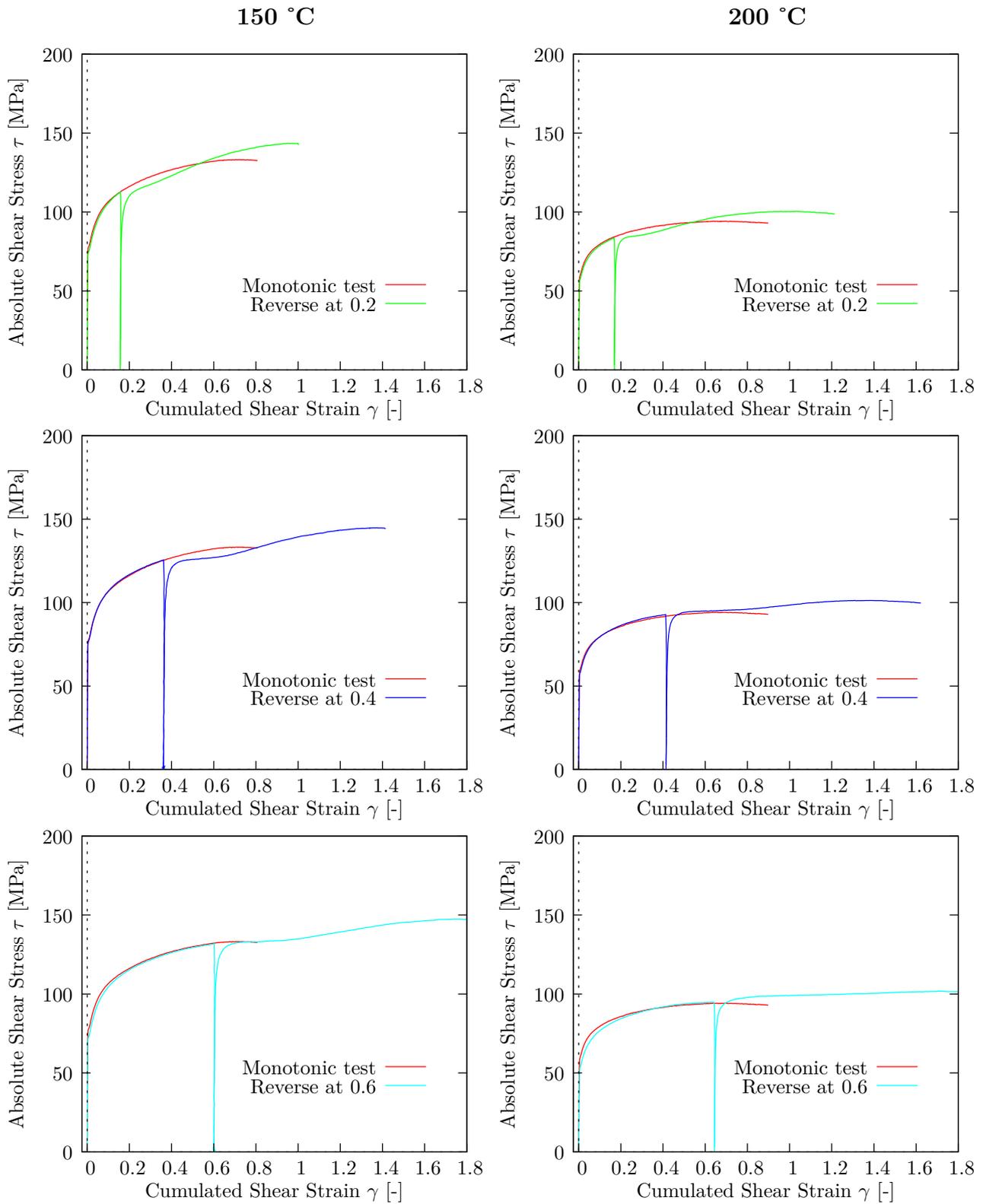


FIGURE 1.37 – Courbes contrainte/déformation en cisaillement cyclique à 150 et 200 °C comparés à l’essai monotone réalisé à la même température, pour les trois niveaux de déformation avant inversion.

Cette observation a également été faite par Rauch et al. [Rauch et al., 2007] sur un alliage d'aluminium AA1050-O ainsi que sur un alliage AA6022-T4. Ces derniers observent aussi un plateau de stagnation de la contrainte à l'inversion mais seulement pour l'alliage d'aluminium AA1050-O et avant que les courbes ne se croisent (cf. figure 1.38.a)), comme énoncé précédemment [Rauch et al., 2002]. Les auteurs qualifient alors ce comportement, singulier et peu commun pour des alliages d'aluminium, comme étant la cause d'une évolution microstructurale et texturale induite par la déformation. Ils montrent, d'une part, que ces phénomènes dépendent du matériau puisque seul l'alliage AA1050-O présente le plateau de stagnation et d'autre part, de la direction de sollicitation puisqu'ils n'observent pas de croisement des courbes directes et inversées pour la direction à 45° de la direction de laminage alors que ce phénomène se produit pour la RD, et ce pour les deux alliages d'aluminium. Ils expliquent cette dernière observation par une évolution du coefficient de Taylor ( $M$ ,  $\text{cte} \sim 3$ ) qui décroît pour la RD et croît pour la direction à 45° pour un chargement monotone, ces évolutions étant causées par des rotations cristallographiques. À l'inversion de la direction de cisaillement, les rotations cristallographiques s'inversent également et en conséquence, ils établissent que les évolutions du coefficient de Taylor devraient aussi être inversées (cf. figure 1.38.c)). Cela signifie que pour l'essai réalisé suivant la RD, le coefficient de Taylor est attendu à augmenter lors de la recharge dans la direction opposée alors qu'il était décroissant pour un essai monotone, rendant ainsi possible le croisement des courbes. Ils valident par ailleurs cette hypothèse, en proposant un modèle de comportement mécanique phénoménologique à variables physiques qui reproduit leurs observations.

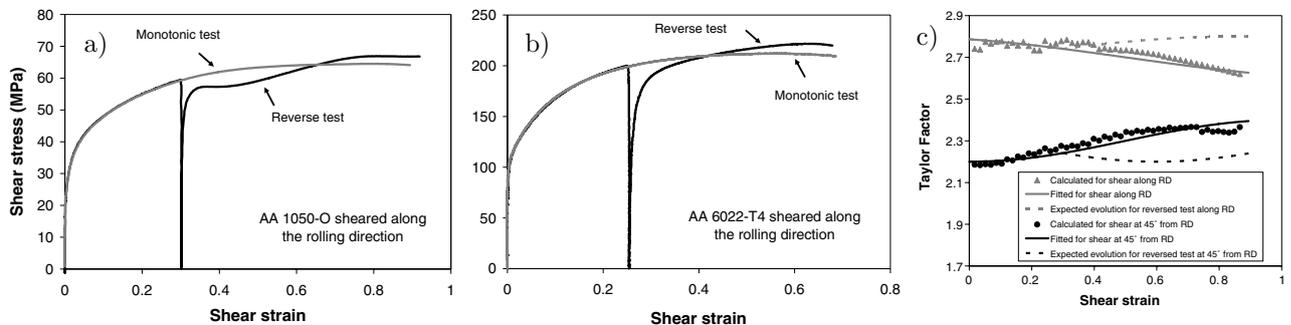


FIGURE 1.38 – Courbes directes et inverses de cisaillement simple pour les alliages AA1050-O et AA6022-T4 (a,b) et évolution du coefficient de Taylor  $M$  avec la déformation, pour un aluminium (c) [Rauch et al., 2007].

Les explications données par Rauch et al. [Rauch et al., 2002, Rauch et al., 2007], pour l'alliage AA1050-O, sont totalement applicables à l'alliage AA5754-O de cet étude, puisqu'il s'agit également d'un alliage d'aluminium (recuit) à durcissement par écrouissage. Les phénomènes physiques qui gouvernent les observations précitées doivent donc être les mêmes que pour l'alliage AA1050-O et par conséquent les explications analogues. Cela signifie donc que les plateaux de stagnation de la contrainte, observés aux différentes inversions de chargement (cf. figure 1.36 et 1.37), s'expliquent par le fait que l'alliage AA5754-O ne possèdera pas une forte densité de solutés et de précipités pouvant entraver la mobilité des dislocations au cours de la déformation inverse, comme cela était le cas pour l'alliage à durcissement structural (AA6022-T4). De plus,

tous les essais cycliques, menés sur l'alliage AA5754-O, ont été réalisés suivant la direction de laminage. Le croisement des courbes d'érouissage inverses et directes peut donc aussi s'expliquer par l'évolution du coefficient de Taylor, qui s'inverse lorsque la direction de cisaillement change de sens.

On remarquera d'autre part, sur les figures 1.36 et 1.37, que l'effet Bauschinger est faible pour des inversions réalisées à 0.2 de déformation de cisaillement et devient quasi inexistant à partir d'une déformation de 0.4 avant inversion et ce pour toutes les températures de l'étude.

Enfin, la figure 1.39 présente, pour toutes les températures étudiées, l'influence du premier trajet de déformation en cisaillement. L'évolution de l'érouissage obtenue après inversion de la charge est comparée à la courbe observée pour un essai monotone. On observe que l'ensemble des résultats obtenus après inversion convergent vers une évolution identique de l'érouissage qui n'est pas celle du résultat de l'essai monotone. La longueur du plateau, présentant une stagnation de l'érouissage avant sa reprise, est bien une fonction de la valeur de prédéformation atteinte avant inversion. D'autre part, on observe qu'à 25 °C l'effet PLC reprend dès l'inversion de la charge, c'est-à-dire pour une déformation critique très faible voire inexistante. En revanche, pour les essais inversés à 100 °C, deux hypothèses sont envisageables :

- soit l'effet PLC est déclenché à partir d'une déformation critique qui est fonction de la prédéformation et cette déformation critique décroît avec l'intensité de la prédéformation atteinte au cours du premier chargement,
- soit cette valeur de déformation critique est gouvernée par la contrainte puisque toutes les reprises de l'effet PLC à la recharge, ainsi que la valeur observée sur l'essai monotone à la charge, ont eu lieu pour une valeur de contrainte de cisaillement de  $153 \pm 1$  MPa. On serait alors dans le cas d'une contrainte critique de déclenchement de l'effet PLC plutôt que dans celui d'une valeur de déformation critique.

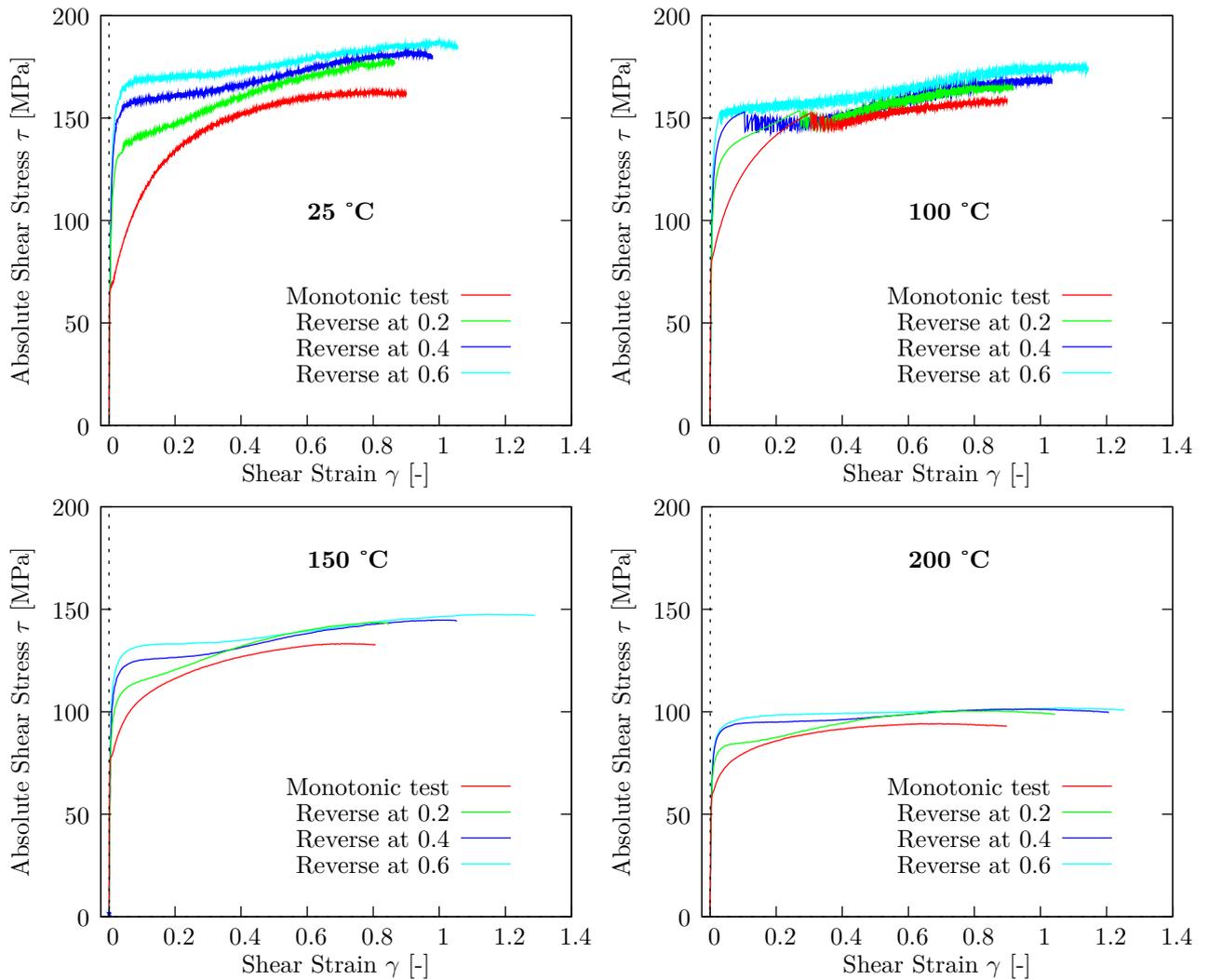


FIGURE 1.39 – Influence de la prédéformation sur les courbes contrainte/déformation en cisaillement cyclique, par comparaison des résultats des inversions à un essai monotone, aux quatre températures 25, 100, 150 et 200 °C et pour les trois niveaux de déformation 0.2 , 0.4 et 0.6 avant inversion.

### 1.5.4 Observation des phénomènes d'instabilité plastique en cisaillement

On s'intéresse plus particulièrement, dans cette section, aux instabilités de déformation plastique observées aux cours des essais de cisaillement. Une partie de ces résultats a été publiée dans [Coër et al., 2013].

Les courbes contrainte/déformation de cisaillement, présentées sur la figure 1.40, sont obtenues en considérant systématiquement la plus grande quantité d'information disponible. Cela signifie que pour la vitesse  $v_1$ , à cause de la faible fréquence d'acquisition utilisée lors de la corrélation d'image, les résultats sont à la fois construits avec les signaux de la cellule de force et ceux du système de corrélation. Pour les vitesses de déformation plus élevées, seuls les signaux de la carte d'acquisition du système ARAMIS sont utilisés.

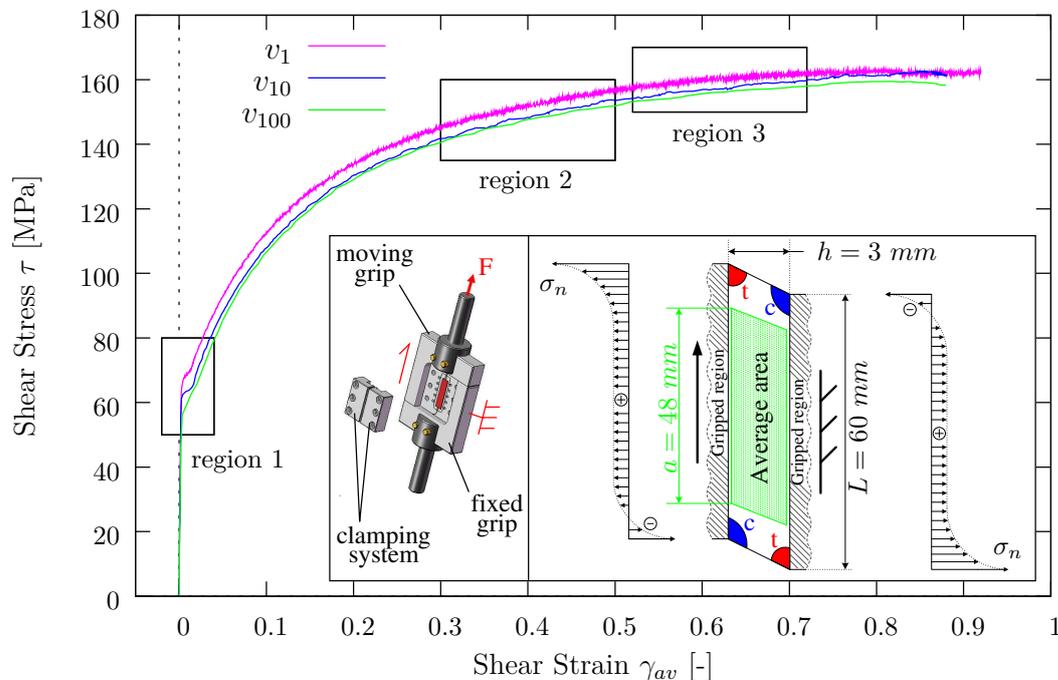


FIGURE 1.40 – Courbes contrainte/déformation en cisaillement pour les vitesses de déformation  $v_1$ ,  $v_{10}$  et  $v_{100}$ . Les rectangles indiquent les régions d'étude correspondant aux figures 1.41, 1.45, 1.46. Une représentation schématique de la distribution des contraintes  $\sigma_n$  le long des bords pincés, mettant en évidence les coins en état de traction (t) et de compression (c), est insérée dans la figure [Coër et al., 2013].

La figure 1.40 présente, à température ambiante, l'influence de la vitesse de déformation en cisaillement suivant la direction de laminage. Trois différentes régions (1, 2 et 3) sont mises en évidence sur les courbes de déformation, au vu de leur pertinence pour l'observation des phénomènes de Piobert-Lüders et Portevin-Le Chatelier, présentés en détail sur les figures 1.41 à 1.46.

## L'effet Piobert-Lüders

Le phénomène de Piobert-Lüders a été observé pour toutes les vitesses de déformations étudiées. La figure 1.41 présente plusieurs images observées dans le plateau de Piobert-Lüders pour l'essai  $v_{10}$  (région 1). Le suivi en temps sur la courbe d'écrouissage montre que, comme en traction, la propagation de la bande se traduit par un plateau en contrainte lors de la transition élastique/plastique (le lissage du plateau est induit par l'utilisation de  $\gamma_{av}$ ). Pour  $t \leq 11.4$  s, chacun des champs  $\dot{\gamma}_{loc}$  et  $\gamma_{loc}$  reste uniforme et il n'y a pas de déformation plastique. Pour  $t > 11.4$  s, la propagation d'une bande est clairement observée, particulièrement sur le champ de vitesse de déformation  $\dot{\gamma}_{loc}$ , conduisant à un champ de déformation qui devient légèrement hétérogène. Enfin, quand  $t > 12.4$  s, le champ de vitesse de déformation redevient homogène, indiquant la fin de la propagation de la bande ayant conduit à une augmentation de la déformation locale de cisaillement. La déformation de cisaillement générée localement par le passage de cette bande de Piobert-Lüders (souvent appelée « déformation de Lüders ») est de 0.02 (voir figure 1.41), ce qui est conforme avec l'ordre de grandeur d'observations déjà effectuées en traction sur d'autres alliages métalliques [Louche and Chrysochoos, 2001, Nogueira de Codes et al., 2011, Marais et al., 2012].

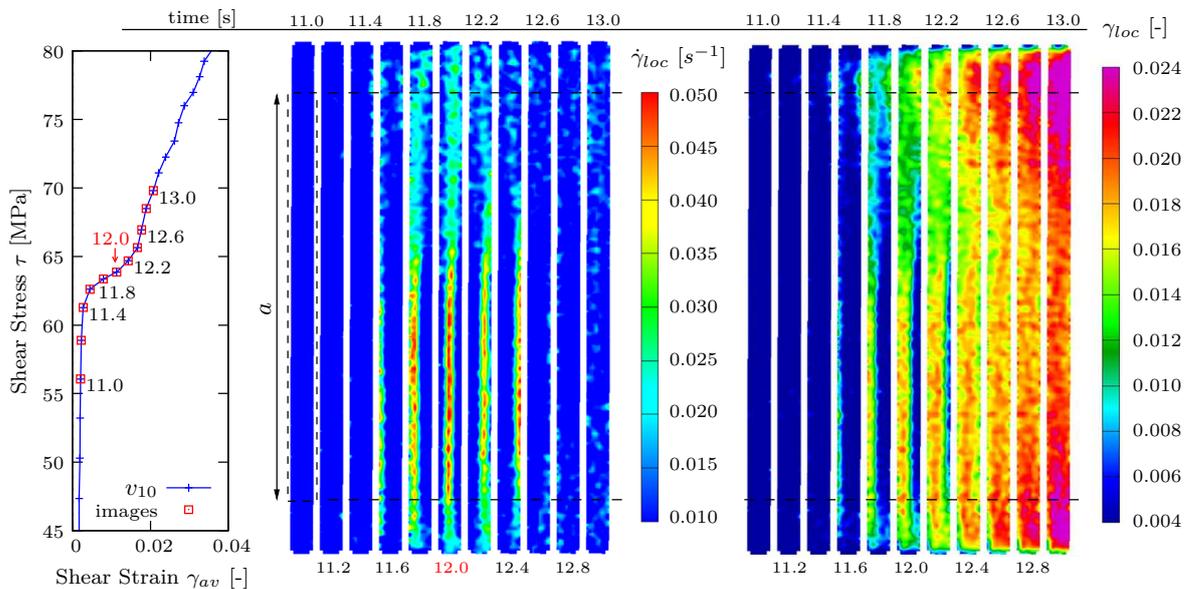


FIGURE 1.41 – Vue de détail dans la région 1 de la figure 1.40 présentant le plateau de Piobert-Lüders pour l'essai à vitesse  $v_{10}$ . Observation des champs de vitesse de déformation de cisaillement  $\dot{\gamma}_{loc}$  et des champs de déformation de cisaillement  $\gamma_{loc}$  associés, dans la zone utile de l'éprouvette, aux incréments de temps repérés sur la courbe d'écrouissage.

La figure 1.41 présente la propagation d'une seule bande de Piobert-Lüders pour l'essai  $v_{10}$ . Cependant, comme cela a été observé en traction sur un alliage Al-4%Mg (AA5086) [Louche et al., 2005], le plateau en contrainte peut aussi être associé à la propagation de deux bandes se propageant simultanément au lieu du cas classique où une seule bande traverse de

part en part l'échantillon. Cela est le cas pour l'essai  $v_1$ , comme présenté sur la figure 1.42, où deux demi-bandes naissent dans chacun des coins en état de compression puis ensuite traversent la zone utile en direction opposées depuis un mors vers l'autre, perpendiculairement à la direction de cisaillement.

La figure 1.43 présente une estimation de la largeur de la bande de Piobert-Lüders pour le test  $v_{10}$  au temps 12 s, pour lequel la bande est clairement définie. Le champ de vitesse de déformation de cisaillement  $\dot{\gamma}_{loc}$  est tracé pour différentes sections à travers la zone utile de l'éprouvette dans la région de propagation de la bande. En prenant comme référence la vitesse de déformation imposée  $\dot{\gamma}_{av} = 1.2 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ , la largeur moyenne de la bande est d'environ 1.1 mm pour l'essai  $v_{10}$ , l'incertitude de cette mesure étant de  $\pm 0.1$  mm. En utilisant la même méthode, la largeur moyenne de bande est respectivement de l'ordre de 0.7 et 1.4 mm pour les essais  $v_1$  et  $v_{100}$ . Ainsi, la largeur des bandes de Piobert-Lüders augmente linéairement, en fonction du logarithme de la vitesse de déformation de cisaillement, quand la vitesse de déformation imposée augmente. De façon similaire, la vitesse des bandes est de 0.3 mm/s pour  $v_1$ , 3 mm/s pour  $v_{10}$  et 15 mm/s pour  $v_{100}$ .

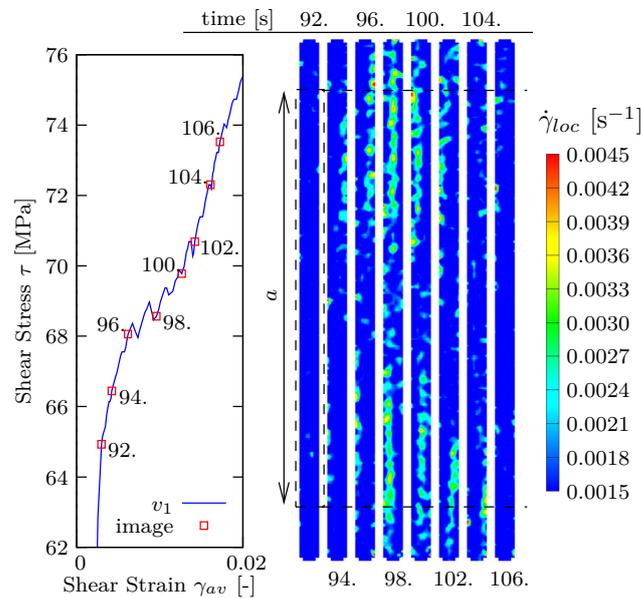


FIGURE 1.42 – Propagation de deux demi-bandes de Piobert-Lüders, pour l'essai  $v_1$ . Évolution du champ de vitesse de déformation de cisaillement  $\dot{\gamma}_{loc}$  dans la zone utile de l'échantillon avec indication, en fonction du temps, de la position des images sur la courbe d'écrouissage.

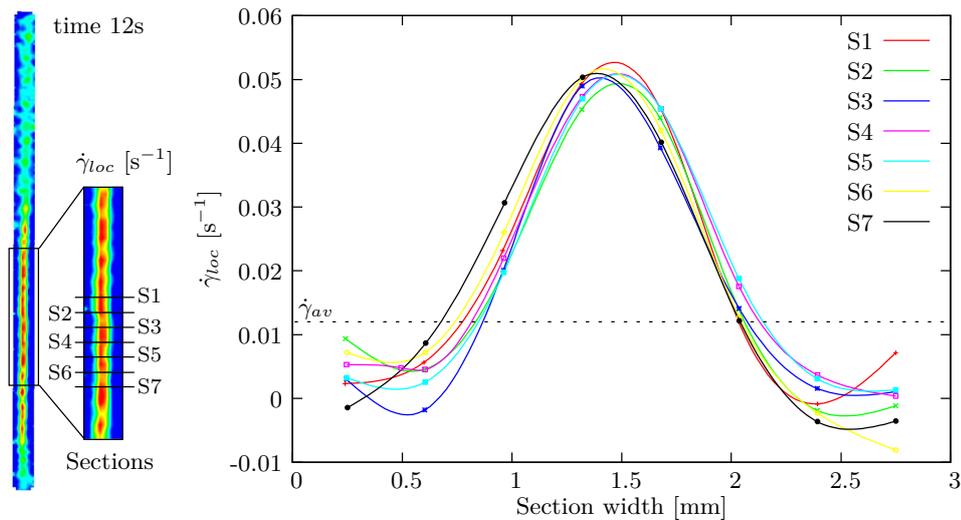


FIGURE 1.43 – Largeur de la bande de Piobert-Lüders pour l’essai  $v_{10}$ . De gauche à droite, zoom sur le champ de vitesse de déformation  $\dot{\gamma}_{loc}$  au temps 12 s de la figure 1.41 et profils de  $\dot{\gamma}_{loc}$  extraits de ce champ le long des sections S1 à S7.

### L’effet Portevin-Le Chatelier

Comme pour les bandes de Piobert-Lüders, l’orientation et la propagation des bandes PLC peuvent directement être observées sur les champs de vitesse de déformation, obtenus par corrélation d’image. On observe ainsi que l’orientation des bandes PLC dépend du niveau de déformation atteint. En effet, la figure 1.44 présente l’orientation de bandes PLC pour deux valeurs différentes de déformation de cisaillement. Comme observé sur la figure 1.44.a), pour des valeurs de déformation faibles à moyennes, les bandes PLC restent parallèles à la direction de cisaillement. Elles naissent proche d’un mors, dans un coin en compression de la zone utile (voir schéma inclus dans la figure 1.40), et traversent celle-ci perpendiculairement à la direction de cisaillement, soit de manière identique aux bandes de Piobert-Lüders.

Pour de plus grandes valeurs de déformation (typiquement au delà de 0.3), l’orientation des bandes est affectée par la distribution hétérogène des contraintes dans l’éprouvette et les bandes s’inclinent d’une direction parallèle à la direction de cisaillement à une direction diagonale rejoignant les deux coins en compression (voir figure 1.44.b)).

En utilisant la même méthode que pour les bandes de Piobert-Lüders, la largeur des bandes PLC a aussi été quantifiée. Il a été observé, pour toutes les vitesses de déformation appliquées, que la largeur des bandes PLC augmente en fonction de la déformation de cisaillement et possède une évolution linéaire depuis  $0.6^{\pm 0.1}$  mm pour  $\gamma_{av} = 0.1$  à  $1.2^{\pm 0.1}$  mm pour  $\gamma_{av} = 0.6$ .

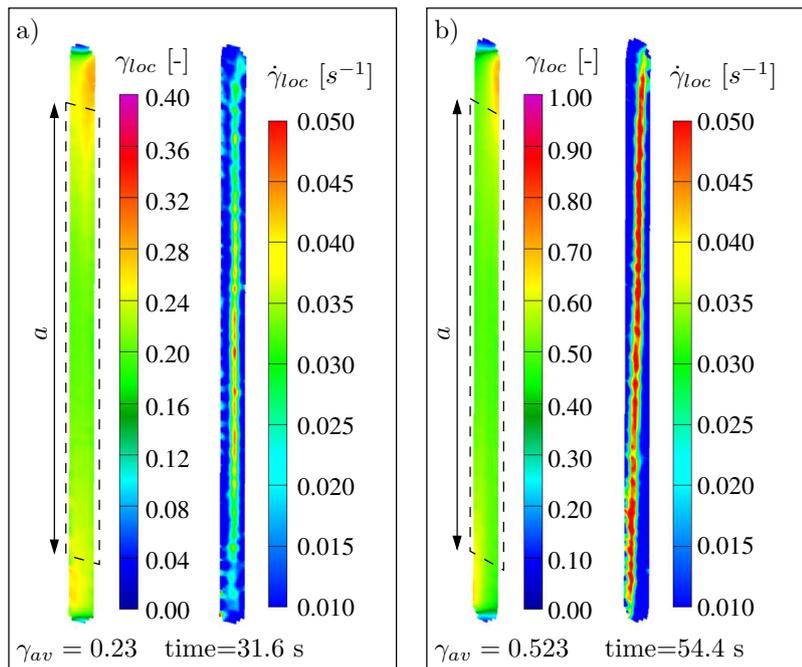


FIGURE 1.44 – Orientation des bandes PLC pour l’essai  $v_{10}$  à deux niveaux de déformation. a) déformation de cisaillement moyenne :  $\gamma_{av} = 0.23$  et b) déformation de cisaillement élevée :  $\gamma_{av} = 0.523$ . Pour chaque série d’images, celle de gauche correspond au champ de déformation de cisaillement  $\gamma_{loc}$  et celle de droite au champ de vitesse de déformation de cisaillement  $\dot{\gamma}_{loc}$ .

Du fait de la faible largeur de la zone observable (de l’ordre de 3 mm), l’étude de la cinématique des bandes PLC en cisaillement simple est plus complexe qu’en traction. De plus, il arrive parfois que les bandes ne traversent pas complètement la longueur de la zone utile. Ainsi, la vitesse de propagation des bandes est plus difficile à mesurer et l’établissement de l’évolution de leur vitesse en fonction de la vitesse de déformation imposée n’est pas simple.

Au début de l’essai  $v_{10}$ , jusqu’à une déformation de cisaillement de l’ordre de 0.2 (figure 1.40), de faibles oscillations associées à des bandes de faible intensité sont observées sur la courbe d’érouissage. Puis, lorsque la déformation globale augmente, l’amplitude des oscillations devient plus grande et l’intensité de la déformation contenue dans les bandes, plus élevée. La figure 1.45 présente l’évolution du champ de vitesse de déformation et du champ de déformation de cisaillement dans la région 3 pour l’essai  $v_{10}$ , mettant en évidence la cinématique d’une bande PLC entre 65.6 et 68.2 s. Dans cet intervalle,  $\gamma_{av}$  varie de 0.667 à 0.704. La naissance de la bande est liée à une chute de contrainte, comme cela est classiquement observé en traction [Ait-Amokhtar and Fressengeas, 2010], avec une amplitude moyenne de 0.5 MPa, suggérant un comportement semblable aux bandes de type A. Pour une déformation de cisaillement de  $\gamma_{av} = 0.68$ , la vitesse de la bande est évaluée aux alentours de 1 mm/s, soit trois fois moins rapide que la vitesse de la bande de Piobert-Lüders pour le même essai. Cette observation peut raisonnablement être attribuée à une densité de dislocation bien plus élevée en fin d’essai qu’en son début, rendant ainsi la propagation des bandes plus difficile.

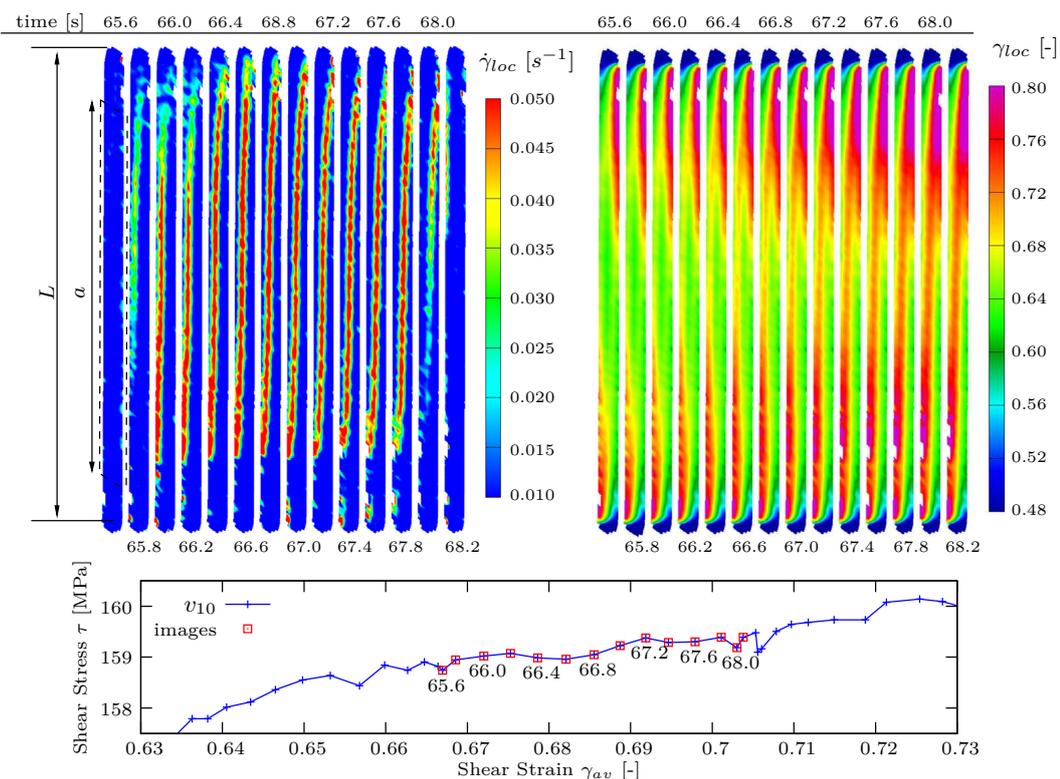


FIGURE 1.45 – Vue de détail dans la région 3 de la figure 1.40 pour l’essai à vitesse  $v_{10}$ . À gauche, champs de vitesse de déformation de cisaillement  $\dot{\gamma}_{loc}$  et à droite, champs de déformation de cisaillement  $\gamma_{loc}$  associés, tous deux en fonction des temps repérés sur la courbe d’érouissage.

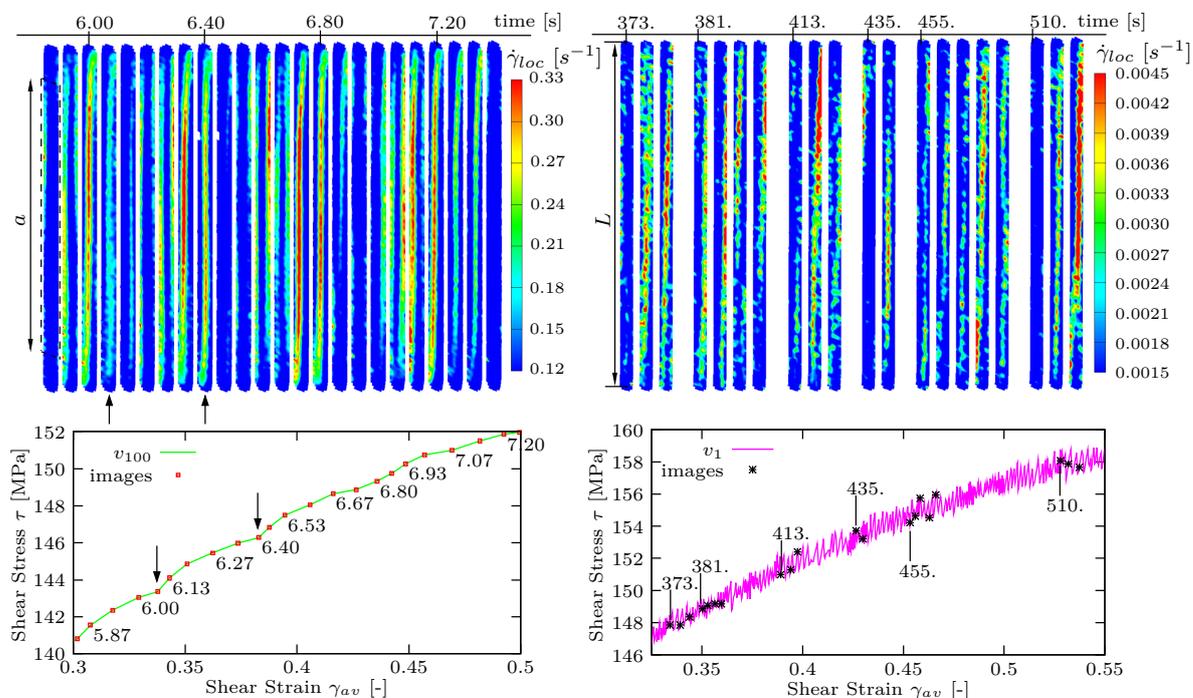


FIGURE 1.46 – Vue de détail dans la région 2 de la figure 1.40 pour les vitesses  $v_1$  et  $v_{100}$ . À gauche, évolution du champ de vitesse de déformation pour l’essai  $v_{100}$  et à droite, pour l’essai  $v_1$ , tous deux en fonction des temps indiqués sur les courbes d’érouissage.

La figure 1.46 présente les résultats obtenus dans la région 2 de la figure 1.40 pour les essais  $v_{100}$  et  $v_1$ . Comparés aux résultats de l'essai  $v_{10}$ , on observe que la vitesse de déformation locale au sein une bande augmente pour  $v_{100}$  et diminue pour  $v_1$ , en fonction de la vitesse de déformation globale. Par ailleurs, comme observé en traction, une plus grande amplitude des oscillations est enregistrée pour l'essai  $v_1$ , traduisant un écoulement instable plus marqué que pour les deux autres vitesses de déformation.

En utilisant la méthode proposée par Lebyodkin et al. [Lebyodkin et al., 2000], les distributions de chutes de contrainte ont été calculées. Présentées sur la figure 1.47, elles suivent les formes principales classiquement observées en traction : une distribution en forme de pic pour l'essai  $v_1$  avec un maximum décalé vers le rang des petits sauts (environ 1 MPa) et une distribution monotone asymétrique décroissante pour l'essai  $v_{10}$ . En se référant à la classification établie en traction, les bandes de l'essai  $v_1$  sont similaires aux bandes de type B tandis que celles de l'essai  $v_{10}$  sont semblables aux bandes de type A. En revanche, il est beaucoup plus difficile de calculer cette distribution pour l'essai  $v_{100}$  puisque la courbe ne présente pas de réelles chutes de contrainte, à cette vitesse, mais seulement des variations du taux d'érouissage, comme observé sur la figure 1.46. Toutefois, en suivant la classification des types de bande établie en fonction de la vitesse de déformation dans le cadre de la traction [Lebyodkin et al., 2000], les bandes de l'essai  $v_{100}$  apparaissent également analogues aux bandes de type A.

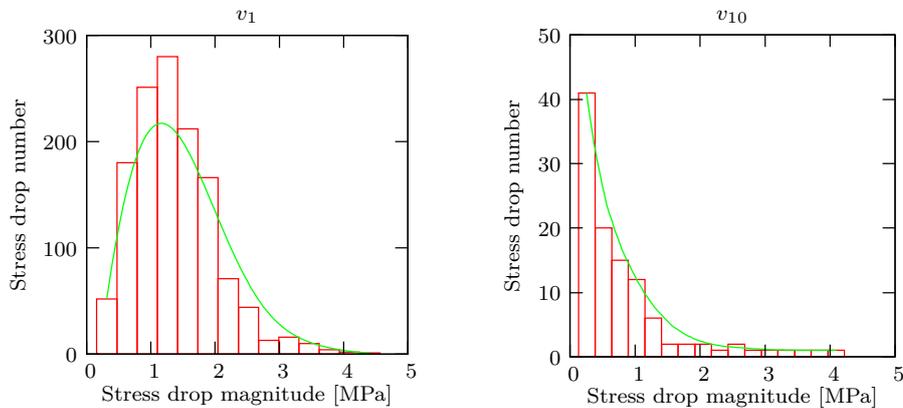


FIGURE 1.47 – Distributions statistiques, du nombre de sauts de contrainte en fonction de leurs amplitudes, calculées pour les essais  $v_1$  et  $v_{10}$ .

## Influence de la température et de la vitesse de déformation sur l'effet PLC

Comme déjà évoqué dans la partie bibliographique (section 1.1.3), la vitesse de déformation ainsi que la température sont deux paramètres concomitants jouant un rôle sur la présence, le déclenchement et la nature (type de bandes) de l'effet PLC. Pour rappel, l'effet PLC est présent aux trois vitesses de déformation  $v_1$ ,  $v_{10}$  et  $v_{100}$  à température ambiante (cf. figure 1.40).

Le graphique 1.48 présente l'essai à 150 °C et à vitesse  $v_1$ . Pour ces conditions de température et de vitesse, les champs de vitesse de déformation présentés montrent une valeur de  $\dot{\gamma}_{loc}$  quasi homogène de toute la zone utile de l'échantillon. Dans ce cas, l'effet PLC n'est donc pas observé.

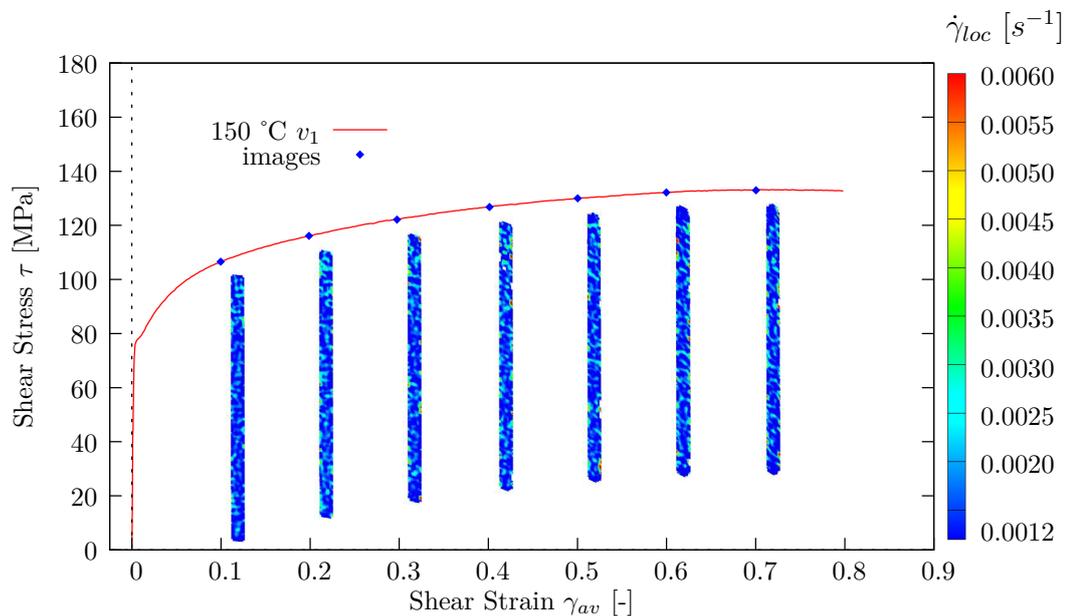


FIGURE 1.48 – Courbe contrainte/déformation en cisaillement monotone à 150 °C et à vitesse de sollicitation  $v_1$ , pour lequel l'effet PLC n'est pas observé.

Le graphique 1.49 présente l'essai à 150 °C et à vitesse  $v_{100}$  pour lequel, a priori, étant donné l'absence d'oscillations sur la courbe contrainte/déformation, rien ne laisse présager de la présence de l'effet PLC. Pourtant comme cela a été indiqué à la fin de la section 1.5.2, la limite d'élasticité chute d'environ 26 MPa entre les deux vitesses de sollicitation  $v_1$  et  $v_{100}$  (cf. tableau 1.9). D'autre part, les courbes  $v_1$  et  $v_{100}$  se croisent (cf. figure 1.34) et l'évolution du taux d'érouissage est très différent entre ces deux vitesses de déformation (alors que les vitesses  $v_{10}$  et  $v_{100}$  possèdent une évolution similaire (cf. figure 1.34)). Dans ce contexte, l'analyse des champs de vitesse de déformation, présentés sur la figure 1.49, confirme clairement la présence de l'effet PLC par la localisation de bandes de déformations dans la zone utile. Cette absence de serrations sur la courbe peut être associée à une fréquence d'acquisition trop faible (15 Hz) bien que l'on devine de légères ondulations sur la courbe d'évolution indiquant des variations de la vitesse de déformation locale. Ceci étant, la présence de bandes PLC sur les champs de déformation à la vitesse  $v_{100}$  explique la différence de comportement observée sur les courbes

d'érouissage en cisaillement monotone pour les vitesses de sollicitation  $v_1$  et  $v_{100}$ . D'après l'analyse faite par Rauch et al. [Rauch et al., 2007] sur les essais de cisaillement cycliques, il est envisageable d'imaginer que l'évolution du coefficient de Taylor au cours de la déformation soit influencé par la présence de l'effet PLC permettant ainsi aux courbes de se croiser lorsque la vitesse de sollicitation est modifiée. Il apparaît, en outre, que l'effet PLC a un impact significatif sur la limite d'élasticité quand celui-ci est présent depuis le début de l'essai.

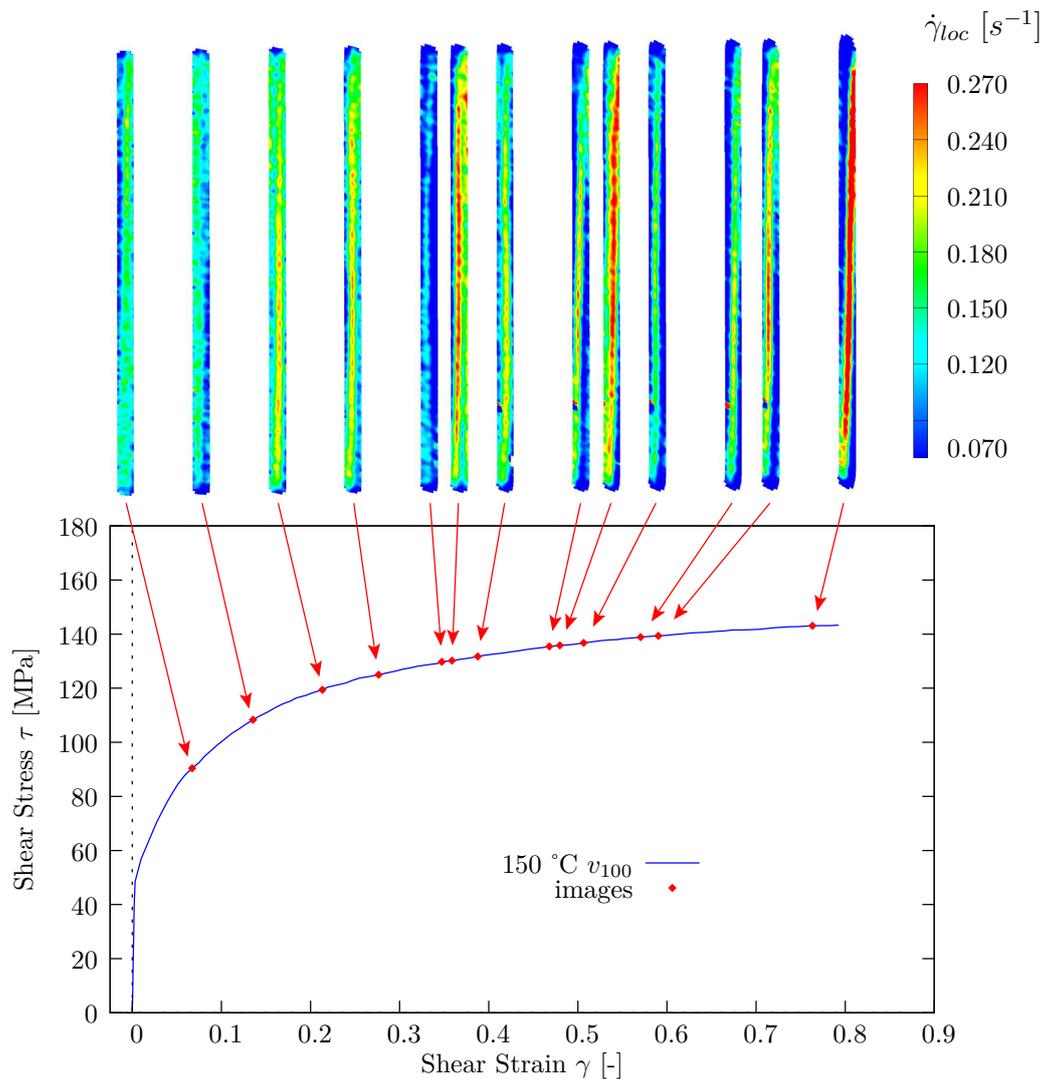


FIGURE 1.49 – Courbe contrainte/déformation en cisaillement monotone à 150 °C et à vitesse de sollicitation  $v_{100}$ , et images des champs de vitesse de déformation  $\dot{\gamma}_{loc}$ .

### Influence d'un chargement cyclique sur l'orientation des bandes PLC

L'observation des champs de vitesse de déformation a permis de mettre en évidence la présence de bandes PLC même lorsque la courbe d'érouissage ne présente pas de serrations. On a également pu observer que l'effet PLC est présent soit dès le début de l'essai soit à partir d'une déformation critique, pour les essais cycliques à température ambiante et à 100 °C.

La figure 1.50 présente, au cours d'un essai cyclique à 100 °C et à vitesse  $v_1$ , le comportement des bandes PLC en fonction de la cinématique du chargement. Cette figure montre des champs de vitesse de déformation de cisaillement associés à plusieurs instants de l'essai repérés sur la courbe d'érouissage. Ces champs étant issus d'un essai cyclique à 100 °C, on observe par les champs homogènes 1 et 6 que l'effet PLC ne commence qu'à partir d'une déformation critique, aussi bien lors du chargement direct que lors du chargement inversé. Le champ 5, correspondant à la phase de décharge élastique avant inversion du chargement, ne présente pas non plus de bande de localisation. Cette observation est cohérente puisque l'effet PLC est, par définition, une instabilité de déformation plastique.

D'autre part, les champs 2, 3 et 4 présentent trois champs montrant chacun une bande PLC au cours de la phase de charge. Les bandes des champs 2 et 4 respectent la description donnée sur l'inclinaison des bandes pour des déformations supérieures à 0.3, qui a été présentée sur la figure 1.44. En revanche, même si une des extrémités de la bande du champs 3 se situe bien dans un coin en compression, celle-ci reste plutôt parallèle à la direction de sollicitation montrant ainsi que l'inclinaison des bandes est bien influencée par l'état de contrainte mais ne relie pas systématiquement les coins en compression de la zone utile au delà d'une déformation de 0.3. Enfin, les champs 7 à 12 présentent cinq bandes PLC observées à cinq différents instants du chargement inversé. On observe que les bandes sont présentes dans le plateau de stagnation de la contrainte et dans la phase de reprise de l'érouissage. L'orientation des bandes change de sens mais continue à joindre les deux coins en compression de la zone utile puisque le sens de la sollicitation s'est inversé (les coins en traction lors du chargement direct deviennent ceux en compression lors du chargement inversé). Cela montre que l'orientation des bandes PLC est dépendante de la cinématique du chargement et confirme donc bien que l'état de contrainte influence l'orientation des bandes PLC en cisaillement simple. Cette observation a été faite pour tous les essais cycliques qui ont présenté l'effet PLC.

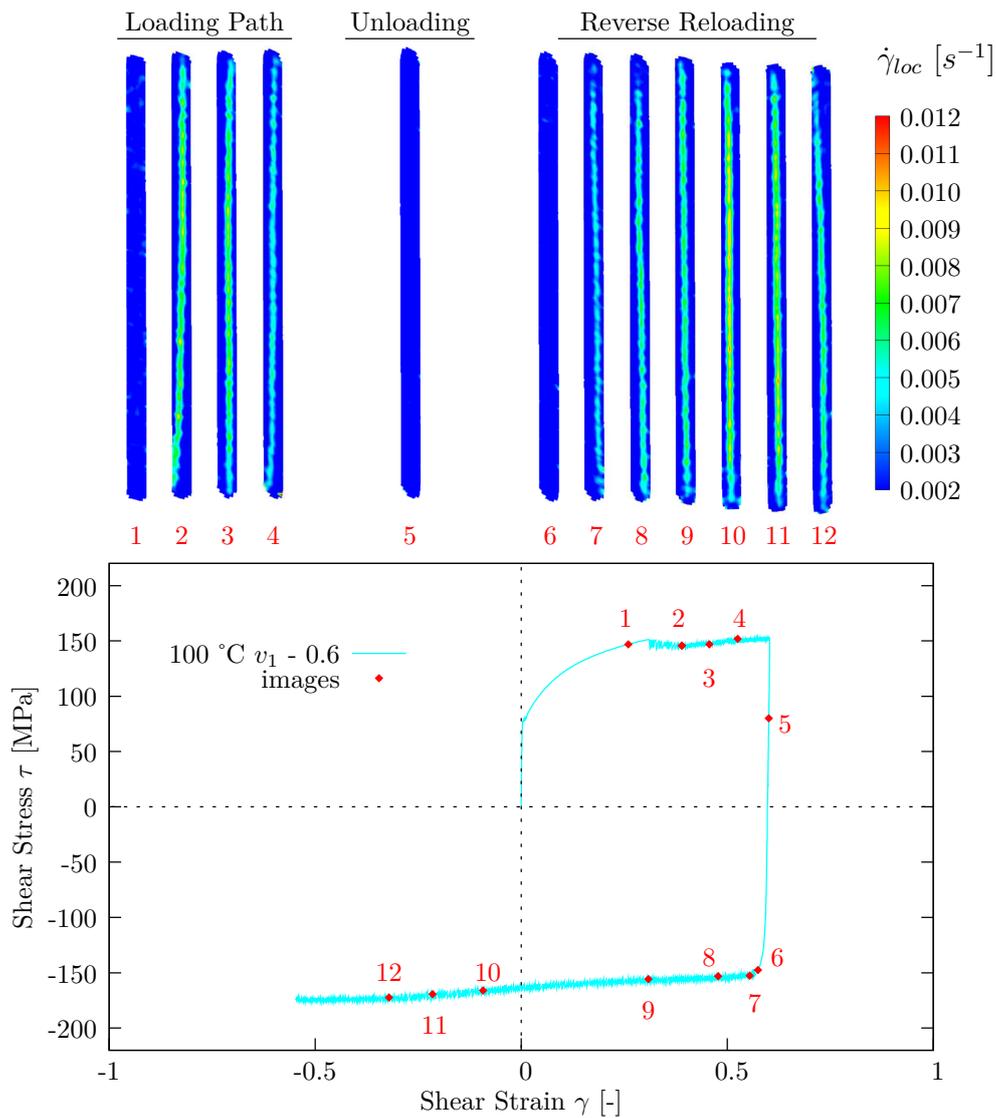


FIGURE 1.50 – Courbe contrainte/déformation en cisaillement cyclique à 100 °C et à vitesse de sollicitation  $v_1$  pour une inversion de charge à 0.6 . Les symboles numérotés et indiqués sur la courbe d'érouissage correspondent aux champs de vitesse de déformation présentés.

## 1.6 Conclusion

Ce chapitre a permis de présenter les alliages d'aluminium et les particularités qui leurs sont associées. Il a aussi introduit les instabilités de déformation plastique tels que les effets Piobert-Lüders et Portevin-Le Chatelier concernant plus particulièrement les alliages de la série 5000. La caractérisation en température du comportement mécanique de l'alliage d'aluminium AA5754-O a ensuite été effectuée pour des sollicitations de traction uniaxiale et de cisaillement simple, directs et inversés.

Dans un premier temps, les essais de traction ont permis de montrer que l'anisotropie du comportement restait inchangée en fonction de la température de 20 à 200 °C. En effet, les coefficients d'anisotropie plastique mesurés sont constants suivant les différentes orientations étudiées (à 0°, 45° et 90° de la RD) dans cette gamme de température. Ces essais ont également montré que la température augmente la ductilité du matériau tout en diminuant la résistance limite à la traction, ce qui induira une formabilité améliorée pour des efforts de mise en forme réduits.

Dans un second temps, des mesures de module de Young en température ont montré que les modules d'élasticité évoluent linéairement en fonction de la température et que ceux-ci diminuent quand la température augmente. La prise en compte de cette évolution dans la modélisation du comportement élastique devrait avoir un impact non négligeable sur la valeur du retour élastique mesuré post-emboutissage. D'autre part, ces mesures de module de Young ont mis en évidence une faible anisotropie suivant les trois orientations étudiées mais cette élasticité anisotrope peut être négligée.

Enfin, des observations originales de la propagation de bandes PLC apparaissant aux cours d'essais de cisaillement simple (monotones et cycliques) ont été décrites à différentes températures et pour différentes vitesses de déformation. Grâce à un système de mesure optique utilisant une technique de corrélation d'image, il a été montré que les phénomènes de Piobert-Lüders et de Portevin-Le Chatelier peuvent être observés pour des trajectoires de déformation de cisaillement. Les principaux résultats sont :

- Les courbes d'écoulement présentent un plateau de contrainte ainsi que des serrations causées respectivement par les effets Piobert-Lüders et Portevin-Le Chatelier. Comme cela a déjà été observé en traction, le matériau présente une sensibilité négative à la vitesse de déformation à température ambiante.
- La cinématique des bandes en cisaillement simple est similaire à celle observée en traction : les bandes naissent près d'un mors, dans un coin de la zone utile en état de compression, se développent suivant la direction de cisaillement et traversent la zone utile perpendiculairement à cette direction.
- L'orientation des bandes varie en fonction du niveau de déformation et est dépendante de l'état de contrainte auquel est soumis l'éprouvette.



## Emboutissage à température ambiante

Ce chapitre présente deux types d'essais d'emboutissage réalisés à température ambiante sur l'alliage d'aluminium AA5754-O. Dans un premier temps, une étude bibliographique sur le procédé de mise en forme par emboutissage des tôles minces permet d'introduire le domaine d'étude et de montrer les résultats classiques observés dans la littérature. Ensuite, deux essais d'emboutissage, classiquement rencontrés dans la littérature sont étudiés : le premier s'effectuant en rétreint (emboutissage de coupelle Swift) et le second en expansion (emboutissage Erichsen). Ces essais expérimentaux permettent de définir une base de données expérimentales couvrant la totalité du plan des déformations principales. La simulation numérique de ces deux types d'essais est ensuite confrontée aux résultats expérimentaux obtenus, permettant ainsi d'analyser l'influence des paramètres matériaux des critères de plasticité et des lois d'évolution de l'écroutissage utilisées pour retranscrire le comportement du matériau.

### 2.1 Mise en forme des tôles minces par emboutissage

L'emboutissage est un procédé de mise en forme [Col and Colombié, 2010, Banabic, 2010] qui consiste à venir déformer plastiquement une tôle métallique mince (en général d'épaisseur inférieure à 3 mm) pour générer, à partir d'une surface souvent plane, une forme complexe de géométrie non développable. Ce procédé est l'un des seuls à pouvoir tenir des cadences de production élevées tout en respectant les tolérances géométriques exigées. Cette méthode est largement utilisée dans l'industrie automobile pour fabriquer les ouvrants des véhicules (portières, capot, coffre, toit ...) mais également dans les industries aéronautique, de l'électroménager, de l'emballage alimentaire, etc.

La modélisation et la simulation numérique sont désormais courantes pour prédire le comportement des matériaux et les procédés de fabrication [Tekkaya, 2000] dans lesquels ils sont employés. Néanmoins, la nécessité d'avoir des résultats expérimentaux pour pouvoir les comparer avec les résultats numériques reste indispensable. En emboutissage des tôles, d'un point de vue expérimental comme numérique, il existe plusieurs essais de références, appelés *benchmarks* (cf. figure 2.1) [Santos et al., 2004, Vladimirov et al., 2010], permettant de caractériser la mise en forme mais aussi de quantifier le retour élastique post-emboutissage [Wagoner et al., 2013], l'un des problèmes majeurs rencontrés avec ce procédé de fabrication. On peut ainsi citer le U-rail (Numisheet' 93) [Santos et al., 2002, Santos and Teixeira, 2008], le S-Rail (Numisheet' 96) [Marretta et al., 2010, Schwarze et al., 2011], le U-bending (Numisheet' 2002) [Alves de Sousa et al., 2008, Lee et al., 2009] et le V-bending [Toros et al., 2011, Thuillier et al., 2011], qui sont souvent utilisés pour caractériser et quantifier le retour élastique après mise en forme, suite au retrait des outils; ou d'autres encore comme la Square Cup (Numisheet' 93) [Fan et al., 2006, Schwarze et al., 2011], la Cylindrical Cup (Numisheet' 2002) [Jain et al., 1998, Rabahallah et al., 2009] et la Cross-shaped Cup (Numisheet' 2011) [Banabic and Sester, 2012] qui eux permettent le plus souvent de caractériser la formabilité. Ces différents cas tests permettent de confronter les résultats numériques et expérimentaux afin d'améliorer les méthodes numériques utilisées (type d'élément fini, contact, etc.) et les différents modèles qui rendent compte du comportement des matériaux.

En mise en forme et dans le cadre plus général de la plasticité des métaux, un modèle de comportement est classiquement défini par une loi d'écoulement plastique, représentée par une surface de charge convexe (critère de plasticité), qui définit le domaine où les déformations sont réversibles (domaine d'élasticité du matériau), à laquelle on associe une loi d'évolution (loi d'écrouissage). Parmi les critères de plasticité, les plus connus et les plus utilisés sont le critère isotrope de von Mises (1913) et le critère orthotrope de Hill48 [Hill, 1948]. Ces critères sont simples à identifier, requièrent peu d'essais mécaniques et sont implémentés par défaut dans la plupart des codes commerciaux de calcul par élément finis. D'autres critères orthotropes, plus récents et aussi plus complexes, exigent en revanche une quantité de résultats expérimentaux plus conséquente et moins simple à obtenir afin d'identifier les paramètres matériaux qui les définissent, comme les critères de Barlat Yld91 [Barlat et al., 1991], Cazacu-Barlat CB2001 [Cazacu and Barlat, 2003], Bron-

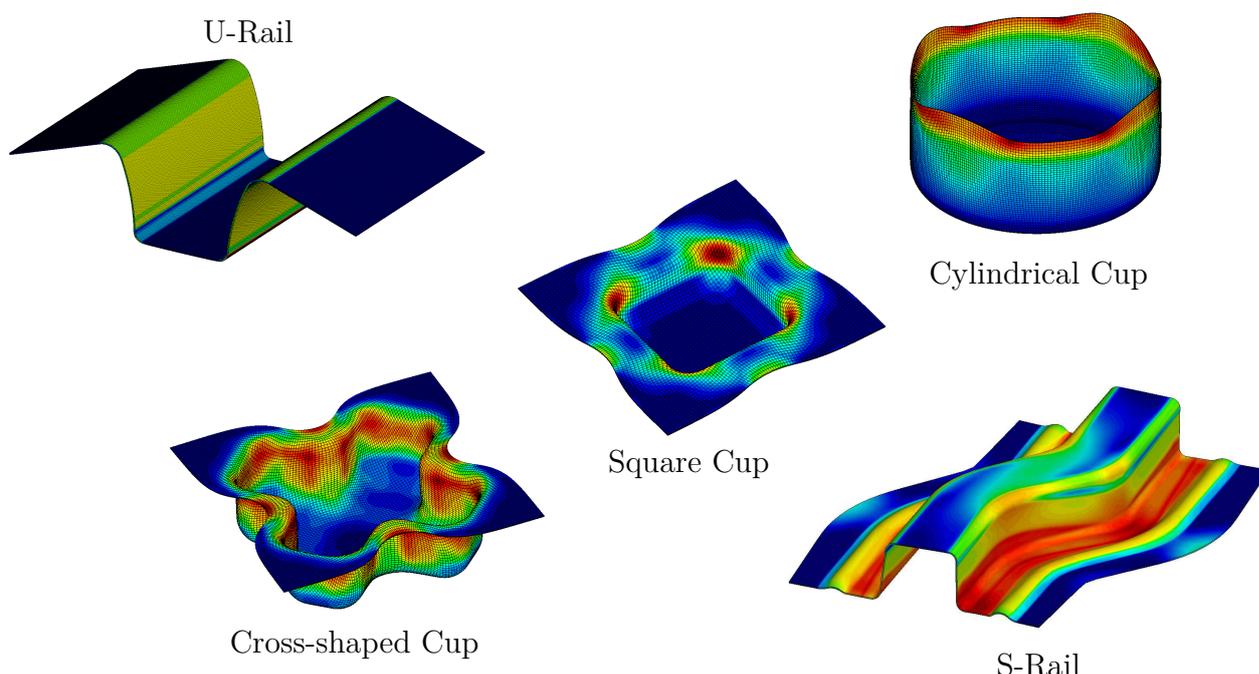


FIGURE 2.1 – Quelques *benchmarks* utilisés en emboutissage des tôles minces.

Besson [Bron and Besson, 2004], Banabic BBC2003 [Banabic et al., 2005], Barlat Yld2004-18p [Barlat et al., 2005], Cazacu CPB2006 [Cazacu et al., 2006], entre autres. Ces derniers permettent généralement une meilleure description du comportement anisotrope des matériaux mais doivent être implémentés par l'utilisateur. Ils permettent aussi une meilleure description du comportement des alliages d'aluminium, matériaux pour lesquels le critère de Hill48 ne permet pas de reproduire correctement l'anisotropie de déformation et l'anisotropie de contrainte simultanément [Laurent et al., 2010]. La finalité des *benchmarks* est alors de pouvoir comparer les méthodes numériques et les modèles de comportement sur les résultats expérimentaux afin d'en évaluer la précision et pour s'assurer, ensuite, de la qualité des résultats obtenus lors des simulations de mise en forme et des étapes de retour élastique sur des pièces de type industriel.

Parmi ces *benchmarks*, l'emboutissage de godet cylindrique (auss appelé essai Swift) et l'essai d'emboutissage Erichsen sont deux essais permettant de balayer la totalité du plan des déformations principales. En effet, chacun d'entre eux couvre l'un des deux modes de déformations principales rencontrés en emboutissage des tôles minces : l'**expansion** correspondant à une sollicitation de traction biaxiale et le **rétreint** correspondant à un épaissement sous chargement de compression circonférentielle. D'autre part, l'essai d'emboutissage de godet permet, par le biais du test de Demeri (*Split ring test*) [Demeri et al., 2000], de coupler l'étude du retour élastique et celle de la formabilité en un seul et même *benchmark*. Ce test consiste à découper un anneau dans le mur du godet embouti et, a posteriori, à ouvrir cet anneau pour observer la relaxation des contraintes induites au cours de la mise en forme, le retour élastique étant mesuré par la valeur de l'ouverture de cet anneau. La figure 2.2 présente les différents modes de déformation qu'il est possible de rencontrer en emboutissage des tôles minces et la figure 2.3 replace, en fonction des modes de déformation qu'ils subissent, différents essais

d'emboutissage utilisés pour caractériser le comportement des matériaux.

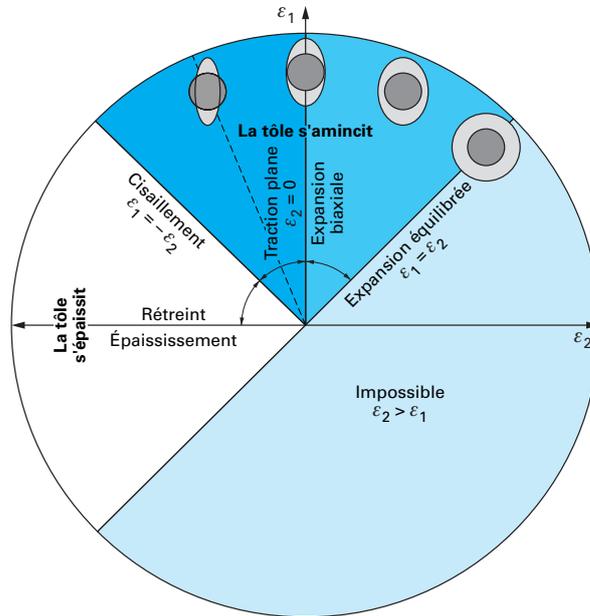


FIGURE 2.2 – Diagramme des différents modes de déformations rencontrés en emboutissage [Col, 2002].

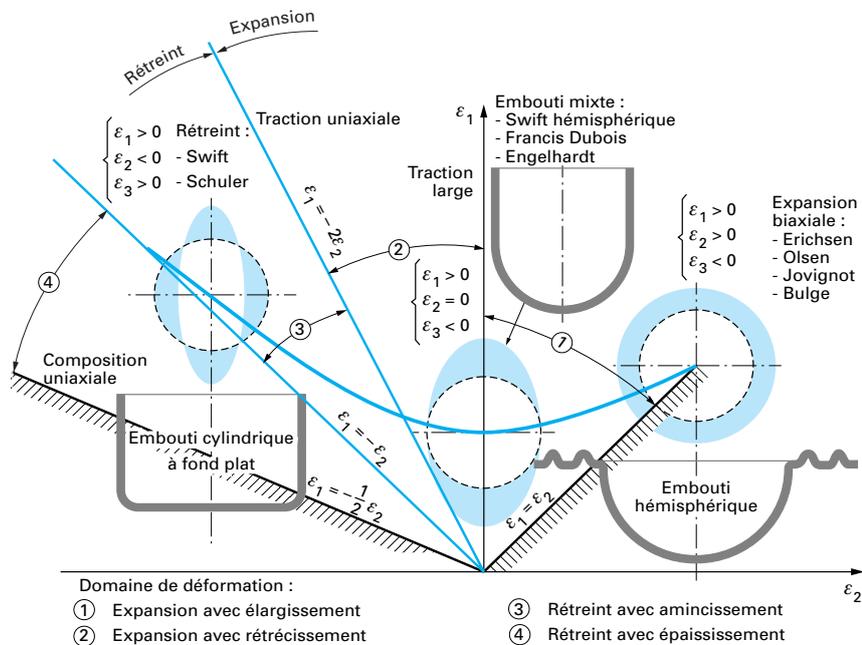


FIGURE 2.3 – Diagramme des principaux modes de déformation rencontrés en emboutissage, illustrés par des essais d'emboutissage classiques [Cunat, 2008].

Les résultats expérimentaux dépendent de différents facteurs tels que l'effort de serre-flan, la vitesse de poinçon (soit de manière concrète de la réponse du matériau à la vitesse de mise en forme), la lubrification qui modifie les propriétés de frottement entre les outils et la tôle, les tolérances dimensionnelles et la rugosité des outils ou encore le degré d'application de l'opérateur, etc. De même, la précision des résultats de simulation dépend aussi de plusieurs paramètres purement numériques tels que la finesse du maillage, le choix du type d'élément fini, les lois de comportement utilisées, les méthodes numériques définissant le contact et le frottement, etc. C'est pourquoi, afin d'améliorer la qualité des résultats numériques, des recherches sont encore menées pour développer de nouvelles lois d'écrouissage (e.g. [Yoshida and Uemori, 2003]) ou de nouveaux critères de plasticité de plus en plus complexes (e.g. [Vegter and van den Boogaard, 2006, Barlat et al., 2007]) mais aussi par la formulation de nouveaux types d'éléments finis, comme par exemple, les éléments coques volumiques (*solid-shell*) (e.g. [Hauptmann and Schweizerhof, 1998, Hauptmann et al., 2000, Legay and Combescure, 2003, Alves de Sousa et al., 2006, Schwarze and Reese, 2011, Abed-Meraim et al., 2012, Rah et al., 2013]).

Ce type d'élément permet de combiner les avantages des éléments coques classiques avec une description du contact plus réaliste définie par les noeuds des surfaces supérieure et inférieure de l'élément, grâce à une formulation volumique identique à celle des éléments hexaèdres classiques (cf. figure 2.4). Il existe cependant plusieurs définitions d'éléments coques solides utilisant diverses méthodes numériques (intégration réduite, EAS « Enhanced Assumed Strain », ANS « Assumed Natural Strain », etc.) pour éviter les différents modes de blocages (volumétriques, en flexion, de cisaillement transverse, etc.), également appelés : modes d'« Hourglass ». Néanmoins, malgré les avantages qu'ils semblent pouvoir offrir, peu d'auteurs ont appliqué ces éléments à des calculs de mise en forme par emboutissage [Parente et al., 2006, Alves de Sousa et al., 2007, Alves de Sousa et al., 2008, Schwarze et al., 2011].

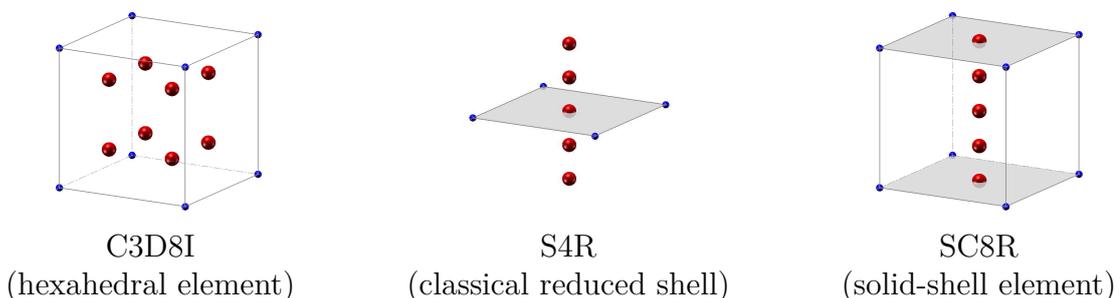


FIGURE 2.4 – Exemples d'éléments finis solide (C3D8I), coque (S4R) et coque volumique (SC8R).

Par l'intermédiaire d'une *User EElement subroutine* (UEL) dans le code de calcul ABAQUS, Schwarze et al. [Schwarze et al., 2011] ont développé un nouvel élément hexaédrique de type *solid-shell* (nommé Q1STs) avec les méthodes de type EAS et ANS permettant d'éviter les modes de blocage de l'élément. Ils montrent ainsi la performance de ce type d'élément au regard

de plusieurs résultats expérimentaux issus de différents *benchmarks*. Sur la problématique du retour élastique, ils mettent en évidence la qualité des résultats obtenus pour différents rayons de pliage, en utilisant ce nouvel élément fini couplé à un écrouissage mixte et en analysant la forme finale d'une bande de tôle issue du « Draw-bending » test. D'autre part, sur le cas test de l'emboutissage de godet cylindrique, ils comparent l'effort de poinçon ainsi que le profil de cornes obtenu entre leur élément Q1STs et l'élément C3D8R pour lequel deux couches d'éléments dans l'épaisseur du flan ont été utilisées. Ils observent alors, vis-à-vis des résultats expérimentaux, une parfaite superposition des résultats de l'effort d'emboutissage entre les deux types de formulation et une réponse nettement améliorée de la description des cornes d'emboutissage par l'élément coque Q1STs par rapport à l'élément C3D8R.

En suivant la même démarche, Parente et al. [Parente et al., 2006], sur le *benchmark* du S-rail, comparent les résultats obtenus entre des éléments volumiques standards d'ABAQUS (C3D8, C3D8R et C3D8I, pour lesquels les méthodes d'intégration sont différentes) et l'élément *solid-shell* qu'ils ont développé. Ils montrent alors, sur le résultat de l'effort de poinçon, que leur élément *solid-shell* ainsi que l'élément C3D8I sont en accord avec le résultat expérimental. Pour les deux éléments restants, toutes les simulations ayant été réalisées avec un seul élément dans l'épaisseur du flan, il est observé que le résultat fourni par l'élément C3D8 est trop raide et celui donné par l'élément C3D8R est trop souple.

Une description détaillée de ces trois types d'éléments volumiques hexaédriques C3D8, C3D8R et C3D8I (utilisés dans ABAQUS) peut-être trouvée dans [Laurent et al., 2010]. Dans cet article, pour un emboutissage de godet cylindrique où le maillage de la tôle comporte deux couches d'éléments hexaèdres dans l'épaisseur, les auteurs étudient l'influence de la formulation du type d'élément fini sur l'effort d'emboutissage et sur l'évaluation du retour élastique avec le test de Demeri [Demeri et al., 2000]. Il apparaît finalement que les résultats se rapprochant au mieux des valeurs expérimentales sont obtenus par l'élément C3D8I, ce qui avait été également observé dans [Parente et al., 2006] sur le cas test du S-rail.

## 2.2 Essais d'emboutissage de godet Swift

### 2.2.1 Introduction

La production de godets cylindriques, généralement obtenus par emboutissage profond (*deep drawing*) [Jain et al., 1998, Colgan and Monaghan, 2003, Laurent et al., 2010], peut également faire intervenir des opérations telles que le ré-emboutissage direct (*re-drawing*) [Kim et al., 2002] ou par retournement (*reverse drawing*, Numisheet' 99) [Yoon et al., 2004, Thuillier et al., 2010], ou encore l'étirage de la paroi cylindrique (*ironing*) [Danckert, 2001, Chandrasekharan et al., 2005] utilisé, par exemple, dans la fabrication des canettes de boisson [Schünemann et al., 1996]. La première opération citée permet de mettre en forme un godet à partir d'une tôle plane (mince), les deux suivantes permettent de modifier ses dimensions en lui imposant un trajet de déformation encore plus complexe et l'opération d'étirage consiste à réduire l'épaisseur de la paroi tout en conservant le diamètre intérieur du godet. Expérimentalement, il est observé que l'étirage réduit l'effet de corne qui se produit au cours de l'opération d'emboutissage profond, induit par l'anisotropie de comportement du matériau, tandis que les deux autres opérations ont plutôt tendance à accentuer la formation des cornes d'emboutissage [Yoon et al., 2011].

L'essai Swift est un essai d'emboutissage profond sur poinçon cylindrique à fond plat. Cet essai permet d'obtenir, à partir d'un disque, un godet cylindrique de révolution comme schématisé sur la figure 2.5. Cet essai de laboratoire permet de solliciter la tôle dans la partie se situant en rétreint dans le plan des déformations principales ( $\varepsilon_2, \varepsilon_1$ ) (cf. figure 2.2). Il est largement utilisé pour analyser l'influence et la précision des critères de plasticité sur la prédiction du comportement de matériaux anisotropes et pour valider les paramètres décrivant les lois constitutives, souvent identifiés par analyse inverse [Yoon et al., 2006, Rabahallah et al., 2009, Pottier et al., 2011].

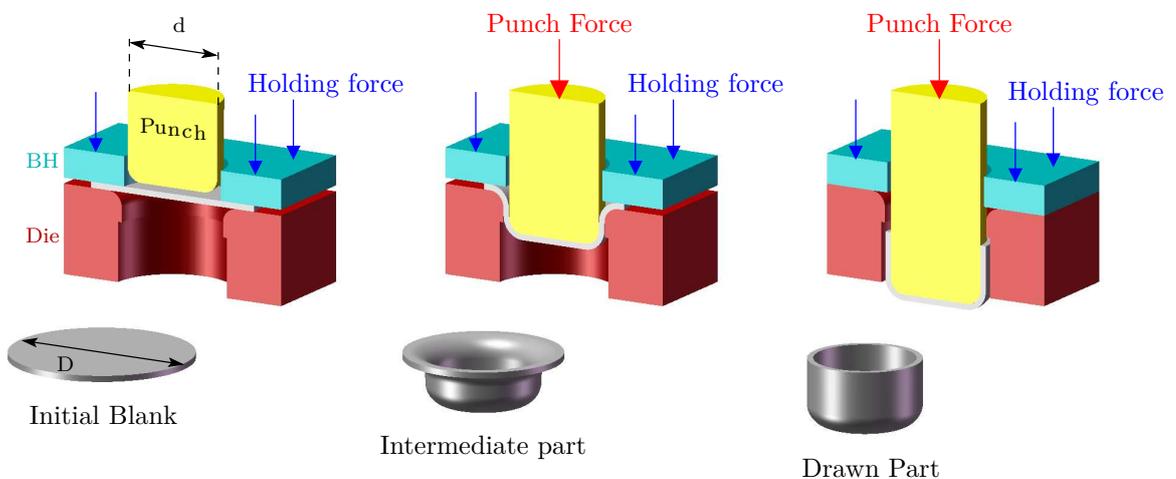


FIGURE 2.5 – Schéma de l'essai d'emboutissage de godet Swift.

Cet essai, souvent étudié, sert aujourd'hui de test de référence pour connaître la limite de formabilité des matériaux en calculant le rapport limite d'emboutissage  $\beta_{max}$  ou LDR (pour *Limiting Drawing Ratio*). Ce ratio correspond au rapport entre le diamètre maximal du flan ( $D_{max}$ ), qui peut être embouti sans se rompre, et le diamètre du poinçon ( $d$ ) :

$$\beta_{max} = \frac{D_{max}}{d} \quad (2.1)$$

D'un point de vue théorique, ce rapport limite d'emboutissage ne peut dépasser la valeur maximale de 2.72, comme le démontre [Marciniak et al., 2002], la valeur classiquement rencontrée variant entre 1.8 et 2.4 . D'autre part, d'un point de vue empirique, le rapport  $\beta$  est dépendant des propriétés du matériau, comme le montre la figure 2.6 avec l'évolution de celui-ci en fonction du coefficient d'anisotropie moyen [Pearce, 1991]. Il dépend aussi de la géométrie des outils et en particulier du rayon de matrice [Harpell et al., 2000, Verma and Chandra, 2006]. Par ailleurs, plusieurs auteurs ont montré, via des modèles analytiques [Leu, 1998, Verma and Chandra, 2006, Narayanasamy et al., 2008], que le LDR est dépendant du coefficient de frottement ou d'autres paramètres matériaux tels que le coefficient d'érouissage, la limite d'élasticité ou encore le coefficient d'anisotropie normal (confirmant ainsi le résultat de la figure 2.6). Enfin, Narayanasamy et al. [Narayanasamy et al., 2008] concluent, à travers leur étude théorique de l'influence de la vitesse de déformation sur la formabilité d'un godet, que l'augmentation du paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation augmente la valeur du LDR.

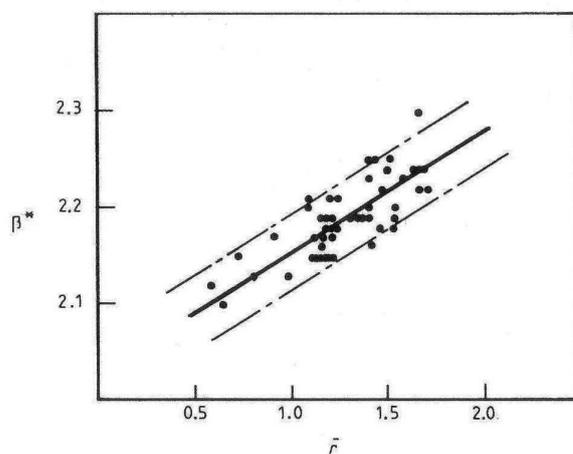


FIGURE 2.6 – Évolution du rapport d'emboutissage en fonction du coefficient d'anisotropie moyen pour un emboutissage de godet cylindrique [Pearce, 1991].

La géométrie finale d'un embouti de type Swift est présentée sur la figure 2.7 avec l'allure caractéristique des profils d'épaisseurs qui correspondent à sa déformée. Bien que celle-ci soit exagérée, elle permet de mettre en évidence les zones d'amincissement prononcées, également repérées sur les profils d'épaisseur. Ces zones sont généralement situées en nez et sortie de rayon de poinçon et peuvent conduire en cas d'amincissement drastique à une rupture de l'embouti. Ces amincissements sont plus ou moins prononcés en fonction des rayons de poinçon et de matrice [Moshksar and Zamanian, 1997].

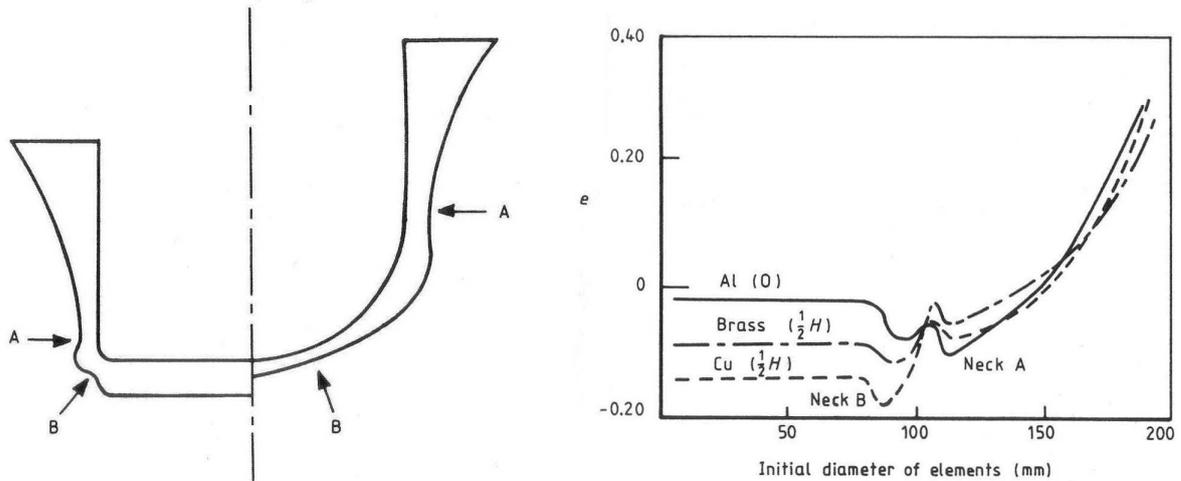


FIGURE 2.7 – Déformée exagérée d'un embouti Swift à fond plat (à gauche) et profils caractéristiques des épaisseurs mesurées (à droite) [Pearce, 1991].

L'anisotropie de comportement du matériau implique également des modifications sur la géométrie finale d'un godet embouti et se manifeste par l'apparition de cornes. Cependant, en fonction de la valeur du coefficient d'anisotropie planaire  $\Delta r$ , du coefficient d'anisotropie normale  $\bar{r}$  et des coefficients d'anisotropie plastique  $r_\alpha$ , il est possible de connaître la position angulaire des cornes et la tendance générale du profil de cornes [Hu et al., 2001] comme le montre la figure 2.8. Dans le cas général et pour les matériaux présentant plus de quatre cornes d'emboutissage [Yoon et al., 2006, Yoon et al., 2011], il faut noter que le profil des cornes est directement lié à l'évolution des coefficients d'anisotropie  $r_\alpha$ . Si  $r_\alpha$  augmente alors la hauteur du godet  $h_\alpha$  augmente. D'un autre côté, si la limite d'élasticité  $\sigma_\alpha$  augmente alors  $h_\alpha$  diminue. Pour les matériaux présentant une anisotropie plus classique (4 cornes au maximum), le bilan des possibilités est le suivant [Hu et al., 2001] :

- $\Delta r = 0$  :
  - $r_\alpha = \text{cste}$  : il n'y a pas de cornes d'emboutissage.
  - $r_0 < r_{45} < r_{90}$  ou  $r_0 > r_{45} > r_{90}$  : il n'y a que deux cornes d'emboutissage, positionnées suivant la direction possédant la plus grande des valeurs de  $r_\alpha$ .
- $\Delta r > 0$  : les cornes sont situées à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  de la RD et les creux à  $45^\circ$ .
  - si  $r_0 > r_{90}$  alors  $h_0 > h_{90}$ , les cornes orientées à  $0^\circ$  sont plus hautes que celles à  $90^\circ$ .
  - si  $r_0 < r_{90}$  alors  $h_0 < h_{90}$ .
- $\Delta r < 0$  : les cornes sont situées à  $45^\circ$  de la RD et les creux à  $0^\circ$  et  $90^\circ$ .
  - si  $r_0 > r_{90}$  alors  $h_0 > h_{90}$ , les creux orientés à  $0^\circ$  sont moins profonds que ceux à  $90^\circ$ .
  - si  $r_0 < r_{90}$  alors  $h_0 < h_{90}$ .

avec  $h_\alpha$  les hauteurs suivant les directions  $\alpha$ .

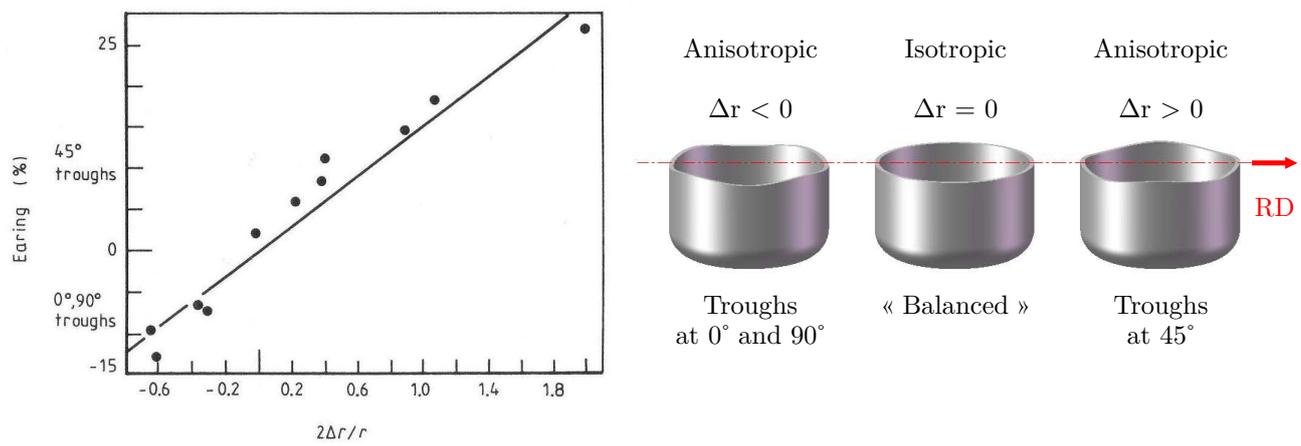


FIGURE 2.8 – Influence de l'anisotropie de comportement sur l'effet de corne d'un embouti Swift [Pearce, 1991].

### 2.2.2 Description du dispositif et des conditions d'essais

Les essais d'emboutissage de godets ont été réalisés sur une machine Zwick BUP200, dédiée à l'emboutissage de tôles minces. L'outillage utilisé se compose de quatre parties : une matrice, un serre-flan, un poinçon et un éjecteur qui permet de venir extraire le godet du poinçon en fin d'opération. Le découpage des flans se fait de manière automatique et interne au dispositif d'emboutissage grâce à deux outils supplémentaires : la lame de découpe convexe et l'extracteur de tôle. Au cours de cette étape, le serre-flan sert alors de poinçon de découpe et vient poinçonner, à la manière d'un emporte pièce et par le biais de la lame de découpe, un disque de diamètre  $\phi_D$  de  $60 \text{ mm} \pm 0,01$  dans d'une bande de tôle. De fait, le centrage du flan dans les outils d'emboutissage est réalisé de manière automatique. La figure 2.9 présente une vue quart coupé et détaillée du dispositif d'emboutissage de godet de la machine BUP200.

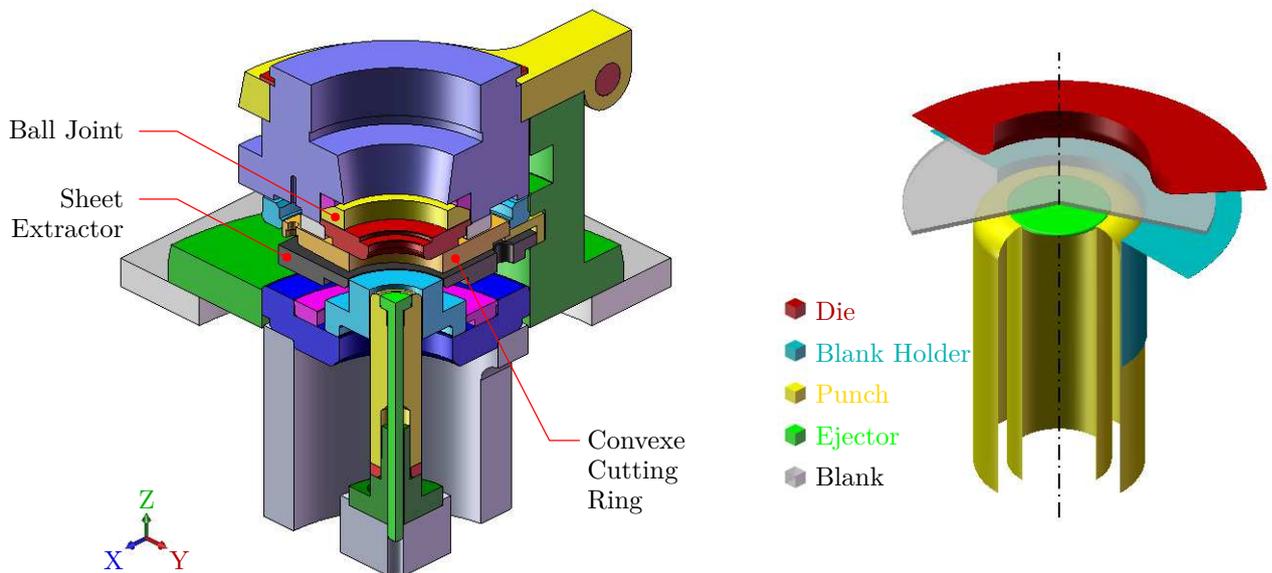
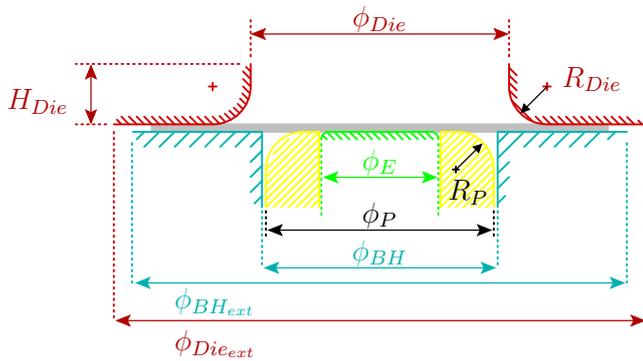


FIGURE 2.9 – Schéma en quart coupé du dispositif de l'essai Swift sur la machine BUP200 et représentation simplifiée du dispositif.

Les dimensions des outils originaux d'emboutissage de godet de la BUP200 sont présentées dans le tableau de la figure 2.10. Comme énoncé précédemment, le diamètre initial du flan  $\phi_D$  fixe la valeur du rapport d'emboutissabilité :

$$\beta = \frac{\phi_D}{\phi_d} = \frac{60}{33} = 1.8 \quad (2.2)$$

D'autre part, l'écart entre les diamètres du poinçon et de la matrice détermine le jeu horizontal qui existe entre les surfaces de ces deux outils. Si l'épaisseur de la tôle est plus grande que le jeu existant, alors une étape d'étirage (*ironing*) apparaît. Le jeu théorique entre le poinçon et la matrice est de 1,125 mm. Cela signifie que si la tôle (d'épaisseur initiale 1 mm) épaissit



Tool Dimensions [mm]				
$\phi_{Die}$	$R_{Die}$	$H_{Die}$	$\phi_P$	$R_P$
35,25	5	8,75	33	5
*				
$\phi_{BH}$	$\phi_{BH_{ext}}$	$\phi_{Die_{ext}}$	$\phi_E$	
33,6	70	80	20	

\* : theoretical value, the measure gives 35,30 mm

FIGURE 2.10 – Dimensions des outils originaux de l'essai Swift de la machine BUP200.

de plus de 0,125 mm sous sollicitation de rétreint, il y aura une étape d'étirage. L'intensité de cette étape d'étirage dépend fortement du diamètre du poinçon et de celui de la matrice qui est de 35,30 mm, après mesure, au lieu des 35,25 mm théoriques, donnant donc lieu à un jeu réel entre outils de 1,15 mm. Cette légère différence peut être associée à une faible usure du diamètre intérieur de la matrice ( $< 0,05$  mm au diamètre) conduisant à un effort d'étirage qui sera plus faible que dans le cas des cotes théoriques.

En emboutissage de tôle mince en aluminium, une pression de serrage de 1 à 3 MPa est indiquée comme suffisante à la réussite de la fabrication d'une pièce (c'est-à-dire sans création de plis ni rupture de l'embouti) [Develay, 1992]. Toutefois, cette pression de serrage n'étant pas applicable à cause des capacités minimales de la machine, il a été choisi d'utiliser un effort de serre-flan de 6kN, correspondant à une pression en début d'essai de 4,9 MPa. Par ailleurs, [Demirci et al., 2008] indique que pour l'emboutissage de godet carré en alliage d'aluminium AA5754-O, une pression optimale comprise entre 5 et 8 MPa est idéale. Les essais d'emboutissage ont été réalisés pour deux vitesses de déplacement de poinçon, à savoir  $v_1 = 1,1 \text{ mm.s}^{-1}$  et  $v_{10} = 11 \text{ mm.s}^{-1}$ , avec une lubrification à l'huile (Numisheet2002 - Yushiro Former FD-1500).

### 2.2.3 Résultats expérimentaux

Il est présenté, dans cette partie, les résultats expérimentaux obtenus au cours des essais d'emboutissage de godet. Les efforts d'emboutissage sont d'abord analysés en fonction de différentes conditions de vitesse de poinçon et de lubrification. Puis, à la suite de cette étape de mise en forme, les godets sont palpés sur une machine à mesurer tridimensionnelle afin d'en mesurer les épaisseurs et l'évolution des cornes d'emboutissage. Une analyse de l'évolution du champ de déformation en surface du godet, mesuré par corrélation d'images à différentes étapes de l'emboutissage, est également présentée. Enfin, des résultats d'ouverture d'anneau, permettant de quantifier le retour élastique induit par les contraintes de mise en forme, terminent cette partie expérimentale.

## Efforts d'emboutissage

L'effort d'emboutissage est un résultat important d'un point de vue industriel. Afin de situer et d'analyser l'évolution de la géométrie du godet, au cours des différentes étapes du procédé, des essais interrompus, tous les 5 mm, ont été réalisés et sont présentés sur la figure 2.11.

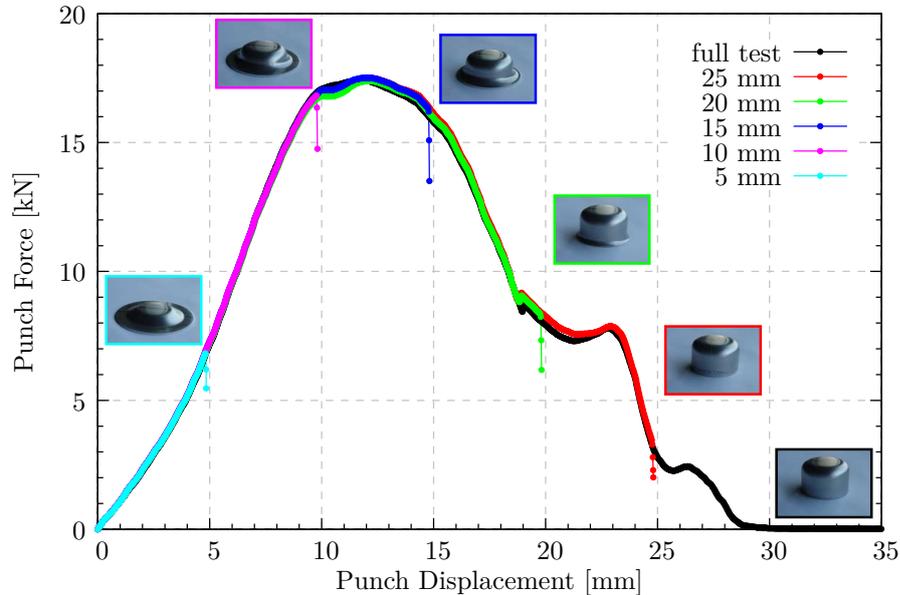


FIGURE 2.11 – Courbes force-déplacement de poinçon, à la vitesse  $v_1$ , pour des essais interrompus à 5, 10, 15, 20 et 25 mm de déplacement de poinçon et superposés à un essai complet.

Ces essais mettent en évidence que l'évolution de l'effort découle des conditions cinématiques rencontrées par le flan au cours de l'emboutissage. On observe, dans un premier temps, que l'effort maximal de mise en forme de 17.5 kN est atteint pour un déplacement de poinçon d'environ 11-12 mm, correspondant au moment où les deux rayons de l'embouti, générés par la matrice et le poinçon, sont complètement formés sur le godet. Ensuite, la chute et la reprise d'effort à environ 19 mm correspondent à la perte du serrage du flan entre la matrice et le serre-flan et à la mise en contact de ces deux outils entre eux. L'augmentation de l'effort aux alentours de 21 mm correspond à la phase d'étirage qui est induite par l'augmentation de l'épaisseur sous sollicitation de rétreint et au jeu de 1.125 mm entre les outils (cf. figure 2.10), comme préalablement évoqué. Finalement, les dernières oscillations uniques ou multiples (cf. figure 2.12) en fin d'opération d'emboutissage (à partir de 25 mm) correspondent à l'écrasement des cornes suivant l'épaisseur. Un essai parfaitement symétrique ne fera apparaître qu'une seule remontée d'effort pour l'écrasement simultané des quatre cornes, alors qu'un essai légèrement dissymétrique laissera apparaître plusieurs pics correspondant à l'écrasement des cornes en plusieurs fois.

La figure 2.12 montre la bonne reproductibilité des résultats d'emboutissage obtenus pour la vitesse de mise en forme  $v_1$ . On observe, sur cette figure, jusqu'à l'étape d'étirage, la très bonne superposition de trois essais réalisés avec lubrification. L'influence de la lubrification

est ainsi mise en évidence par la comparaison avec un essai réalisé à sec (outils et tôle dégraissés), qui présente la singularité d'un pic d'effort aux environs de 16 mm de déplacement de poinçon. Cette observation est la cause directe d'un phénomène appelé usure par adhérence, également connu, en anglais, sous le nom de « *galling* » [Hou et al., 2012]. Ce problème, connu par les emboutisseurs d'alliages d'aluminium, est la conséquence d'une interaction physico-chimique entre le matériau de la tôle et celui des outils, caractérisée par une insuffisance de lubrification engendrant un échauffement local et finalement une adhésion du matériau de la tôle à la surface des outils. Ce phénomène apparaît particulièrement dans les zones où il existe de fortes pressions de contact, comme le rayon de matrice [Pereira et al., 2009, Pereira et al., 2010, Pereira et al., 2013].

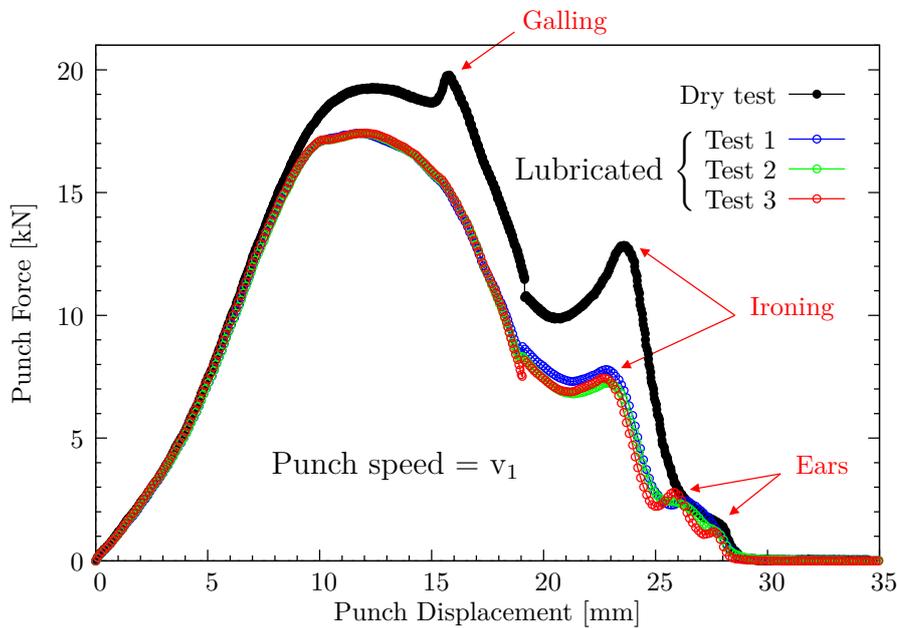


FIGURE 2.12 – Courbes force-déplacement de poinçon pour la vitesse  $v_1$  et mise en évidence de l'influence de la lubrification pour cette vitesse.

Grâce aux essais interrompus, présentés sur la figure 2.11, il a été possible de mesurer la valeur de l'épaisseur maximale en périphérie du godet, pour un déplacement de poinçon de 20 mm soit juste avant l'étape d'*ironing*. Il en est ressorti une épaisseur ( $ep$ ) de 1,3 mm justifiant la phase d'étirage et permettant de calculer le rapport de réduction théorique d'épaisseur, appliqué à l'extrémité de la paroi cylindrique, au cours de cette étape d'étirage [Danckert, 2001] :

$$\text{rapport de réduction} = \frac{ep_{max} - jeu}{jeu} \times 100 = \frac{1.3 - 1.125}{1.125} \times 100 = 15.55\% \quad (2.3)$$

Cette valeur reste toutefois modérée puisque la gamme de réduction classique des épaisseurs pour la fabrication de canette est comprise entre 10 et 50%.

Enfin, la figure 2.13 présente la très bonne reproductibilité de deux essais d'emboutissage réalisés à la vitesse  $v_{10}$  ainsi qu'une comparaison avec un essai à vitesse  $v_1$ . On note alors un niveau d'effort maximal moindre de l'ordre de 1,5 kN pour réaliser l'opération d'emboutissage à vitesse  $v_{10}$ . Cette observation peut être associée soit à une sensibilité négative du matériau à la vitesse de déformation, soit à une diminution éventuelle du coefficient de frottement avec l'augmentation de la vitesse de mise en forme.

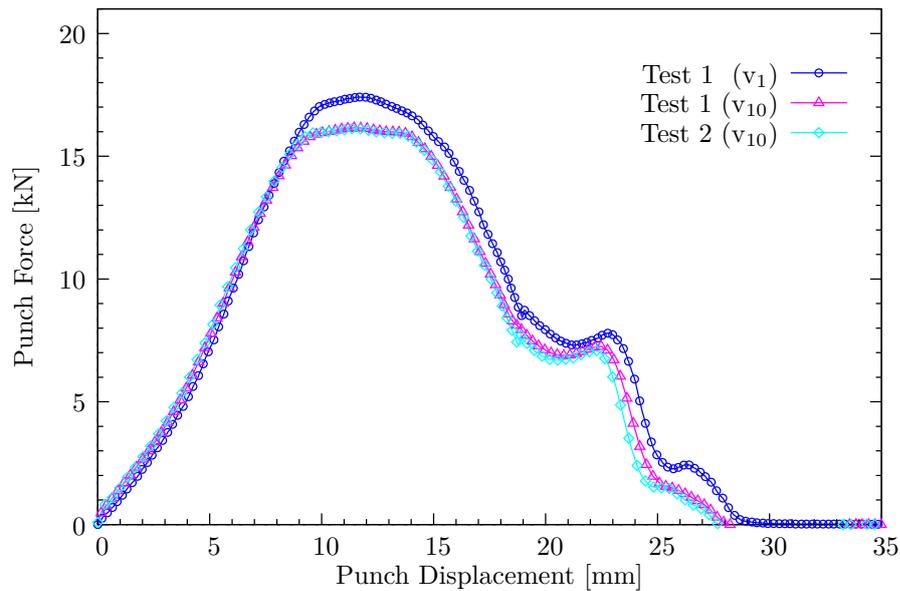


FIGURE 2.13 – Courbes force-déplacement de poinçon pour la vitesse  $v_{10}$  et comparaison avec l'essai Test 1 de la figure 2.12, effectué à vitesse  $v_1$ .

### Mesure des épaisseurs

La mesure des épaisseurs permet d'obtenir une information géométrique sur les dimensions finales du godet embouti. Elle permet également de localiser les lieux de fort amincissement et de prévoir ainsi les zones de fragilité ou de rupture probable de la pièce fabriquée. Dans le cas de l'emboutissage de godet cylindrique, la tendance décrite par l'évolution des épaisseurs est connue et les lieux critiques se situent en nez de poinçon et/ou en sortie de rayon de l'embouti (figure 2.7). Cette mesure expérimentale sera comparée aux résultats numériques pour la validation des paramètres numériques choisis lors de la modélisation du comportement du matériau. Son évolution dépendant en chaque point matériel de l'embouti du trajet de déformation emprunté, elle permettra une comparaison assez fine des résultats obtenus par simulation numérique, dans le cas de matériaux anisotropes.

La mesure des épaisseurs a été réalisée sur une machine à mesurer tridimensionnelle (MMT) Brown&Sharpe<sup>®</sup> MicroXcel pfx 4.5.4 et la méthode utilisée pour effectuer cette mesure ainsi que la reproductibilité des résultats sont présentées en annexe A.1.

Les épaisseurs sont mesurées depuis le fond du godet suivant trois différentes orientations du plan de la tôle : RD, DD et TD, afin d’observer l’influence de l’anisotropie sur leurs évolutions. Les résultats sont présentés sur la figure 2.14 et l’évolution des épaisseurs est conforme à celle décrite dans la littérature (figure 2.7). On observe que la direction DD (à 45° de la direction de laminage) est la direction s’amincissant le plus, ce qui paraît cohérent puisque c’est également cette direction qui possède le coefficient d’anisotropie  $r_\alpha$  le plus élevé (indiquant une déformation favorisée suivant l’épaisseur). Cette anisotropie reste toutefois peu marquée. D’autre part, on observe que le manque de lubrification engendre seulement un amincissement de la paroi verticale du godet, le fond et le rayon de l’embouti conservant la même épaisseur que l’essai réalisé avec lubrifiant.

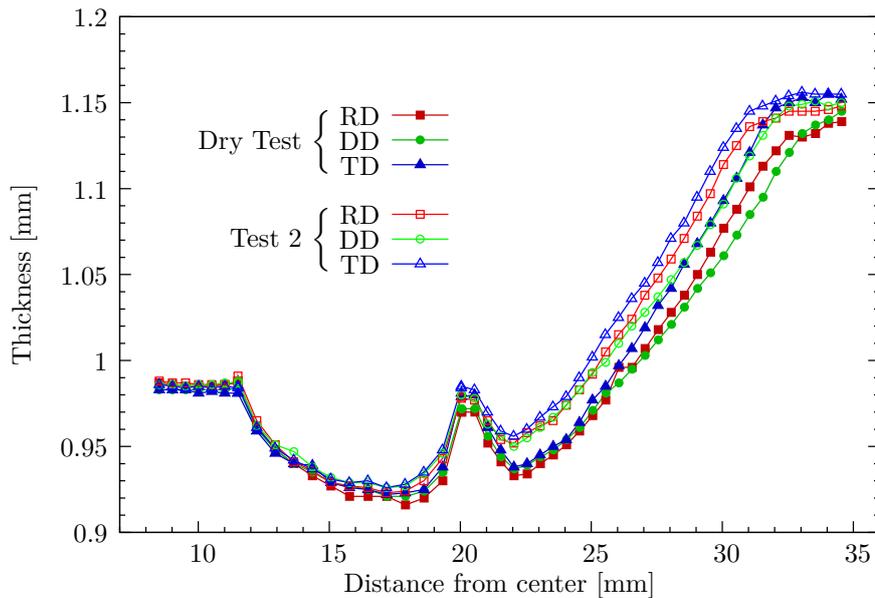


FIGURE 2.14 – Évolution de l’épaisseur en fonction de la distance curviligne depuis le centre du fond du godet pour les orientations RD, DD et TD et influence de la lubrification.

### Mesure des cornes d'emboutissage

Les cornes d'emboutissage traduisent le caractère anisotrope du matériau [Yoon et al., 2010]. Cette anisotropie est induite par le procédé de mise en forme des tôles minces, obtenues par laminage, indiquant la présence d'une texture cristallographique au sein de la tôle qui a pour conséquence de modifier la réponse du comportement du matériau suivant les différentes directions de sollicitation par rapport à la direction de laminage. La mesure des cornes d'emboutissage a également été réalisée sur la MMT. La méthode de mesure des cornes d'emboutissage et du traitement effectué sur les courbes brutes sont présentés en annexe A.2.

La figure 2.15 montre la bonne reproductibilité des résultats de mesure de cornes pour quatre godets différents, qui sont dans le même temps comparés au profil de cornes obtenu pour un essai non-lubrifié. On observe que la tendance des profils reste identique mais que la hauteur du godet augmente pour l'essai à sec. Cela semble cohérent car sans lubrification, les conditions de contact deviennent plus sévères et le coefficient de frottement augmente. L'avalement de la tôle est alors plus difficile et, par conséquent, l'amincissement des parois est plus important, ce qui se répercute finalement sur la hauteur globale du godet. D'autre part, quatre cornes d'emboutissage sont clairement observées. Ces cornes sont orientées à  $45^\circ$  de la RD et les creux à  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , ce qui correspond au comportement typique d'un matériau possédant un coefficient  $\Delta r < 0$ . Enfin, bien que  $r_0 < r_{90}$ , les creux orientés à  $0^\circ$  de la RD ne sont pas plus profonds que ceux orientés à  $90^\circ$  de la RD.

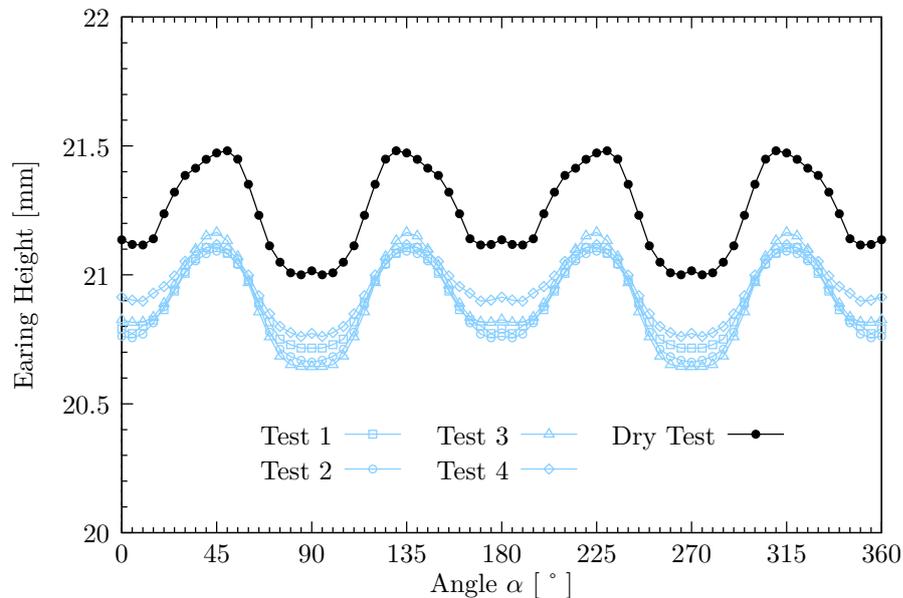


FIGURE 2.15 – Évolution de la hauteur du godet en fonction de l'orientation par rapport à la RD et influence de la lubrification.

### Mesures de champ de déformation

En emboutissage, la mesure des déformations sur les pièces embouties se faisait auparavant à l'aide de grilles pré-déposées par marquage électrochimique ou par microgravure sur le flan avant emboutissage (figure 2.16). L'analyse de l'évolution de ces grilles après emboutissage pouvait donner alors une indication de l'état de déformation final en chaque point de la grille. Depuis plusieurs années, ces techniques expérimentales ont peu à peu été remplacées par des mesures de champs obtenues par stéréo-corrélation d'images quand celles-ci sont réalisables.

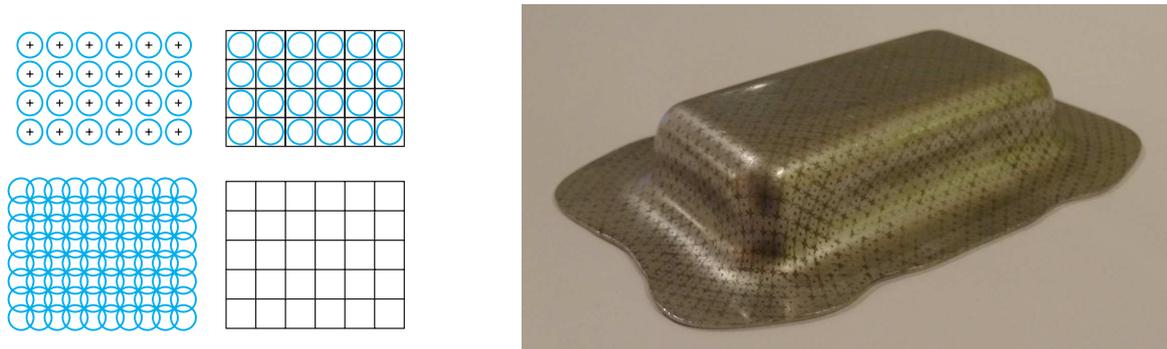


FIGURE 2.16 – Différents types de grilles permettant le calcul des déformations en emboutissage [Col, 2002] (à gauche) et pièce emboutie possédant un réseau de cercle (à droite).

Des mesures de champ de déformation ont été réalisées sur des godets emboutis à différentes valeurs de déplacement de poinçon avec le système de stéréo-corrélation d'images ARAMIS. Ces essais interrompus ont été réalisés en prenant une image initiale et une image finale du godet aux différents instants interrompus. Un godet différent a été réalisé pour chaque incrément de 5 mm de déplacement de poinçon. Les essais sont réalisés avec lubrification et une feuille en polypropylène d'épaisseur 0,02 mm a été utilisée entre le flan et la matrice de façon à protéger le mouchetis qui sera en contact avec les surfaces de travail de cet outil en cours d'emboutissage.

Ces mesures de champ permettent de tracer des nuages de points traduisant l'état de déformation atteint en peau extérieure de l'embouti sur des diagrammes limite de formage (FLD pour *Forming Limit Diagram*). Les figures 2.17 et 2.18 montrent l'évolution de l'état de déformation du godet à chaque incrément de 5 mm de déplacement de poinçon. On observe que le trajet de déformation suivi au cours de la mise en forme est bien de type rétreint mais, en comparant les diagrammes FLD (figures 2.18.b) et 2.18.c), que l'étape d'*ironing* correspond en fait à une sollicitation de type déformation plane. De même, le trajet de déformation suivi par le matériau situé dans le fond du godet (sous le poinçon) est proche de la traction plane. Tout au long de l'emboutissage, le matériau situé sous le serre-flan présente un trajet de déformation situé dans la région du rétreint, correspondant à un épaississement. Enfin, la partie située dans le mur vertical du godet subit un trajet de chargement proche de la traction uniaxiale.

La courbe limite de formage (FLC pour *Forming Limit Curve*) du matériau AA5754-O est tirée de [Harpell et al., 2000] et montre qu'il n'y a pas d'amincissement sévère et critique de l'embouti au cours de la mise en forme. Ces nuages de points expérimentaux pourront ensuite être comparés aux nuages de points numériques pour la validation des modèles de comportement retenus.

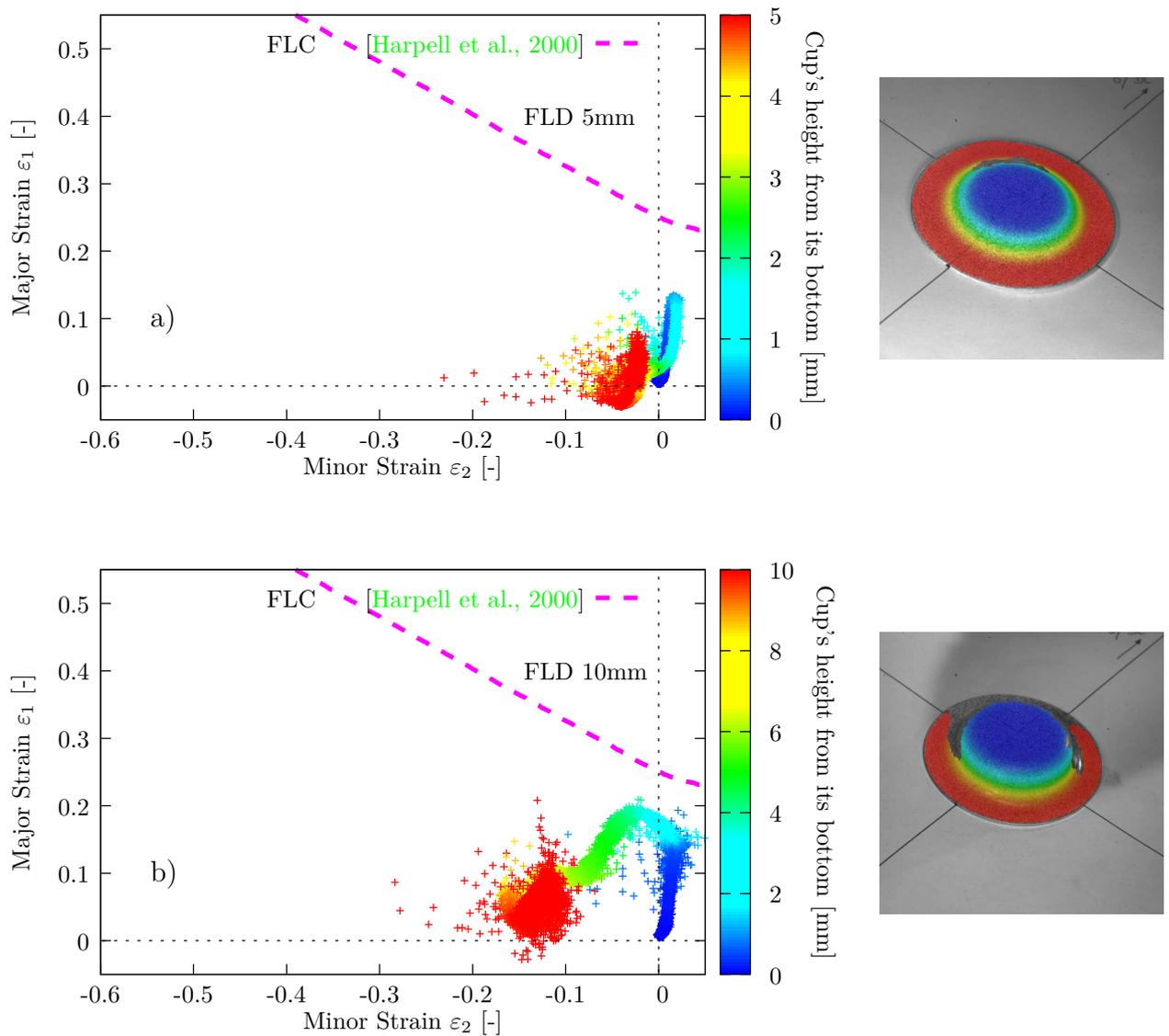


FIGURE 2.17 – Diagramme de la déformation principale majeure en fonction de la déformation principale mineure (FLD) obtenu avec le système ARAMIS. a) à 5 mm et b) à 10 mm de déplacement de poinçon.

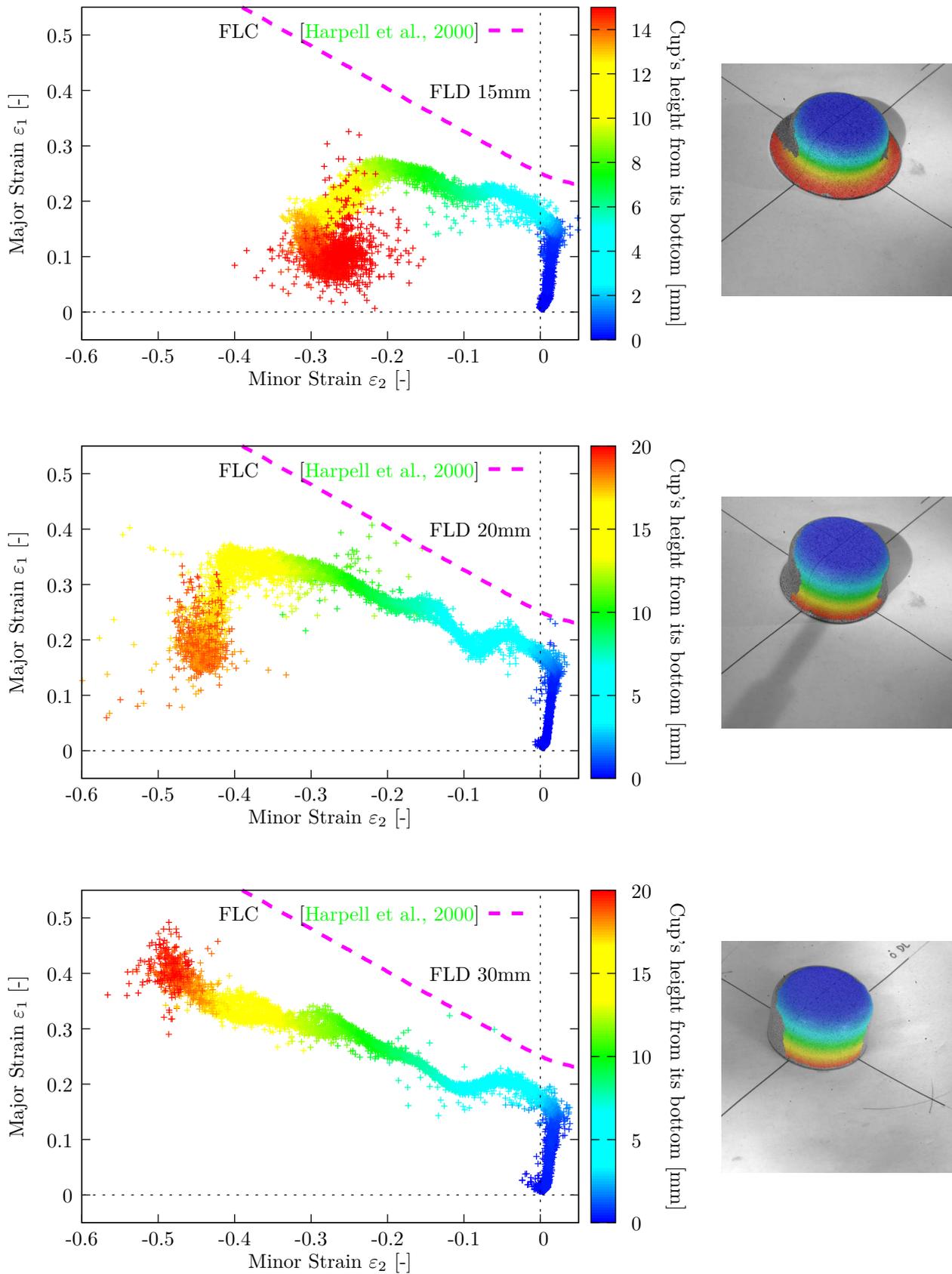


FIGURE 2.18 – Diagramme de la déformation principale majeure en fonction de la déformation principale mineure (FLD) obtenu avec le système ARAMIS, a) à 15 mm, b) à 20 mm et c) à 30 mm de déplacement de poinçon.

### Mesure des ouvertures d'anneaux

Pour caractériser le retour élastique, le test de Demeri [Demeri et al., 2000, Xia et al., 2004, Foecke and Gnaeupel-Herold, 2006, Laurent et al., 2009, Laurent et al., 2010] est utilisé. Cet essai, assez simple à mettre en oeuvre, consiste à venir prélever un anneau dans le mur du godet à une certaine distance du fond et à l'ouvrir suivant la direction de laminage. L'ouverture, obtenue à l'issue de la découpe, provoquée par la libération des contraintes internes induites au cours de la mise en forme, quantifie la valeur du retour élastique.

La découpe et les ouvertures des anneaux ont été réalisées sur une machine à électro-érosion par fil. Les anneaux sont découpés dans le mur des godets à une distance de 8 mm du fond. L'épaisseur de coupe engendrée par le fil et l'arc électrique (0,3 mm) est prise en compte de manière à obtenir un anneau de 7 mm en hauteur. Une fois cet anneau obtenu, celui-ci est ouvert radialement suivant la direction de laminage, toujours par électro-érosion au fil. L'anneau s'ouvre alors sous la libération des contraintes internes, comme le schématise la figure 2.19. La mesure de l'ouverture, qui quantifie le retour élastique, a ensuite été effectuée sous binoculaire avec un logiciel de mesure dédié.

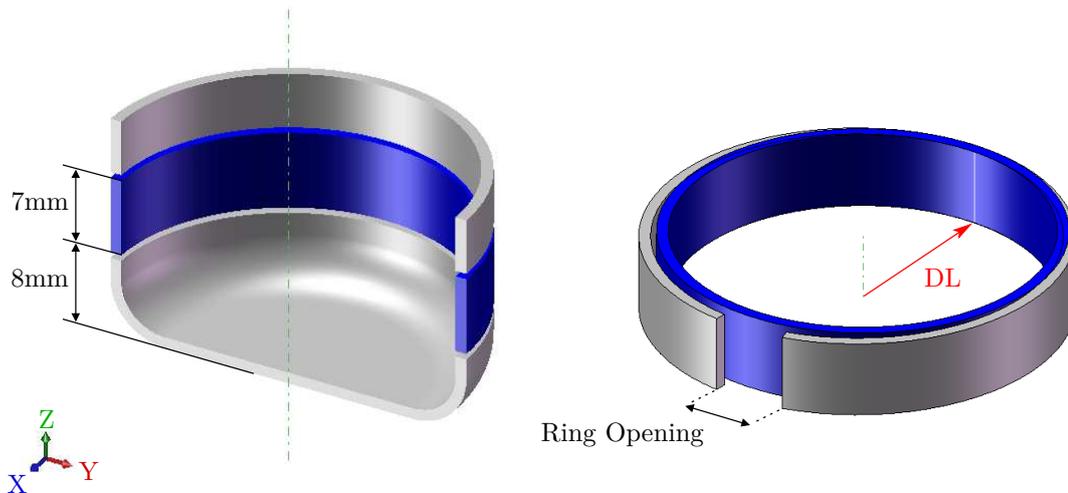


FIGURE 2.19 – Dimension de l'anneau et mesure de son ouverture après retour élastique.

Le tableau 2.1 présente les résultats d'ouverture d'anneau obtenus pour trois godets. On remarque que les résultats de cette mesure sont très reproductibles et que l'ouverture moyenne de l'anneau est de 6 mm.

Essai N°	1	2	3	moyenne
Ouverture [mm]	$6,05 \pm 0,02$	$5,95 \pm 0,02$	$6,00 \pm 0,02$	$6,0 \pm 0,07$

TABLE 2.1 – Ouvertures d'anneaux mesurées.

## 2.3 Simulation numérique de l'essai Swift

Le recours à la simulation numérique est de plus en plus courant au niveau industriel pour garantir la rapidité et la fiabilité de la conception. Dans le cas de l'emboutissage des tôles minces, les simulations numériques doivent permettre d'évaluer les contraintes de mise en forme des pièces, leurs zones critiques de déformation et dans certains cas de prévoir l'usure des outils. L'objectif de la simulation numérique consiste donc à prédire correctement le comportement des matériaux afin de diminuer les coûts relatifs aux essais de fabrication, en apportant des informations utiles au développement et à l'optimisation des produits.

### 2.3.1 Modélisation de l'essai

Les simulations numériques ont été réalisées avec la version standard-implicite du code de calcul par éléments finis ABAQUS. Les outils étant considérés indéformables devant la tôle en aluminium, la modélisation de l'essai a été réalisée avec des surfaces analytiques rigides dont les dimensions respectent la géométrie réelle mesurée ( $\phi_{\text{matrice}} = 35.30$ , cf. figures 2.10). Cependant, la définition d'interactions de contact n'étant pas possible entre deux surfaces analytiques rigides, il a été défini une couronne d'éléments appelée « Block stopper », au niveau de la surface de la matrice, permettant de reproduire le contact de cet outil avec le serre-flan, dès lors que la tôle sera entièrement avalée (figure 2.20).

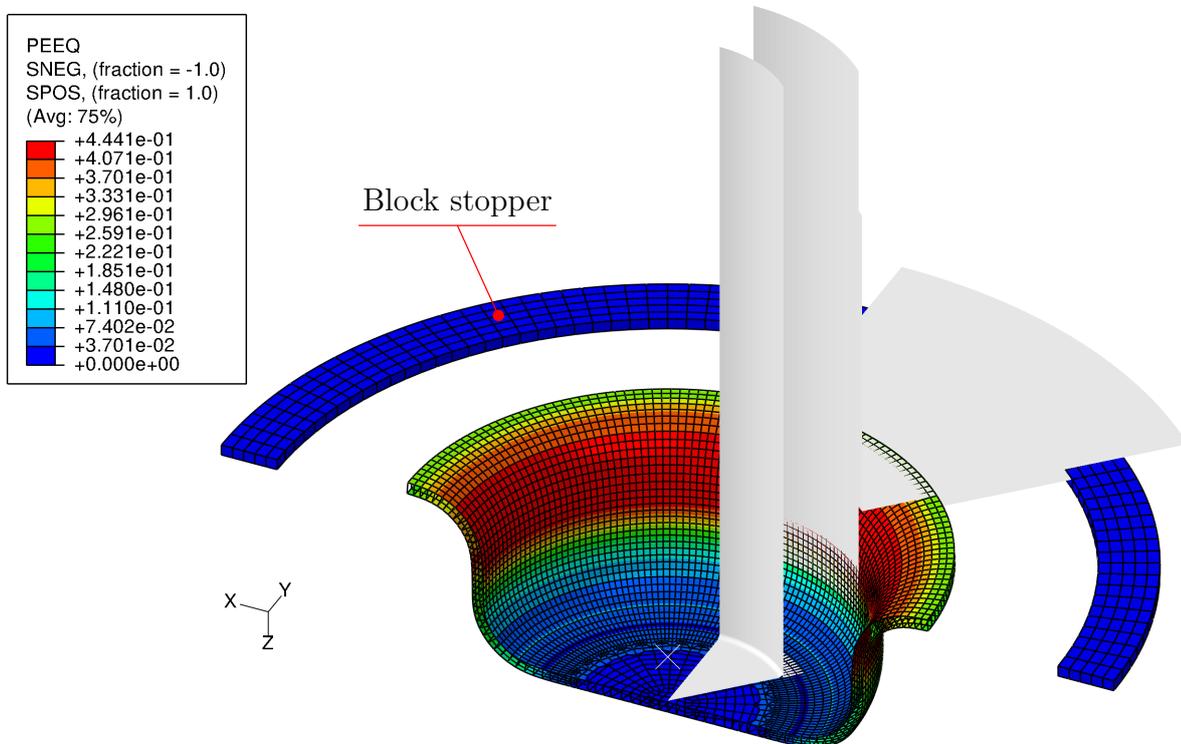


FIGURE 2.20 – Simulation numérique du godet, embouti à 15 mm de déplacement de poinçon.

Deux types d'éléments finis ont été choisis et leur influence sur les résultats numériques a été évaluée : l'élément C3D8I et l'élément SC8R.

- L'élément C3D8I est un élément hexaèdre volumique à interpolation linéaire (à 8 noeuds) et à intégration réduite sélective auquel sont ajoutés des modes de déformations incompatibles, internes à l'élément (cf. sections 2.3.4 et 2.3.5 du Theory Manual et 2.3.5 du Benchmarks Manual de la documentation [ABAQUS, 2008]). Ces degrés de libertés supplémentaires (modes de déformations incompatibles) permettent d'éliminer les contraintes de cisaillement parasites qui rendent ce type d'élément volumique trop raide en flexion [Simo and Armero, 1992, ABAQUS, 2008]. L'ajout de ces degrés de liberté supplémentaires pénalise les temps de calcul mais permet cependant d'obtenir des résultats plus précis dans le cas où les sollicitations en flexion sont prépondérantes [Grèze, 2009, Laurent et al., 2010]. Cet élément C3D8I reste toutefois moins couteux que les éléments volumiques quadratiques (C3D20 par exemple).
- L'élément SC8R (*continuum shell*) de type coque-solide, dont quelques éléments bibliographiques ont été donnés au début de ce chapitre (cf. figure 2.4), est également un élément volumique du point de vue topologique (hexaèdre à 8 noeuds dont seuls les degrés de liberté en translation sont possibles) mais de type coque pour ce qui est du comportement cinématique. C'est un élément à intégration réduite (1 seul point d'intégration dans le plan) pour lequel le nombre de points d'intégration dans l'épaisseur peut varier. Cet élément permet l'utilisation d'un grand ratio entre la dimension des mailles dans le plan vis-à-vis de l'épaisseur et une modélisation des conditions de contact nettement plus réaliste qu'avec les éléments coque conventionnels (S4R par exemple). En effet, pour ce type d'élément, la définition du contact tout comme l'estimation des épaisseurs est définie, de manière géométrique, à partir des noeuds, ce qui n'est pas le cas des éléments coques classiques. Cet élément combine donc les avantages des éléments volumiques classiques pour la définition du contact (deux surfaces de contact distinctes) et des éléments coques classiques pour la description du comportement lors de sollicitations de type flexion. Il permet, finalement, une meilleure estimation des épaisseurs qu'avec des éléments coques classiques, qui ne tiennent pas compte des contraintes cinématiques lors du calcul de l'évolution des épaisseurs.

Pour les simulations avec l'élément SC8R, une intégration de type Simpson a été retenue de manière à avoir un point d'intégration sur les faces supérieure et inférieure de l'élément. L'influence du nombre de point d'intégration dans l'épaisseur a été testée, en faisant varier son nombre de 5 (par défaut) à 15 points, le but étant d'analyser l'effet de ce paramètre sur le retour élastique [Li et al., 2002, Wagoner and Li, 2007]. Pour les simulations réalisées avec l'élément C3D8I, trois couches d'éléments ont été utilisées, de façon à avoir 6 points d'intégration à travers l'épaisseur et obtenir ainsi un nombre de points d'intégration équivalent aux 5 points d'intégration que possèdent dans un premier temps les éléments SC8R (cf. figure 2.4).

Bien qu'un quart de tôle soit théoriquement suffisant pour réaliser la simulation de la mise en forme d'un godet cylindrique avec un matériau orthotrope (grâce aux conditions de symétrie

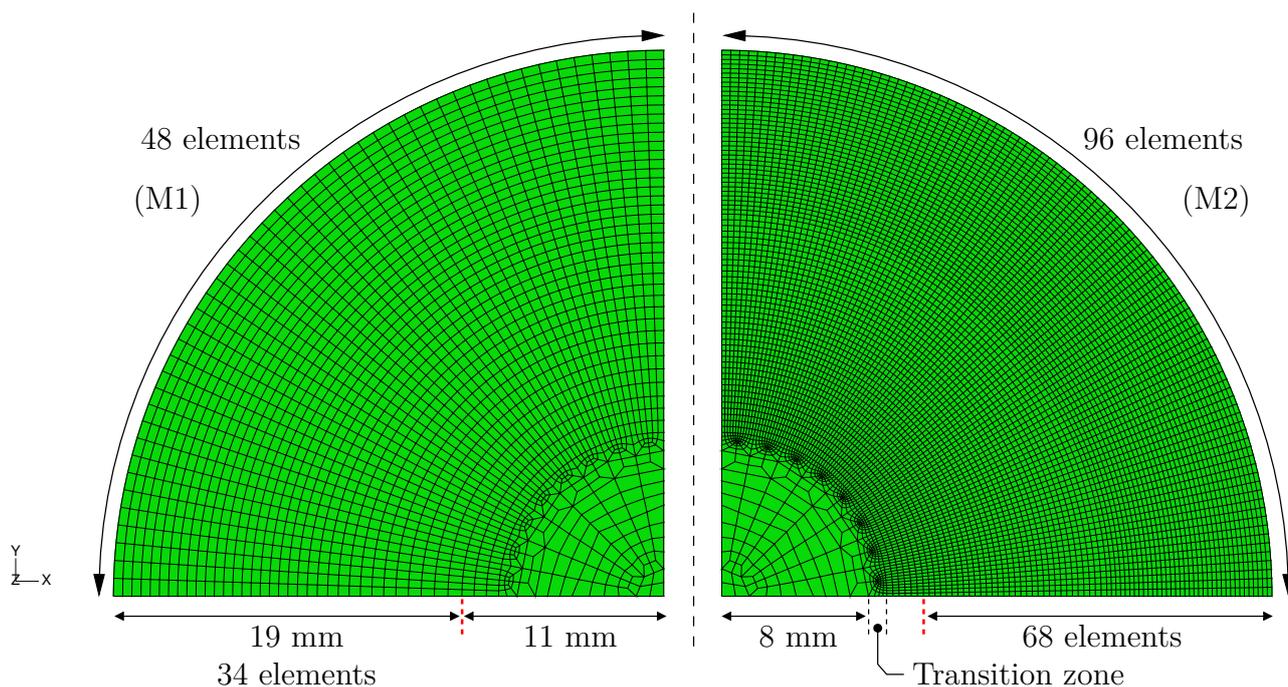


FIGURE 2.21 – Représentation au quart des maillages, M1 et M2, utilisés pour les simulations numériques.

géométriques et matérielles), un demi flan a été modélisé pour simuler cet essai d’emboutissage. Ce choix est lié à l’utilisation du test de Demeri [Demeri et al., 2000], qui permettra de caractériser le retour élastique post-emboutissage. Les conditions aux limites qui en découlent sont : une condition de symétrie suivant la direction de laminage (coincidente avec l’axe  $\vec{x}$ , soit  $U_y = 0$ ) ainsi qu’une condition de symétrie suivant l’axe  $\vec{y}$  ( $U_x = 0$ ) pour les noeuds situés au centre du flan (cf. figure 2.21).

Pour étudier l’influence de la taille de maille, deux maillages ont été utilisés. La figure 2.21 présente, sur un quart de flan, les discrétisations réalisées dans le plan de la tôle, identiques pour les deux types d’éléments finis. Le maillage grossier (M1) est composé de 3984 éléments SC8R (8164 noeuds) et le maillage fin (M2) de 15312 éléments SC8R (30994 noeuds). Le tableau 2.2 récapitule ces valeurs et donne également les caractéristiques des maillages pour les éléments C3D8I (comportant trois couches d’éléments dans l’épaisseur, soit deux fois plus de noeuds). La partie du maillage correspondant au fond du godet et sujette à peu de déformation (cf. figures 2.17 à 2.18) est identique pour les deux maillages (88 éléments dans le plan).

Une zone de transition permet le raffinement de la partie qui correspondra, post-emboutissage, à la paroi verticale du godet où sera découpé l’anneau. La taille de maille moyenne dans cette partie du maillage est de 0,5 et 0,25 mm pour les maillages M1 et M2, respectivement. Cette discrétisation respecte donc les recommandations issues de la littérature [Li et al., 2002, Meinders et al., 2008], qui préconisent pour une analyse précise du retour élastique qu’un élément en contact avec un rayon d’outil couvre 5 à 10° de l’angle tournant, soit au minimum 9 éléments en contact avec l’arrondi de rayon de matrice ou de poinçon. D’un

	élément SC8R	élément C3D8I
Maillage M1	3984 e (8164 noeuds)	11952 e (16328 noeuds)
Maillage M2	15312 e (30994 noeuds)	45936 e (61988 noeuds)

TABLE 2.2 – Nombres d'éléments et de noeuds composant les maillages M1 et M2 (pour un demi flan) pour chaque type d'élément fini utilisé, SC8R ou C3D8I.

autre coté, [Li et al., 2002] indiquent que les éléments coques sont adéquats pour prédire avec précision le retour élastique lorsque le rapport  $R/t$ , du rayon d'outil sur l'épaisseur de la tôle, est supérieur à 5 ou 6 alors que les éléments volumiques sont requis pour des courbures plus grandes. Pour finir, afin d'effectuer la simulation du test d'ouverture de l'anneau prélevé dans le mur du godet après emboutissage [Laurent et al., 2009, Laurent et al., 2010], des zones de découpes prédéfinies sont établies sur le maillage original comme le montre la figure 2.22. La simulation de ce test se fait alors par désactivation des zones du maillage ne correspondant pas à l'anneau. Ces différentes zones étant : 1 - Le fond , 2 - Le rayon , 3 - L'anneau et 4 - La collerette.

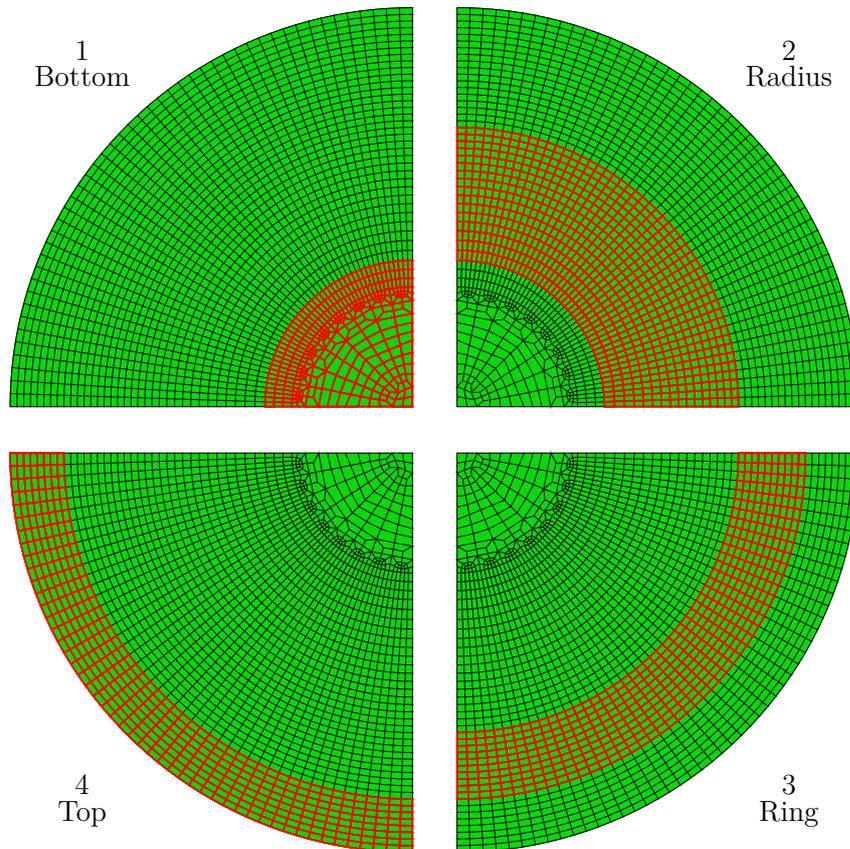


FIGURE 2.22 – Zones prédéfinies sur le maillage M1 pour l'opération de découpe numérique de l'anneau.

### 2.3.2 Identification du comportement du matériau

La simulation numérique, à température ambiante, de l'essai Swift, a été réalisée en utilisant les paramètres matériaux identifiés à partir de la base de données expérimentale présentée dans le premier chapitre.

Le comportement élastique est représenté par un coefficient de poisson  $\nu = 0,33$  et un module de Young  $E = 68000$  MPa. Étant donné que les résultats de cisaillement cyclique ont mis en évidence un très faible effet Bauschinger, l'érouissage cinématique n'a pas été considéré. Le comportement plastique est défini et comparé pour les critères de plasticité de von Mises et de Hill48 (disponibles en standard dans le code de calcul ABAQUS) ainsi que pour les deux lois saturantes de Voce et de Hockett-Sherby. Ces deux lois, qui définissent l'évolution de l'érouissage isotrope, ont été identifiées à partir d'un simple essai de traction suivant la direction de laminage.

Le critère de plasticité de Hill48 [Hill, 1948] est défini comme :

$$\bar{\sigma} = \sqrt{F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L\sigma_{23}^2 + 2M\sigma_{31}^2 + 2N\sigma_{12}^2} \quad (2.4)$$

où les coefficients  $F$ ,  $G$ ,  $H$ ,  $L$ ,  $M$  et  $N$  sont les coefficients de Hill que l'on peut déterminer de manière classique à partir des valeurs de limites élastiques  $\sigma_\alpha$ , dans les directions  $\alpha$ , ou comme dans notre cas à partir des coefficients d'anisotropie  $r_\alpha$  avec :

$$F = \frac{r_0}{r_{90}(1+r_0)} ; \quad G = \frac{1}{(1+r_0)} ; \quad H = \frac{r_0}{(1+r_0)} \quad \text{et} \quad N = \frac{(r_0+r_{90})(2r_{45}+1)}{2r_{90}(1+r_0)} \quad (2.5)$$

Dans le cas particulier d'un matériau isotrope, le critère de Hill48 se rapporte au critère de von Mises et les coefficients de Hill se résument à  $F = G = H = 0,5$  et  $L = M = N = 1,5$  (soit tous les coefficients  $r_\alpha$  égaux à 1). D'ailleurs, pour les coefficients  $M$  et  $N$ , représentant le comportement du matériau dans l'épaisseur, il est souvent choisi, à cause du manque de données expérimentales, d'utiliser l'hypothèse de l'isotropie en posant pour ces deux coefficients  $M = N = 1,5$ .

Dans ABAQUS, pour retranscrire le comportement anisotrope, il est nécessaire de renseigner les rapports des contraintes  $R_{ij}$  obtenus à partir des coefficients de Hill ou d'anisotropie plastique par les formules suivantes :

$$\begin{aligned}
 R_{11} &= \frac{1}{\sqrt{G+H}} = 1 \\
 R_{22} &= \frac{1}{\sqrt{F+H}} = \left( \frac{r_{90}(1+r_0)}{r_0(1+r_{90})} \right)^{0.5} \\
 R_{33} &= \frac{1}{\sqrt{F+G}} = \left( \frac{r_{90}(1+r_0)}{r_0+r_{90}} \right)^{0.5} \\
 R_{12} &= \frac{1}{\sqrt{\frac{2}{3}N}} = \left( \frac{3r_{90}(1+r_0)}{(2r_{45}+1)(r_0+r_{90})} \right)^{0.5} \\
 R_{13} &= \frac{1}{\sqrt{\frac{2}{3}M}} = 1 \\
 R_{23} &= \frac{1}{\sqrt{\frac{2}{3}L}} = 1
 \end{aligned} \tag{2.6}$$

Le tableau 2.3 présente les valeurs des coefficients  $R_{ij}$  calculés à partir des coefficients d'anisotropie moyens :  $\bar{r}_0 = 0.65$ ,  $\bar{r}_{45} = 0.85$  et  $\bar{r}_{90} = 0.72$ , déterminés dans le chapitre précédent. Le critère de Hill48 identifié avec les coefficients d'anisotropie plastique, respecte la condition  $(G+H) = 1$  impliquant un coefficient  $R_{11} = 1$  et justifiant l'utilisation de la courbe d'écroutissage dans la RD pour identifier la loi d'évolution de l'écroutissage isotrope.

$R_{11}$	$R_{22}$	$R_{33}$	$R_{12}$	$R_{13}$	$R_{23}$
1.0	1.03	0.93	0.98	1.0	1.0

TABLE 2.3 – Valeurs des coefficients  $R_{ij}$  déterminés à partir des coefficients  $r_\alpha$ .

La loi de Voce [Voce, 1948, Voce, 1955] décrivant l'évolution de l'écroutissage isotrope est définie comme suit :

$$\sigma_y = \sigma_0 + Q [1 - \exp(-C_y \bar{\varepsilon}^p)] \tag{2.7}$$

Et la loi de Hockett-Sherby [Hockett and Sherby, 1975] (équivalente à la loi de Voce si  $n = 1$ ) par :

$$\sigma_y = \sigma_0 + Q [1 - \exp(-C_y (\bar{\varepsilon}^p)^n)] \tag{2.8}$$

où  $\bar{\varepsilon}^p$  représente la déformation plastique équivalente,  $\sigma_0$  la limite d'élasticité,  $Q = (\sigma_{sat} - \sigma_0)$  avec  $\sigma_{sat}$  la valeur de la contrainte à saturation et  $C_y$  la vitesse d'écroutissage. Pour la loi de

Hockett-Sherby, le paramètre  $n$  va permettre d'augmenter la valeur de la contrainte à saturation. L'identification de ces paramètres a été réalisée par la méthode des moindres carrés, sur l'essai de traction effectué suivant la RD à température ambiante, et les paramètres obtenus sont présentés dans le tableau 2.4.

	$\sigma_0$	$\sigma_{sat}$	$C_y$	$n$
Loi de Voce	102.75	292.14	13.50	–
Loi de Hockett-Sherby	91.74	308.63	7.98	0.831

TABLE 2.4 – Valeurs des paramètres identifiés pour les lois de Voce et Hockett-Sherby.

La figure 2.23 montre le résultat de l'identification des lois de Voce et Hockett-Sherby comparés à la courbe expérimentale de traction monotone obtenue suivant la direction de laminage. La différence entre les deux lois n'apparaît qu'à partir de la fin de l'essai expérimental, ce qui signifie qu'une différence de résultat notable ne sera visible que si les déformations atteintes au cours de la mise en forme dépassent 0,2.

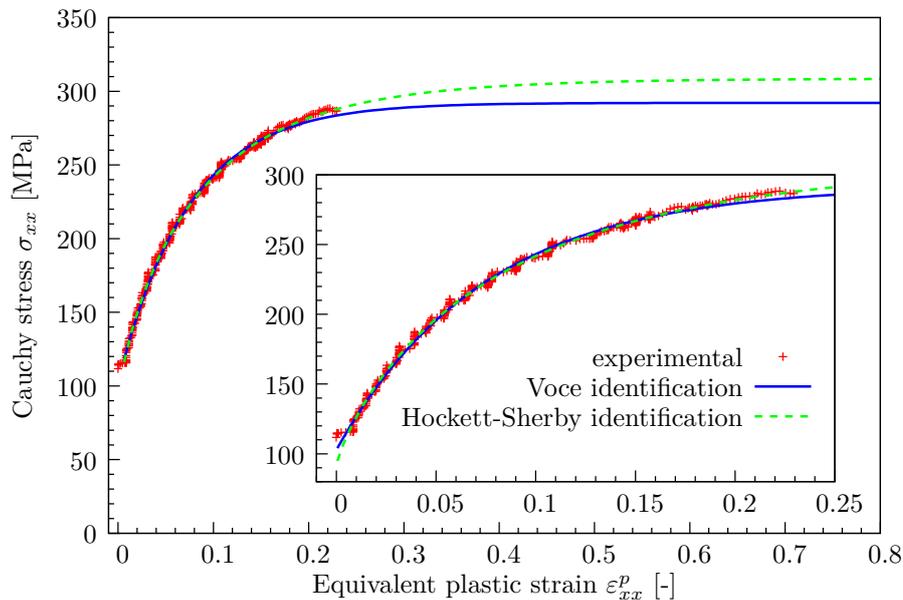


FIGURE 2.23 – Courbes contrainte de Cauchy/déformation plastique équivalente comparant l'évolution des écrouissages isotropes de Voce et de Hockett-Sherby sur l'essai de traction utilisé pour réaliser l'identification.

La figure 2.24 présente l'état de déformation obtenu en surface extérieure du godet, tracé dans le plan des déformations principales ( $\varepsilon_2, \varepsilon_1$ ) pour un critère de plasticité de von Mises et une loi d'écrouissage de Voce, à la fin de l'emboutissage. Ce graphique permet notamment de mettre en évidence l'état de déformation atteint pour chacune des zones prédéfinies. On observe alors que la zone correspondant à l'anneau (zone 3), qui servira à réaliser le test du retour élastique, a atteint un niveau de déformation supérieur à 0,2 ce qui justifie la comparaison entre les lois

d'évolution de Voce et de Hockett-Sherby, puisque au delà de cette valeur de déformation les résultats seront extrapolés.

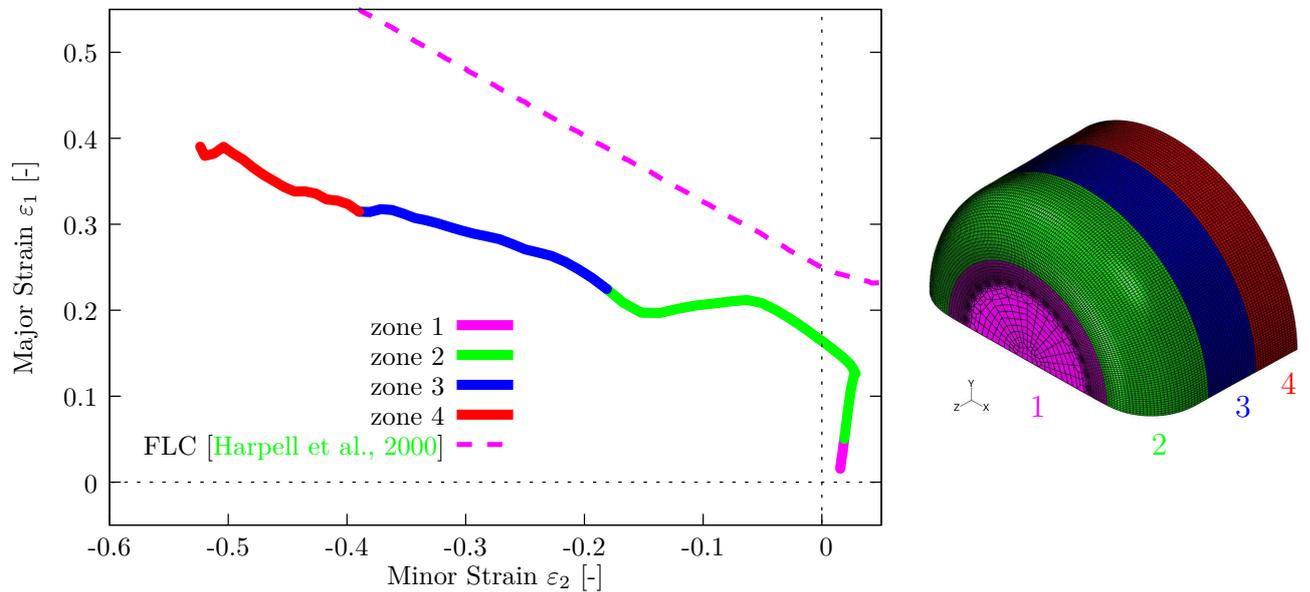


FIGURE 2.24 – Diagramme FLD en fin d'emboutissage, simulé avec le critère isotrope de von Mises et un écrouissage de Voce.

### 2.3.3 Influence du coefficient de frottement

Le coefficient de frottement est un paramètre difficile à déterminer, expérimentalement comme numériquement, dans les opérations d'emboutissage. Plusieurs auteurs s'accordent à dire que celui-ci n'est pas constant suivant le type de lubrification, la forme des surfaces de travail des outils (surface plane ou arrondi matrice), la vitesse de mise en forme ou encore suivant les pressions de contact rencontrées durant les opérations de mise en forme [Felder, 1994]. D'un point de vue numérique, ce paramètre est souvent déterminé de façon itérative de manière que le coefficient de frottement retenu permette de se rapprocher au mieux de l'effort maximal observé expérimentalement. Cependant, avec cette méthode, son effet sur les résultats numériques dépend fortement de son couplage avec la loi d'écrouissage et le critère de plasticité utilisé. Afin d'étudier uniquement l'effet de ce coefficient de frottement sur les résultats numériques, les simulations de cette section sont seulement réalisées avec le maillage M1, le critère de von Mises et un écrouissage de type Voce.

La figure 2.25 montre l'effet du coefficient de frottement (noté  $\mu$ ) sur le résultat d'effort d'emboutissage en fonction du déplacement de poinçon. Puisqu'un coefficient de frottement élevé aura bien évidemment pour effet de diminuer le glissement et par conséquent l'avalement du flan, une augmentation de ce coefficient aura pour effet inverse d'augmenter l'effort de mise en forme. Une bonne corrélation de l'évolution de l'effort d'emboutissage est observée entre

l'expérimental et le résultat numérique avec un coefficient de frottement  $\mu$  de 0.06, jusqu'à 12 mm de déplacement de poinçon.

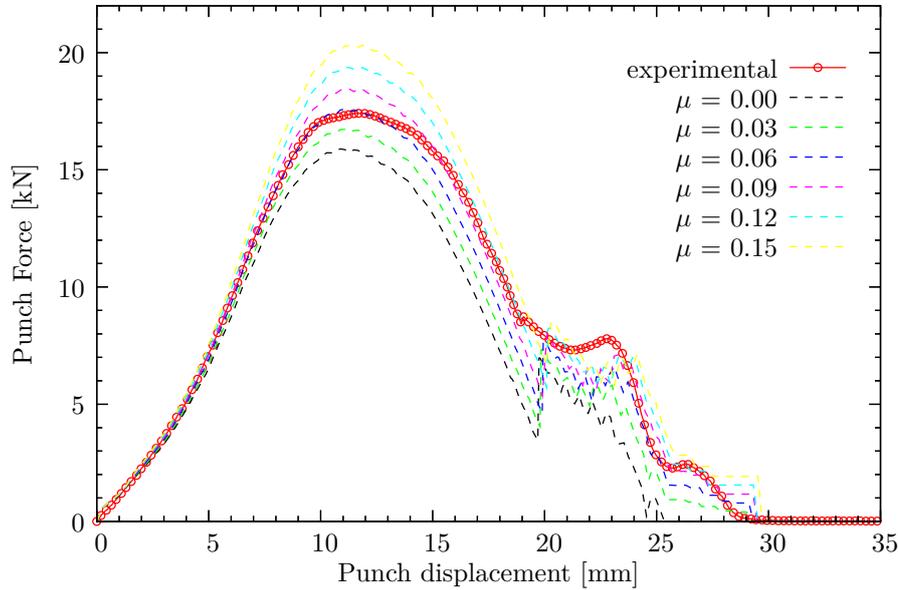


FIGURE 2.25 – Courbes force-déplacement de poinçon montrant l'influence du coefficient de frottement  $\mu$  sur l'effort d'emboutissage (Maillage M1, critère de von Mises, écrouissage de Voce).

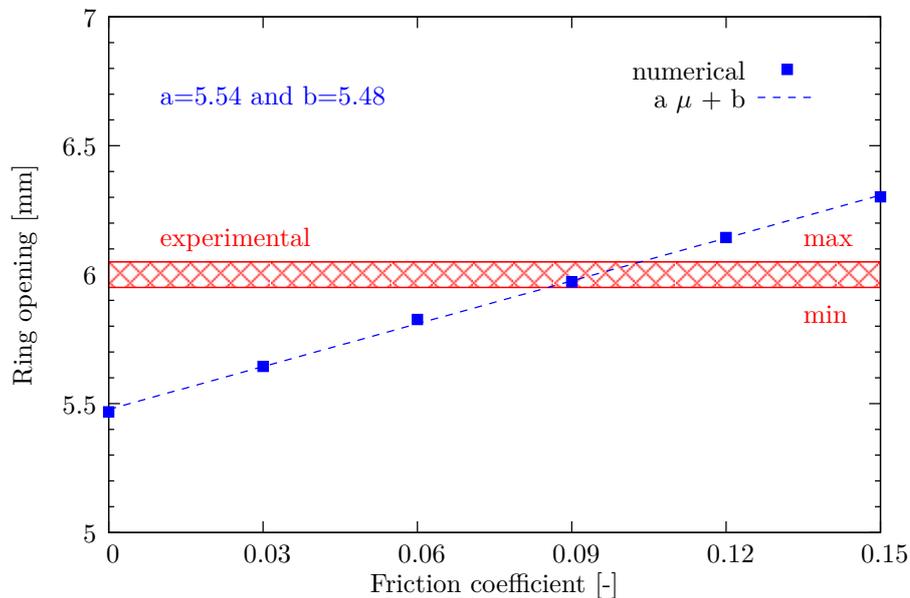


FIGURE 2.26 – Influence du coefficient de frottement  $\mu$  sur le retour élastique mesuré par l'ouverture d'anneau (Maillage M1, critère de von Mises, écrouissage de Voce).

D'autre part, la figure 2.26 présente l'évolution numérique de l'ouverture d'anneau en fonction du coefficient de frottement et la comparaison avec l'ouverture d'anneau mesurée expéri-

mentalement. Ce résultat montre que la valeur du coefficient de frottement  $\mu$  de 0,09 prédit une meilleure estimation d'ouverture que 0,06. On notera aussi sur cette figure que l'évolution numérique de l'ouverture d'anneau en fonction du coefficient de frottement est linéaire et que la valeur du coefficient de frottement pourrait être estimée par régression linéaire. Il apparaît donc qu'un coefficient de frottement compris entre 0,06 et 0,09 permet d'obtenir des résultats fiables. Dans la suite, ces deux valeurs de coefficient de frottement seront retenues pour la comparaison des simulations du procédé.

### 2.3.4 Influence du type d'élément fini et de la discrétisation du maillage

#### Influence du type d'élément fini

Le type d'élément finis utilisé pour réaliser les simulations numériques a évidemment un impact sur les résultats. Afin d'analyser cet effet, nous nous proposons de comparer, ici, les différents résultats obtenus avec les deux types d'éléments finis présentés au cours de la partie bibliographique (l'élément solide C3D8I et l'élément coque solide SC8R). Le résultat obtenu avec un élément coque classique quadrangle à intégration réduite prenant en compte le cisaillement transverse (l'élément coque S4R) est aussi étudié. Le critère de plasticité de von Mises, un écrouissage isotrope de type Voce, le maillage M1 et un coefficient de frottement  $\mu = 0,06$  sont utilisés dans cette section.

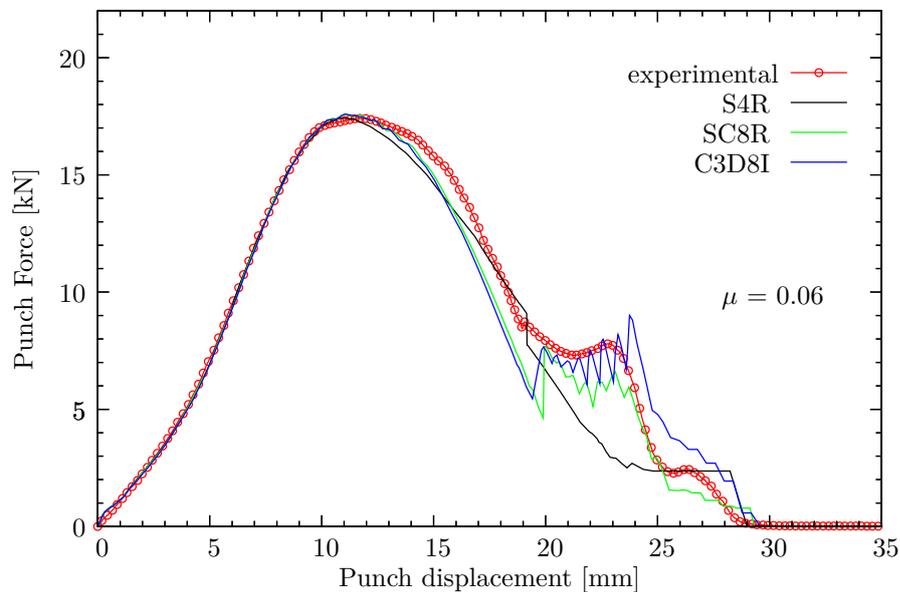


FIGURE 2.27 – Courbes force-déplacement de poinçon en fonction du type d'élément fini utilisé (Maillage M1, critère de von Mises, écrouissage de Voce et coefficient de frottement  $\mu = 0,06$ ).

La figure 2.27 compare les résultats numériques obtenus pour chaque type d'élément au résultat expérimental d'effort de poinçon. On constate sur ce graphique que l'élément S4R est

inadapté à la description de cet essai d'emboutissage. En effet, la condition de contrainte plane,  $\sigma_{33} = 0$ , implique que cet élément coque ne pourra pas subir de contrainte dans la direction de l'épaisseur conduisant à une mauvaise description de la phase d'étirage en fin de procédé.

### Influence de la densité du maillage

La discrétisation du maillage peut aussi jouer un rôle important sur les résultats numériques dans les opérations de mise en forme. Les résultats de la figure 2.27 ayant permis d'exclure l'élément coque S4R, une étude de sensibilité à la densité de maillage est réalisée en conservant la comparaison des éléments SC8R et C3D8I. Pour ces simulations comparant les résultats des maillages M1 et M2, le critère de von Mises est couplé à un écrouissage de Voce et les coefficients de frottement  $\mu = 0,06$  et  $0,09$  sont testés. L'influence du nombre de points d'intégration dans l'épaisseur sera également testée pour l'élément SC8R.

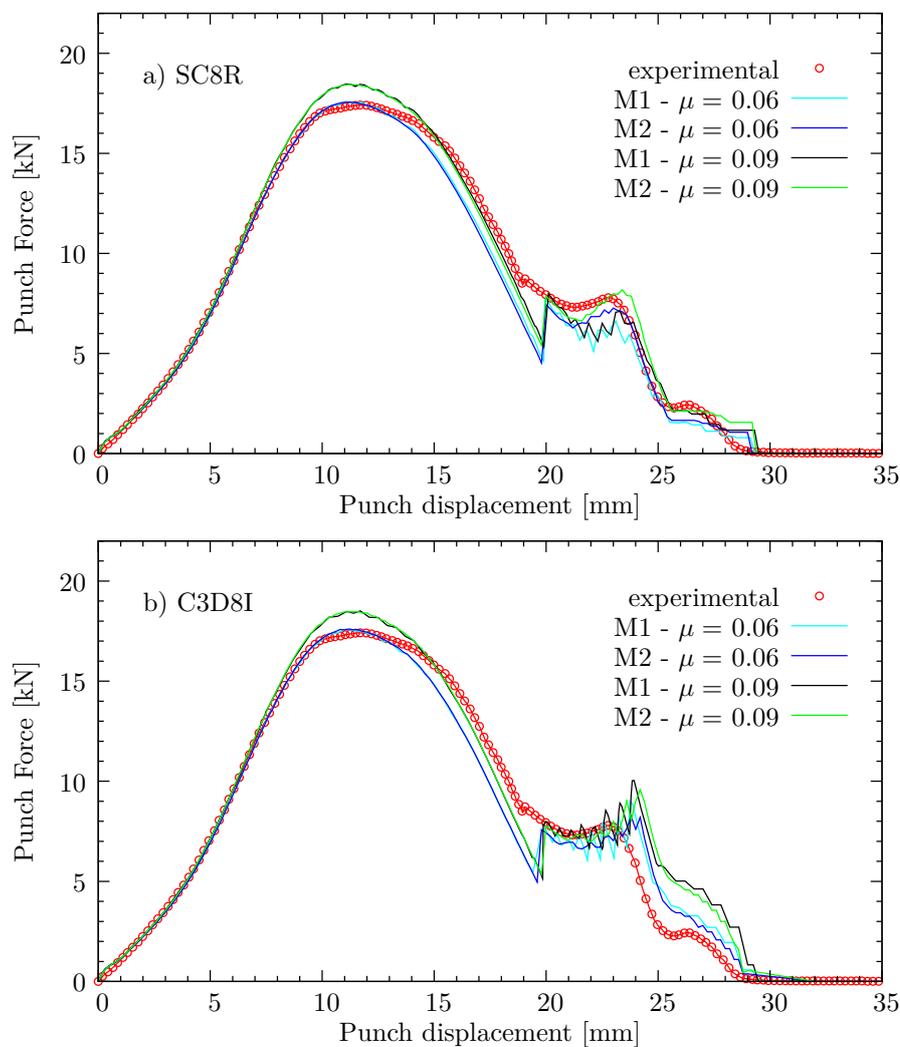


FIGURE 2.28 – Courbes force-déplacement de poinçon en fonction du maillage et du type d'élément finis utilisé (Critère de von Mises et écrouissage de Voce).

Les résultats présentés figure 2.28 montrent que seule la partie étirage du procédé est modifiée par le type d'élément fini utilisé. Le raffinement du maillage semble avoir un effet de lissage sur les résultats tant au cours de l'emboutissage que dans la partie étirage du procédé. Les oscillations observées dans la partie étirage, plus marquées pour le maillage grossier (M1), correspondent aux passages successifs des éléments dans la partie verticale de la matrice, située en sortie de rayon. Il apparaît que l'élément C3D8I est un peu plus « rigide » que l'élément SC8R pour une sollicitation de type étirage, correspondant à un état de compression radiale et circonférentielle couplé à de la traction plane.

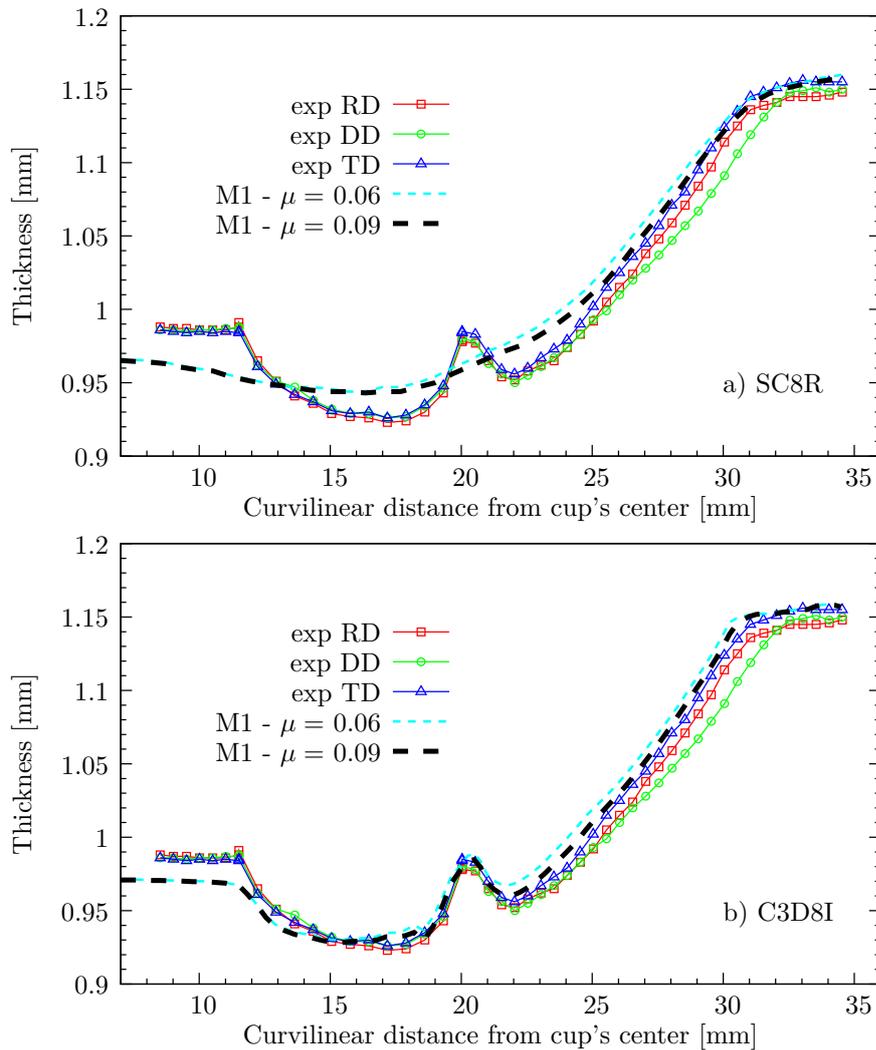


FIGURE 2.29 – Évolution de l'épaisseur de l'embouti en fonction du type d'élément finis utilisé (Maillage M1, critère de von Mises et écrouissage de Voce).

La figure 2.29 confronte, pour chaque type d'élément et en fonction du coefficient de frottement ( $\mu$ ), les épaisseurs prédites avec le maillage M1 et les résultats expérimentaux des profils d'épaisseur. On observe sur ces graphiques une bonne correspondance entre les résultats numériques et expérimentaux bien que l'élément SC8R prédise moins bien les zones d'amin-

## CHAPITRE 2. Emboutissage à température ambiante

cissement tout en décrivant correctement la tendance générale. Par ailleurs, il s'est avéré que le nombre de points d'intégration dans l'épaisseur pour un maillage composé d'éléments SC8R n'a quasiment pas d'influence sur les résultats de la force d'emboutissage ou de la prédiction des épaisseurs.

Cependant, d'après la figure 2.30, leur nombre a une certaine influence sur l'ouverture de l'anneau, déterminant le retour élastique post-emboutissage. On peut voir sur cet histogramme que l'augmentation du nombre de points d'intégration dans l'épaisseur d'un élément SC8R a tendance à diminuer la valeur du retour élastique pour un maillage donné. Cela pourrait s'expliquer par une « rigidification » plus prononcée de l'élément pour un faible nombre de points d'intégration. D'un autre côté, une discrétisation plus fine augmente la valeur du retour élastique quel que soit le type d'élément fini utilisé. Il en est de même pour le coefficient de frottement qui en augmentant donne une ouverture d'anneau plus grande. Les prédictions numériques d'ouverture d'anneau sont toutes du bon ordre de grandeur et proche de la valeur moyenne expérimentale de 6 mm. Pour autant, les différentes densités de maillage et les deux types d'éléments testés, génèrent des temps de simulation très variables (figure 2.31). Un facteur d'environ 4,6 est obtenu entre les temps de simulation des maillages M1 et M2 pour les deux types d'élément fini testés et pour un maillage donné, ce facteur est de 4,15 entre les éléments SC8R et C3D8I.

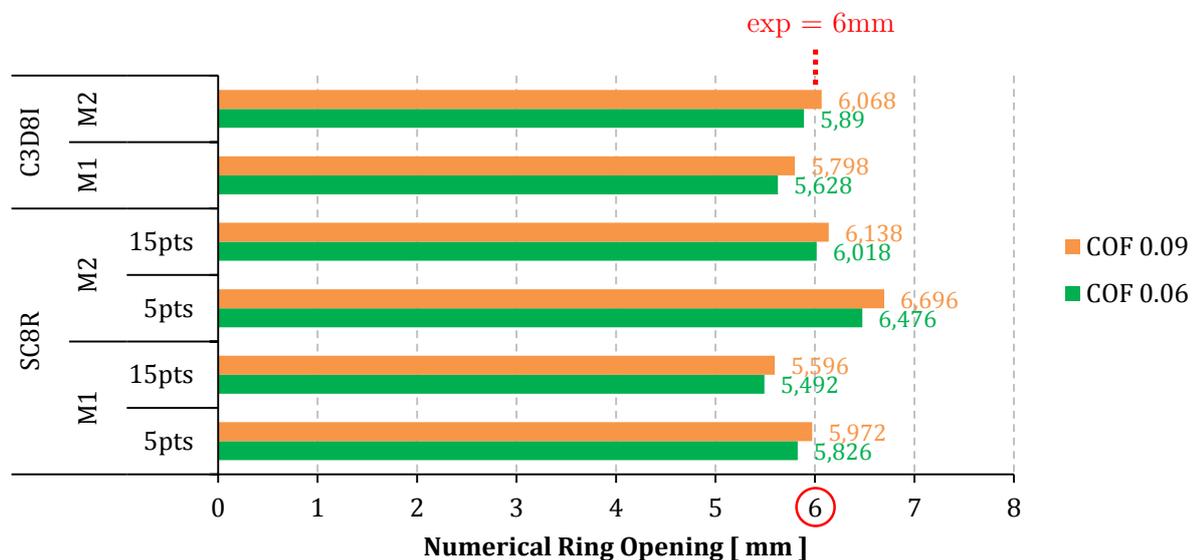


FIGURE 2.30 – Influence du type d'élément finis utilisé sur l'ouverture de l'anneau (Critère de von Mises et écrouissage de Voce).

Les barres d'erreur indiquées sur la figure 2.31 représentent les temps de calcul minimum et maximum tandis que les valeurs correspondent aux temps moyens. Pour l'élément SC8R, ces barres d'erreur tiennent compte de la variation du coefficient de frottement (0,06 et 0,09) et du nombre de points d'intégration dans l'épaisseur (5 et 15 points) alors que pour l'élément C3D8I seul le coefficient de frottement varie. Les éléments SC8R sont donc très rentables d'un point de vue qualité/coût puisque la totalité des résultats expérimentaux sont correctement simulés avec ce type d'élément. Toutefois, les résultats obtenus avec les éléments C3D8I sont plus précis si l'on se base sur la prédiction des épaisseurs de l'embouti.

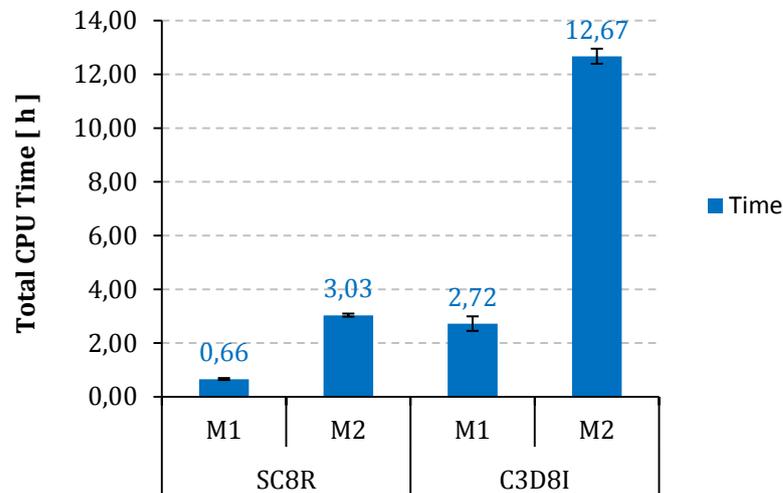


FIGURE 2.31 – Influence du type d'élément finis utilisé sur le temps de calcul (Critère de von Mises et écoulement de Voce).

### 2.3.5 Influence de la loi de comportement et du critère de plasticité

La loi d'érouissage et le critère de plasticité, qui définissent le comportement du matériau, jouent un rôle important dans la prédiction des différents résultats obtenus lors de la simulation numérique des procédés. Il est analysé, dans cette section, l'influence du choix de ces modèles de comportement sur les résultats de mise en forme et de retour élastique. Le maillage M2 et le type d'élément SC8R avec 15 points d'intégration dans l'épaisseur (SC8R-15pts) sont fixés pour cette étude.

#### Loi d'érouissage

La loi d'érouissage permet de décrire l'évolution de la surface de charge. La comparaison est ici réalisée entre deux lois d'évolution macroscopique saturantes de type phénoménologique : les lois de Voce et de Hockett-Sherby (équations 2.7 et 2.8), couplées au critère de plasticité isotrope de von Mises. La figure 2.32 présente la confrontation des résultats d'effort d'emboutissage obtenus en fonction de la loi d'érouissage utilisée avec le résultat expérimental. La corrélation est excellente jusqu'à 12 mm de déplacement de poinçon, pour les deux lois d'érouissage avec un coefficient de frottement de 0,06. Dans la partie étirage, on obtient une meilleure estimation du niveau d'effort pour la loi de Hockett-Sherby et un coefficient de frottement de 0,06. En revanche, pour les ouvertures numériques d'anneau, présentées figure 2.33, la loi de Voce est celle qui se rapproche au mieux du résultat expérimental, les ouvertures prédites par la loi de Hockett-Sherby étant plus élevées. Ce résultat est cohérent avec la figure 2.23 montrant, pour des déformations supérieures à 0.2, que la loi de Hockett-Sherby présente des valeurs de contrainte plus élevées, ce qui a pour effet d'augmenter le retour élastique.

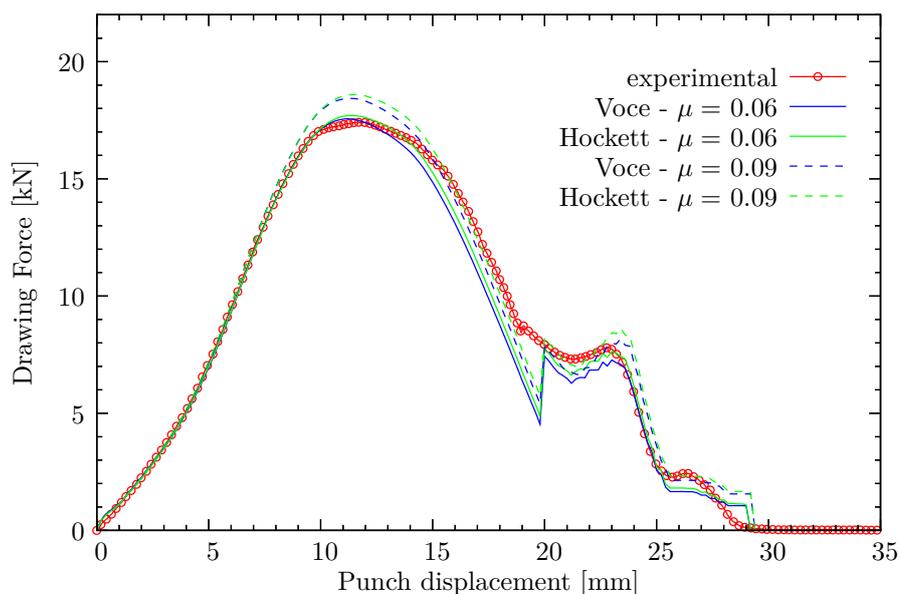


FIGURE 2.32 – Courbes force-déplacement de poinçon montrant l'influence de la loi d'érouissage sur l'effort d'emboutissage (Maillage M2, critère de von Mises et élément SC8R-15pts).

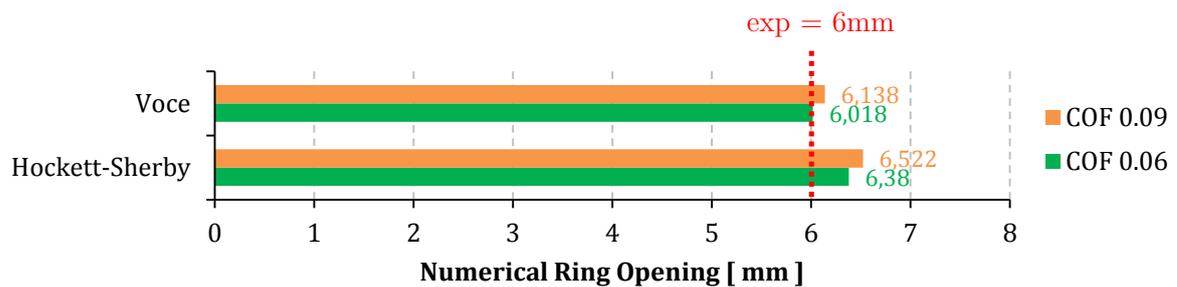


FIGURE 2.33 – Influence de la loi d'écouissage utilisée sur l'ouverture de l'anneau (Maillage M2, critère de von Mises et élément SC8R-15pts).

### Critère de plasticité

Le critère de plasticité est utilisé pour représenter la surface de charge et définir le caractère, isotrope ou anisotrope, de l'écoulement plastique du matériau. La comparaison présentée sur la figure 2.34 confronte les résultats d'effort d'emboutissage obtenus avec le critère isotrope de von Mises et le critère orthotrope de Hill48, pour un écouissage isotrope de type Hockett-Sherby. On constate alors que la prise en compte de l'anisotropie du comportement modifie uniquement les efforts dans la partie étirage du procédé. Cela peut s'expliquer, pour le critère de Hill48, par une évolution des épaisseurs qui surestime les résultats expérimentaux, comme observé sur la figure 2.35. Par rapport au critère de von Mises, les épaisseurs obtenues avec le critère de Hill48 (différentes selon les directions du plan de la tôle) sont plus importantes, ce qui entraîne une augmentation de l'effort de mise en forme lors de l'opération d'étirage. Enfin, il est observé que l'ordre des courbes suivant les orientations RD, DD et TD respectent l'ordre observé expérimentalement.

La figure 2.36 présente l'évolution du diamètre extérieur du godet au cours de l'emboutissage en fonction du déplacement de poinçon, traduisant ainsi l'avalement de la tôle au cours du procédé. Les mesures du diamètre extérieur du godet, suivant la direction de laminage, ont été effectuées avec un pied à coulisse à partir des essais interrompus décrits sur la figure 2.11 (Classic Cups) et d'autre part, avec les godets issus des mesures ARAMIS ayant permis de déterminer les diagrammes FLD des figures 2.17 et 2.18. Les résultats numériques sont en accord avec les valeurs expérimentales mesurées. Le critère anisotrope prédit un avalement, suivant la direction de laminage, légèrement plus important que le critère isotrope tandis que l'influence du coefficient de frottement entre 0,06 et 0,09 est quasiment insignifiante. On observe également que le critère de von Mises prédit mieux le diamètre du godet sur les quinze premiers millimètres de déplacement de poinçon alors que le critère de Hill48 devient plus précis après 20 mm de déplacement de poinçon.

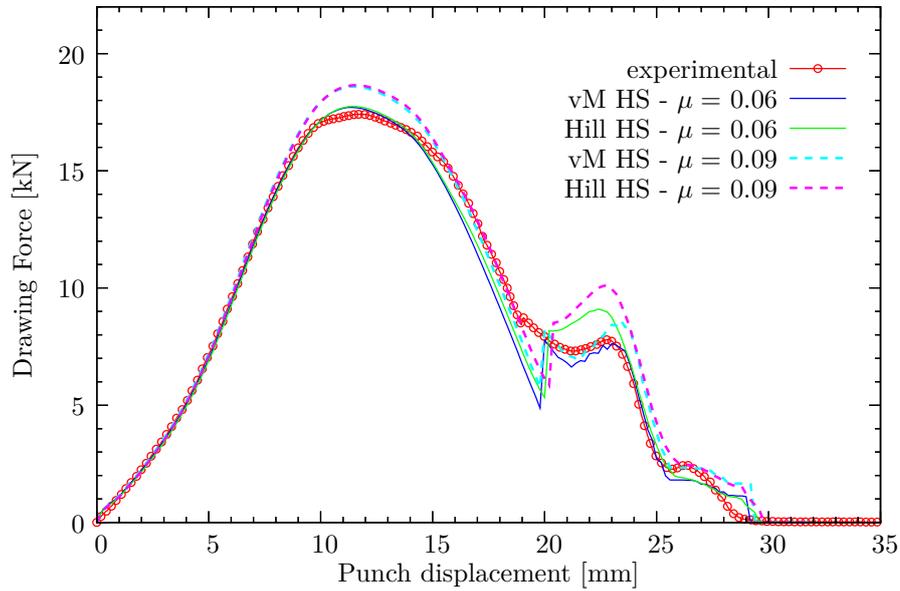


FIGURE 2.34 – Courbes force-déplacement de poinçon montrant l’influence du critère de plasticité sur l’effort d’emboutissage (Maillage M2, élément SC8R-15pts et un écoulement de Hockett-Sherby).

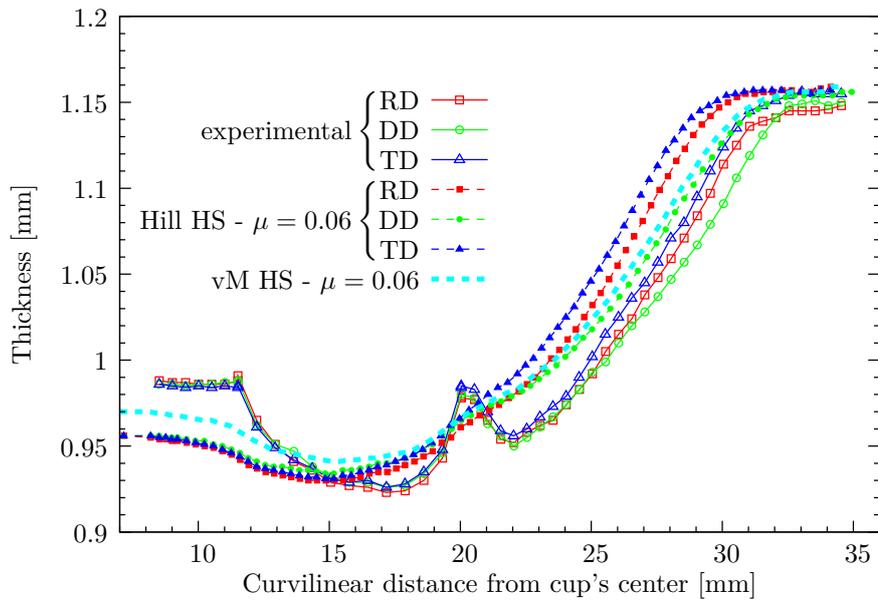


FIGURE 2.35 – Évolutions de l’épaisseur de l’embouti en fonction du critère de plasticité utilisé (Maillage M2, élément SC8R-15pts et un écoulement de Hockett-Sherby).

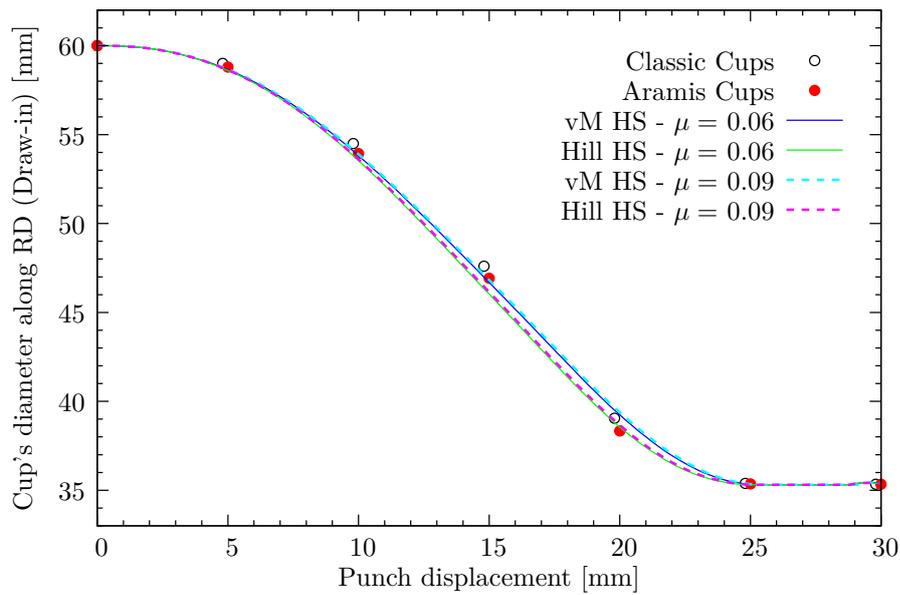


FIGURE 2.36 – Évolution du diamètre du godet en cours d'emboutissage montrant l'influence du critère de plasticité (Maillage M2, élément SC8R-15pts et un écrouissage de Hockett-Sherby).

Les résultats de cornes d'emboutissage présentés sur la figure 2.37 montrent que le critère de Hill48 arrive à prédire correctement la position des cornes même si les amplitudes sont sous-estimées. On note qu'une élévation du coefficient de frottement conduit à une augmentation de la hauteur du godet quel que soit le critère choisi.

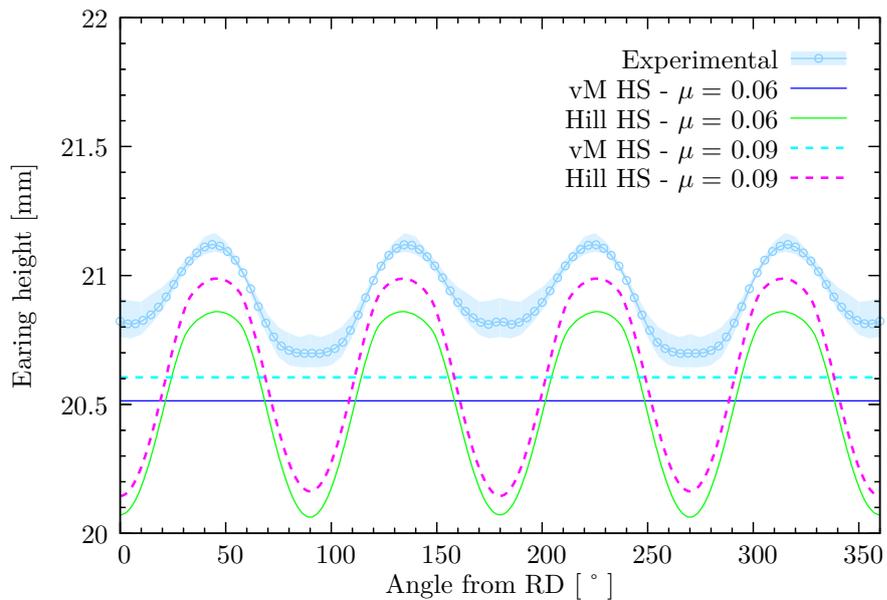


FIGURE 2.37 – Influence du critère de plasticité sur l'effet de corne (Maillage M2, élément SC8R-15pts et un écrouissage de Hockett-Sherby).

Les ouvertures numériques d’anneau présentées sur la figure 2.38 montrent que le critère de Hill48 n’est pas apte à décrire correctement le retour élastique, sans doute à cause d’une mauvaise prédiction de l’état des contraintes dans l’anneau pour ce critère (le critère de Hill48 est en effet connu pour ne pas reproduire correctement le comportement de matériaux pour lesquels  $r < 1$  [Laurent et al., 2010, Grèze et al., 2010]). En revanche, le critère isotrope de von Mises est en accord avec le résultat expérimental d’ouverture d’anneau mais ne permet pas de prédire, par définition, les cornes d’emboutissage.

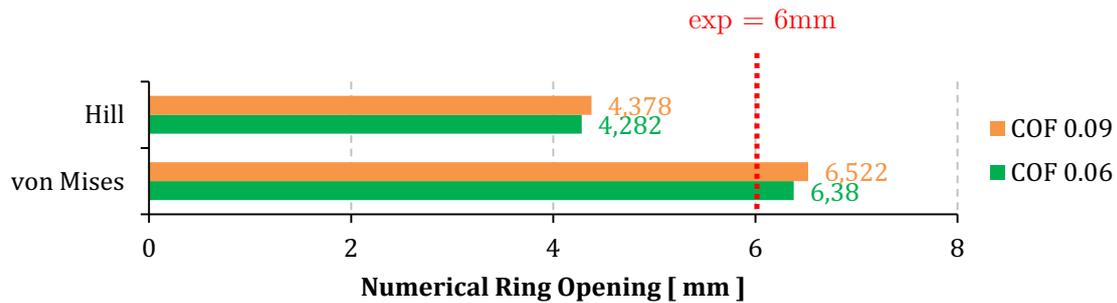


FIGURE 2.38 – Ouverture de l’anneau en fonction du critère de plasticité utilisé (Maillage M2, élément SC8R-15pts et un écrouissage de Hockett-Sherby).

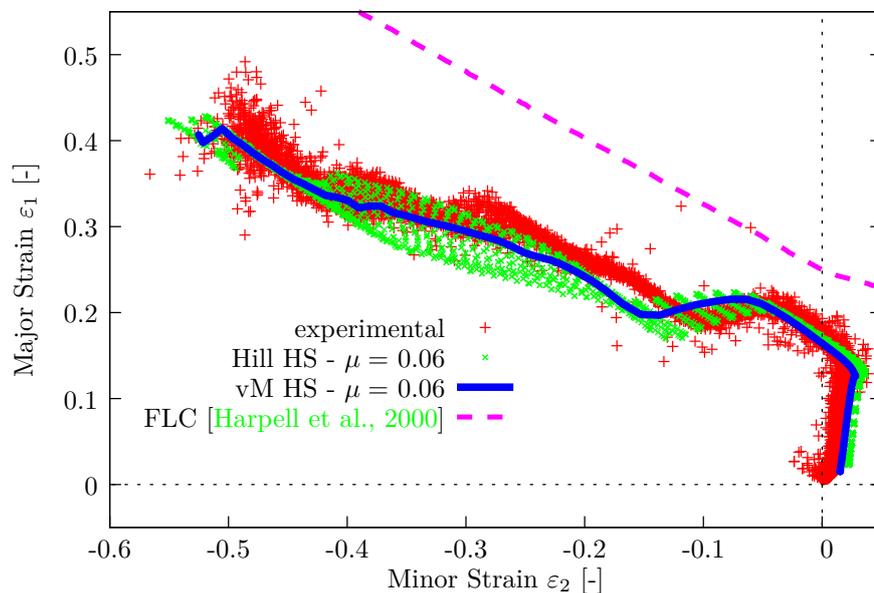


FIGURE 2.39 – Diagramme FLD expérimental et simulés comparés à 30 mm de déplacement de poinçon (Maillage M2, élément SC8R-15pts et un écrouissage de Hockett-Sherby).

Finalement, la figure 2.39 compare les états de déformation en peau externe du godet en comparant le résultat expérimental, issu des mesures de champs, aux résultats obtenus avec les deux critères de plasticité. Il apparaît que l’état de déformation final est assez bien prédit par les deux critères, ce qui confirme que la mauvaise prédiction du retour élastique par le critère

de Hill48 est due à une mauvaise estimation de la répartition des contraintes internes dans l'anneau.

### 2.3.6 Influence du diamètre intérieur de la matrice

En emboutissage, les dimensions géométriques des outils ont un impact direct sur la forme finale des pièces fabriquées. Ainsi, les modifications de dimensions dues à l'usure des outils ou tout simplement les tolérances d'usinages peuvent impacter les résultats expérimentaux. Dès lors, les résultats numériques, obtenus avec les cotes théoriques des outils et des conditions aux limites « parfaites », peuvent être légèrement erronés en comparaison des résultats expérimentaux, car les conditions numériques et expérimentales ne sont pas comparables. Nous nous intéressons dans cette section à l'influence du diamètre intérieur de la matrice sur les résultats d'emboutissage ainsi que sur le retour élastique. Les paramètres fixés sont le maillage M2, la loi d'érouissage de Hockett-Sherby et un coefficient de frottement de 0.06.

La figure 2.40 présente les résultats expérimentaux obtenus pour deux différents diamètres de matrice. La première matrice, de diamètre  $\phi_1 = 35,30$  mm, correspond au diamètre utilisé jusqu'à présent (mesuré sur la matrice du jeu d'outil original) et la seconde, de diamètre  $\phi_2 = 35,25$  mm (diamètre théorique), correspond à la matrice neuve fabriquée pour le dispositif d'emboutissage en température, qui sera détaillé dans le chapitre 3. On constate sur ce graphique qu'un écart de 5 centièmes de millimètre sur la valeur du diamètre d'ouverture de la matrice engendre un écart maximal de 3 kN sur l'effort de mise en forme dans la partie étirage du procédé.

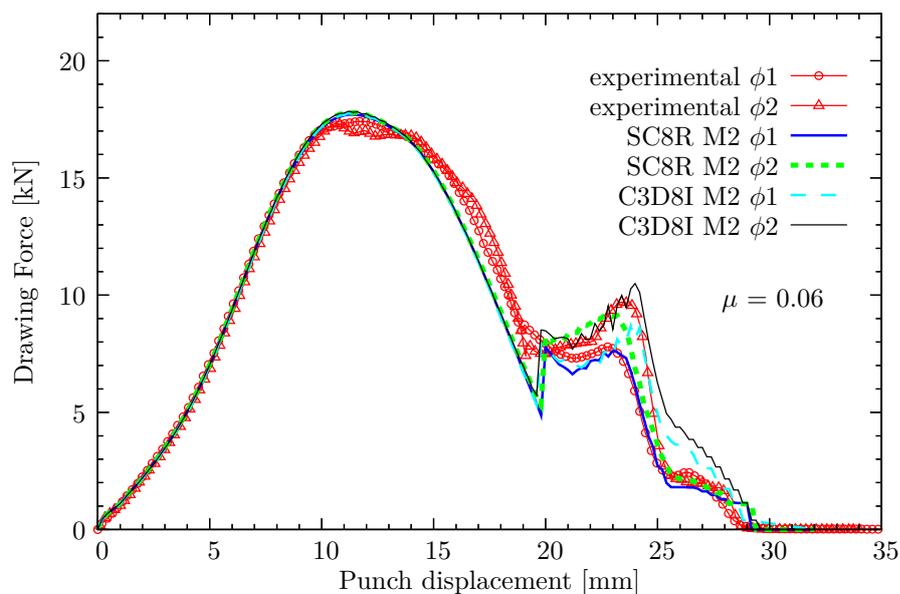


FIGURE 2.40 – Courbes force-déplacement de poinçon montrant l'influence du diamètre intérieur de la matrice sur les efforts d'emboutissage expérimentaux et numériques (Maillage M2, élément SC8R-15pts et un érouissage de Hockett-Sherby).

Les résultats numériques obtenus pour le critère de von Mises, avec les éléments SC8R et C3D8I, sont également comparés aux résultats expérimentaux, pour les deux diamètres de matrice. On observe que les prédictions numériques sont équivalentes jusqu'à la partie étirage du procédé, quel que soit le diamètre utilisé. Le diamètre de la matrice a donc très peu d'influence sur les résultats de la partie emboutissage. Dans la partie en étirage, les efforts obtenus avec l'élément SC8R semblent plus proches des résultats expérimentaux que ceux obtenus avec l'élément C3D8I, qui surestime légèrement les efforts d'étirage de la collerette. Les ouvertures d'anneau obtenues pour les simulations de la figure 2.40 sont présentées sur l'histogramme de la figure 2.41. On note alors peu de variation de la valeur du retour élastique de l'anneau en fonction du diamètre intérieur de la matrice. Cela indique que la partie étirage du procédé a peu d'influence sur l'étape de retour élastique. Les contraintes internes générées lors du pliage du flan, sur le rayon de la matrice, sont donc globalement les seules à induire le retour élastique car la région de l'anneau ne subit pas de changement significatif de mise en forme entre les deux diamètres de matrice étudiés. Cela est d'ailleurs en accord avec la prédiction des efforts de mise en forme où seule la partie *ironing* du procédé est impactée.

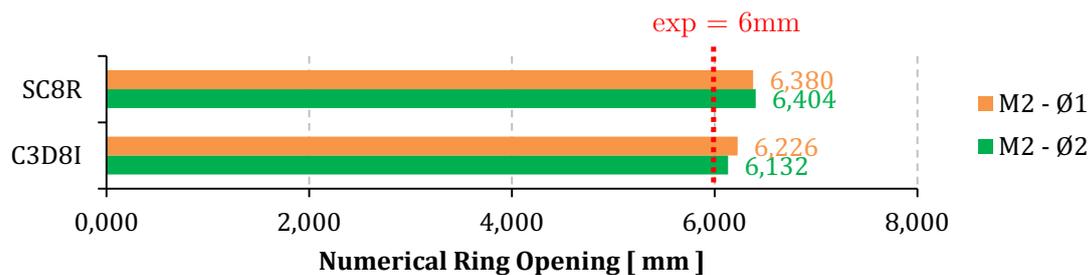


FIGURE 2.41 – Ouverture de l'anneau en fonction du diamètre intérieur de la matrice (Maillage M2, élément SC8R-15pts et un écrouissage de Hockett-Sherby).

En revanche, il apparaît sur la figure 2.42 que le diamètre intérieur de la matrice possède une certaine influence sur les temps de calcul. On remarque, sur cet histogramme, qu'un diamètre plus faible engendre des difficultés de convergence et donc des temps de calcul plus importants car les conditions cinématiques, plus contraignantes, conduisent à un étirage plus conséquent. Pour des simulations avec un critère de plasticité anisotrope, générant des épaisseurs variables suivant les différentes orientations du plan de la tôle, on se rend compte que la gestion du contact sera plus complexe, ce qui aura également pour effet de générer des temps de calcul beaucoup plus longs. Enfin, il apparaît que l'élément SC8R, pour lequel les simulations ont été effectuées avec un seul élément dans l'épaisseur, est bien plus avantageux en termes de temps de calcul que l'élément C3D8I, avec lequel 3 couches d'éléments sont utilisées. Cela a bien sûr pour effet d'augmenter considérablement le nombre de degrés de liberté et par conséquent le temps des calculs.

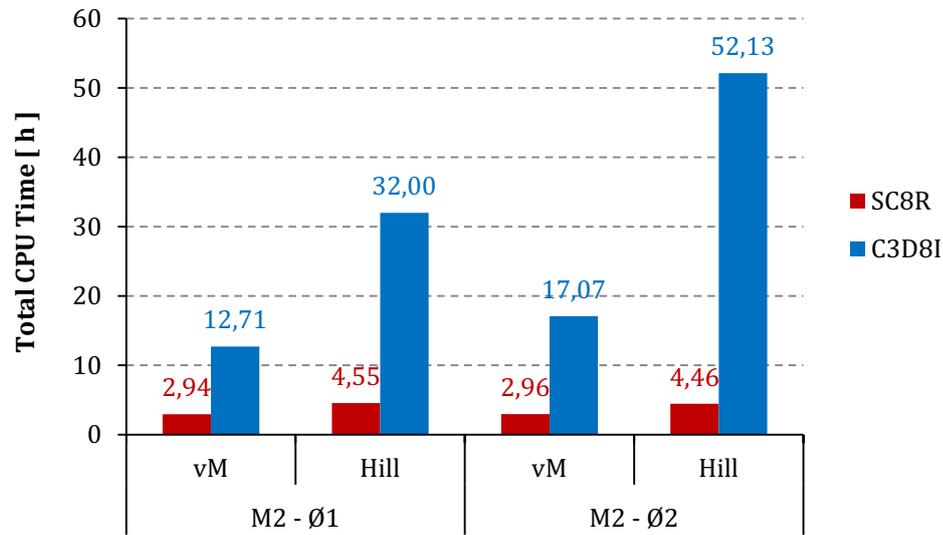


FIGURE 2.42 – Influence du diamètre intérieur de la matrice sur le temps de calcul.

Toutefois, les simulations réalisées avec les éléments C3D8I permettent (comme dans le cas des prédictions d'épaisseurs) de rendre l'analyse plus fine. Ainsi, en fin d'avalement sous serre-flan, au moment où les cornes d'emboutissage restent seules en contact entre le serre-flan et la matrice, celles-ci sont écrasées au niveau de l'arête intérieure, comme le montre la figure 2.43.

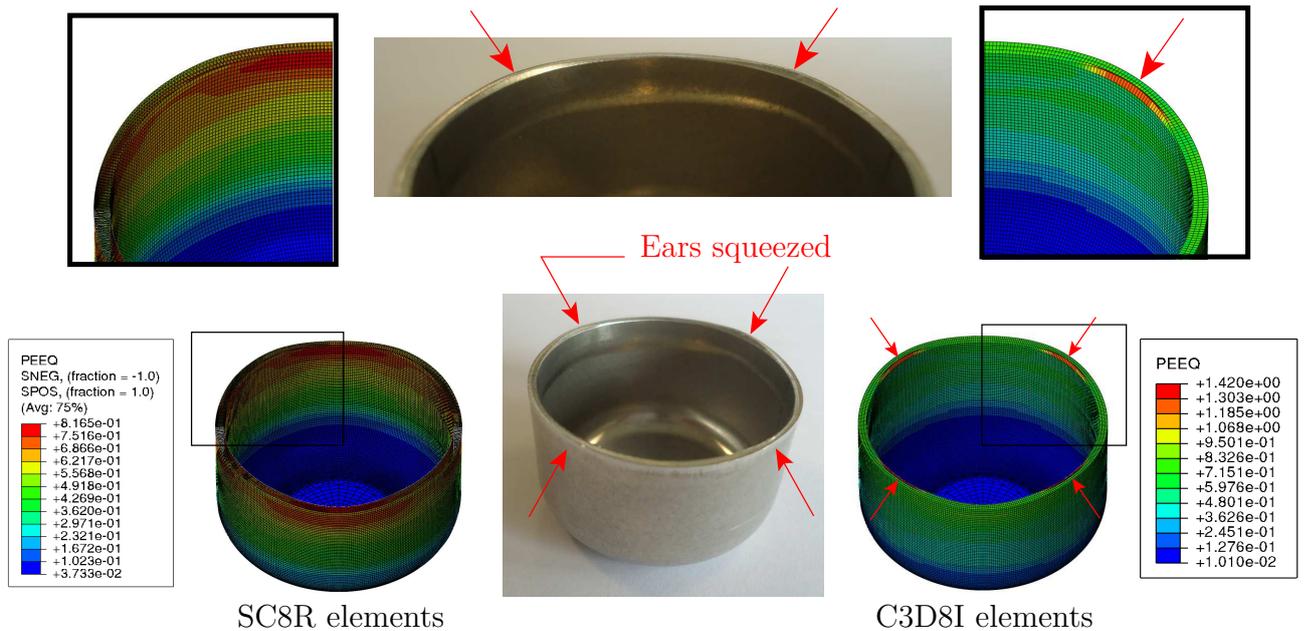


FIGURE 2.43 – Vue de détail des cornes d'emboutissage montrant l'écrasement de l'arête interne du godet prédit par les simulations utilisant l'élément C3D8I.

Ce résultat, non prédit par les éléments coques SC8R, est pris en compte par la modélisation utilisant des éléments C3D8I. Ceci provient du fait qu'un seul élément SC8R est utilisé dans l'épaisseur de la tôle, ce qui ne permet pas de reproduire ce type de distorsion au niveau de l'arête (l'élément SC8R étant à interpolation linéaire). Cela peut donc finalement expliquer que les simulations utilisant l'élément C3D8I coûtent plus cher en temps de calcul puisqu'elles permettent de reproduire ce détail, correspondant à la réalité.

### **2.3.7 Bilan**

Cette partie a montré, dans le cas d'un emboutissage de godet, l'influence de plusieurs paramètres (numériques, matériaux et géométriques) sur les résultats de simulation. Dans un premier temps, il a été montré que le type d'élément S4R (coque classique à intégration réduite) n'est pas adapté à la simulation de ce procédé d'emboutissage avec étape d'étirage.

Puis, il a été observé qu'une discrétisation plus fine du maillage conduit à une meilleure description de l'effort d'emboutissage dans la phase d'étirage du procédé et à une augmentation du retour élastique quel que soit le type d'élément fini utilisé. D'autre part, les lois d'écrouissage de Voce et Hockett-Sherby couplées au critère isotrope de von Mises offrent des résultats très proches avec une meilleure description des efforts d'emboutissage pour la loi de Hockett-Sherby et une meilleure évaluation du retour élastique pour la loi de Voce. Bien que le critère de Hill48 soit connu pour avoir des difficultés à reproduire correctement le comportement des matériaux pour lesquels les coefficients d'anisotropie plastique sont inférieurs à 1, il apparaît que celui-ci prévoit correctement la position des cornes d'emboutissage ainsi que l'ordonnancement des épaisseurs des trois orientations étudiées par rapport à la direction de laminage. Le critère de plasticité de Hill48 possède, par ailleurs, une forte influence sur les résultats d'effort d'emboutissage dans la phase d'étirage du procédé. Son utilisation pour la prédiction du retour élastique est insuffisante, a contrario du critère de von Mises. L'influence du diamètre intérieur de la matrice a aussi été étudiée. Les éléments C3D8I sont beaucoup plus sensibles que les éléments SC8R, aux conditions de contact imposées par la cinématique de l'essai et la géométrie des outils. Le diamètre intérieur de la matrice a numériquement peu d'influence sur la valeur de retour élastique.

Il ressort finalement de cette étude que l'élément SC8R, de type coque solide, est un élément fiable permettant une bonne prédiction des résultats expérimentaux dans le cadre de la simulation des opérations de mise en forme par emboutissage. Il permet d'obtenir des temps de simulation beaucoup plus courts qu'avec l'élément solide C3D8I tout en permettant l'obtention de résultats de qualité. L'élément C3D8I reste toutefois plus précis, notamment dans la description des épaisseurs du godet et dans la prédiction de l'écrasement des cornes d'emboutissage, mais pour un coût de simulation beaucoup plus conséquent.

## 2.4 Essais d'emboutissage Erichsen

La partie précédente a permis de valider l'identification des paramètres des lois constitutives, identifiées à partir d'un simple essai de traction. Elle a aussi permis de déterminer les paramètres numériques (type d'élément, densité de maillage, coefficient de frottement) en affinant la corrélation expérience/simulation sur un essai d'emboutissage ayant pour principal mode de déformation le rétreint. Il est proposé dans cette partie d'étudier les résultats obtenus pour une autre sollicitation, de type biaxiale, en conservant les paramètres optimums déterminés au cours de la partie précédente.

### 2.4.1 Principe de l'essai

L'essai Erichsen est un essai d'expansion sur poinçon hémisphérique. Il dispose d'un jonc de retenue pour limiter l'avalement du flan au cours de l'emboutissage et permet d'appliquer une sollicitation de type biaxiale au centre de l'embouti. Cet essai permet, au même titre que l'essai Jovignot (expansion equibiaxiale par pression hydraulique encore appelé « *bulge test* »), de déterminer le coefficient d'expansion biaxiale :

$$r_b = \frac{\varepsilon_T}{\varepsilon_L} \quad \text{avec} \quad \varepsilon_T = \ln\left(\frac{d_T}{d_0}\right) \quad \text{et} \quad \varepsilon_L = \ln\left(\frac{d_L}{d_0}\right) \quad (2.9)$$

L et T étant respectivement les directions longitudinale et transversale vis-à-vis de la RD,  $d_0$  la longueur initiale,  $d_L$  et  $d_T$  les longueurs courantes dans les directions longitudinale et transverse.

Ce dispositif permet donc de caractériser l'anisotropie du matériau pour une sollicitation biaxiale sachant que le trajet de déformation au sommet de l'embouti doit, pour un matériau isotrope, suivre une pente égale à 1 ( $\varepsilon_1 = \varepsilon_2$ , cf. figure 2.2). Toutefois, contrairement à l'essai Jovignot, l'essai Erichsen possède l'inconvénient d'appliquer la sollicitation par le biais d'un poinçon et donc d'introduire un frottement difficile à ajuster en simulation numérique. Enfin, cet essai est également utilisé pour prédire la formabilité des matériaux en mesurant la hauteur maximale de l'embouti avant rupture LDH (pour *Limiting Dome Height*) [Yoshida et al., 1995, Wang et al., 2012], au même titre que la valeur du LDR pour le test d'emboutissage de godet.

Afin de déterminer le coefficient  $r_b$ , des mesures de champ de déformation ont été réalisées au cours de l'essai avec le système ARAMIS. Ces résultats expérimentaux viennent compléter la base de données expérimentale déjà constituée pour l'alliage d'aluminium AA5754-O. La simulation numérique de cet essai a finalement permis d'évaluer la validité des paramètres retenus, au cours de l'essai précédent, pour cet autre type de sollicitation.

### 2.4.2 Description du dispositif et des conditions d'essais

Les essais Erichsen ont été réalisés sur la machine BUP200. L'outillage nécessaire à cet essai de mise en forme se compose d'une matrice, d'un serre-flan et d'un poinçon hémisphérique de diamètre 60 mm (figure 2.44). La matrice et le serre-flan possèdent un jonc de retenue commun permettant d'éviter l'avalement du flan. Le diamètre intérieur de la matrice est de 65 mm et son rayon d'entrée est de 5 mm. Un effort de serre-flan de 25 kN est appliqué pour former le jonc de retenue en début d'essai puis pour maintenir le flan et restreindre au maximum l'avalement sous serre-flan pendant l'essai. En plus de l'huile de lubrification (Numisheet2002 - Yushiro Former FD-1500), une feuille de polypropylène de 0,1 mm d'épaisseur a été placée entre le poinçon et la tôle, de manière à diminuer le coefficient de frottement entre ces deux éléments. Le dispositif ARAMIS (4M) filme en stéréo (deux caméras vidéos de 8-bit de niveau de gris, pour une résolution de  $2048 \times 2048$  pixels<sup>2</sup> à 5Hz) le déplacement d'un mouchetis préalablement peint à la surface de la tôle. Au cours de ces essais, la totalité de la zone utile du flan est observable par les deux caméras permettant une observation complète du dôme de l'embouti jusqu'à la rupture. Une taille de fenêtre de corrélation de 20 pixels<sup>2</sup> avec un recouvrement de 6 pixels (30%) a été choisie pour effectuer les mesures de champ de déformation. Le facteur d'échelle de cette mesure étant alors d'environ 23 pixels/mm.

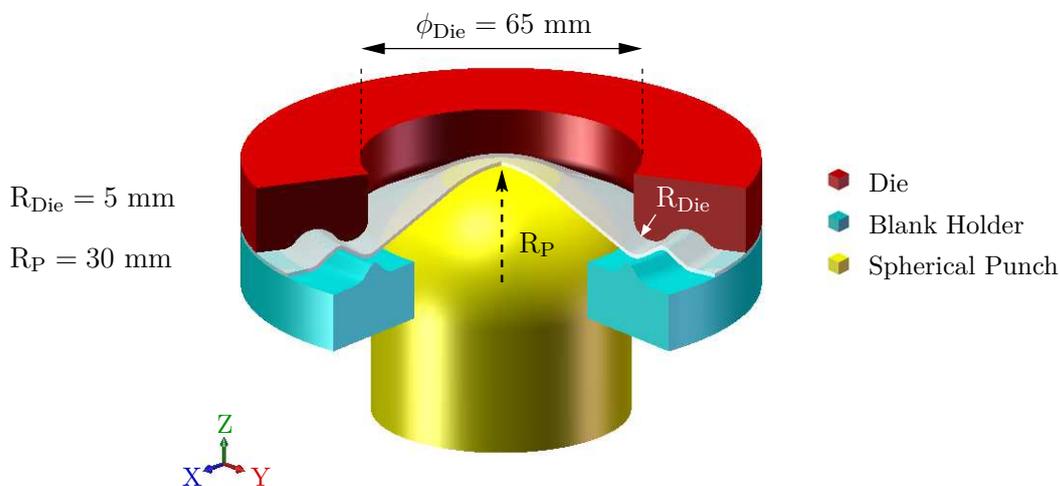


FIGURE 2.44 – Schéma de l'essai d'emboutissage Erichsen.

### 2.4.3 Analyse des résultats expérimentaux

#### Efforts d'emboutissage

Les essais Erichsen ont systématiquement été effectués jusqu'à la rupture de la tôle. Les courbes d'effort d'emboutissage, présentées sur la figure 2.45 en fonction du déplacement du

poinçon, montrent une excellente reproductibilité. Le niveau d'effort atteint est de 25-27 kN pour un déplacement de poinçon de 23-25 mm.

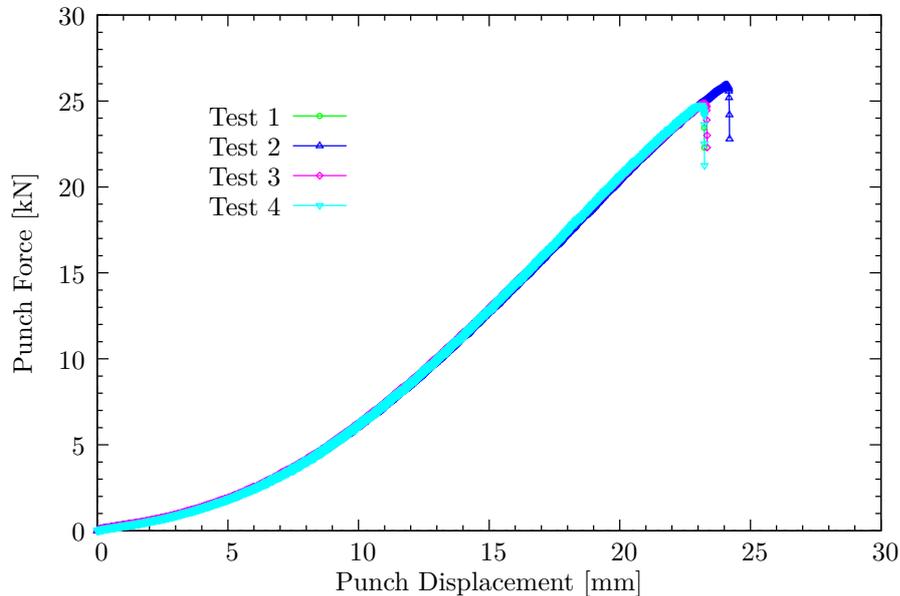


FIGURE 2.45 – Courbes force-déplacement de poinçon des essais d'emboutissage Erichsen.

### Trajets de déformation

Les trajets de déformation appliqués par le poinçon hémisphérique au sommet de l'embouti ont pu être mesurés avec le dispositif ARAMIS et sont présentés sur la figure 2.46. Bien que l'on observe une très bonne reproductibilité des essais, on remarque que le trajet de déformation suivi au sommet de l'embouti n'est pas équi-biaxial en déformation puisque le coefficient directeur  $r_b = 0,868$  (pour rappel, si le matériau est isotrope  $r_b = 1$ ). Ce résultat est lié d'une part, à l'anisotropie du matériau mais surtout d'autre part, après observation des emboutis, à un avalement légèrement différent sous serre-flan suivant les directions du plan, malgré un effort de serre-flan de 25 kN. Cet avalement différent est causé par la forme initialement rectangulaire de la tôle, impliquant ainsi des conditions aux limites différentes suivant la direction de laminage (bord long) et la direction transverse (bord court).

### Mesures de champs de déformation

La figure 2.47 présente, à partir de l'essai Test 4 et en fonction du déplacement du poinçon, l'évolution de l'état de déformation de la face supérieure de l'embouti (nuage FLD). On observe que la sollicitation appliquée à la tôle est, sous le poinçon, de type biaxiale et que la partie libre, située entre la zone en contact avec le poinçon et le rayon d'entrée de matrice, est sollicitée en traction plane.

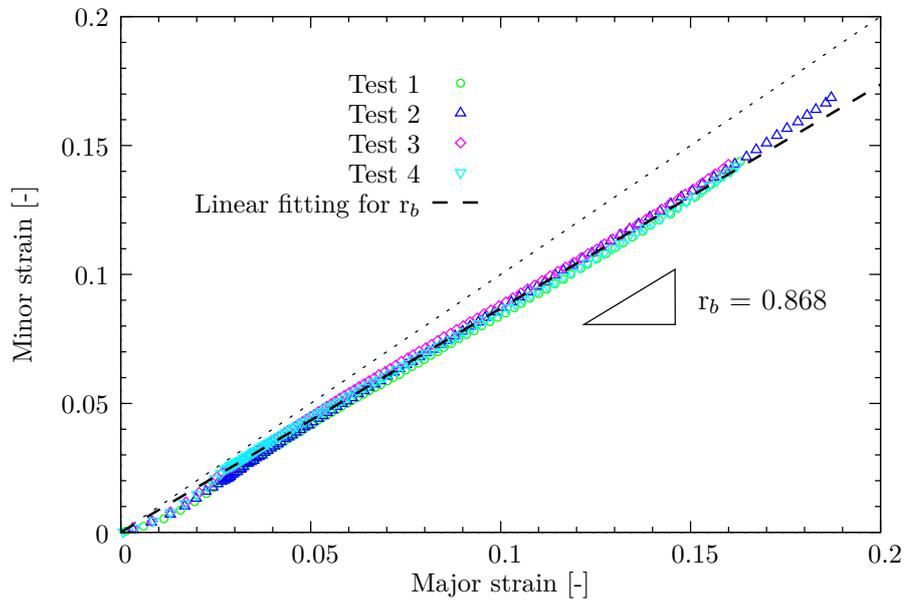


FIGURE 2.46 – Trajectoires de déformation au pôle de l’embouti pour les essais Erichsen et régression linéaire du nuage de points expérimental pour la détermination du coefficient  $r_b$  (Major strain correspond à  $\varepsilon_L$  et Minor strain à  $\varepsilon_T$ ).

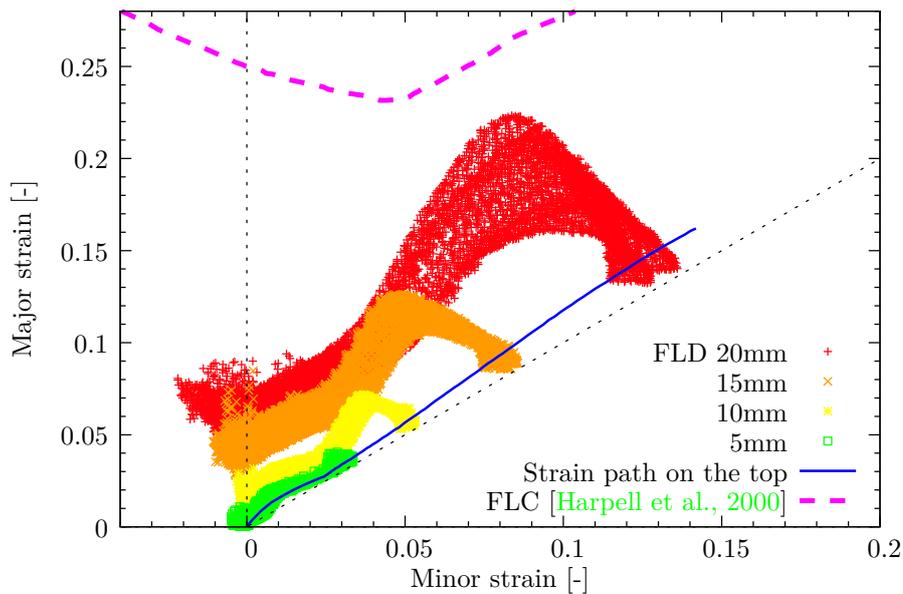


FIGURE 2.47 – Évolution du nuage FLD en fonction du déplacement du poinçon pour l’essai Erichsen Test 4.

### Observation de l'effet Portevin-Le Chatelier en emboutissage par expansion

Les mesures de champ de déformation ont permis de mettre en évidence la présence de bandes de localisation de la déformation au cours de la mise en forme de cet essai hors plan. La figure 2.49 présente différents champs de vitesse de déformation, en vue de dessus, extraits pour certaines valeurs de déplacement de poinçon de la figure 2.48. On y observe que l'effet PLC commence pour un déplacement de poinçon supérieur à 5 mm. Les bandes PLC naissent sous la forme d'arcs de cercle et se situent dans la partie libre de l'embouti, c'est-à-dire entre les zones où la tôle est en contact avec le poinçon ou le rayon d'entrée de matrice. Dans un premier temps, les bandes se propagent radialement tout en étant d'une intensité modérée. Puis, dans un second temps, leurs longueurs diminuent, leurs largeurs augmentent, l'intensité de la vitesse de déformation qu'elles contiennent semble croître et celles-ci se propagent de manière circonférentielle autour du centre de l'embouti à la manière d'un anticyclone. Le cercle présent depuis le début de l'essai et d'intensité maximale délimite la zone libre de la tôle de celle en expansion sous le poinçon. Il n'a pas été observé de bandes PLC dans cette partie en expansion sous le poinçon, les conditions de contact nuisant probablement à leur développement.

La largeur des bandes PLC a finalement pu être mesurée grâce au système ARAMIS. Elles sont de l'ordre de 1,2 mm à leur apparition (env. 5 mm de déplacement de poinçon) et augmentent jusqu'à 2 mm environ pour un déplacement de poinçon de 15 mm.

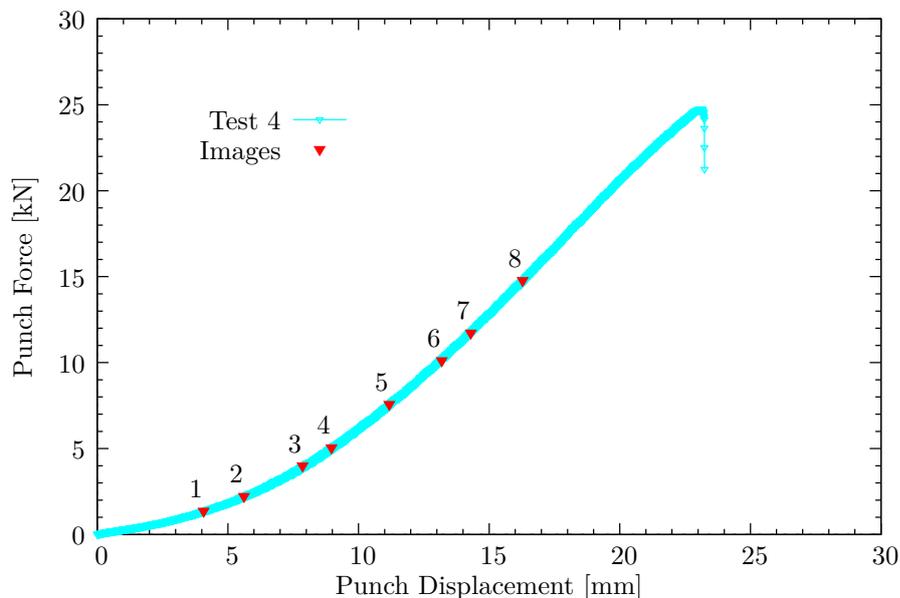


FIGURE 2.48 – Effort d'emboutissage de l'essai Test 4 avec les instants retenus pour observer les champs de la figure 2.49.

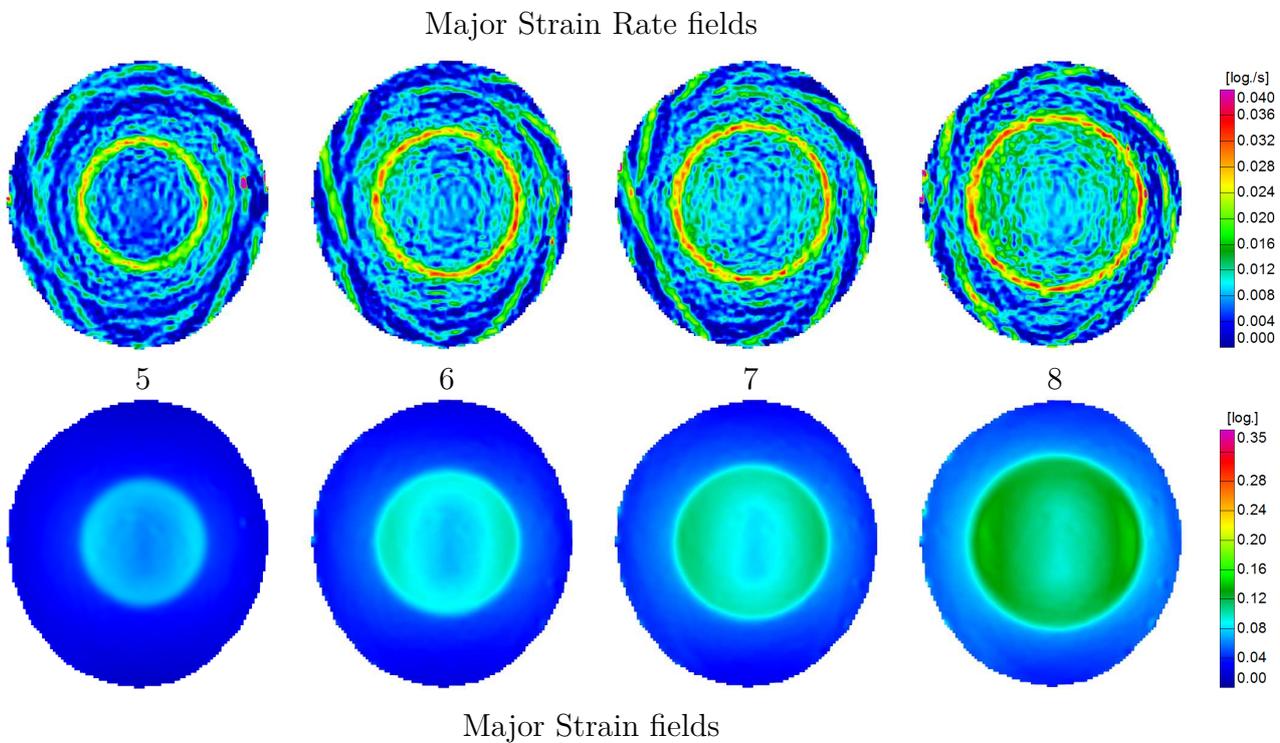
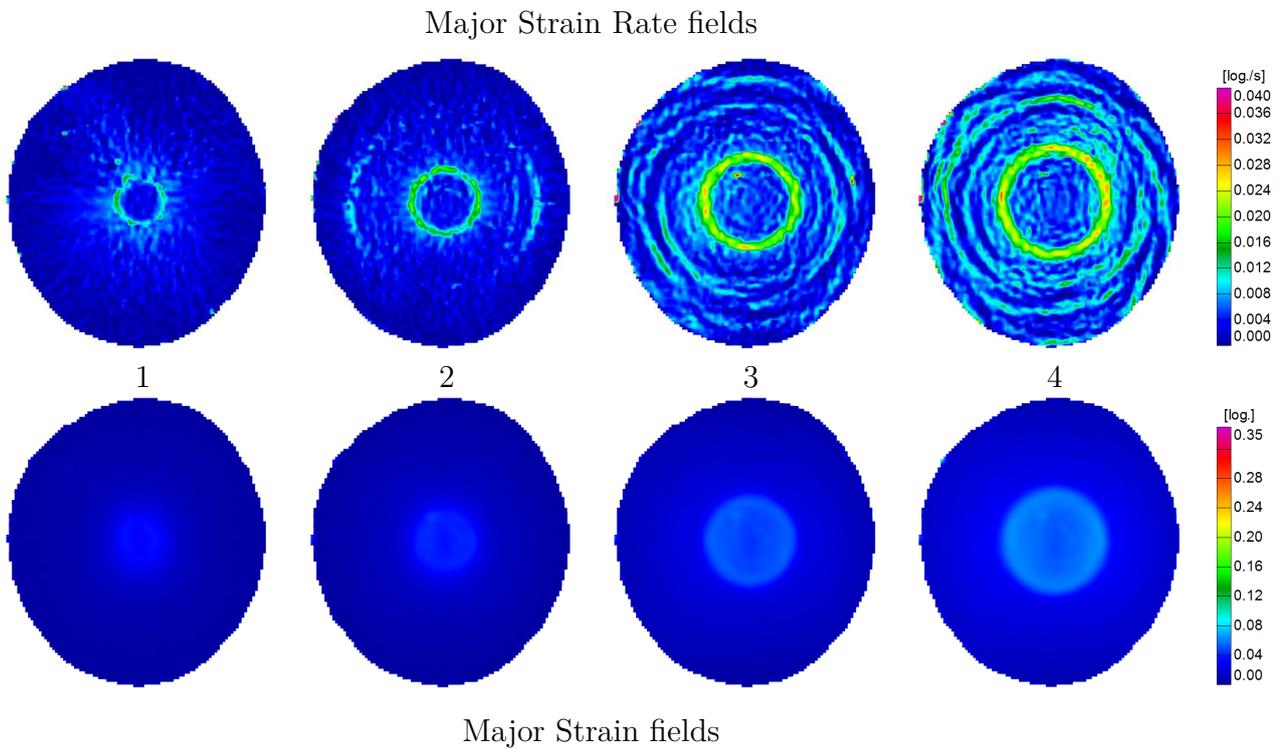


FIGURE 2.49 – Champs de déformation et de vitesse de déformation, associés aux puces de la figure 2.48 montrant l'apparition et la présence de bandes PLC au cours d'un essai Erichsen.

### 2.4.4 Simulation numérique de l'essai Erichsen

#### Modélisation de l'essai

La simulation de cet essai d'emboutissage a été réalisée en conservant une partie des paramètres numériques optimums déterminés dans la partie de l'emboutissage de godet. Ainsi, le coefficient de frottement  $\mu$  est fixé à 0,06. La même loi d'écroutissage isotrope de type Hockett-Sherby est conservée et est associée aux critères de von Mises et de Hill48 pour comparaison. Au vu des conditions de symétrie géométriques et matérielles, seul un quart du flan est modélisé. Le maillage utilisé pour la simulation de l'essai Erichsen est présenté sur la figure 2.50. Il est composé de 5156 éléments SC8R dont 2860 éléments sont situés dans la région du dôme et 1632 éléments dans la zone du jonc. La taille de maille moyenne est de 0,5 mm dans la partie qui constitue le dôme. Cette densité est équivalente à la densité du maillage M1 de l'étude précédente. Les outils sont modélisés par des surfaces analytiques rigides car ils sont considérés indéformables. Les conditions aux limites de symétrie sont appliquées suivant la direction de laminage (bord long,  $U_y = 0$ ) et la direction transverse (bord court,  $U_x = 0$ ).

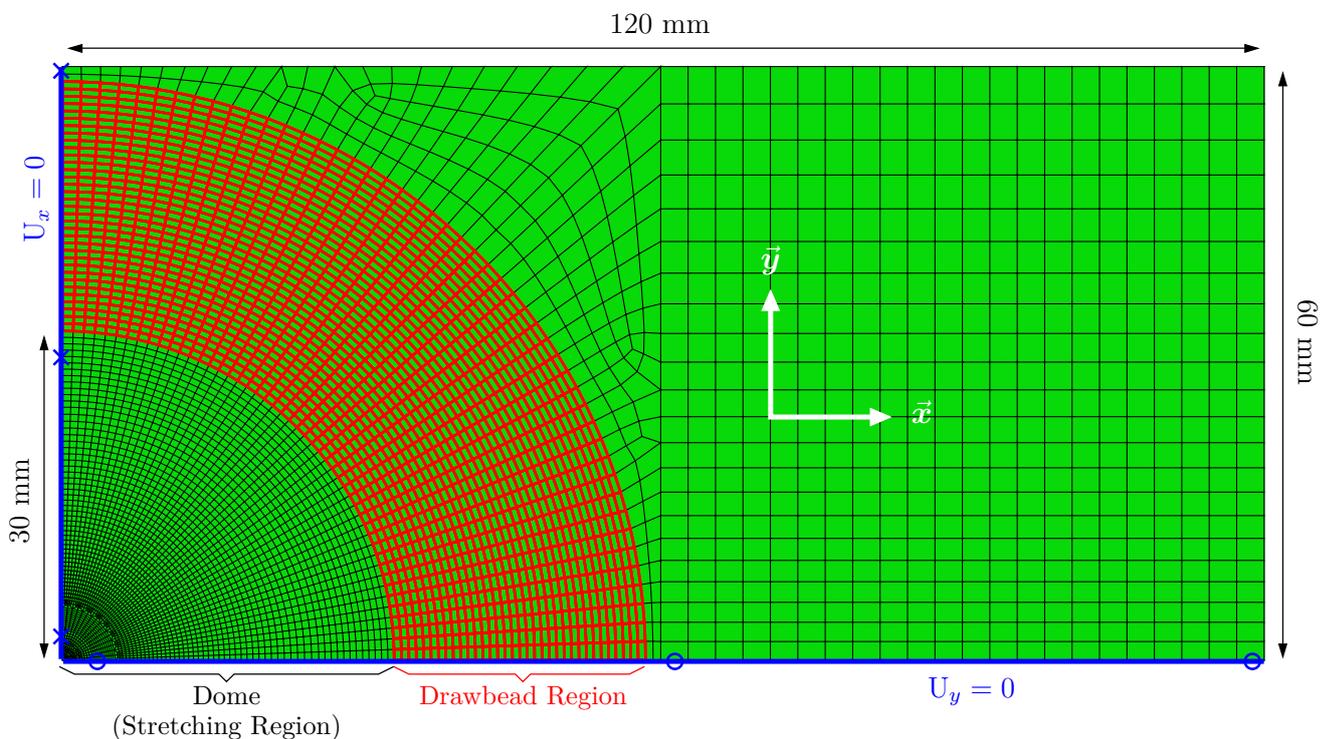


FIGURE 2.50 – Maillage utilisé pour la simulation de l'essai Erichsen

Analyse des résultats numériques et expérimentaux

La compararaison entre l'expérimental et les résultats numériques de l'effort de poinçon en fonction de son déplacement est présentée sur la figure 2.51. Il est intéressant de noter que le critère de plasticité de Hill48, qui prédisait une moins bonne réponse dans le cas de l'emboutissage de godet, est dans le cas de l'essai Erichsen en parfait accord avec l'effort d'emboutissage expérimental. A contrario, le critère de von Mises, qui prédisait la meilleure réponse pour l'essai Swift, surestime l'effort de mise en forme, dans le cas présent. Cela signifie que la limite et la direction de l'écoulement plastique, pour une sollicitation de type biaxiale, est mieux décrite par le critère de Hill48 que par le critère de von Mises, pour l'alliage d'aluminium étudié.

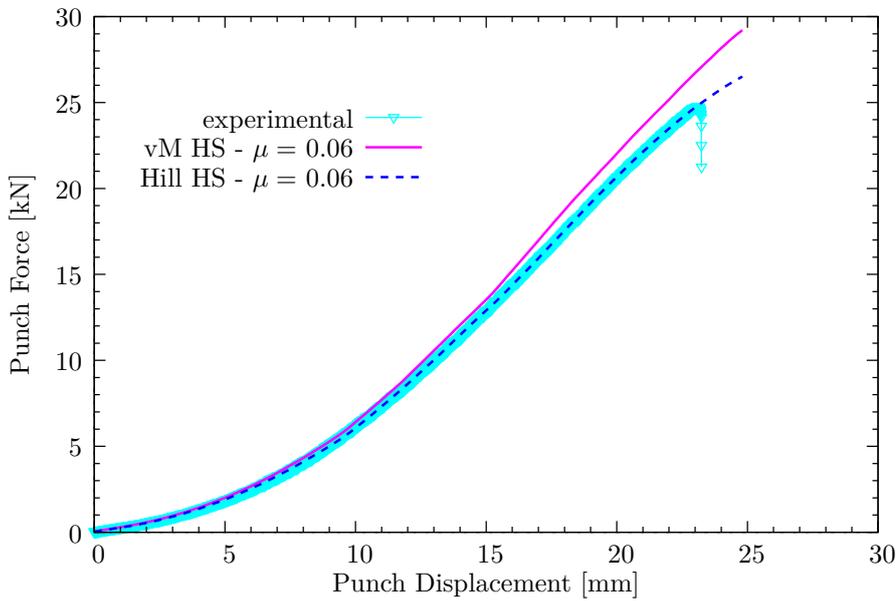


FIGURE 2.51 – Courbes force-déplacement de poinçon comparant les résultats de simulation obtenus pour les critères de plasticité de von Mises et de Hill48 à l'effort d'emboutissage expérimental du Test 4.

La figure 2.52 montre que le trajet de déformation observé expérimentalement au sommet de l'embouti du Test 4, est en accord avec ceux issus de la simulation numérique, obtenus pour les deux critères de plasticité. Par ailleurs, pour cet essai en expansion, le critère de von Mises ne suit pas un trajet de déformation de pente 1, confirmant ainsi l'hypothèse que le coefficient  $r_b$  déterminé n'est pas celui d'un trajet équi-biaxial en déformation, celui-ci étant impacté par des conditions aux limites différentes suivant les directions longitudinale et transverse. Il en est de même pour le trajet de déformation obtenu avec le critère de Hill48 qui, en supposant une sollicitation équi-biaxiale en contrainte ( $\sigma_1 = \sigma_2$ ), aurait dû donner, avec les valeurs des coefficients de Hill identifiés à partir des coefficients d'anisotropie plastique, une pente égale à 0.94 pour  $r_b$  car :

$$r_b = \frac{d\varepsilon_{22}}{d\varepsilon_{11}} = \frac{F}{G} = 0.94 \tag{2.10}$$

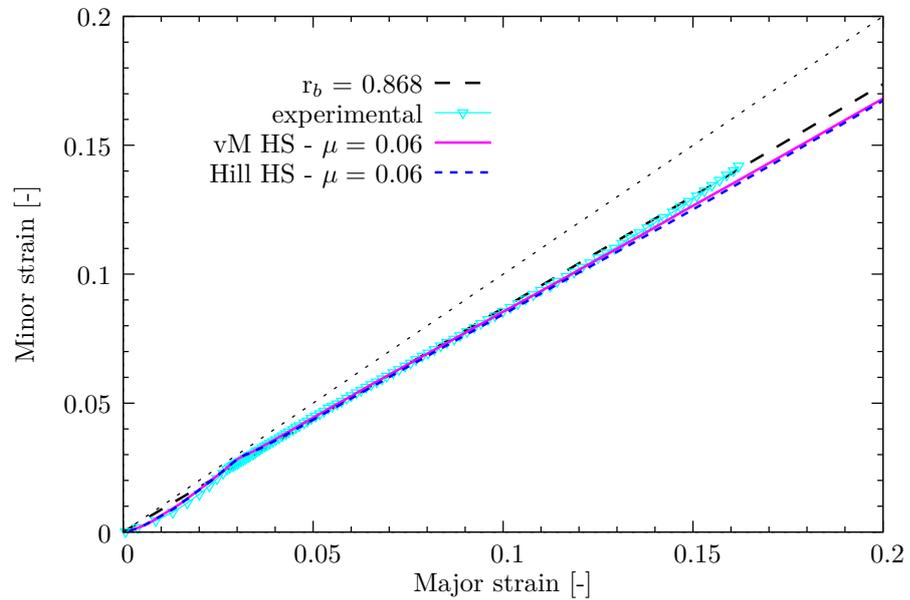


FIGURE 2.52 – Trajets de déformation numériques obtenus au sommet de l'embouti pour les critères de plasticité de von Mises et de Hill48 et comparaison au résultat expérimental retenu (Test 4).

## 2.5 Conclusion

Ce chapitre a présenté les résultats expérimentaux obtenus pour deux types d'essai d'emboutissage. Ces deux essais, balayant la totalité du plan des déformations principales ( $\varepsilon_1, \varepsilon_2$ ), ont permis de montrer l'influence du critère de plasticité sur les résultats de simulation et de valider les coefficients des lois d'écroutissage isotrope identifiées. Au travers de l'essai Swift, ce chapitre a permis de montrer, dans un premier temps, que l'élément fini SC8R possède de réels atouts pour la simulation numérique des procédés d'emboutissage car il permet un gain de temps non négligeable pour une estimation correcte des résultats expérimentaux. L'élément C3D8I propose quant à lui des résultats plus proches de la réalité mais pour des coûts de simulation beaucoup plus conséquents. Le critère de von Mises, couplé aux lois d'écroutissage de Voce ou de Hockett-Sherby, est souvent en accord avec les résultats expérimentaux. Le critère de Hill48 permet de reproduire correctement les effets induits par l'anisotropie du matériau mais reste insatisfaisant pour la prédiction du retour élastique.

Dans un second temps, au travers l'essai Erichsen, les choix effectués et les paramètres numériques retenus lors de l'emboutissage de godet ont été réutilisés. Cette démarche a permis de vérifier si les paramètres numériques, fixés au cours de la simulation de l'essai Swift et permettant de proposer des résultats satisfaisants pour une sollicitation de type rétreint, étaient également viables pour une sollicitation en expansion biaxiale. Finalement, les paramètres optimaux déterminés lors du premier essai d'emboutissage ont en partie été validés sur le cas de l'emboutissage hémisphérique en expansion. En effet, inversement à l'essai Swift, les résultats d'effort de poinçon sont mieux prédit avec le critère de Hill48 qu'avec le critère von Mises, ce dernier surestimant les efforts de mise en forme dans le cas d'une sollicitation biaxiale. Enfin, il s'est avéré que la détermination du coefficient d'anisotropie biaxiale  $r_b$  n'est pas évidente avec ce test car celui-ci est très sensible, expérimentalement, à la définition des conditions aux limites et par conséquent à la géométrie de la tôle.

Par ailleurs, des mesures de champ ont montré que l'effet PLC se manifeste et est observable pendant l'essai Erichsen, ce qui a permis de décrire la cinématique et d'évaluer l'évolution de la largeur des bandes de localisation de la déformation, au cours de cet essai d'emboutissage. Les bandes PLC se propagent dans la partie libre de l'embouti, où la sollicitation est de type traction plane, mais n'ont pas été observée dans la partie du dôme en expansion sous le poinçon.





## Caractérisation de la formabilité en température

Ce chapitre présente la conception du dispositif d'emboutissage réalisé au cours de la thèse, qui a permis la mise en forme de godet cylindrique en alliage AA5754-O à des températures dites moyennes (inférieures à 0.5 Tf), ainsi que l'exploitation des résultats obtenus avec ce dispositif.

Après une première partie bibliographique introduisant le procédé d'emboutissage à tiède, une seconde partie est consacrée aux choix technologiques effectués, lors de la conception de l'outillage. Cette partie se décompose en quatre sections. La première décrit la méthode retenue pour le chauffage des outils et présente la validation de la mise en température des flans par conduction thermique avec le serre-flan, permettant ainsi de déterminer la distribution de la température au sein des flans, avant les essais aux différentes températures étudiées : 100, 150 et 200 °C. La section suivante traite du revêtement des outils d'emboutissage matrice et serre-flan par dépôt PVD (*Physical Vapor Deposition*) où un film mince W-Ti-N est appliqué sur les surfaces de contact flan/outils des outils concernés. Finalement, la dernière section concerne la caractérisation des propriétés tribologiques en température du film mince W-Ti-N avec l'alliage d'aluminium AA5754-O étudié dans cette thèse. La troisième partie de ce chapitre décrit les conditions d'essais d'emboutissage en température et la dernière partie présente les essais de formabilité en température qui ont été réalisés avec le dispositif conçu. Des essais d'emboutissage de godet pour des températures de mise en forme allant de la température ambiante à 200 °C y sont présentés. L'utilisation d'inserts permettant de tester l'influence d'un type de revêtement mince sur les résultats d'emboutissage, par rapport à des inserts sans revêtement, est également étudiée. Les résultats expérimentaux comparés sont les efforts d'emboutissage, les épaisseurs des godets suivant les trois directions RD, DD et TD, les cornes d'emboutissage ainsi que les retours élastiques obtenus selon l'essai de Demeri.

### 3.1 Introduction à l'emboutissage en température

La technologie de mise en forme à tiède appliquée aux alliages d'aluminium [Bolt et al., 2001, Toros et al., 2008], typiquement à une température inférieure à  $0,5 T_f$  (où  $T_f$  est la température de fusion, c'est-à-dire  $660\text{ }^\circ\text{C}$  pour un alliage Al-Mg), ainsi que la mise en forme par emboutissage à chaud de pièces automobiles utilisant des aciers à haute résistance mécanique [Karbasiyan and Tekkaya, 2010] ont reçu une attention considérable depuis plusieurs années. Ces dix dernières années, la mise en forme par emboutissage à tiède a particulièrement été mise en oeuvre pour les alliages de magnésium qui présentent une formabilité à température ambiante relativement limitée [Mori and Tsuji, 2007]. Ainsi, plusieurs auteurs ont montré que la mise en forme en température de ces alliages augmentait grandement leur formabilité [Doege and Dröder, 2001, Palaniswamy et al., 2004, Zhang et al., 2007]. L'amélioration de cette formabilité, évaluée par une augmentation du rapport limite d'emboutissage dans le cas de l'emboutissage de godet, a d'abord pu être observée en mise en forme isotherme [Chen and Huang, 2003, Ghaffari Tari et al., 2013], puis en imposant un gradient de température [Yoshihara et al., 2003b, Ghaffari Tari et al., 2013] et enfin en associant un gradient de température avec un effort de serre-flan variable [Yoshihara et al., 2003b, Yoshihara et al., 2003a]. Ainsi Yoshihara et al. [Yoshihara et al., 2003b, Yoshihara et al., 2003a] ont pu, sur l'essai d'emboutissage de godet, atteindre un rapport limite d'emboutissage (LDR) égal à 5 alors que ce rapport est de l'ordre de 1,32 à température ambiante pour un matériau non recuit [Mori and Tsuji, 2007] et de 2,1 en isotherme à  $300\text{ }^\circ\text{C}$  avec un effort de serre-flan variable [Yoshihara et al., 2005].

Pour les alliages d'aluminium de la série 5000, la formabilité est également restreinte à température ambiante car généralement perturbée par l'effet Portevin-Le Chatelier. De fait, l'intérêt de la mise en forme en température trouve également sa place dans le cadre de l'emboutissage de ces alliages d'aluminium puisque, comme cela a été montré au chapitre 1, l'effet PLC ne se manifeste que dans une certaine plage de température et de vitesse de déformation. Le choix d'une température modérée de mise en forme en dehors de la plage de température où l'effet PLC est connu pour se manifester peut donc améliorer grandement la formabilité de ces alliages [Naka and Yoshida, 1999]. Une autre solution serait de déterminer la plage de vitesse de déformation pour laquelle l'effet PLC est inexistant, mais cela n'aurait pas autant d'effet sur la formabilité que la température de mise en forme [Naka et al., 2001]. Par ailleurs, la température affecte nettement plus la viscosité du matériau ce qui permet de diminuer significativement les efforts mis en jeu lors des phases de déformation.

Tout comme les alliages de magnésium, les alliages d'aluminium ont donc eux aussi été largement étudiés dans la littérature ces quinze dernières années, afin d'améliorer leur mise en forme à l'aide de la température. Plusieurs résultats, issus de la littérature, indiquent que 200 à 300% d'augmentation de la formabilité (élongation) peut être obtenue en formant les alliages d'aluminium entre 200 et  $350\text{ }^\circ\text{C}$  [Ayres, 1979, Li and Ghosh, 2003]. Il a aussi été démontré, expérimentalement et numériquement, qu'un chauffage sélectif de la tôle et de l'outillage aide à accroître la formabilité (emboutissabilité, exten-

sibilité) [Naka and Yoshida, 1999, Moon et al., 2001, Bolt et al., 2001, Takuda et al., 2002, Li and Ghosh, 2004b, Palumbo and Tricarico, 2007] tout en diminuant les efforts de mise en forme [Boogaard, 2002, Bolt et al., 2003, Van den Boogaard and Huétink, 2006, Kurukuri et al., 2009, Kurukuri, 2010].

Comme énoncé précédemment, avec l'exemple de l'emboutissage de godet, la formabilité peut s'apprécier grâce au rapport limite d'emboutissage (LDR). En utilisant cet essai, Takuda et al. [Takuda et al., 2002] montrent, sur un alliage AA5182-O, qu'une forte emboutissabilité est atteinte par formage à tiède seulement dans le cas où la tôle est partiellement refroidie. La valeur du LDR augmente avec l'augmentation de la température de mise en forme ainsi qu'avec le rayon de matrice, en atteignant un rapport de 2.8 à 250 °C au lieu de 2.0 à température ambiante pour un rayon de matrice de 10 mm. Dans [Naka and Yoshida, 1999], sur un alliage AA5083-O, les auteurs montrent que le LDR augmente avec la température sauf à 353 K où celui-ci est inférieur au LDR mesuré à température ambiante, à cause du vieillissement dynamique et de la manifestation de l'effet PLC à cette température. L'étude est menée à plusieurs températures et pour une température donnée, le LDR diminue avec l'augmentation de la vitesse de poinçon, ce rapport étant alors de 2.38 à 453 K au lieu de 2.17 à 298 K, pour une vitesse du poinçon de 1 mm/min et des rayons d'outils de 4 mm. Sur un alliage AA5754-O, Palumbo et al. [Palumbo and Tricarico, 2007] montrent aussi l'influence de la vitesse du poinçon sur l'amélioration du LDR au cours de l'optimisation du procédé d'emboutissage de godet en anisotherme. Ils concluent par une augmentation remarquable du LDR de 44%, par rapport au LDR mesuré à température ambiante, en adoptant un déplacement de poinçon égal à 1 mm/min et une température initiale au centre du flan de 110 °C. La figure 3.1 présente un exemple de l'influence de la température en emboutissage profond sur un alliage d'aluminium AA5754-O.



FIGURE 3.1 – Exemples de pièces en AA5754-O embouties en température. a) Emboutis coniques, les plus profonds, obtenus à température ambiante (gauche) et à 250 °C (droite) [Bolt et al., 2001]. b) Godets cylindriques, les plus profonds, à température ambiante (gauche) et à 250 °C (droite) [Bolt et al., 2003]

Li et Ghosh [Li and Ghosh, 2004a, Li and Ghosh, 2004b] montrent, dans le cadre de l'emboutissage d'une boîte rectangulaire (cf. figure 3.1), une meilleure formabilité à chaud de l'alliage AA5754 vis-à-vis de la nuance 6111-T4. Dans ces études, la profondeur optimale des pièces

embouties est atteinte en fixant la température de la matrice 50 °C plus chaud que le poinçon. Ainsi, pour l'alliage AA5754, la profondeur maximale de l'embouti, qui valait 5.5 mm à température ambiante, atteint 24 mm avec une température de poinçon de 300 °C au lieu de 19 mm et 21 mm en isotherme à 300 °C et 350 °C.

L'amélioration de la formabilité peut aussi être mise en évidence par l'évolution des courbes limites de formage. Par exemple, [Naka et al., 2001] montrent sur un alliage AA5083-O, dans la plage de température 20-300 °C, que les déformations critiques des courbes limite de formage (CLF) augmentent avec l'élévation de la température de mise en forme. Ils montrent également que, pour une température donnée, les déformations critiques sont encore plus grandes lorsque la vitesse de déformation diminue, alors que la vitesse de déformation seule n'a aucun effet à température ambiante. Dans [Li and Ghosh, 2004a], sur un alliage AA5754, les auteurs montrent aussi que les déformations limites des CLF augmentent en fonction de la température.

En ce qui concerne le retour élastique, pour des conditions de mise en forme anisotherme (matrice chaude et poinçon froid), Moon et al. [Moon et al., 2003] montrent, sur le cas d'un pliage en U d'un alliage d'aluminium 1050, que l'angle de retour élastique diminue en augmentant la température de la matrice. Cette diminution est significative en utilisant une faible vitesse de déplacement de poinçon (1 mm/s) et très faible dans le cas d'une vitesse de mise en forme plus importante (10 mm/s). Toutefois, la combinaison d'une matrice chaude et d'un poinçon froid peut réduire la quantité de retour élastique de 20% en comparaison du même test de pliage à température ambiante. Dans le cadre d'une mise en forme isotherme, Grèze et al. [Grèze et al., 2010] ont également montré, en s'appuyant sur le test de Demeri [Demeri et al., 2000, Foecke and Gnaeupel-Herold, 2006, Laurent et al., 2009, Laurent et al., 2010], que la température de mise en forme pouvait diminuer significativement le retour élastique. Ils observent, dans une plage de température allant de la température ambiante à 200 °C, que l'ouverture d'anneau issue de ce test est diminuée de plus de 30% à 200 °C (21 mm) vis-à-vis de la température ambiante (64 mm).

Enfin, plusieurs auteurs ont travaillé sur la modélisation du comportement des alliages d'aluminium à température élevée et sur la simulation numérique des procédés de mise en forme en température impliquant ces matériaux [Van den Boogaard and Huétink, 2006, Abedrabbo et al., 2007, Kurukuri et al., 2009]. Par exemple Abedrabbo et al. [Abedrabbo et al., 2006a, Abedrabbo et al., 2006b, Abedrabbo et al., 2007] ont montré, expérimentalement, sur des alliages de série 3000 et 5000, que la hauteur du dôme (LDH) d'un essai Erichsen augmente avec la température de mise en forme. Ils ont ensuite modélisé le comportement thermomécanique des différents matériaux étudiés avec le critère de Barlat en rendant les paramètres matériaux de ce critère, ainsi que ceux des lois d'évolution, dépendants de la température. Ils obtiennent finalement une très bonne concordance entre les résultats numériques et expérimentaux des points de vue formabilité et prédiction de la rupture.

## 3.2 Conception du dispositif d'emboutissage en température

### 3.2.1 Géométries des outils et choix technologiques

Pour l'étude de l'emboutissage en température, la géométrie des flans reste la même que pour les essais à température ambiante ( $\phi_D = 60$  mm et  $ep = 1$  mm). Le rapport d'emboutissage en température,  $\beta = 1.8$  (cf. équation 2.2), est donc identique à celui du chapitre précédent. Cependant, contrairement au cas de la mise en forme à température ambiante, le diamètre intérieur de la matrice  $\phi_{Die} = 35,25$  mm correspond bien à la cote théorique (la valeur mesurée du diamètre intérieur de la matrice du dispositif original étant de 35,30 mm). Les essais en température ont été réalisés sur la machine d'emboutissage Zwick BUP200 avec le dispositif décrit dans la suite.

Lors de la conception du dispositif, il a été fait le choix de privilégier le mode de chauffage par conduction car un chauffage par induction, bien que très intéressant en termes de temps de chauffage, a paru, à cause d'éventuels problèmes électromagnétiques, plus compliqué à mettre en oeuvre et à adapter sur la machine BUP200. Le chauffage du dispositif est donc effectué par des éléments chauffants de type résistifs, situés dans les outils. Le contrôle de la température de ces résistances chauffantes permet de faire varier la température des outils et de chauffer le flan par conduction thermique. Au vu des résultats de la littérature [Naka and Yoshida, 1999, Moon et al., 2001, Bolt et al., 2001, Takuda et al., 2002, Li and Ghosh, 2004b, Palumbo and Tricarico, 2007], seuls la matrice et le serre-flan sont équipés de résistances chauffantes, ce qui permettra de créer, au cours du procédé, un gradient thermique dans le flan entre ces outils et le poinçon, la température de ce dernier n'étant pas pilotée.

Un régulateur de puissance bi-zone a été conçu pour réguler la température des outils. Cet équipement permet de chauffer séparément deux zones distinctes et donc, dans notre cas, de gérer indépendamment le chauffage de la matrice et du serre-flan. Lors de la conception de l'outillage, des inserts interchangeables ont également été prévus pour étudier l'influence d'un revêtement de surface sur les résultats d'emboutissage. Chaque outil se décompose donc en un support et un insert, comme présenté sur la figure 3.2. Les propriétés de frottement du poinçon ayant peu d'impact sur les résultats d'emboutissage à température ambiante [Simões et al., 2013], seuls la matrice et le serre-flan disposent d'inserts revêtus d'un film mince. L'insert creux dont dispose le poinçon a quant à lui été conçu pour donner la possibilité d'implémenter, dans cet outil, un circuit de refroidissement à eau en cuivre (figure 3.3), ce qui permettrait de faire varier le gradient de température imposé. D'autre part, cet insert creux permet de fortement diminuer l'inertie thermique du poinçon.

Le matériau de fabrication des outils est un acier de désignation XC38CrMoV5 (aussi Z38CDV5 ou H13) particulièrement utilisé dans le domaine de la plasturgie pour la fabrication des moules à injection. Il permet une très bonne conduction thermique et surtout ses propriétés

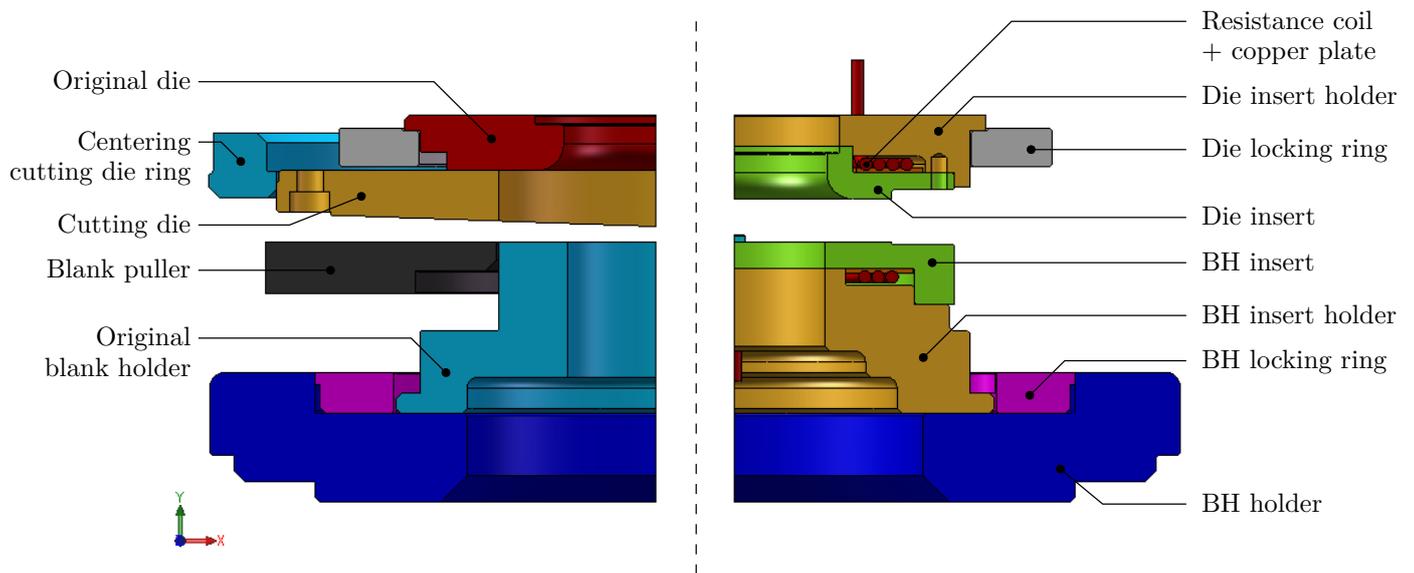


FIGURE 3.2 – Comparaison entre les outils matrice « Die » et serre-flan « BH » du dispositif original (à gauche) et ceux du dispositif de mise en forme à chaud (à droite).

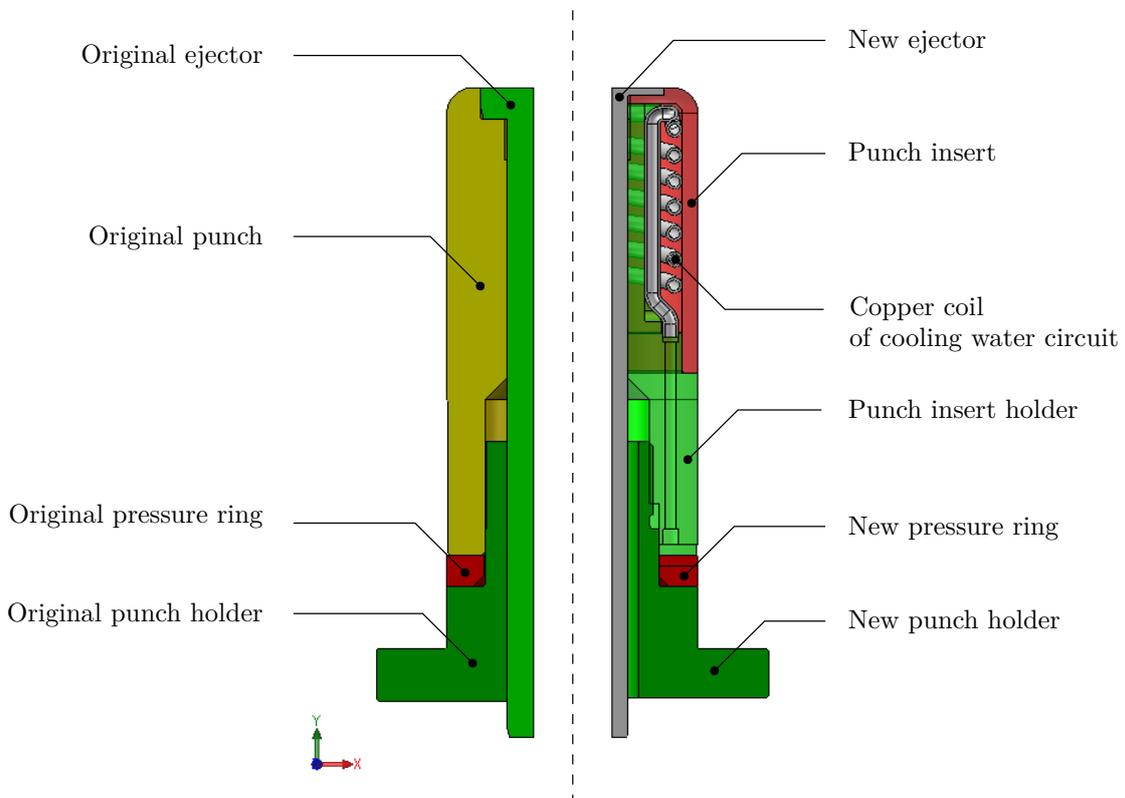


FIGURE 3.3 – Comparaison entre le poinçon original (à gauche) et celui de mise en forme à chaud (à droite).

### 3.2 Conception du dispositif d'emboutissage en température

---

mécaniques restent stables jusqu'à 500 °C. Un traitement de durcissement par trempe (55 HRC) a été appliqué et un usinage de rectification ( $Ra=0.4 \mu m$ ) a été réalisé sur toutes les surfaces des outils entrant en contact avec le flan.

Pour le chauffage des outils, il existe peu d'éléments de petites dimensions dans les standards du commerce qui permettent de développer de grandes puissances de chauffe. La solution retenue utilise un câble chauffant de diamètre 2,38 mm et de longueur chauffante 635 mm, à laquelle s'ajoute une zone froide de 127 mm (figure 3.4). Ce câble chauffant est initialement un fil droit en acier inoxydable 304 (pouvant chauffer jusqu'à 600 °C) qui développe une densité de puissance de  $5,3 \text{ W/cm}^2$ , soit au final une puissance de 250 W. Ce câble a ensuite été cintré manuellement sous forme spiroïdale par le biais de son support, permettant finalement un faible encombrement.

Afin d'améliorer la transmission de chaleur aux outils, la surface de contact entre le câble chauffant et les outils a été optimisée de manière à obtenir une faible résistance de contact. Pour ce faire, deux disques de cuivre d'épaisseur 1 mm (un pour la matrice, l'autre pour le serre-flan) ont été découpés après que deux sillons spiroïdaux à pas constant aient été préalablement usinés avec une fraise hémisphérique de diamètre 2,4 mm, sur une profondeur de 0,5 mm. Ces disques de cuivre ont pour objectif de maintenir la gaine chauffante en place, d'une part, et d'augmenter la surface de contact avec les outils, d'autre part. Cela induira, par conséquent, une meilleure répartition ainsi qu'une meilleure transmission de la chaleur vers les outils, le cuivre possédant une excellente conductivité thermique. Le maintien de l'ensemble chauffant (câble + plaque en cuivre) est effectué par une colle haute température, à base de magnésie, pouvant résister jusqu'à 1760 °C. Un séchage de la colle en étuve à 96 °C pendant 12h a finalement été effectué pour optimiser sa tenue mécanique et permettre le maintien du câble chauffant dans le sillon spiroïdal du disque en cuivre. La figure 3.5 présente l'ensemble chauffant (câble + plaque en cuivre) décrit ci-dessus.

Pour réguler la température de ces structures chauffantes, un thermocouple de type K (guipage en fibre de soie de verre, résistant à 450 °C) est directement soudé par décharge capacitive<sup>1</sup> sur les câbles chauffants à l'interface de la spirale de la gaine en inox et du sillon du disque en cuivre. La température de consigne imposée doit donc être légèrement supérieure à la température souhaitée en surface des outils, à cause de faibles pertes induites par la distance qui sépare le thermocouple de régulation des ensembles chauffants de ces surfaces de travail.

Tous les thermocouples (TC) utilisés dans l'instrumentation des inserts du dispositif sont de type K (gamme de température de -250 °C à 1372 °C et guipage en Téflon résistant à 250 °C). Leur précision de mesure a été évaluée à 0,5 °C, avec une incertitude de 0,1 °C.

Chaque insert comporte trois thermocouples. Ceux de la matrice sont orientés à 120° les uns

---

1. Une soudure par décharge capacitive est une soudure réalisée par décharge de courant électrique et dont l'énergie délivrée vaut  $E = 1/2.C.V^2$ . Dans notre cas, un condensateur de capacité 2200  $\mu F$  a été utilisé et la tension valait 8,5 V.

### CHAPITRE 3. Caractérisation de la formabilité en température

des autres et ceux du serre-flan sont disposés à  $\pm 30^\circ$  d'un diamètre pouvant facilement être aligné avec la direction de laminage de la tôle. Parmi les trois thermocouples propres à chaque insert, seuls deux permettent de mesurer la température alors que le troisième, qui contrôle la température de consigne, sert de sécurité pour le boîtier de régulation. Le poinçon est également instrumenté mais par un seul thermocouple car aucune régulation n'est faite sur cet outil.

Afin de réaliser la mesure de température près des surfaces de contact outils/flan, des micro-usinages ont été effectués sur les outils matrice et serre-flan afin d'acheminer la soudure chaude (boule du thermocouple) des fils de thermocouples. Les mesures de températures sont alors réalisées à une distance de 1 mm des surfaces de contact outils/flan pour les inserts matrice et serre-flan et à 1,5 mm pour le poinçon car ce thermocouple est placé sous l'éjecteur, comme indiqué sur la figure 3.6. L'instrumentation et le cheminement des thermocouples de mesure, des outils matrice et serre-flan, sont présentés sur la figure 3.7. Afin d'éviter les interférences électromagnétiques génératrices de bruit sur la mesure thermique, une attention particulière a été portée au cours de cette instrumentation pour diminuer la résistance de ligne des fils de thermocouples.

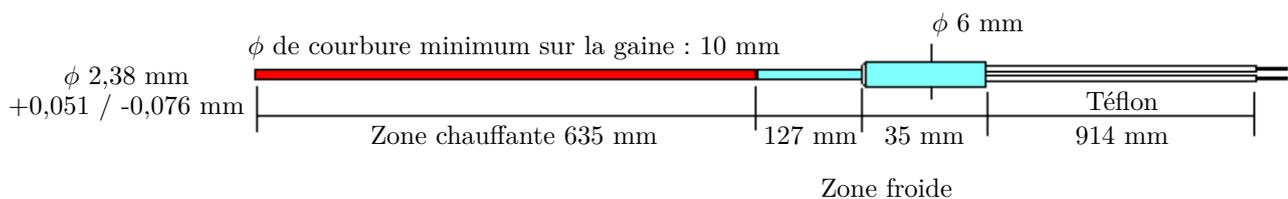


FIGURE 3.4 – Schéma du câble chauffant.

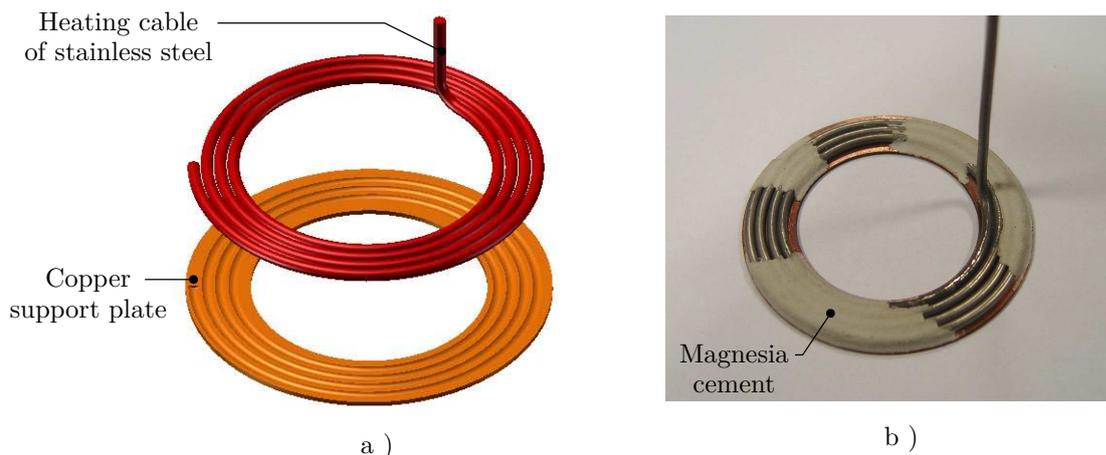


FIGURE 3.5 – a) Vue éclatée de la résistance chauffante composée du câble et de la plaque en cuivre, et b) Résistance chauffante en cours de réalisation.

Les flans à emboutir sont découpés par l'emporte pièce du jeu d'outils original et le centrage du flan ainsi obtenu est réalisé par trois tétons cylindriques courts disposés à  $120^\circ$  sur l'insert du serre-flan. Une visualisation globale éclatée, du dispositif conçu, est donnée figure 3.8.

### 3.2 Conception du dispositif d'emboutissage en température

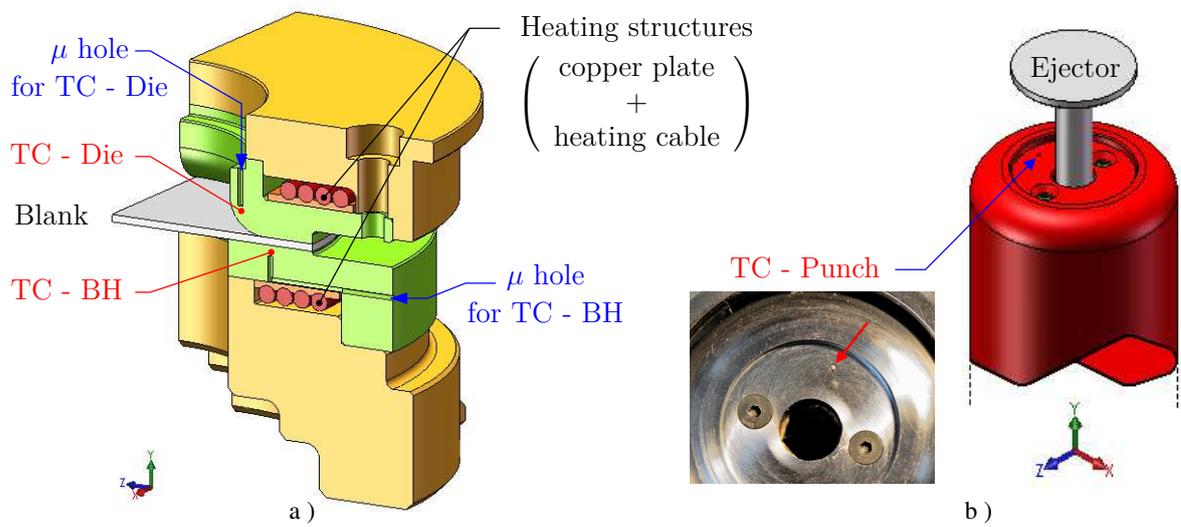


FIGURE 3.6 – Représentation de l'implantation des thermocouples (TC) dans les inserts a) matrice et serre-flan et b) Poinçon d'emboutissage et localisation de la soudure chaude de son thermocouple de mesure.

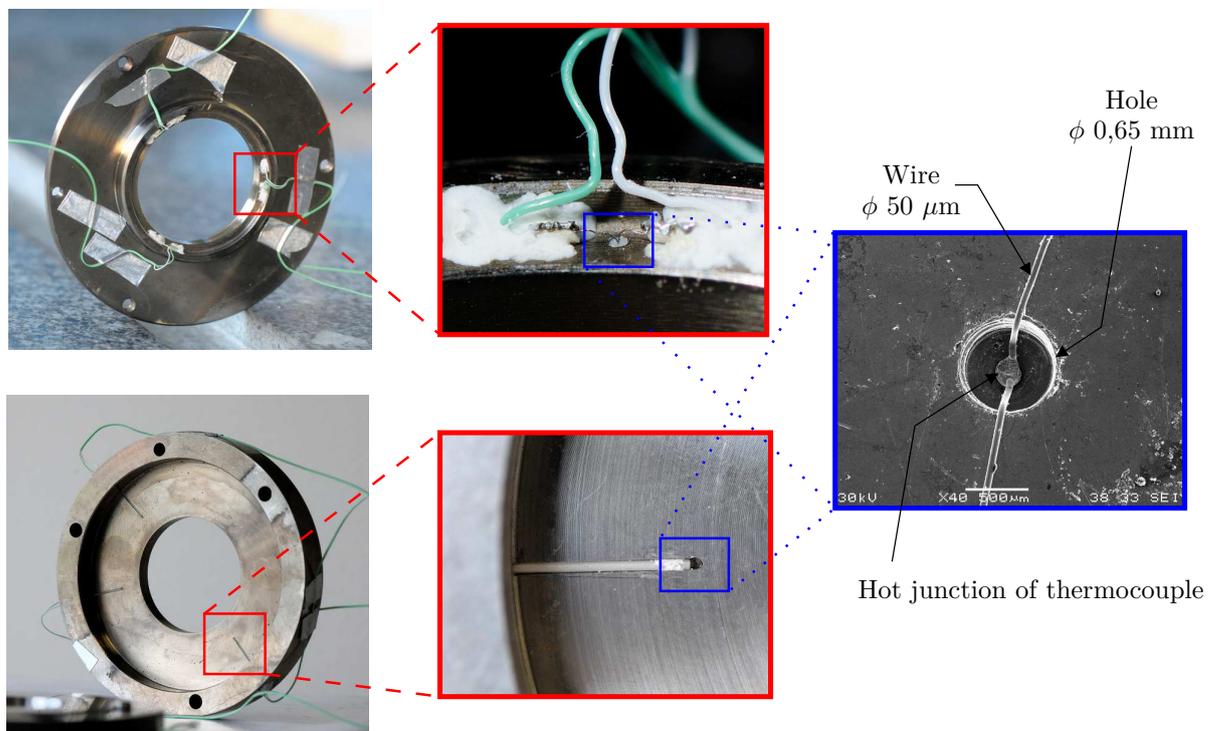


FIGURE 3.7 – Instrumentation des outils matrice et serre-flan en thermocouples.

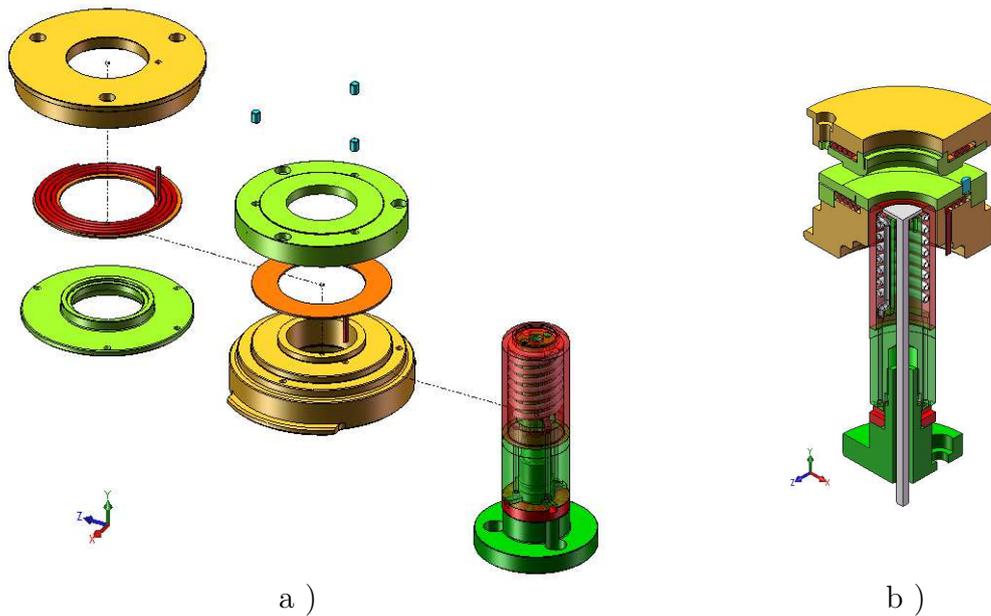


FIGURE 3.8 – Représentation CAO du dispositif conçu. a) Vue éclatée et b) Vue quart coupée.

### 3.2.2 Validation de la mise en température des outils

Pour estimer la distribution du champ de température présente au sein de la tôle avant emboutissage, un flan a spécialement été instrumenté de sept thermocouples, comme le montre la figure 3.9. Ceux-ci sont diamétralement répartis suivant trois directions du plan de la tôle, à savoir RD (0°), DD (45°) et TD (90°). L'un d'entre eux est placé au centre du flan, trois autres à 10 mm du centre suivant les directions précitées et enfin les trois derniers à 16 mm du centre et diamétralement opposés aux trois précédents. Le thermocouple central est le n° 1, les thermocouples n° 2 et 3 sont suivant la direction de laminage, les n° 4 et 5 sont localisés à 45° et enfin les thermocouples n° 6 et 7 suivant la direction transverse. Tous ces thermocouples sont sertis à la tôle.

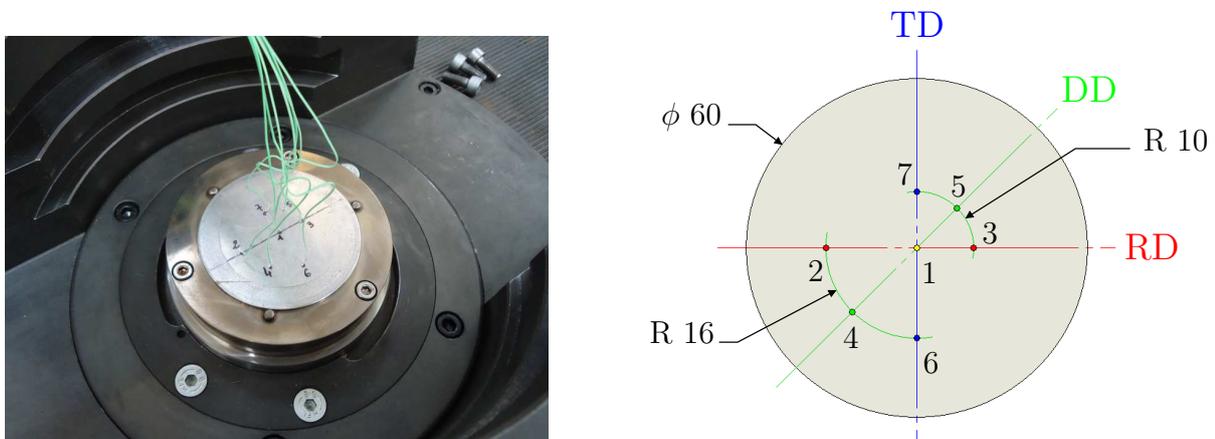


FIGURE 3.9 – Mesures de la distribution de la température dans le flan. Les points de mesures sont placés suivant les directions de laminage étudiées.

### 3.2 Conception du dispositif d'emboutissage en température

Étant donné les conditions circonférentielles de chauffage imposées par la géométrie des outils, la répartition du champ de température est supposée concentrique et sa distribution suivant les directions radiales du flan, parabolique [Ozturk and Arslan, 2011]. L'hypothèse de symétrie des mesures par rapport au centre du flan a donc été utilisée pour représenter 5 points de mesure par diamètre au lieu de 3. Le thermocouple central étant le plus éloigné de la zone de chauffage, il apparaît comme le minimum concentrique des profils de température ainsi tracés. Les mesures réalisées sont présentées sur les figures 3.10 et 3.11.

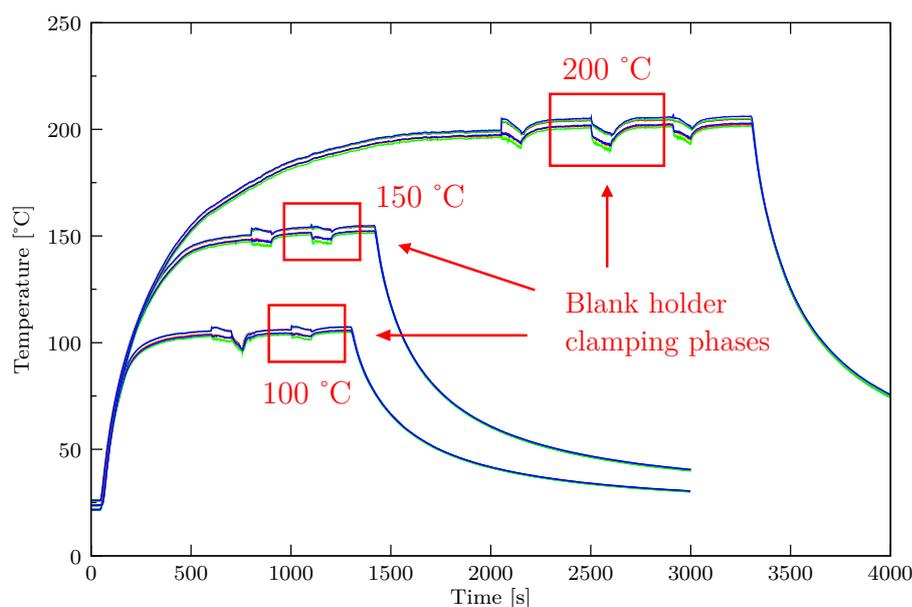


FIGURE 3.10 – Évolutions de la température des sept thermocouples serti sur le flan lors des essais de mise en chauffe à 100, 150 et 200 °C.

Avant l'application de l'effort de serre-flan, la variation de température entre le thermocouple central et les thermocouples les plus éloignés radialement est, pour tous les essais, inférieure à 5 °C. Les profils tracés sur les graphiques de gauche de la figure 3.11 correspondent, pour chaque essai, à l'évolution de la température de chaque thermocouple lors des phases de serrage encadrées sur la figure 3.10. Ceux de droite donnent, suivant les trois directions d'implantation des thermocouples, l'allure radiale du profil de température 10 secondes avant et 10 secondes après l'étape de serrage du serre-flan. On observe alors une augmentation du gradient de température dans la direction radiale, associée à l'étape de serrage, qui n'excède cependant pas 8 °C. Aucun point de mesure ne descend en dessous de 5 °C de la température de consigne. Le gradient de température dans l'épaisseur est supposé encore plus faible, les conditions initiales en température, en début de chaque essai, peuvent donc être considérées comme quasi-isothermes.

A priori, il n'apparaît pas d'anisotropie thermique notable entre les différentes directions à 0°, 45° et 90° par rapport à la RD, même si la direction à 45° présente des profils de température légèrement différents des deux autres directions. La précision de mesure de chaque thermocouple étant de 0,5 °C, cela pourrait expliquer ces légères différences.

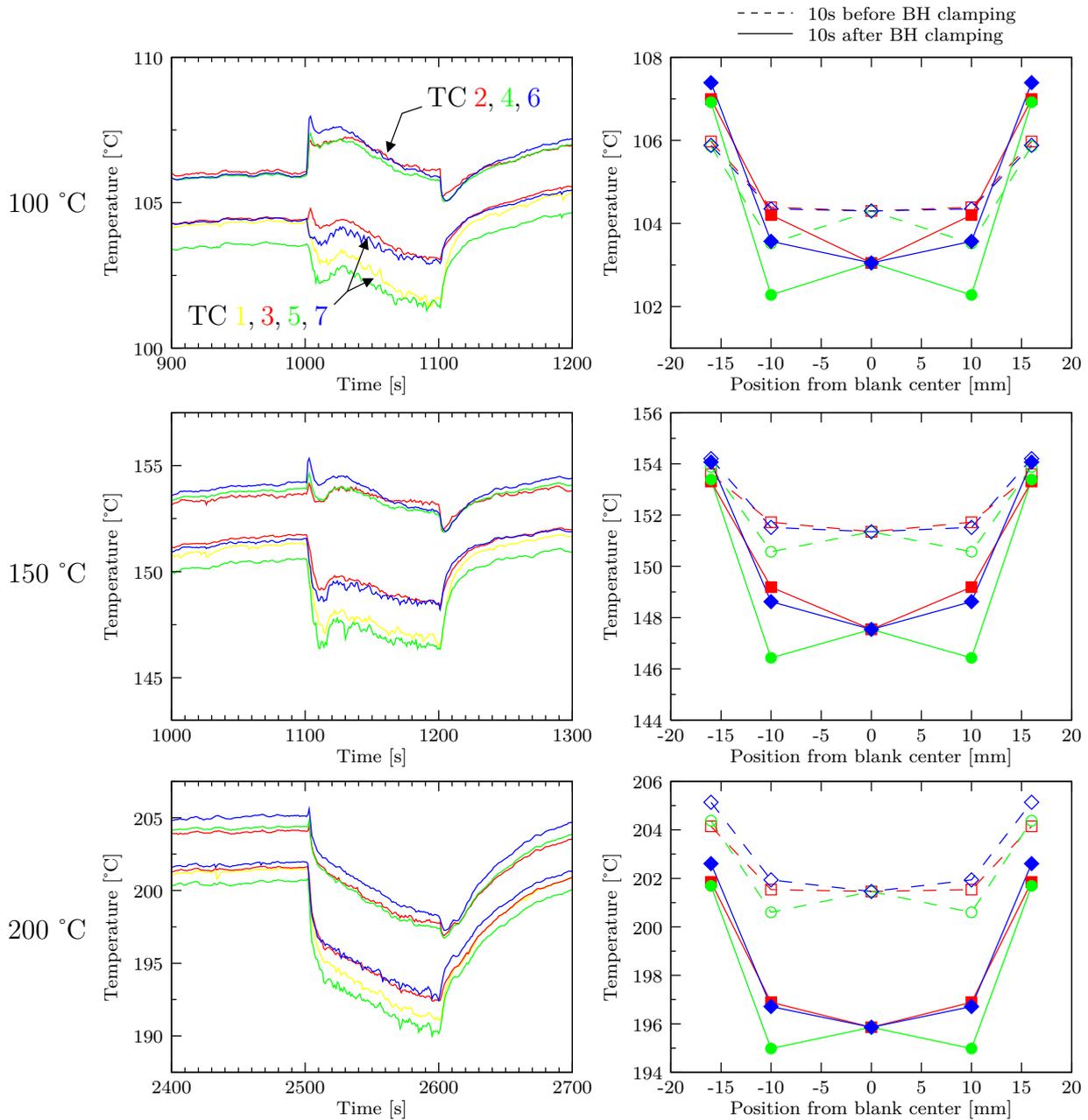


FIGURE 3.11 – Zooms de la figure 3.10 aux différentes températures étudiées et profils diamétraux de la distribution de température suivant les directions d’implantation des thermocouples.

#### 3.2.3 Revêtement des outils par couches minces

Les surfaces de travail des outils en contact avec la tôle sont susceptibles de se détériorer (rayures, usure par abrasion) au cours de leur durée de vie avec l'utilisation intensive qui en est faite. En effet, les efforts de frottement générés lors de la mise en forme font que l'usure de ces surfaces est inévitable, ce qui a pour conséquence d'altérer la géométrie des outils mais également la géométrie finale et la qualité des produits réalisés. Dans une démarche de productivité et de respect des tolérances géométriques appliquées aux produits, ce constat doit être pris en compte et diminué au maximum. Dans cette optique, plusieurs travaux se sont penchés sur cette problématique [Guillon et al., 2001, Figueiredo et al., 2011] et une des solutions pour diminuer la vitesse d'usure des surfaces d'outils est de déposer des films minces [Severo, 2009] possédant de très bonnes propriétés mécaniques en termes de dureté (plusieurs GPa) et de résistance au rayage (bonne propriétés d'adhérence du film au substrat). Ces films minces possèdent parfois l'avantage de diminuer le coefficient de frottement à température ambiante comme à température élevée en allant même jusqu'à permettre de s'affranchir de la lubrification dans le même temps [Horiuchi et al., 2012].

Afin de tenir compte de l'influence des propriétés de contact entre le flan et les outils sur le procédé, deux jeux d'outils ont été fabriqués. L'un d'eux a ensuite été revêtu par un film mince de type **W-Ti-N** (**W** pour *Tungstène* et **Ti-N** pour *Nitride de Titane*) [Cavaleiro et al., 2003, Silva et al., 2005, Silva et al., 2008, Severo et al., 2009].

Le dépôt de ce type de film mince est réalisé par la technique de pulvérisation cathodique magnétron en courant continu et en mode non équilibré dans un champs clos, présentée figure 3.12 et également appelée PVD (*Physical Vapor Deposition*). L'équipement de pulvérisation cathodique, utilisé pour revêtir les outils d'emboutissage, est un équipement semi-industriel, modèle UDP 650 de Teer Coatings Ltd, de l'Institut Pedro Nunes de Coimbra, au Portugal. Les outils sont placés à l'anode et les cibles, sources de matériaux purs composant le matériau du film mince (dans notre cas le tungstène et le titane), à la cathode, comme le montre la figure 3.13.

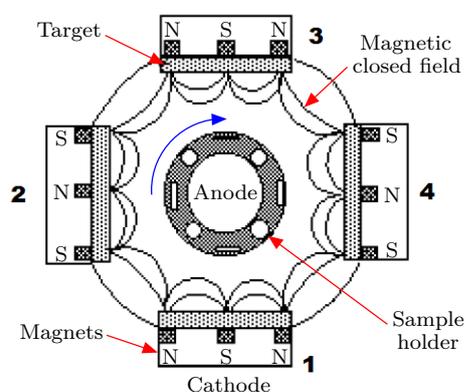


FIGURE 3.12 – Schéma représentatif de la chambre de déposition PVD, en vue de dessus.

### CHAPITRE 3. Caractérisation de la formabilité en température

Avant le dépôt, les inserts et des pastilles de même matériau (H13) sont préalablement nettoyés aux ultrasons dans un bain d'acétone. Cette étape a pour but d'éviter toute contamination des surfaces à revêtir. Les inserts et les échantillons à revêtir sont ensuite placés dans une chambre qui sera mise sous vide secondaire ( $< 10^{-5}$  Torr) avant le dépôt puis sous argon pendant le dépôt. La première partie du dépôt consiste en une phase de nettoyage de la chambre, réalisée par le plasma, puis par la dépose d'une première intercouche de titane qui permettra d'améliorer l'adhésion du revêtement final sur le substrat. La seconde partie correspond à la dépose du film mince W-Ti-N dont l'épaisseur totale sera de l'ordre de 2 à 3  $\mu\text{m}$  et la dureté d'environ 30 GPa. Les pastilles de matériau H13 (de finition poli-miroir), placées dans l'enceinte à côté des inserts à revêtir, permettront la caractérisation des propriétés mécaniques et physiques de ces couches minces. Les différents essais de caractérisation réalisés pour déterminer la qualité du revêtement sont : la diffraction des rayons X pour la composition chimique, la profilométrie optique pour déterminer l'épaisseur du dépôt, la nano-indentation pour la dureté (indenteur de type Berkovich), et le scratch-test pour quantifier l'aptitude au rayage et l'adhérence au substrat.

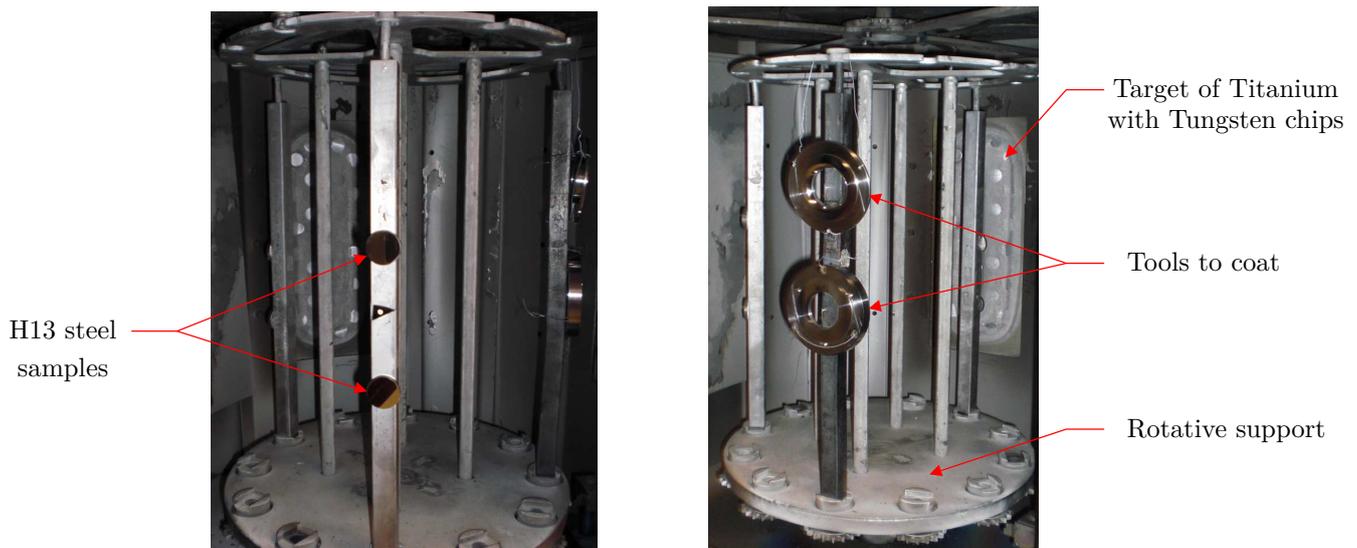


FIGURE 3.13 – Chambre à vide de dépôt de films minces montrant les pastilles de caractérisation à gauche et les outils à revêtir à droite. Dispositif semi-industriel UDP 650 de Teer Coatings Ltd, IPN de Coimbra au Portugal.

À la suite de l'opération de revêtement, les outils possèdent une couleur dorée caractéristique du dépôt appliqué (figure 3.14).



FIGURE 3.14 – Jeux d'outils revêtus et brut d'usinage

#### 3.2.4 Caractérisation en température des propriétés tribologiques des outils

L'étude des propriétés de frottement des outils sans revêtement et des outils revêtus a été menée par José Miguel Figueiredo [Figueiredo, 2013] à l'Université Technique de Prague, en République Tchèque. Le principal intérêt de ces essais tribologiques est de fournir une base de donnée expérimentale en fonction de la température, renseignant sur l'évolution du coefficient de frottement entre une tôle en alliage d'aluminium AA5754-O et un acier (H13) revêtu par un film mince W-Ti-N.

Les essais de caractérisation des propriétés de frottement ont été réalisés sur un tribomètre à haute température de type « *pin-on-disc* ». Ce dispositif dédié à l'étude des propriétés tribologiques possède la particularité d'être intégré à une étuve thermique permettant de réaliser des essais à chaud jusqu'à 1000 °C, comme présenté sur la figure 3.15.

Les essais ont été effectués pour quatre températures : 25, 100, 150 et 200 °C, identiques à celles étudiées lors de la mise en forme par emboutissage.

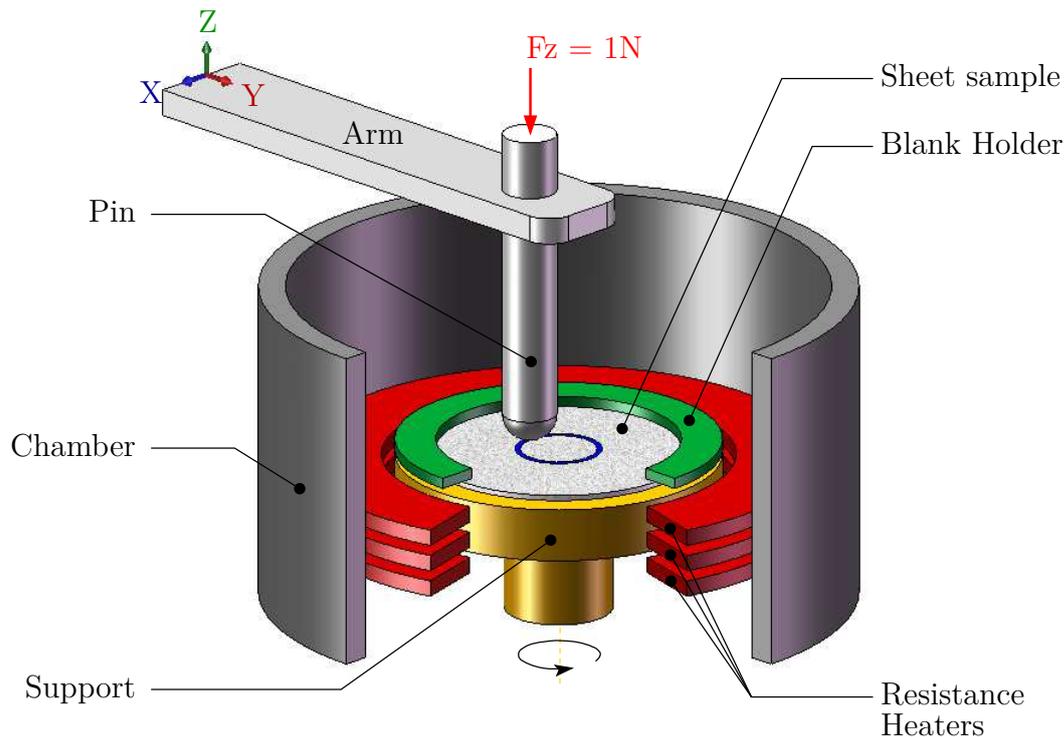


FIGURE 3.15 – Schéma du tribomètre de type « *pin-on-disc* » en température de l'Université de Prague (République Tchèque).

Dans le but de reproduire différentes conditions de contact associées aux procédés de mise en forme par emboutissage, deux types de configuration ont été menées lors de cette étude :

- la première utilise une sphère en acier revêtue par le même film mince W-Ti-N que celui utilisé pour revêtir les outils (dépôt réalisé simultanément lors du revêtement des outils d'emboutissage), mise au contact d'un échantillon circulaire de tôle en alliage AA5754-O (de diamètre 50 mm et d'épaisseur 1mm)
- la seconde utilise une pige cylindrique à extrémité sphérique en alliage d'aluminium AA5754-H111 mise en contact avec un substrat en acier revêtu lui aussi du même film mince W-Ti-N que celui déposé sur les outils.

Les essais ont également été réalisés pour deux quantités de lubrification, à savoir 1,5 et 4,5 g/m<sup>2</sup>, et à toutes les températures étudiées, pour observer l'influence de la quantité de lubrifiant sur les mesures de coefficient de frottement. Le lubrifiant utilisé est une graisse haute température sous forme de spray (JELT oil) à base d'huile minérale et possédant une viscosité de 96 cSt à 40 °C. Globalement, les résultats obtenus en faisant varier la quantité de lubrification restent similaires et le coefficient de frottement augmente légèrement avec la température. Les tentatives d'essais de « *pin-on-disc* » sans lubrification ont toutes donné lieu, au niveau des

### 3.2 Conception du dispositif d'emboutissage en température

surfaces mises en contact, à un endommagement par adhésion (*galling*) de l'alliage d'aluminium sur le revêtement W-Ti-N.

La figure 3.16 présente les résultats des essais tribologiques relatifs au test du « *pin-on-disc* » (pige en aluminium et substrat revêtu W-Ti-N) et réalisés aux températures de 25, 100, 150 et 200 °C, pour une lubrification de 1,5 g/m<sup>2</sup>. On observe sur cette figure l'évolution du coefficient de frottement en fonction du nombre de rotations du support échantillon. Les coefficients de frottement moyens, mesurés pour chaque température, sont déterminés par régression linéaire jusqu'à 3000 tours sauf pour l'essai réalisé à 200 °C pour lequel la régression a été effectuée jusqu'à 1000 tours, en raison de l'endommagement par adhésion de la pige en aluminium sur l'échantillon revêtu du film mince W-Ti-N. On observe alors sur ces graphiques que le coefficient de frottement moyen  $\bar{\mu}$  varie avec la température, celui-ci valant 0.078 à 25 °C, 0.117 à 100 °C, 0.106 à 150 °C et enfin 0.118 à 200 °C. La valeur du coefficient de frottement déterminé à température ambiante est en accord avec les bornes de 0,06 et 0,09 utilisées lors de la simulation du procédé à cette même température et ayant permis d'encadrer l'effort maximum d'emboutissage expérimental.

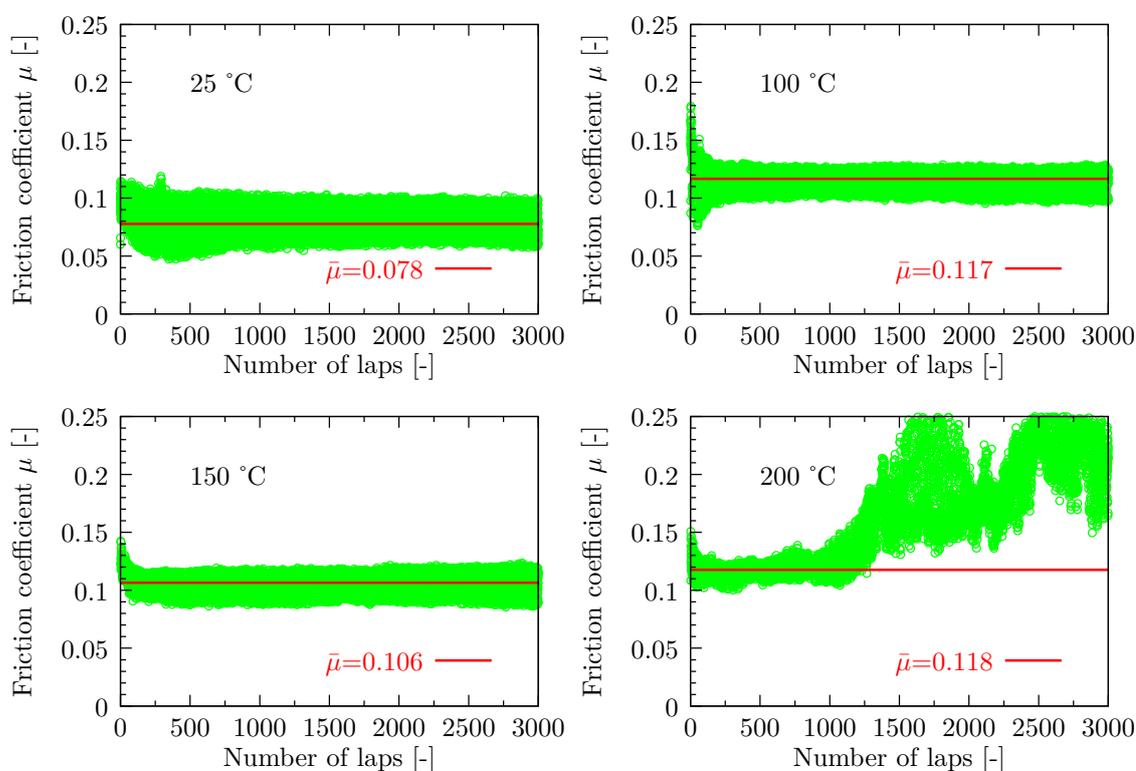


FIGURE 3.16 – Résultats des essais tribologiques de type « *pin-on-disc* », effectués pour une lubrification de 1,5 g/m<sup>2</sup>, aux différentes températures.

### 3.3 Essais d'emboutissage en température

Les essais d'emboutissage à chaud ont été réalisés sur une machine BUP200 (cf. figure 3.17) avec les outils conçus et présentés au début de ce chapitre. Ces essais à chaud ont été réalisés sous atmosphère non contrôlée avec les deux jeux d'inserts, revêtus et non-revêtus. L'effort de serrage appliqué par le serre-flan est maintenu à 6 kN, comme pour la partie emboutissage à froid. La vitesse du poinçon est de  $1,1 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$  ( $v_1$ ) pour tous ces essais en température. L'enregistrement de tous les signaux est synchronisé et réalisé via une centrale d'acquisition.



FIGURE 3.17 – Dispositif d'emboutissage en température implémenté sur une machine d'essai BUP200.

Les flans et les outils sont prélubrifiés avec une graisse haute température à base d'huile minérale déposée sous forme de spray (JELT oil) et possédant une viscosité de 96 cSt à 40 °C. Cette couche de lubrifiant est ensuite répartie, de manière la plus homogène possible, à l'aide d'un petit rouleau en mousse. La quantité de lubrifiant ainsi déposée est estimée, suivant plusieurs mesures de pesée des flans, à environ  $4\text{g}/\text{m}^2$ . Cette quantité de lubrifiant correspond au minimum possible à déposer avec cette méthode de lubrification.

Pour chaque essai réalisé, l'échantillon est porté à la température voulue (100, 150 ou 200 °C) en partant de la température ambiante. Ces conditions initiales en température (température ambiante) sont également valables pour tous les outils. Durant la phase de chauffe, seuls le serre-flan et la matrice sont chauffés via les éléments résistifs qui leur sont interne. Au début de cette phase, le dispositif est mécaniquement à l'état de repos, c'est-à-dire que l'effort de serre-flan n'est pas appliqué. Le flan est alors mis en température par conduction thermique avec le serre-flan sur lequel il est posé et centré. Il n'est pas impossible que la matrice chauffe aussi la partie supérieure du flan par radiation thermique mais cette contribution sera négligée.

### 3.3 Essais d'emboutissage en température

Pour contrôler la température, les différents outils sont instrumentés avec des thermocouples de type K (Chromel/Alumel) comme présenté dans la partie précédente (et figure 3.18). Chaque flan à emboutir est instrumenté par 2 thermocouples de type K de diamètre  $125\ \mu\text{m}$ , sertis à la tôle après un micro-fraisage ( $\phi\ 0.40\ \text{mm}$  sur une profondeur de  $0.45\ \text{mm}$ ), comme le montre la figure 3.18 (*Top view*). Le premier thermocouple est situé au centre du flan et le second à  $11\ \text{mm}$  du centre sur un rayon orienté à  $22.5^\circ$  par rapport à la direction de laminage. Cette seconde position correspond à un point situé à  $0.5\ \text{mm}$  juste avant le rayon du nez de poinçon, première zone de contact avec le flan au début de l'essai. Chacune de ces positions particulières correspondent à des noeuds du maillage du flan du modèle éléments finis.

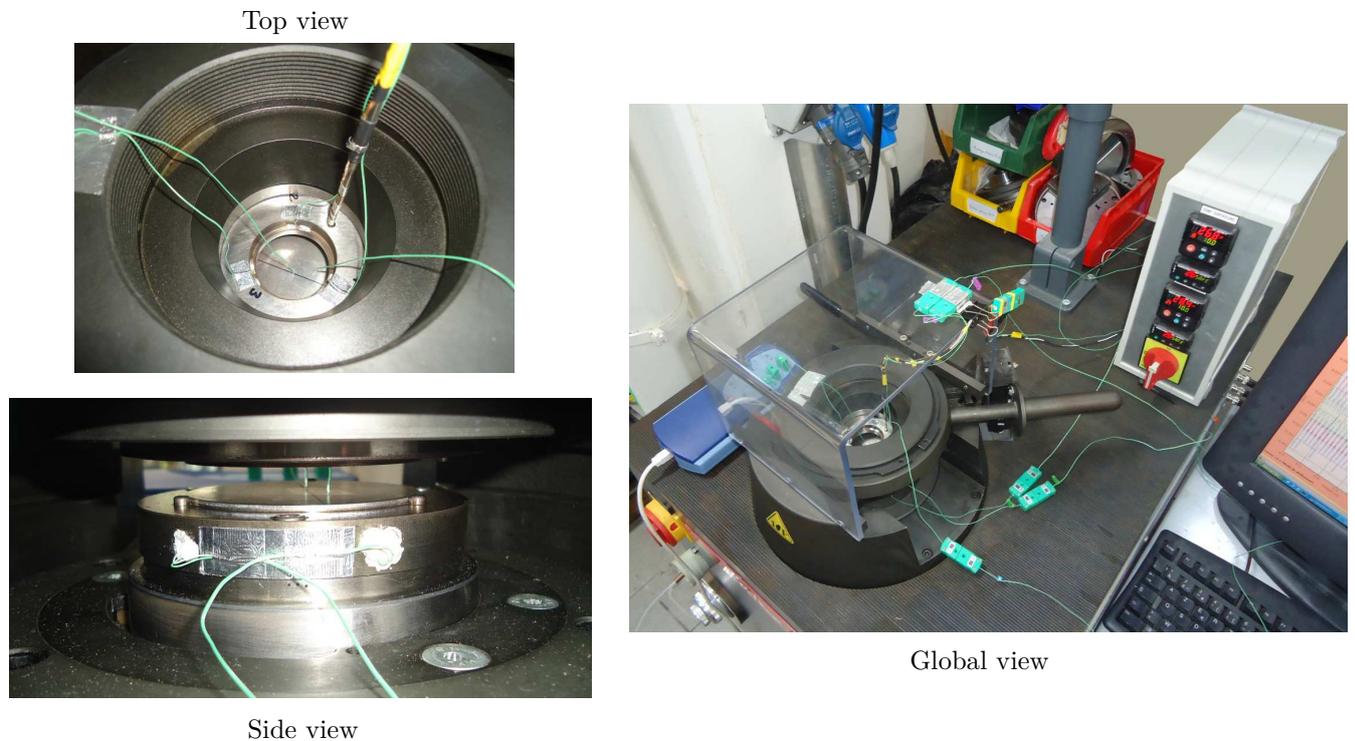


FIGURE 3.18 – Différentes vues du dispositif d'emboutissage avec l'instrumentation en thermocouples avant essai.

L'essai est démarré quand tous les thermocouples (sauf celui du poinçon) indiquent la température de consigne à  $T_{consigne} +0 / +5\ ^\circ\text{C}$  près. Les soudures chaudes (billes des thermocouples) des deux thermocouples sertis au flan restent noyées et coincées dans les micro-perçages tout au long de l'opération d'emboutissage (voir figure 3.19), permettant ainsi de mesurer la température du flan tout au long de l'essai et d'obtenir une mesure de qualité.

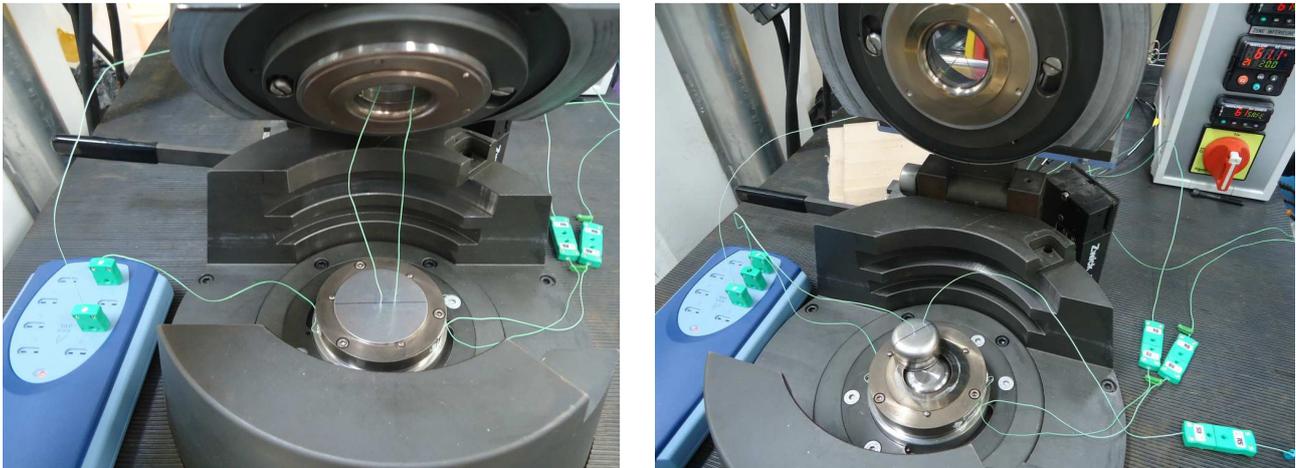


FIGURE 3.19 – Essai instrumenté avant et après emboutissage.

### 3.4 Analyse des résultats expérimentaux

#### 3.4.1 Essais avec outils non-revêtus

Dans cette partie, l'évolution de l'effort de mise en forme ainsi que la variation de la température des outils et du flan, au cours des essais d'emboutissage en température avec inserts non-revêtus, sont présentés pour chaque température d'essai (20, 100, 150 et 200 °C). Tous les essais sont réalisés avec une lubrification comme indiqué dans la description de l'essai, au paragraphe précédent.

La figure 3.20 montre l'évolution de l'effort du poinçon en fonction du temps, couplée aux évolutions de la température des outils (matrice, serre-flan et poinçon) et du flan, au cours de l'essai réalisé à température ambiante avec inserts non-revêtus. Pour cet essai, les températures de tous les outils ainsi que la température du flan varient entre 1 et 3 °C. Ces évolutions de température traduisent à la fois, la part d'échauffement due au frottement entre chaque outil et le flan mais tiennent également compte de l'énergie thermique générée par la déformation plastique du flan et transmise aux outils par conduction. Entre 0 et 5 secondes, soit jusqu'à environ 5 mm de déplacement de poinçon, il a été vu dans le chapitre 2 (cf. figure 2.36) que l'avalement était quasiment nul, ce qui indique que le flan ne glisse pas encore entre les outils et justifiant que les thermocouples des outils ne notent pas de variation significative de température. En revanche, le thermocouple du flan (situé à 11 mm du centre) présente un pic de refroidissement dont le minimum correspond à un point d'inflexion sur la courbe d'effort de poinçon (à  $t \approx 1s$ ), dû à l'endothermie de l'élasticité, puis une évolution positive de quelques dixièmes de degré (env. 0.5 °C) traduisant la quantité de chaleur générée au cours de la déformation plastique lors du pliage du flan sur le rayon du poinçon. Le thermocouple du poinçon (situé sous l'éjecteur) ne représente que la température vue par le poinçon et transmise par conduction via le contact flan/poinçon, qui est situé au nez du poinçon en ce début d'essai.

Toute contribution thermique qui pourrait être générée par du frottement est donc quasi nulle étant donné qu'il n'y a aucun frottement de type glissant entre l'outil poinçon et le flan. On observe d'ailleurs par la suite, entre 5 et 18 secondes, une évolution similaire et purement linéaire des deux signaux TC-Flan et TC-Poinçon. À partir de 5 secondes, tous les signaux de température donnés par les thermocouples flan, matrice et serre-flan, donnent une information de température couplée, mêlant échauffement par frottement et chaleur dégagée par la plasticité. Il devient alors difficile de dissocier sur les courbes ces deux phénomènes. Enfin, à partir de 18 secondes (soit environ 19 mm de déplacement poinçon), la matrice est le seul outil à voir sa température diminuer clairement en cours d'essai, correspondant sans doute à un transfert de chaleur de la matrice vers le flan durant la phase d'étirage du procédé puisque la température du serre-flan stagne alors que la température du flan continue d'augmenter.

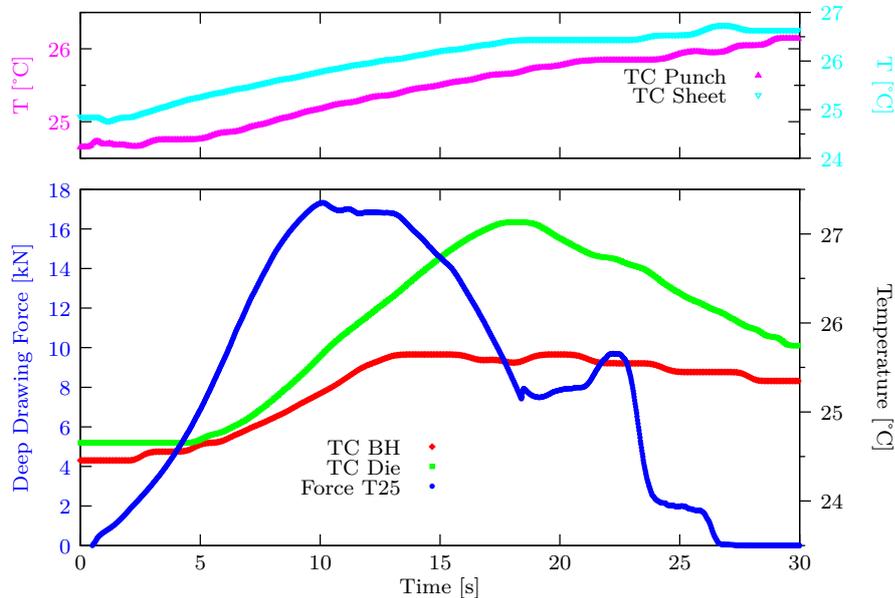


FIGURE 3.20 – Emboutissage à température de 25 °C avec outils non-revêtus.

Pour les essais en température (figure 3.21 à 3.23), on note la même tendance sur l'évolution des courbes de réponses des thermocouples pour les trois températures de mise en forme 100, 150 et 200 °C. On remarque sur ces courbes le rôle prédominant de la température de la matrice au cours de la mise en forme. Les évolutions des courbes de température du thermocouple matrice montrent que celle-ci dissipe une grande quantité de chaleur au cours du pliage du flan sur le rayon de matrice, puis dans la partie étirage du procédé à partir de l'avalancement complet de la tôle. Chaque maximum local de l'effort d'emboutissage correspond à un minimum local de la température mesurée par le thermocouple de la matrice et inversement. Dans la partie étirage du procédé, les pressions de contact sont très élevées du fait des contraintes géométriques du dispositif et de l'épaisseur du flan à cet instant de l'emboutissage. On observe donc un lien fort entre les signaux d'effort de poinçon et la température dans le rayon de matrice, l'intensité du transfert de chaleur étant d'autant plus grande que les conditions de contact (pressions, surfaces) sont importantes.

### CHAPITRE 3. Caractérisation de la formabilité en température

La température du serre-flan renseigne également sur sa perte de contact avec le flan vers 18 secondes qui se traduit par une variation de la température induite par la remise en contact avec la matrice, qui est plus froide que ce dernier. Ainsi, contrairement à l'opération d'emboutissage à température ambiante, les signaux de température de la matrice et du serre-flan montrent que le contact par frottement a pour effet de transmettre la chaleur des outils à la tôle lors de la mise en forme à chaud.

La température du poinçon, qui n'est pas imposée, augmente pendant la phase de chauffe par radiation thermique du serre-flan et de la tôle, à cause du confinement (la surface du poinçon est distante de 0.5 mm et 0.3 mm des surfaces du flan et du serre-flan avant l'essai). Sa température au début de l'essai d'emboutissage est égale à la moitié de la température de consigne des deux autres outils. Au cours de l'essai, sa température augmente régulièrement par le transfert de chaleur induit au contact de la tôle et tend à se stabiliser à la même température que celle du flan en fin d'essai. Cette température d'équilibre est de l'ordre de la moyenne des températures du poinçon et du flan du début de l'essai.

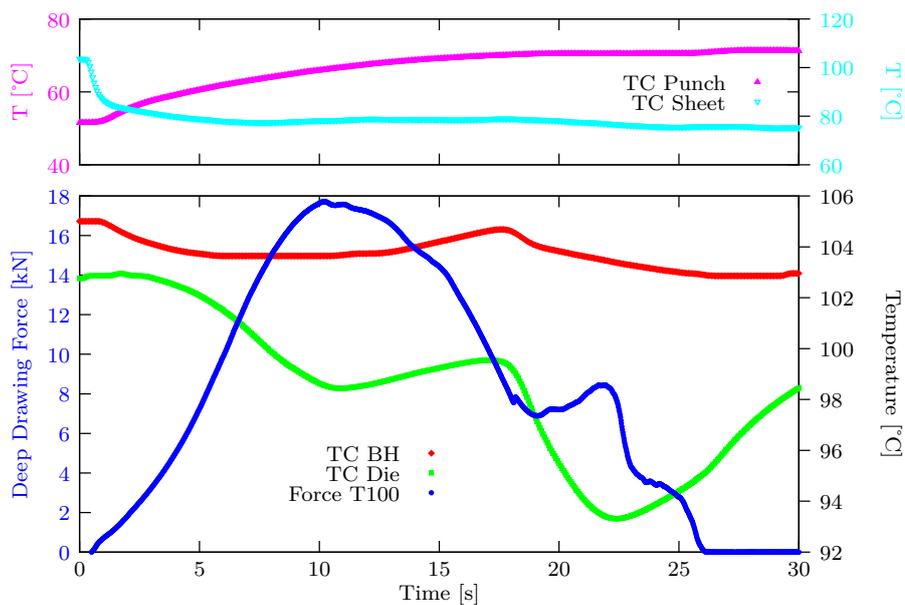


FIGURE 3.21 – Emboutissage à température de 100 °C avec outils non-revêtus.

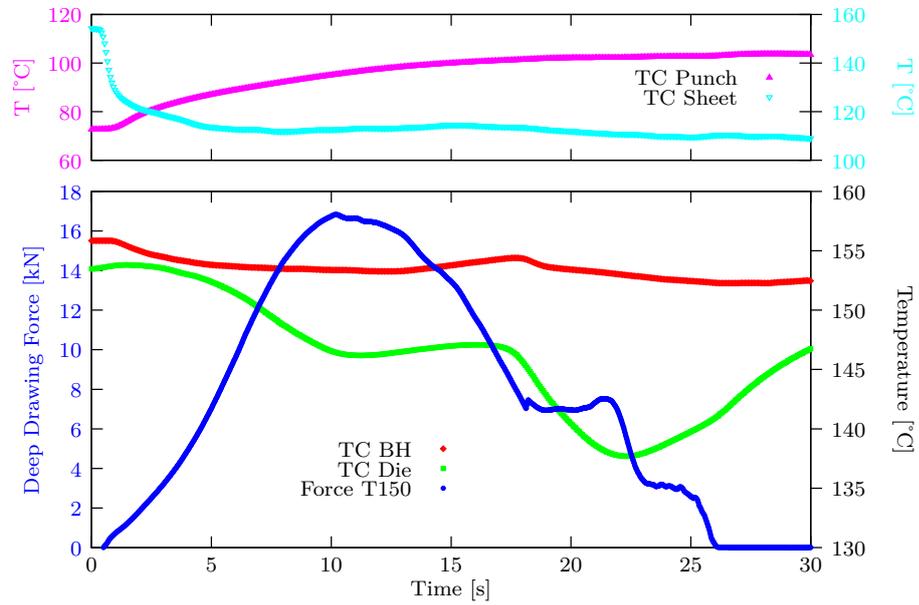


FIGURE 3.22 – Emboutissage à température de 150 °C avec outils non-revêtus.

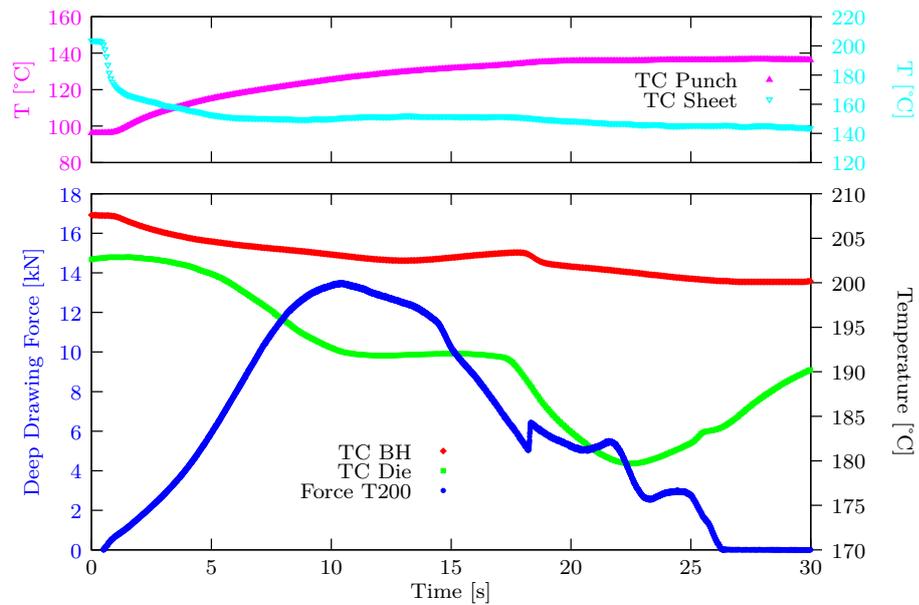


FIGURE 3.23 – Emboutissage à température de 200 °C avec outils non-revêtus.

### CHAPITRE 3. Caractérisation de la formabilité en température

La synthèse des résultats des efforts d'emboutissage pour les outils non revêtus est donnée sur la figure 3.24. Ces résultats sont aussi détaillés dans le tableau 3.1 et montrent une forte sensibilité de l'effort d'emboutissage à la température. On observe une baisse de 22 % sur l'effort de mise en forme au pic d'effort maximal (situé à env. 11 mm de déplacement de poinçon) et une baisse de 43 % sur l'effort maximal atteint dans la partie étirage du procédé (vers 23-24 mm de déplacement de poinçon), entre les résultats à température ambiante et à 200 °C. D'autres résultats de l'influence de la température sur les efforts d'emboutissage sont détaillés dans le tableau 3.1. On observe ainsi l'évolution de la réduction d'effort, au cours de l'emboutissage et dans la phase d'étirage, vis-à-vis de l'essai à température ambiante pour les trois autres températures étudiées : 100, 150 et 200 °C.

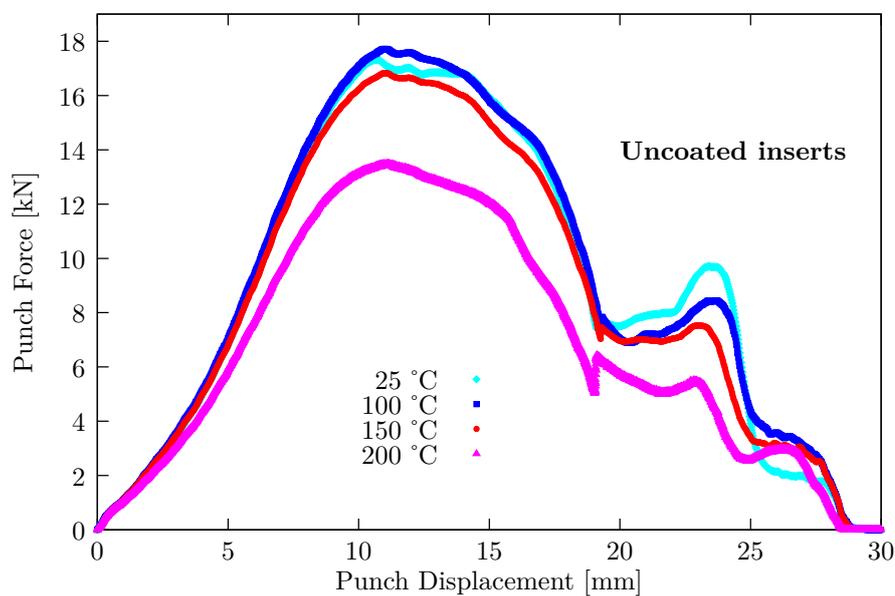


FIGURE 3.24 – Évolutions de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement de poinçon pour les températures de mise en forme de 25, 100, 150 et 200 °C, dans le cas des outils non-revêtus.

Temperature [°C]	25	100	150	200
max punch force in deep drawing [kN]	17.3	17.7	16.8	13.5
punch force reduction in deep drawing	–	- 2.3%	2.9%	22.0%
max punch force in ironing phase [kN]	9.7	8.45	7.5	5.5
punch force reduction in ironing phase	–	12.9%	22.7%	43.3%

TABLE 3.1 – Influence de la température sur les efforts maximum d'emboutissage atteints avec les outils non-revêtus.

### 3.4.2 Essais avec outils revêtus

Cette section présente le bilan des différents résultats obtenus en emboutissage à chaud avec les outils à inserts revêtus W-Ti-N. Tous les essais ont été réalisés avec une lubrification des flans, comme expliqué précédemment (cf. description de l'essai, section 3.3). Les évolutions des mesures de température et d'effort d'emboutissage sont équivalentes à celles de la section précédente et sont présentées en annexe A.4, sur les figures A.8 à A.11.

La figure 3.25 montre les évolutions des efforts d'emboutissage en fonction du déplacement de poinçon pour différentes températures. Ces résultats présentent une forte dépendance à la température de mise en forme dans la partie emboutissage du procédé. En revanche, on observe dans la partie étirage du procédé que l'influence de la température est beaucoup moins marquée que dans le cas de l'emboutissage avec les outils non-revêtus. Cette observation est probablement due à l'effet du revêtement de surface W-Ti-N. Pour tous les essais en température, les dimensions géométriques des outils sont légèrement différentes puisque le diamètre intérieur de la matrice augmente avec la température (plus de  $80 \mu\text{m}$  à  $200 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Cela est suffisant, au vue de la partie 2.2, pour modifier les conditions cinématiques de mise en forme du flan au cours de la partie étirage du procédé et impacter ainsi fortement, dans cette zone, les résultats d'efforts d'emboutissage. On observe graphiquement cet effet au niveau du pic d'effort représentant la perte de contact entre le flan et le serre-flan (env. 19 mm de déplacement poinçon) par la visualisation d'une légère translation de ce pic vers la gauche, figure 3.26. La faible diminution de l'effort notée au niveau du début de la phase d'étirage (23 mm) en fonction de la température peut donc aussi être influencée par cette observation.

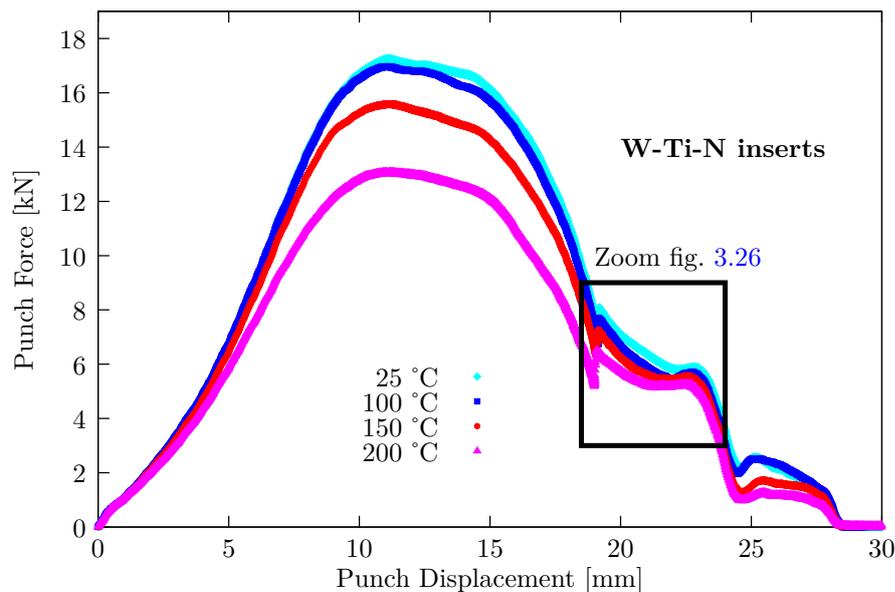


FIGURE 3.25 – Courbes force-déplacement de poinçon obtenues pour différentes températures avec les outils revêtus.

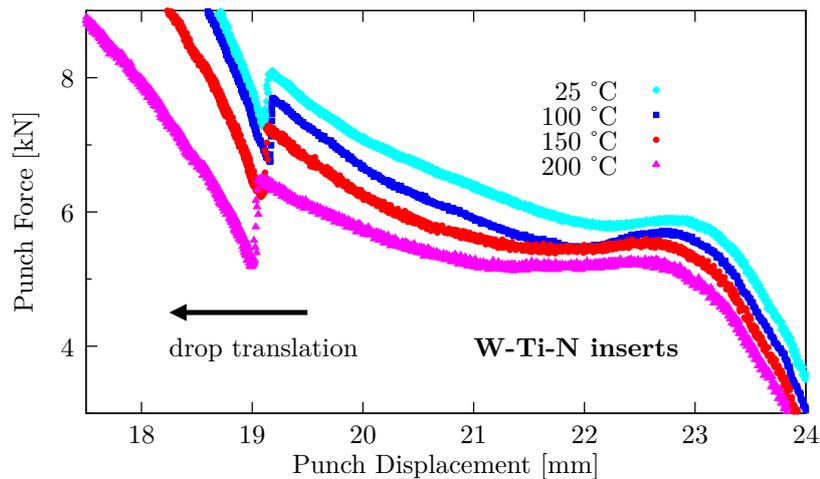


FIGURE 3.26 – Zoom de la figure 3.25 sur la partie ironing du procédé.

Le tableau 3.2 présente les résultats détaillés de l'influence de la température sur les efforts d'emboutissage pour le jeu d'outils W-Ti-N (cf. figure 3.25). L'évolution de l'effort de poinçon en fonction de la température est alors comparée à trois valeurs de déplacement de poinçon, associées à des maximums locaux sur les courbes d'emboutissage : 11, 23 et 26 mm (à environ 0,5 mm près). On remarque dans ce tableau que la température de 100 °C influence peu l'effort d'emboutissage. À 150 °C, l'influence de la température devient notable par rapport à la température ambiante, avec 9.8% de réduction d'effort dans la partie emboutissage et 32.7% de réduction d'effort dans la partie étirage des cornes (2<sup>nd</sup> pic). Enfin, l'emboutissage à 200 °C permet de diminuer de 24.3% l'effort maximal d'emboutissage et de 50% l'effort maximal d'étirage des cornes.

Temperature [°C]	25	100	150	200
max punch force in deep drawing [kN]	17.3	17.0	15.6	13.1
punch force reduction in deep drawing	–	1.7%	9.8%	24.3%
max punch force at 1 <sup>st</sup> pic in ironing phase [kN]	5.9	5.7	5.6	5.3
punch force reduction in ironing phase (1 <sup>st</sup> peak)	–	3.4%	5.1%	10.2%
max punch force at 2 <sup>nd</sup> pic in ironing phase [kN]	2.6	2.5	1.75	1.3
punch force reduction in ironing phase (2 <sup>nd</sup> peak)	–	3.8%	32.7%	50.0%

TABLE 3.2 – Influence de la température sur les efforts maximum d'emboutissage atteints avec les inserts revêtus.

#### 3.4.3 Comparaisons entre inserts revêtus et inserts non-revêtus

L'objectif de cette section est de comparer pour une température donnée (25, 100, 150 et 200 °C), l'influence du revêtement sur les résultats d'emboutissage. Cette comparaison est possible puisque les outils non-revêtus et revêtus W-Ti-N possèdent les mêmes dimensions et que les essais ont été réalisés dans les mêmes conditions de lubrification. Pour information, les tentatives d'essai d'emboutissage sans lubrification avec outils dégraissés ont donné lieu, dès le premier essai, à une usure par adhésion (*galling*) sur le rayon de matrice pour les directions à 45 et 180° de la DL, à partir du passage de l'effort maximal, pour le jeu d'outils revêtus du film W-Ti-N.

#### Efforts d'emboutissage

La figure 3.27 compare les résultats d'emboutissage en fonction de chaque température étudiée pour les deux différents types de revêtement : brut d'usinage et W-Ti-N. On notera que pour les essais réalisés de la température ambiante jusqu'à 150 °C, le lubrifiant utilisé est resté sous forme liquide alors que pour la température d'essai de 200 °C celui-ci devient sec. Dans la partie emboutissage du procédé, l'influence la plus notable du revêtement sur l'effort de mise en forme est observée pour la température de 150 °C. Cette influence est légèrement moins marquée à 100 °C et est quasi inexistante pour les deux autres températures. En revanche, l'influence du revêtement W-Ti-N dans la partie étirage du procédé se révèle particulièrement intéressante. Les propriétés de frottement du revêtement semblent, sous de fortes pressions de contact induites par les conditions cinématiques sévères de la partie étirage du procédé, faciliter la mise en forme. La chute d'effort dans cette partie des courbes est marquée significativement pour toutes les températures. Cependant, à 200 °C, l'influence du revêtement reste presque négligeable. À cette température, le lubrifiant, comme expliqué auparavant, est passé de l'état liquide à l'état pâteux. Pour les outils revêtus ou non, le lubrifiant sec semble régir les conditions de frottement et l'avantage cumulé du revêtement avec le lubrifiant liquide disparaît. Cela pourrait expliquer pourquoi, à cette température, les résultats sont quasiment identiques dans la partie emboutissage et au début d'étape d'étirage. L'influence du revêtement devient visible en toute fin de l'étape d'étirage, sans doute dû au fait que le film de lubrifiant sec ne soit plus effectif en cette fin d'essai. Le tableau 3.3 résume l'influence du revêtement sur les efforts d'emboutissage vis-à-vis des résultats obtenus avec les inserts non-revêtus. On observe ainsi que le revêtement mince W-Ti-N permet, pour les températures de 25 à 150 °C, une diminution d'au moins 25% de l'effort maximum dans la partie étirage du procédé. L'effort maximal d'étirage des cornes (à 26 mm) diminue quant à lui de 36% à 100 °C, 50% à 150 °C et enfin 60% à 200 °C.

### CHAPITRE 3. Caractérisation de la formabilité en température

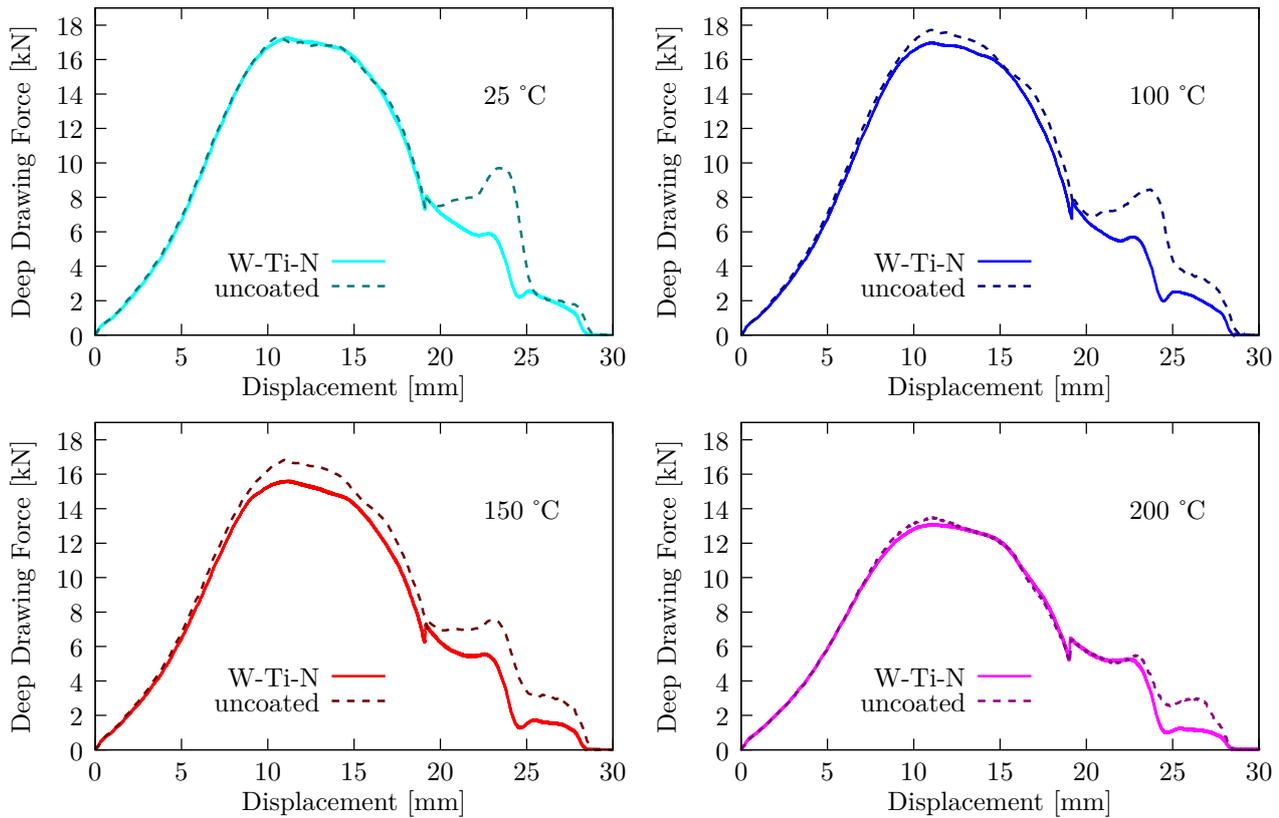


FIGURE 3.27 – Comparaison des courbes d’effort d’emboutissage en température suivant le type d’outils revêtus ou non

Temperature [°C]	25	100	150	200
punch force at 11 mm (uncoated tools) [kN]	17.3	17.7	16.8	13.5
punch force at 11 mm (W-Ti-N tools) [kN]	17.3	17.0	15.6	13.1
punch force reduction thanks to coating	–	3.95%	7.14%	2.96%
punch force at 23 mm (uncoated tools) [kN]	9.7	8.5	7.5	5.5
punch force at 23 mm (W-Ti-N tools) [kN]	5.9	5.7	5.6	5.3
punch force reduction thanks to coating	39.17%	32.94%	25.33%	3.64%
punch force at 26 mm (uncoated tools) [kN]	2.1	3.6	3.2	3.0
punch force at 26 mm (W-Ti-N tools) [kN]	2.1	2.3	1.6	1.2
punch force reduction thanks to coating	–	36.11%	50.0%	60.0%

TABLE 3.3 – Influence du revêtement sur les efforts d’emboutissage, à 11, 23 et 26 mm de déplacement de poinçon, pour les différentes températures étudiées.

## Épaisseurs des godets

Les mesures des épaisseurs de godet ont été réalisées comme décrit dans l'annexe A.1. Les graphiques de la figure 3.28 présentent les résultats des épaisseurs, suivant les orientations RD, DD et TD, en fonction de la distance curviligne depuis le fond du godet et comparent l'influence du type d'insert utilisé à chaque température d'essai (25, 100, 150 et 200 °C). On observe sur ces graphiques, pour une température donnée, que le type de revêtement a peu d'influence sur les épaisseurs des godets sauf à 200 °C où le film mince W-Ti-N permet de limiter l'amincissement de la tôle dans le fond du godet et au niveau du rayon de l'embouti (zones d'amincissements critiques A et B, Section 2.2 figure 2.7).

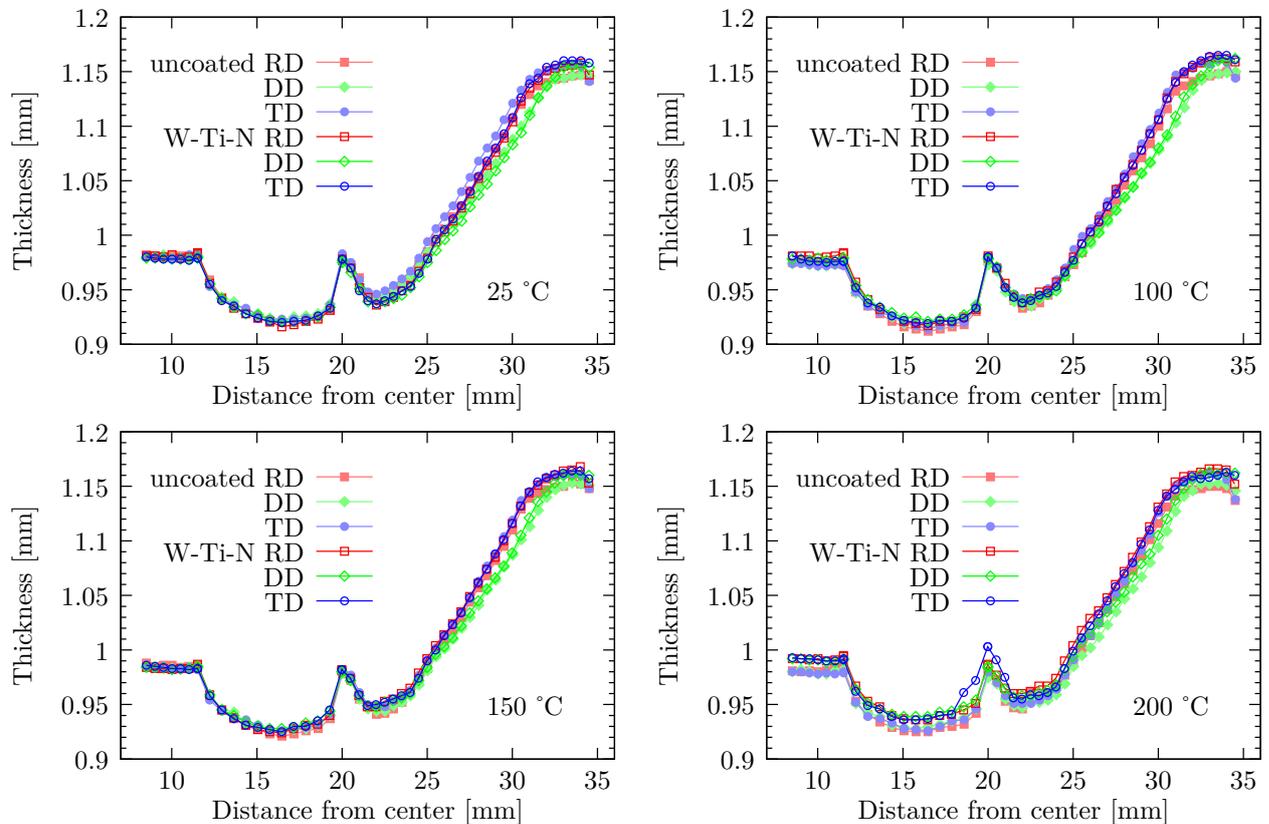


FIGURE 3.28 – Influence du type de revêtement sur les épaisseurs de godet

La figure 3.29 montre l'effet de la température sur l'évolution des épaisseurs suivant la direction de laminage pour un type d'insert donné. On observe sur cette figure que la température permet, quel que soit le type d'insert utilisé, d'augmenter l'épaisseur dans les zones d'amincissements critiques de l'embouti et d'obtenir une épaisseur de la paroi du godet plus importante dans le cas du type d'insert W-Ti-N.

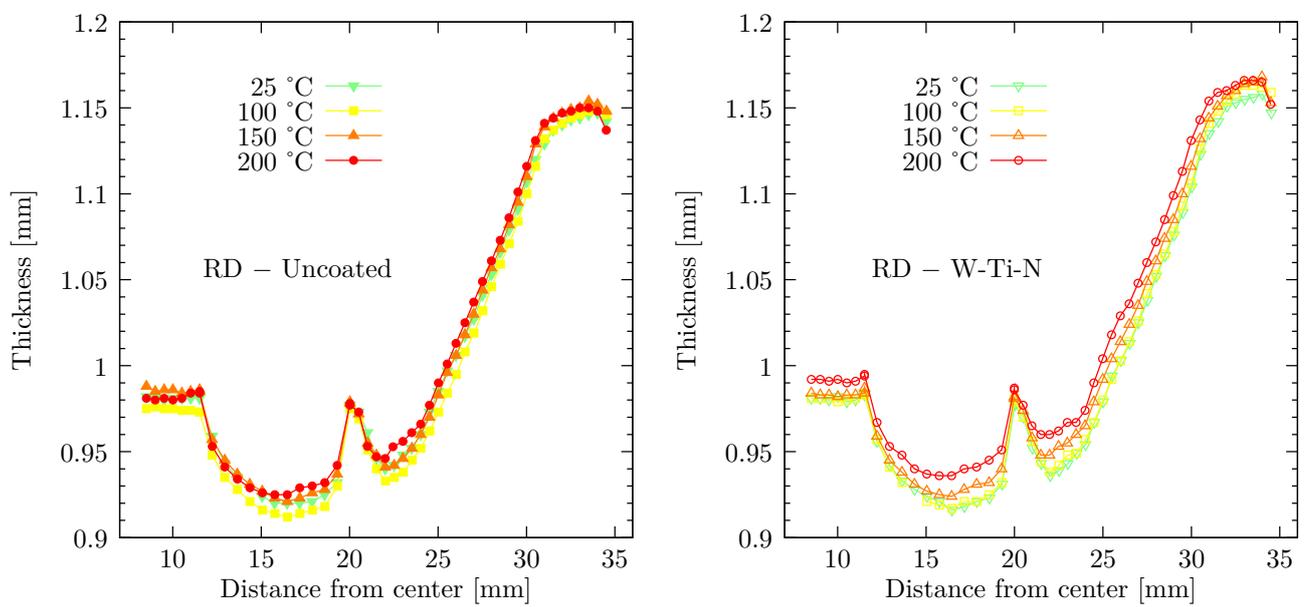


FIGURE 3.29 – Évolution des épaisseurs de godet en fonction de la température pour chaque type d'insert utilisé.

### Cornes d'emboutissage

Les cornes d'emboutissage des godets mis en forme en température ont été mesurées avec la même méthode que celle utilisée dans le chapitre 2, détaillée dans l'annexe A.2.

La figure 3.30 présente l'influence de la température sur la hauteur des cornes pour chaque type d'insert utilisé. On observe que la hauteur des cornes diminue en fonction de la température mais que son évolution reste relativement faible puisque la hauteur de godet est plus faible de seulement 0.25 mm entre la température ambiante et 200 °C, quel que soit le type d'insert utilisé. La position des cornes reste identique en fonction de la température et la diminution de hauteur est quasiment constante tout le long du profil. D'autre part, la diminution de la hauteur des cornes est conforme à la distribution des coefficients d'anisotropie plastique, mesurés lors de la caractérisation en traction. En effet, la diminution de la valeur absolue du coefficient d'anisotropie planaire en fonction de la température prédisait déjà un effet de corne moins prononcé.

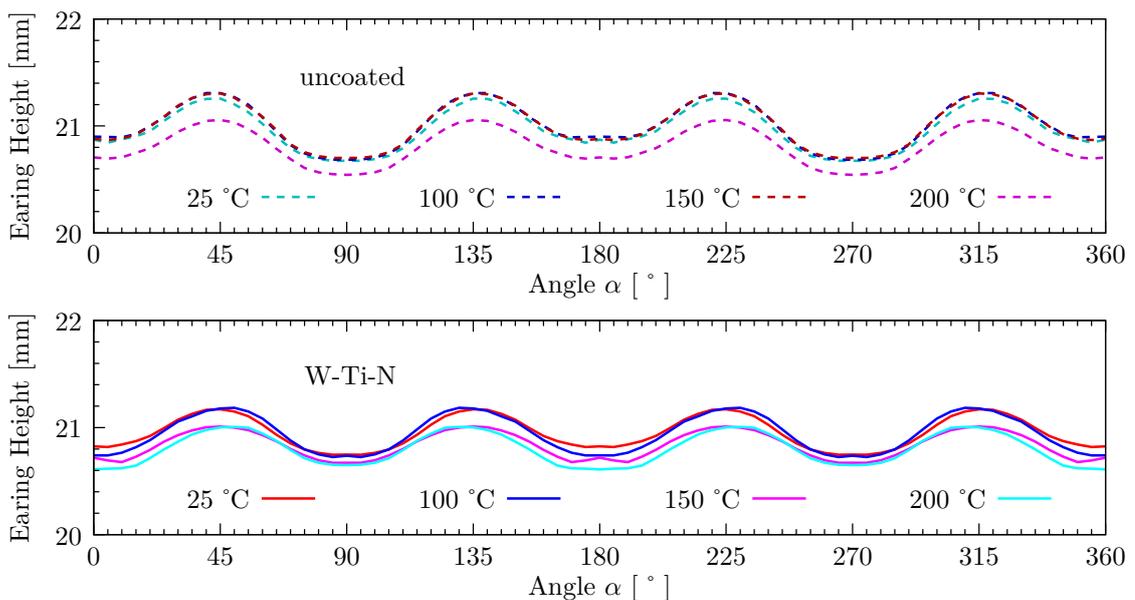


FIGURE 3.30 – Évolution de la hauteur des cornes d'emboutissage en fonction de la température pour chaque type d'insert utilisé.

La figure 3.31 présente l'influence du revêtement W-Ti-N sur la hauteur de corne mesurée vis-à-vis des résultats obtenus avec l'insert non-revêtu, pour chaque température étudiée. On note sur ces graphiques que l'amplitude des cornes et la hauteur des godets sont plus élevées avec l'insert non-revêtu qu'avec l'insert W-Ti-N. Cela indique un étirage plus faible avec les inserts revêtus, indiquant des conditions de frottement améliorées par le film mince W-Ti-N. Comme pour le cas des efforts d'emboutissage, l'effet le plus notable est observé à 150 °C.

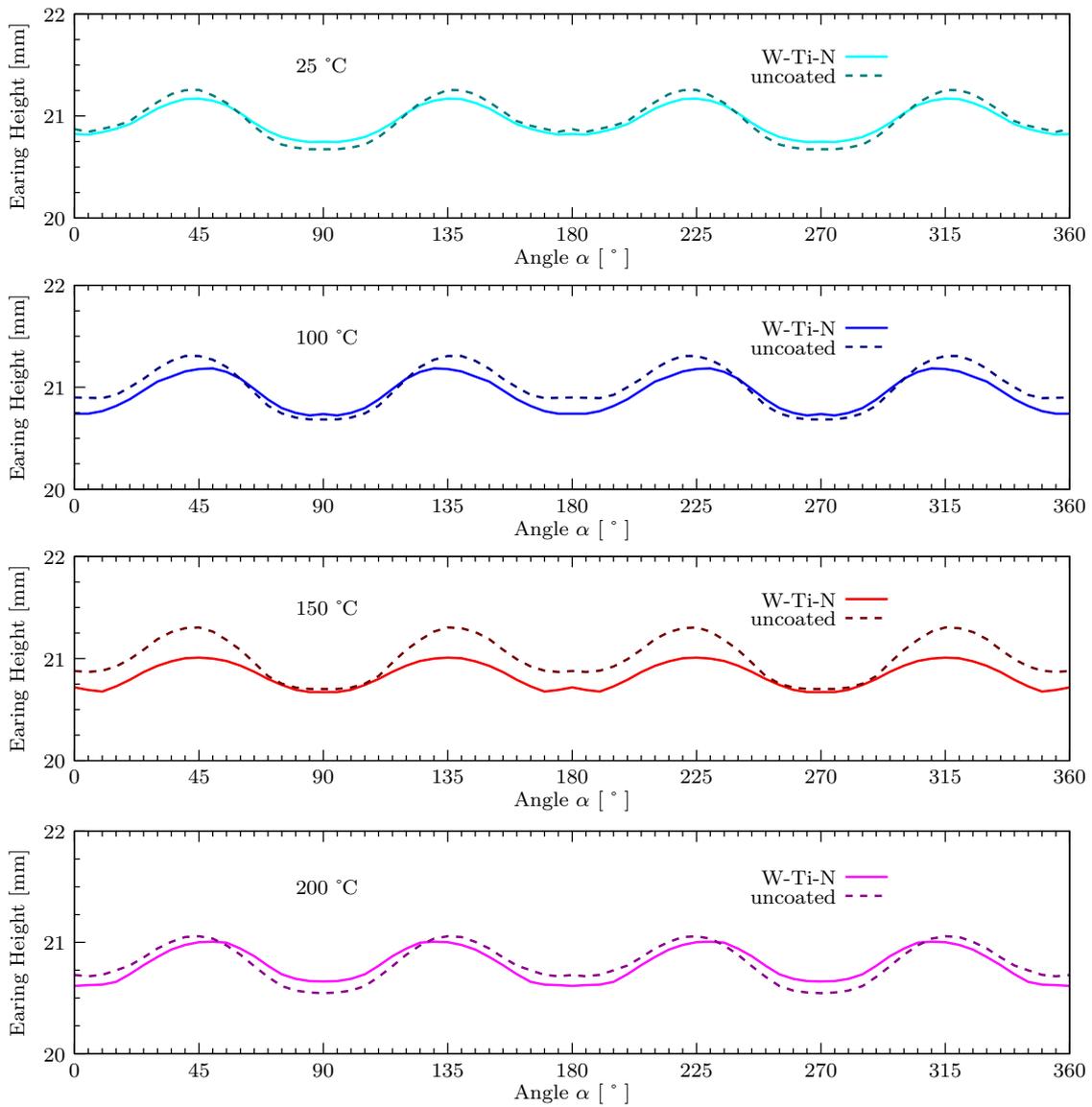


FIGURE 3.31 – Évolution de la hauteur des cornes d’emboutissage et l’influence du revêtement pour chaque température étudiée.

### 3.4.4 Ouvertures d'anneaux et retour élastique

Les ouvertures d'anneaux des godets emboutis en température ont été réalisées selon la description donnée dans le chapitre 2. Les résultats de ces mesures sont donnés dans le tableau 3.4 et leurs évolutions présentées sur la figure 3.32. On observe sur ce graphique que le retour élastique est légèrement influencé par le type de revêtement, le film W-Ti-N offrant un retour élastique moins important qu'avec les inserts non-revêtus. Cela est sans doute dû au fait que le coefficient de frottement des inserts W-Ti-N est plus faible que celui des inserts non-revêtus, induisant ainsi des contraintes internes moins importantes dans la paroi du godet au cours de sa mise en forme. L'effet de la température sur les ouvertures d'anneaux est relativement faible entre 25 et 150 °C, l'ouverture mesurée étant alors de  $6.0^{\pm 0.3}$  mm, quels que soient la température ou le type d'insert utilisé. En revanche, pour 200 °C, la température de mise en forme impacte réellement l'ouverture de l'anneau puisque celle-ci diminue de 20.45% par rapport à la valeur de retour élastique mesurée à température ambiante. L'évolution de cette ouverture, entre 100 et 200 °C, reste toutefois classique puisque l'ouverture d'anneau diminue quand la température augmente (cf. [Grèze et al., 2010]). Enfin, en comparant les ouvertures d'anneau à 25 °C et 100 °C, la plus faible valeur relevée à 25 °C doit pouvoir être associée à l'effet PLC. L'explication serait alors que le gradient de contrainte à travers l'épaisseur, généré au cours de la mise en forme, est plus faible à 25 °C qu'à 100 °C en raison de l'adoucissement induit par l'effet PLC sur la contrainte (cf. figure 1.33 jusqu'à 0.3 de déformation).

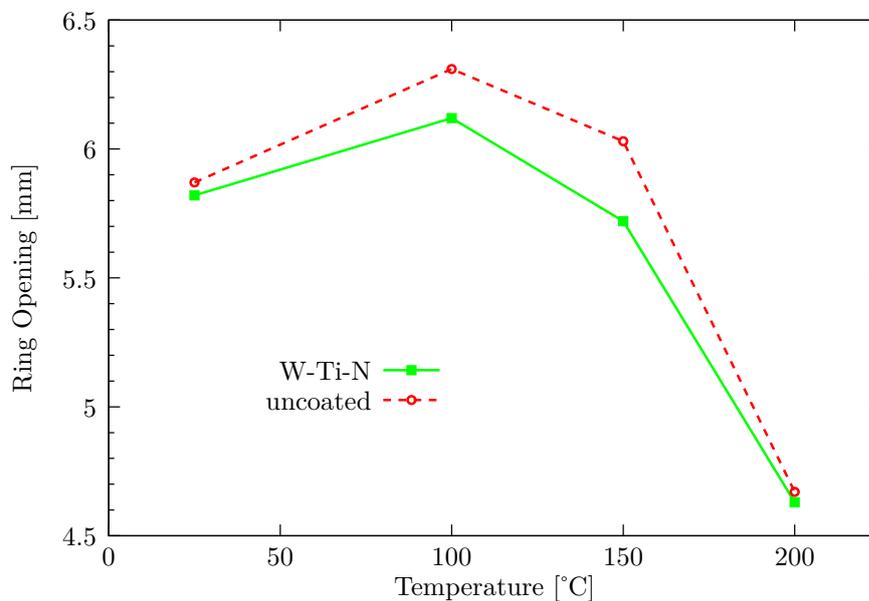


FIGURE 3.32 – Évolution de l'ouverture d'anneau en fonction de la température et influence du revêtement.

Température d'essai	25 °C	100 °C	150 °C	200 °C
Ouverture [mm] W-Ti-N	5,82	6,12	5,72	4,63
Ouverture [mm] Non revêtu	5,87	6,31	6,03	4,67

TABLE 3.4 – Ouvertures d’anneau mesurées selon le test de Demeri en fonction de la température et pour chaque type d’insert (la précision de la mesure est de  $\pm 0,005$ ).

### 3.4.5 Conclusion

Dans un premier temps, ce chapitre présente un nouveau dispositif d’emboutissage en température, permettant de mettre en forme des godets cylindriques de manière anisotherme de 20 à 200 °C. Les outils de ce dispositif ont été conçus de manière à être adaptés sur la machine Zwick BUP200 et leurs géométries ont été optimisées pour éviter qu’ils aient une trop grande inertie thermique. La conception de l’outillage réalisé a d’abord été décrite, puis la validation de la mise en température d’un flan par conduction thermique avec le serre-flan a été présentée. Il est montré que la distribution de température peut être considérée quasi-isotherme en début d’essai, au vu du faible gradient de température mesuré dans la direction radiale, pour chaque gamme de température. L’opération de revêtement des surfaces de contact des inserts matrice et serre-flan par un film mince W-Ti-N, appliqué par pulvérisation cathodique, a ensuite été détaillée. Enfin dans la dernière partie, les propriétés tribologiques entre le même film mince que celui des inserts et l’alliage d’aluminium AA5754-O ont été mesurées pour les températures de 25, 100, 150 et 200 °C. Il est observé que le coefficient de frottement varie avec la température mais évolue toutefois peu entre 100 et 200 °C.

Ce chapitre a ensuite permis de montrer l’influence de la température lors de l’emboutissage d’un godet cylindrique tout en présentant l’influence du film mince W-Ti-N déposé à la surface des outils. Il ressort de ce chapitre que la mise en forme en température impacte peu la géométrie et les dimensions finales des godets. Par contre, l’effet de corne est diminué et les zones d’amincissements critiques voient leurs épaisseurs augmenter. Il apparaît donc que la formabilité de l’alliage AA5754-O est améliorée avec l’usage de la température. D’autre part, la température modifie fortement les efforts de mise en forme et le retour élastique est significativement diminué à partir de 200 °C. Pour ce qui est de l’influence du revêtement mince W-Ti-N, son importance apparaît nettement au niveau des efforts de mise en forme et plus particulièrement dans la partie étirage du procédé. Il semble donc que pour de très fortes pressions de contact, comme c’est le cas au cours de l’étape d’étirage, ce type de revêtement mince permette de diminuer le frottement et donc de réduire les efforts nécessaires à la réalisation du godet.





# Conclusion générale

Les travaux exposés dans ce manuscrit concernent la caractérisation thermomécanique et la mise en forme par emboutissage à tiède d'un alliage d'aluminium de nuance AA5754-O, manifestant l'effet Portevin-Le Chatelier.

Le premier chapitre, consacré à la caractérisation expérimentale de l'alliage AA5754-O, a permis dans un premier temps, à travers une étude bibliographique, d'introduire les particularités des alliages d'aluminium telles que les instabilités de déformation plastique pour les alliages ayant pour principal élément d'addition le magnésium (Al-Mg). Puis, dans un deuxième temps, des essais de traction uniaxiale ont été présentés, en fonction de la température et de la vitesse de déformation, pour différentes orientations par rapport à la direction de laminage. Il a ainsi été montré que l'anisotropie de comportement reste constante en fonction de la température. Dans un troisième temps, l'étude de l'évolution du module de Young en fonction de la température a été réalisée et il ressort que ce module d'élasticité diminue proportionnellement à l'augmentation de la température. Finalement, des essais de cisaillement simple pour des chargements monotones et alternés ont été exposés. Les phénomènes d'instabilité de déformation plastique de type Piobert-Lüders et Portevin-Le Chatelier ont été observés pour ce type de trajet de chargement et les bandes de déformation observées ont été caractérisées dimensionnellement et cinématiquement. Ces bandes se propagent perpendiculairement à la direction de cisaillement et sont influencées par l'état de contrainte présent au sein de l'échantillon. D'autre part, leur largeur, l'intensité de la déformation qu'elles contiennent et l'amplitude des oscillations qu'elles créent sur les courbes d'écroutissage augmentent avec la déformation, à température ambiante.

Des essais d'emboutissage ont ensuite été présentés dans le deuxième chapitre. Ceux-ci, réalisés à température ambiante sur une machine Zwick BUP200 dédiée à la mise en forme des tôles minces, ont permis de caractériser la formabilité de l'alliage AA5754-O. Tout d'abord, une première partie bibliographique sur la mise en forme par emboutissage des tôles minces a permis d'introduire les différents modes de déformation qu'il est possible de rencontrer en emboutissage et d'aborder quelques aspects principaux de la simulation numérique de ces procédés. Deux types d'essais ont ensuite été étudiés, expérimentalement et numériquement, à savoir : l'essai d'emboutissage de godet cylindrique (essai Swift) et l'essai d'emboutissage hémisphérique (essai Erichsen). Les lois constitutives utilisées pour représenter le comportement du matériau ont été identifiées à partir des résultats expérimentaux de traction obtenus au chapitre 1 et les

## Conclusion générale

---

simulations numériques de ces deux types d'emboutissage ont été effectuées avec le logiciel de calcul par éléments finis ABAQUS<sup>®</sup>. Le premier essai a été simulé en faisant varier plusieurs paramètres numériques (coefficient de frottement, loi de comportement, type d'élément fini, etc.) et les résultats obtenus ont été comparés aux résultats expérimentaux issus du même test. Une bonne corrélation est ainsi obtenue avec le critère de plasticité isotrope de von Mises et une loi d'évolution de l'écoulement plastique de type Hockett-Sherby. L'élément fini de type coque solide SC8R est présenté comme un élément particulièrement avantageux, par rapport à l'élément hexaèdre C3D8I, au vu des temps de calcul et de la qualité des résultats de simulation qu'il propose. Les paramètres numériques ayant permis d'obtenir les résultats les plus satisfaisants sont alors conservés pour réaliser la simulation du second essai d'emboutissage. Cette démarche a été appliquée dans le but de savoir si les paramètres numériques fixés et les lois de comportement identifiées procurent de bons résultats pour un trajet de chargement différent du premier cas test étudié. Il en ressort que dans le cas d'une mise en forme en expansion biaxiale, pour l'alliage d'aluminium étudié, les résultats expérimentaux sont globalement mieux prédits par le critère de plasticité de Hill48. D'autre part, ce second chapitre a aussi permis de montrer que l'effet PLC est, à température ambiante, présent et observable au cours de l'essai Erichsen, rendant ainsi possible l'analyse de ce phénomène pour une sollicitation de type expansion biaxiale.

Enfin, le Chapitre 3, consacré au développement d'un nouveau dispositif et à la mise en forme par emboutissage en température, termine ce travail. Ce dernier chapitre, commence par une étude bibliographique qui introduit l'emboutissabilité des alliages d'aluminium en fonction de la température. Il présente ensuite la conception du nouveau dispositif d'emboutissage, permettant de mettre en forme des godets de 33 mm de diamètre intérieur à partir d'un flan circulaire de 60 mm de diamètre et de réaliser des essais en température de manière anisotherme par le biais d'outils matrice et serre-flan qui chauffent la tôle par conduction. Dans un premier temps, la conception de l'outillage et les choix technologiques retenus ont été présentés puis la validation de la mise en température des outils a été effectuée. L'outillage conçu dispose de deux différents jeux d'inserts pour les outils matrice et serre-flan dont un est revêtu par un film mince de type W-Ti-N, l'autre restant brut d'usinage. Une description du procédé permettant de réaliser le dépôt du film mince a été faite puis les propriétés de frottement en température, entre le revêtement mince et l'alliage étudié, ont été déterminées à partir de l'essai tribologique de type « *pin-on-disc* ». Les résultats d'emboutissage en température obtenus avec le dispositif conçu sont finalement présentés. On y observe l'influence de la température et du revêtement mince sur les résultats d'efforts d'emboutissage, sur les épaisseurs de godet et sur les cornes d'emboutissage. Il en ressort que la température permet de diminuer fortement les efforts de mise en forme mais qu'elle influence peu les caractéristiques géométriques de l'embouti. Le revêtement mince W-Ti-N se présente quant à lui particulièrement intéressant pour des opérations d'étirage, où les pressions de contact sont élevées, car il permet de diminuer notablement les efforts mis en jeu. Enfin, la problématique du retour élastique a été étudiée selon le test de Demeri et les résultats mettent en évidence l'influence significative de la température sur la diminution de ce phénomène pour des essais réalisés à 200 °C.

# Perspectives

La synthèse des travaux présentés dans ce mémoire permet d'envisager un certain nombre de perspectives.

Sur la caractérisation de l'effet PLC en cisaillement simple, il serait intéressant de réaliser une nouvelle campagne d'essais monotones et cycliques, afin de vérifier les hypothèses émises dans ce travail, comme par exemple, la contrainte critique de déclenchement des instabilités plastiques et d'observer l'influence de la vitesse de déformation sur les résultats. En balayant plusieurs niveaux de prédéformation, à plusieurs vitesses de traverse et plusieurs températures d'essais autour de la température de 100 °C, il sera possible de vérifier si cette hypothèse est fondée et par conséquent il sera possible de déterminer une courbe d'évolution de la déformation critique de déclenchement du phénomène en fonction de la prédéformation de cisaillement et en fonction de la température.

D'un point de vue simulation numérique, la prise en compte dans les modèles de comportement de la sensibilité à la vitesse de déformation, négative à température ambiante puis positive en fonction de la température (à 200 °C par exemple), par un terme multiplicatif, et du caractère adoucissant de l'effet PLC sur la contrainte, par un terme additif, sont deux axes d'amélioration pour représenter le comportement singulier du matériau observé au cours des essais de cisaillement simple en fonction de la température (en particulier à 100 °C) et en fonction de la vitesse de déformation (en particulier à 150 °C). L'identification de lois constitutives adéquates, à paramètres thermo-dépendants et tenant compte macroscopiquement de la vitesse de déformation, pourrait alors dans un premier temps, permettre de reproduire le comportement observé, sans pour autant simuler l'effet PLC. Ce modèle de comportement pourrait être ensuite utilisé dans la simulation des procédés d'emboutissage en température de l'alliage étudié pour prendre en compte ces effets. Par ailleurs, l'élément fini SC8RT (analogue à l'élément SC8R mais disposant de degrés de liberté supplémentaires en température) pourrait être utilisé pour effectuer ces simulations.

D'autre part, il serait intéressant d'implémenter des lois de comportement plus complexes permettant de simuler l'apparition et la propagation des bandes PLC, en rendant leur présence et leurs caractéristiques dépendantes de la température et de la vitesse de déformation. L'objectif serait alors de pouvoir valider numériquement l'annihilation de l'effet PLC avec la tem-

pérature, d'abord sur des essais simples comme la traction et le cisaillement, mais aussi au cours d'essais d'emboutissage comme l'essai Erichsen par exemple. D'ailleurs, l'essai Erichsen en température pourrait devenir un essai intéressant à mettre en place, expérimentalement, avec la nuance AA5754-O, pour déterminer le domaine de présence de l'effet PLC dans le cas de l'expansion biaxiale, en fonction de la température de mise en forme et de la vitesse de déformation imposée par le poinçon.

Au vu des résultats encourageants observés avec les outils revêtus d'un film mince W-Ti-N, il serait intéressant de faire fabriquer deux nouvelles matrices d'étirage permettant de réaliser des passes de réduction d'épaisseur de l'ordre de 30 à 50% (analogues donc à celles utilisées lors de la fabrication de canettes de boisson), d'en faire revêtir une par un film mince W-Ti-N, et d'entreprendre une campagne d'essais d'étirage avec les godets obtenus à la suite des essais d'emboutissage. Cela permettra d'analyser un peu plus l'influence du film mince W-Ti-N déposé à la surface des inserts et de valider dans le cadre d'essais d'étirage purs, l'effet de ce revêtement mince sur les efforts mis en jeu.

Enfin, les différents essais d'emboutissage en température ont montré que celle-ci permet une réduction du retour élastique. Mais pour l'instant, la résistance mécanique des pièces embouties n'a pas été évaluée. Il serait ainsi intéressant de comparer le comportement mécanique des godets obtenus aux différentes températures d'emboutissage testées afin d'étudier le comportement ultérieur en service de ces pièces. Un premier test pour caractériser ce comportement mécanique post-emboutissage serait de prévoir un essai de traction sur les anneaux ouverts.





# Bibliographie

- [ABAQUS, 2008] ABAQUS (2008). *User's Manuals, Version 6.8*. 85
- [Abbadi et al., 2002] Abbadi, M., Hähner, P., and Zeghloul, A. (2002). On the characteristics of Portevin–Le chatelier bands in aluminum alloy 5182 under stress-controlled and strain-controlled tensile testing. *Materials Science and Engineering : A*, 337(1) :194–201. 9, 10, 14
- [Abed-Meraim et al., 2012] Abed-Meraim, F., Trinh, V.-D., and Combescure, A. (2012). New quadratic solid–shell elements and their evaluation on linear benchmark problems. *Computing*, 95(5) :373–394. 67
- [Abedrabbo et al., 2006a] Abedrabbo, N., Pourboghrat, F., and Carsley, J. (2006a). Forming of aluminum alloys at elevated temperatures – part 1 : Material characterization. *International Journal of Plasticity*, 22(2) :314–341. 122
- [Abedrabbo et al., 2006b] Abedrabbo, N., Pourboghrat, F., and Carsley, J. (2006b). Forming of aluminum alloys at elevated temperatures – part 2 : Numerical modeling and experimental verification. *International Journal of Plasticity*, 22(2) :342–373. 122
- [Abedrabbo et al., 2007] Abedrabbo, N., Pourboghrat, F., and Carsley, J. (2007). Forming of AA5182-O and AA5754-O at elevated temperatures using coupled thermo-mechanical finite element models. *International Journal of Plasticity*, 23(5) :841–875. 24, 122
- [Aguirre et al., 2004] Aguirre, F., Kyriakides, S., and Yun, H. D. (2004). Bending of steel tubes with Lüders bands. *International Journal of Plasticity*, 20(7) :1199–1225. 6
- [Ait-Amokhtar et al., 2006a] Ait-Amokhtar, H., Boudrahem, S., and Fressengeas, C. (2006a). Spatiotemporal aspects of jerky flow in Al–Mg alloys, in relation with the Mg content. *Scripta Materialia*, 54(12) :2113–2118. 4, 9, 14
- [Ait-Amokhtar and Fressengeas, 2010] Ait-Amokhtar, H. and Fressengeas, C. (2010). Crossover from continuous to discontinuous propagation in the Portevin–Le chatelier effect. *Acta Materialia*, 58(4) :1342–1349. 4, 7, 14, 54

## BIBLIOGRAPHIE

---

- [Ait-Amokhtar et al., 2008] Ait-Amokhtar, H., Fressengeas, C., and Boudrahem, S. (2008). The dynamics of Portevin–Le chatelier bands in an Al–Mg alloy from infrared thermography. *Materials Science and Engineering : A*, 488(1–2) :540–546. [4](#), [7](#), [8](#), [14](#)
- [Ait-Amokhtar et al., 2006b] Ait-Amokhtar, H., Vacher, P., and Boudrahem, S. (2006b). Kinematics fields and spatial activity of Portevin–Le chatelier bands using the digital image correlation method. *Acta Materialia*, 54(16) :4365–4371. [4](#), [7](#), [8](#), [13](#), [14](#)
- [Alves de Sousa et al., 2006] Alves de Sousa, R. J., Cardoso, R. P., Fontes Valente, R. A., Yoon, J.-W., Grácio, J. J., and Natal Jorge, R. M. (2006). A new one-point quadrature enhanced assumed strain (EAS) solid-shell element with multiple integration points along thickness—part II : nonlinear applications. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 67(2) :160–188. [67](#)
- [Alves de Sousa et al., 2008] Alves de Sousa, R. J., Correia, J. P. M., Simoes, F. J. P., Ferreira, J. A. F., Cardoso, R. P., Gracio, J. J., and Barlat, F. (2008). Unconstrained springback behavior of Al–Mg–Si sheets for different sitting times. *International Journal of Mechanical Sciences*, 50(9) :1381–1389. [64](#), [67](#)
- [Alves de Sousa et al., 2007] Alves de Sousa, R. J., Yoon, J. W., Cardoso, R. P. R., Fontes Valente, R. A., and Grácio, J. J. (2007). On the use of a reduced enhanced solid-shell (RESS) element for sheet forming simulations. *International Journal of Plasticity*, 23(3) :490–515. [67](#)
- [Ayres, 1979] Ayres, R. A. (1979). Alloying aluminum with magnesium for ductility at warm temperatures (25 to 250°C). *Metallurgical Transactions A*, 10(7) :849–854. [120](#)
- [Balík, 2001] Balík, J. (2001). The onset of Portevin–LeChatelier instabilities in tensile testing. *Materials Science and Engineering : A*, 316(1–2) :102–108. [8](#)
- [Balík and Lukáč, 1993] Balík, J. and Lukáč, P. (1993). Portevin-le chatelier instabilities in al-3 mg conditioned by strain rate and strain. *Acta Metallurgica et Materialia*, 41(5) :1447–1454. [9](#)
- [Balík et al., 2000] Balík, J., Lukáč, P., and Kubin, L. (2000). Inverse critical strains for jerky flow in al-mg alloys. *Scripta Materialia*, 42(5) :465–471. [9](#), [10](#), [40](#)
- [Banabic, 2010] Banabic, D. (2010). *Sheet Metal Forming Processes - Constitutive Modelling and Numerical Simulation*. Springer. [64](#)
- [Banabic et al., 2005] Banabic, D., Aretz, H., Comsa, D., and Paraianu, L. (2005). An improved analytical description of orthotropy in metallic sheets. *International Journal of Plasticity*, 21(3) :493–512. [65](#)
- [Banabic and Sester, 2012] Banabic, D. and Sester, M. (2012). Influence of material models on the accuracy of the sheet forming simulation. *Materials and Manufacturing Processes*, 27(3) :273–277. [64](#)

- [Barlat et al., 2005] Barlat, F., Aretz, H., Yoon, J., Karabin, M., Brem, J., and Dick, R. (2005). Linear transformation-based anisotropic yield functions. *International Journal of Plasticity*, 21(5) :1009–1039. [65](#)
- [Barlat et al., 1991] Barlat, F., Lege, D. J., and Brem, J. C. (1991). A six-component yield function for anisotropic materials. *International Journal of Plasticity*, 7(7) :693–712. [64](#)
- [Barlat et al., 2007] Barlat, F., Yoon, J. W., and Cazacu, O. (2007). On linear transformations of stress tensors for the description of plastic anisotropy. *International Journal of Plasticity*, 23(5) :876–896. [67](#)
- [Belotteau, 2009] Belotteau, J. (2009). *Prévision de la déchirure ductile des aciers au C-Mn en présence de vieillissement statique et dynamique*. PhD thesis, Ecole Centrale Paris. [3](#)
- [Benallal et al., 2008] Benallal, A., Berstad, T., Børvik, T., Hopperstad, O., Koutiri, I., and de Codes, R. N. (2008). An experimental and numerical investigation of the behaviour of AA5083 aluminium alloy in presence of the Portevin–Le chatelier effect. *International Journal of Plasticity*, 24(10) :1916–1945. [4](#), [7](#)
- [Bernard et al., 2013] Bernard, C., Coër, J., Laurent, H., Chauvelon, P., and Manach, P. Y. (2013). Relationship between local strain jumps and temperature bursts due to the portevin-le chatelier effect in an al-mg alloy. *Experimental Mechanics*, 53(6) :1025–1032. [21](#)
- [Böhlke et al., 2009] Böhlke, T., Bondár, G., Estrin, Y., and Lebyodkin, M. A. (2009). Geometrically non-linear modeling of the Portevin–Le chatelier effect. *Computational Materials Science*, 44(4) :1076–1088. [3](#), [7](#)
- [Bolt et al., 2001] Bolt, P. J., Lamboo, N., and Rozier, P. (2001). Feasibility of warm drawing of aluminium products. *Journal of Materials Processing Technology*, 115(1) :118–121. [120](#), [121](#), [123](#)
- [Bolt et al., 2003] Bolt, P. J., Werkhoven, R. J., and Boogaard, v. d. A. (2003). Warm deep drawing of aluminium sheet. [121](#)
- [Boogaard, 2002] Boogaard, A. H. (2002). *Thermally Enhanced Forming of Aluminium Sheet. Modelling and experiments*. PhD thesis, Ponsen & Looijen. [16](#), [24](#), [29](#), [38](#), [121](#)
- [Bouabdallah, 2006] Bouabdallah, K. (2006). *Caractérisation de l'effet Portevin-Le Chatelier dans les alliages aluminium magnésium-Apport des techniques d'analyse d'images*. PhD thesis, Université de Savoie. [3](#)
- [Bron and Besson, 2004] Bron, F. and Besson, J. (2004). A yield function for anisotropic materials application to aluminum alloys. *International Journal of Plasticity*, 20(4–5) :937–963. [65](#)
- [Cai et al., 2010] Cai, M. C., Niu, L. S., Yu, T., Shi, H. J., and Ma, X. F. (2010). Strain rate and temperature effects on the critical strain for Portevin–Le chatelier effect. *Materials Science and Engineering : A*, 527(20) :5175–5180. [9](#), [10](#)

## BIBLIOGRAPHIE

---

- [Casarotto et al., 2009] Casarotto, L., Dierke, H., Tutsch, R., and Neuhäuser, H. (2009). On nucleation and propagation of PLC bands in an Al–3Mg alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 527(1) :132–140. [4](#), [14](#)
- [Cavaleiro et al., 2003] Cavaleiro, A., Trindade, B., and Vieira, M. (2003). Influence of ti addition on the properties of W–Ti–C/N sputtered films. *Surface and Coatings Technology*, 174–175 :68–75. [131](#)
- [Cazacu and Barlat, 2003] Cazacu, O. and Barlat, F. (2003). Application of the theory of representation to describe yielding of anisotropic aluminum alloys. *International Journal of Engineering Science*, 41(12) :1367–1385. [64](#)
- [Cazacu et al., 2006] Cazacu, O., Plunkett, B., and Barlat, F. (2006). Orthotropic yield criterion for hexagonal closed packed metals. *International Journal of Plasticity*, 22(7) :1171–1194. [65](#)
- [Chamanfar and Mahmudi, 2005] Chamanfar, A. and Mahmudi, R. (2005). Compensation of elastic strains in the determination of plastic strain ratio ( $r$ ) in sheet metals. *Materials Science and Engineering : A*, 397(1–2) :153–156. [29](#)
- [Chandrasekharan et al., 2005] Chandrasekharan, S., Palaniswamy, H., Jain, N., Ngaile, G., and Altan, T. (2005). Evaluation of stamping lubricants at various temperature levels using the ironing test. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 45(4) :379–388. [69](#)
- [Chatterjee et al., 2011] Chatterjee, A., Murty, K. L., Gayathri, N., Mukherjee, P., and Barat, P. (2011). Temperature dependence of the dynamics of portevin-le chatelier effect in al-2.5 pct mg alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42(5) :1184–1190. [14](#)
- [Chen and Huang, 2003] Chen, F.-K. and Huang, T.-B. (2003). Formability of stamping magnesium-alloy AZ31 sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, 142(3) :643–647. [120](#)
- [Chihab et al., 1987] Chihab, K., Estrin, Y., Kubin, L. P., and Vergnol, J. (1987). The kinetics of the portevin-le chatelier bands in an al-5at%Mg alloy. *Scripta metallurgica*, 21(2) :203–208. [7](#), [8](#), [13](#), [14](#)
- [Chihab and Fressengeas, 2003] Chihab, K. and Fressengeas, C. (2003). Time distribution of stress drops, critical strain and crossover in the dynamics of jerky flow. *Materials Science and Engineering : A*, 356(1–2) :102–107. [9](#)
- [Chinh et al., 2005] Chinh, N. Q., Horváth, G., Kovács, Z., Juhász, A., Bérces, G., and Lendvai, J. (2005). Kinematic and dynamic characterization of plastic instabilities occurring in nano- and microindentation tests. *Materials Science and Engineering : A*, 409(1) :100–107. [8](#)
- [Choi et al., 1998] Choi, I., Jin, S., and Kang, S. (1998). Effects of microstructure and alloy contents on the lüders line formation in al-mg alloys. *Scripta Materialia*, 38(6) :887–892. [6](#)

- [Coër, 2009] Coër, J. (2009). Comportement élasto-plastique d'une tôle métallique à haute température. Rapport de stage de fin d'études, Université de Bretagne-Sud, Lorient. [19](#)
- [Coër et al., 2010] Coër, J., Bernard, C., Laurent, H., Andrade-Campos, A., and Thuillier, S. (2010). The effect of temperature on anisotropy properties of an aluminium alloy. *Experimental Mechanics*, 51(7) :1185–1195. [1](#), [20](#), [35](#)
- [Coër et al., 2013] Coër, J., Manach, P., Laurent, H., Oliveira, M., and Menezes, L. (2013). Piobert–Lüders plateau and Portevin–Le chatelier effect in an Al–Mg alloy in simple shear. *Mechanics Research Communications*, 48 :1–7. [1](#), [50](#)
- [Col, 2002] Col, A. (2002). Emboutissage des tôles - importance des modes de déformation. *Techniques de l'ingénieur. Matériaux métalliques*, (M3180) :20. [66](#), [80](#)
- [Col and Colombié, 2010] Col, A. and Colombié, M. (2010). *L'emboutissage des aciers*. Dunod. [64](#)
- [Colgan and Monaghan, 2003] Colgan, M. and Monaghan, J. (2003). Deep drawing process : analysis and experiment. *Journal of Materials Processing Technology*, 132(1) :35–41. [69](#)
- [Cunat, 2008] Cunat, P.-J. (2008). *Aciers Inoxydable*. Ed. Techniques Ingénieur. [66](#)
- [Danckert, 2001] Danckert, J. (2001). Ironing of thin walled cans. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 50(1) :165–168. [69](#), [76](#)
- [Danckert and Nielsen, 1998] Danckert, J. and Nielsen, K. (1998). Determination of the plastic anisotropy  $r$  in sheet metal using automatic tensile test equipment. *Journal of Materials Processing Technology*, 73(1–3) :276–280. [29](#)
- [D'Anna and Nori, 2000] D'Anna, G. and Nori, F. (2000). Critical dynamics of burst instabilities in the portevin-le chatelier effect. *Physical review letters*, 85(19) :4096–4099. [8](#)
- [Davenport and Higginson, 2000] Davenport, S. and Higginson, R. (2000). Strain path effects under hot working : an introduction. *Journal of Materials Processing Technology*, 98(3) :267–291. [44](#)
- [Demeri et al., 2000] Demeri, M., Lou, M., and Saran, M. (2000). A benchmark test for spring-back simulation in sheet metal forming. *Society of Automotive Engineers*, 01-2657. [65](#), [68](#), [83](#), [86](#), [122](#)
- [Demirci et al., 2008] Demirci, H. İ., Esner, C., and Yasar, M. (2008). Effect of the blank holder force on drawing of aluminum alloy square cup : Theoretical and experimental investigation. *Journal of Materials Processing Technology*, 206(1) :152–160. [74](#)
- [Develay, 1992] Develay, R. (1992). Propriétés technologiques de l'aluminium et ses alliages corroyés. *Techniques de l'Ingénieur*, page 34. [74](#)
- [Doege and Dröder, 2001] Doege, E. and Dröder, K. (2001). Sheet metal forming of magnesium wrought alloys—formability and process technology. *Journal of Materials Processing Technology*, 115(1) :14–19. [120](#)

## BIBLIOGRAPHIE

---

- [Fan et al., 2006] Fan, J. P., Tang, C. Y., Tsui, C. P., Chan, L. C., and Lee, T. C. (2006). 3D finite element simulation of deep drawing with damage development. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46(9) :1035–1044. [64](#)
- [Felder, 1994] Felder, É. (1994). *Tribologie de l'emboutissage*. Ed. Techniques Ingénieur. [91](#)
- [Feng et al., 2012] Feng, X., Fischer, G., Zielke, R., Svendsen, B., and Tillmann, W. (2012). Investigation of PLC band nucleation in AA5754. *Materials Science and Engineering : A*, 539 :205–210. [4](#)
- [Figueiredo, 2013] Figueiredo, J. M. F. (2013). Analysis of the tribological behaviour of w-ti-n coatings. Mestre em engenharia mecânica, Czech Technical University and Universidade de Coimbra. [133](#)
- [Figueiredo et al., 2011] Figueiredo, L., Ramalho, A., Oliveira, M. C., and Menezes, L. F. (2011). Experimental study of friction in sheet metal forming. *Wear*, 271(9) :1651–1657. [131](#)
- [Foecke and Gnaeupel-Herold, 2006] Foecke, T. and Gnaeupel-Herold, T. (2006). Robustness of the sheet metal springback cup test. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37(12) :3503–3510. [83](#), [122](#)
- [Fu et al., 2011] Fu, S., Zhang, Q., Hu, Q., Gong, M., Cao, P., and Liu, H. (2011). The influence of temperature on the PLC effect in al-mg alloy. *Science China Technological Sciences*, 54(6) :1389–1393. [7](#), [9](#), [10](#), [11](#), [14](#), [40](#)
- [Ghaffari Tari et al., 2013] Ghaffari Tari, D., Worswick, M., and Winkler, S. (2013). Experimental studies of deep drawing of AZ31B magnesium alloy sheet under various thermal conditions. *Journal of Materials Processing Technology*, 213(8) :1337–1347. [120](#)
- [Golovin, 2008] Golovin, Y. I. (2008). Nanoindentation and mechanical properties of solids in submicrovolumes, thin near-surface layers, and films : A review. *Physics of the Solid State*, 50(12) :2205–2236. [8](#)
- [Golovin et al., 2002] Golovin, Y. I., Ivolgin, V. I., and Lebedkin, M. A. (2002). Unstable plastic flow in the al-3% mg alloy in the process of continuous nanoindentation. *Physics of the Solid State*, 44(7) :1310–1315. [8](#)
- [Golovin et al., 2004] Golovin, Y. I., Ivolgin, V. I., Lebedkin, M. A., and Sergunin, D. A. (2004). Regions of the portevin-le chatelier effect existing under the conditions of continuous room-temperature indentation of an al-2.7% mg alloy. *Physics of the Solid State*, 46(9) :1671–1673. [8](#)
- [Gracio et al., 2004] Gracio, J., Barlat, F., Rauch, E., Jones, P., Neto, V., and Lopes, A. (2004). Artificial aging and shear deformation behaviour of 6022 aluminium alloy. *International Journal of Plasticity*, 20(3) :427–445. [35](#)

- [Graff, 2006] Graff, S. (2006). *Viscoplastic behavior of zirconium alloys in the temperatures range 20°C-400°C : characterization and modeling of strain ageing phenomena*. PhD thesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris. [3](#), [14](#)
- [Graff et al., 2004] Graff, S., Forest, S., Strudel, J.-L., Prioul, C., Pilvin, P., and Béchade, J.-L. (2004). Strain localization phenomena associated with static and dynamic strain ageing in notched specimens : experiments and finite element simulations. *Materials Science and Engineering : A*, 387–389 :181–185. [3](#), [4](#)
- [Grèze, 2009] Grèze, R. (2009). *Étude expérimentale et numérique du retour élastique des alliages d'aluminium après emboutissage*. PhD thesis, Université de Bretagne Sud, Lorient. [85](#)
- [Grèze et al., 2010] Grèze, R., Manach, P., Laurent, H., Thuillier, S., and Menezes, L. (2010). Influence of the temperature on residual stresses and springback effect in an aluminium alloy. *International Journal of Mechanical Sciences*, 52(9) :1094–1100. [102](#), [122](#), [151](#)
- [Guillon et al., 2001] Guillon, O., Roizard, X., and Belliard, P. (2001). Experimental methodology to study tribological aspects of deep drawing—application to aluminium alloy sheets and tool coatings. *Tribology International*, 34(11) :757–766. [131](#)
- [Guillot and Grilhe, 1972] Guillot, J. and Grilhe, J. (1972). Phenomene portevin-le chatelier dans les alliages al-mg a hautes temperatures, en fonction de la concentration. *Acta Metallurgica*, 20(2) :291–295. [9](#), [10](#)
- [Hähner, 1997] Hähner, P. (1997). On the critical conditions of the portevin-le châtelier effect. *Acta Materialia*, 45(9) :3695–3707. [9](#)
- [Hähner and Rizzi, 2003] Hähner, P. and Rizzi, E. (2003). On the kinematics of Portevin–Le chatelier bands : theoretical and numerical modelling. *Acta Materialia*, 51(12) :3385–3397. [7](#)
- [Halim et al., 2007] Halim, H., Wilkinson, D. S., and Niewczas, M. (2007). The Portevin–Le chatelier (PLC) effect and shear band formation in an AA5754 alloy. *Acta Materialia*, 55(12) :4151–4160. [3](#), [4](#)
- [Hallai and Kyriakides, 2011a] Hallai, J. F. and Kyriakides, S. (2011a). On the effect of lüders bands on the bending of steel tubes. part i : Experiments. *International Journal of Solids and Structures*, 48(24) :3275–3284. [6](#)
- [Hallai and Kyriakides, 2011b] Hallai, J. F. and Kyriakides, S. (2011b). On the effect of lüders bands on the bending of steel tubes. part II : analysis. *International Journal of Solids and Structures*, 48(24) :3285–3298. [6](#)
- [Harpell et al., 2000] Harpell, E. T., Worswick, M. J., Finn, M., Jain, M., and Martin, P. (2000). Numerical prediction of the limiting draw ratio for aluminum alloy sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 100(1) :131–141. [70](#), [81](#), [82](#), [91](#), [102](#), [110](#)

- [Hauptmann and Schweizerhof, 1998] Hauptmann, R. and Schweizerhof, K. (1998). A systematic development of ‘solid-shell’ element formulations for linear and non-linear analyses employing only displacement degrees of freedom. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 42(1) :49–69. [67](#)
- [Hauptmann et al., 2000] Hauptmann, R., Schweizerhof, K., and Doll, S. (2000). Extension of the ‘solid-shell’ concept for application to large elastic and large elastoplastic deformations. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 49(9) :1121–1141. [67](#)
- [Hill, 1948] Hill, R. (1948). A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 193(1033) :281–297. [64](#), [88](#)
- [Hockett and Sherby, 1975] Hockett, J. and Sherby, O. (1975). Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 23(2) :87–98. [89](#)
- [Horiuchi et al., 2012] Horiuchi, T., Yoshihara, S., and Iriyama, Y. (2012). Dry deep drawability of a5052 aluminum alloy sheet with DLC-coating. *Wear*, 286–287 :79–83. [131](#)
- [Hou et al., 2012] Hou, Y. K., Li, Y. P., Yu, Z. Q., Zhao, Y. X., and Li, S. H. (2012). Review of research progress on galling in sheet metal forming. *Key Engineering Materials*, 501 :94–98. [76](#)
- [Hu et al., 2001] Hu, P., Liu, Y. Q., and Wang, J. C. (2001). Numerical study of the flange earring of deep-drawing sheets with stronger anisotropy. *International Journal of Mechanical Sciences*, 43(1) :279–296. [71](#)
- [Hu et al., 2012] Hu, Q., Zhang, Q., Cao, P., and Fu, S. (2012). Thermal analyses and simulations of the type a and type b Portevin–Le chatelier effects in an Al–Mg alloy. *Acta Materialia*, 60(4) :1647–1657. [3](#), [7](#)
- [Jain et al., 1998] Jain, M., Allin, J., and Bull, M. J. (1998). Deep drawing characteristics of automotive aluminum alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 256(1) :69–82. [64](#), [69](#)
- [Jiang et al., 2007] Jiang, H., Zhang, Q., Chen, X., Chen, Z., Jiang, Z., Wu, X., and Fan, J. (2007). Three types of Portevin–Le chatelier effects : experiment and modelling. *Acta materialia*, 55(7) :2219–2228. [7](#), [8](#), [10](#), [13](#), [14](#)
- [Jiang et al., 2005] Jiang, Z., Zhang, Q., Jiang, H., Chen, Z., and Wu, X. (2005). Spatial characteristics of the portevin-le chatelier deformation bands in al-4at% cu polycrystals. *Materials Science and Engineering : A*, 403(1) :154–164. [13](#)
- [Kang et al., 2006] Kang, J., Wilkinson, D., Jain, M., Embury, J., Beaudoin, A., Kim, S., Mishra, R., and Sachdev, A. (2006). On the sequence of inhomogeneous deformation processes occurring during tensile deformation of strip cast AA5754. *Acta Materialia*, 54(1) :209–218. [4](#)

- [Kang et al., 2005] Kang, J., Wilkinson, D. S., Embury, J. D., Jain, M., and Beaudoin, A. J. (2005). Effect of type-b Portevin–Le chatelier bands on the onset of necking in uniaxial tension of strip cast AA5754 sheets. *Scripta Materialia*, 53(5) :499–503. [4](#)
- [Karbasian and Tekkaya, 2010] Karbasian, H. and Tekkaya, A. E. (2010). A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(15) :2103–2118. [120](#)
- [Kim et al., 2002] Kim, S.-H., Kim, S.-H., and Huh, H. (2002). Tool design in a multi-stage drawing and ironing process of a rectangular cup with a large aspect ratio using finite element analysis. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 42(7) :863–875. [69](#)
- [Klose et al., 2004a] Klose, F., Hagemann, F., Hähner, P., and Neuhäuser, H. (2004a). Investigation of the portevin-LeChâtelier effect in al-3wt.%Mg alloys by strain-rate and stress-rate controlled tensile tests. *Materials Science and Engineering : A*, 387–389 :93–97. [3](#), [7](#)
- [Klose et al., 2004b] Klose, F., Ziegenbein, A., Hagemann, F., Neuhäuser, H., Hähner, P., Abadi, M., and Zeghloul, A. (2004b). Analysis of portevin-le chatelier serrations of type bin Al–Mg. *Materials Science and Engineering : A*, 369(1–2) :76–81. [11](#), [14](#)
- [Kubin and Estrin, 1990] Kubin, L. and Estrin, Y. (1990). Evolution of dislocation densities and the critical conditions for the portevin-le châtelier effect. *Acta Metallurgica et Materialia*, 38(5) :697–708. [9](#), [10](#)
- [Kubin and Estrin, 1991] Kubin, L. P. and Estrin, Y. (1991). Dynamic strain ageing and the mechanical response of alloys. *Journal de Physique III*, 1(6) :929–943. [6](#)
- [Kurukuri, 2010] Kurukuri, S. (2010). *Simulation of thermally assisted forming of aluminium sheet*. PhD thesis, University of Twente. [121](#)
- [Kurukuri et al., 2009] Kurukuri, S., Van den Boogaard, A. H., Miroux, A., and Holmedal, B. (2009). Warm forming simulation of Al–Mg sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(15) :5636–5645. [121](#), [122](#)
- [Laurent et al., 2009] Laurent, H., Grèze, R., Manach, P., and Thuillier, S. (2009). Influence of constitutive model in springback prediction using the split-ring test. *International Journal of Mechanical Sciences*, 51(3) :233–245. [83](#), [87](#), [122](#)
- [Laurent et al., 2010] Laurent, H., Grèze, R., Oliveira, M., Menezes, L., Manach, P., and Alves, J. (2010). Numerical study of springback using the split-ring test for an AA5754 aluminum alloy. *Finite Elements in Analysis and Design*, 46(9) :751–759. [65](#), [68](#), [69](#), [83](#), [85](#), [87](#), [102](#), [122](#)
- [Lebedkina and Lebyodkin, 2008] Lebedkina, T. A. and Lebyodkin, M. A. (2008). Effect of deformation geometry on the intermittent plastic flow associated with the Portevin–Le chatelier effect. *Acta Materialia*, 56(19) :5567–5574. [8](#)
- [Lebyodkin et al., 1996] Lebyodkin, M., Brechet, Y., Estrin, Y., and Kubin, L. (1996). Statistical behaviour and strain localization patterns in the portevin-le chatelier effect. *Acta materialia*, 44(11) :4531–4541. [12](#)

## BIBLIOGRAPHIE

---

- [Lebyodkin et al., 2000] Lebyodkin, M., Dunin-Barkowskii, L., Brechet, Y., Estrin, Y., and Kubin, L. P. (2000). Spatio-temporal dynamics of the portevin-le chatelier effect : experiment and modelling. *Acta Materialia*, 48(10) :2529–2541. [3](#), [12](#), [56](#)
- [Lebyodkin et al., 2012] Lebyodkin, M. A., Kobelev, N. P., Bougherira, Y., Entemeyer, D., Fressengeas, C., Gornakov, V. S., Lebedkina, T. A., and Shashkov, I. V. (2012). On the similarity of plastic flow processes during smooth and jerky flow : Statistical analysis. *Acta Materialia*, 60(9) :3729–3740. [3](#)
- [Lee et al., 2009] Lee, M. G., Kim, S. J., Wagoner, R. H., Chung, K., and Kim, H. Y. (2009). Constitutive modeling for anisotropic/asymmetric hardening behavior of magnesium alloy sheets : Application to sheet springback. *International Journal of Plasticity*, 25(1) :70–104. [64](#)
- [Legay and Combescure, 2003] Legay, A. and Combescure, A. (2003). Elastoplastic stability analysis of shells using the physically stabilized finite element SHB8PS. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 57(9) :1299–1322. [67](#)
- [Leu, 1998] Leu, D.-K. (1998). The limiting drawing ratio for plastic instability of the cup-drawing process. *Journal of Materials Processing Technology*, 86(1–3) :168–176. [29](#), [70](#)
- [Li and Ghosh, 2003] Li, D. and Ghosh, A. (2003). Tensile deformation behavior of aluminum alloys at warm forming temperatures. *Materials Science and Engineering : A*, 352(1) :279–286. [120](#)
- [Li and Ghosh, 2004a] Li, D. and Ghosh, A. K. (2004a). Biaxial warm forming behavior of aluminum sheet alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 145(3) :281–293. [121](#), [122](#)
- [Li and Ghosh, 2004b] Li, D. and Ghosh, A. K. (2004b). Effects of temperature and blank holding force on biaxial forming behavior of aluminum sheet alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 13(3) :348–360. [121](#), [123](#)
- [Li et al., 2002] Li, K., Carden, W., and Wagoner, R. (2002). Simulation of springback. *International Journal of Mechanical Sciences*, 44(1) :103–122. [85](#), [86](#), [87](#)
- [Louche, 2009] Louche, H. (2009). *Etudes de certains phénomènes de localisation à partir de champs thermomécaniques*. Habilitation à diriger des recherches, Université de Savoie. [5](#), [14](#)
- [Louche et al., 2008] Louche, H., Bouabdallah, K., Vacher, P., Coudert, T., and Balland, P. (2008). Kinematic fields and acoustic emission observations associated with the portevin le châtelier effect on an Al–Mg alloy. *Experimental Mechanics*, 48(6) :741–751. [4](#), [7](#), [8](#), [14](#)
- [Louche and Chrysochoos, 2001] Louche, H. and Chrysochoos, A. (2001). Thermal and dissipative effects accompanying lüders band propagation. *Materials Science and Engineering : A*, 307(1–2) :15–22. [5](#), [51](#)

- [Louche et al., 2005] Louche, H., Vacher, P., and Arrieux, R. (2005). Thermal observations associated with the Portevin–Le chatelier effect in an Al–Mg alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 404(1–2) :188–196. [4](#), [5](#), [7](#), [8](#), [14](#), [51](#)
- [Marais, 2012] Marais, A. (2012). *Influence du vieillissement statique sur la transition ductile-fragile des aciers au C-Mn*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris. [3](#)
- [Marais et al., 2012] Marais, A., Mazière, M., Forest, S., Parrot, A., and Le Delliou, P. (2012). Identification of a strain-aging model accounting for Lüders behavior in a c-mn steel. *Philosophical Magazine*, 92(28-30) :3589–3617. [5](#), [6](#), [51](#)
- [Marciniak et al., 2002] Marciniak, Z., Duncan, J. L., and Hu, S. J. (2002). *Mechanics of sheet metal forming*. Butterworth-Heinemann, Oxford ; Boston. [70](#)
- [Marretta et al., 2010] Marretta, L., Ingarao, G., and Di Lorenzo, R. (2010). Design of sheet stamping operations to control springback and thinning : A multi-objective stochastic optimization approach. *International Journal of Mechanical Sciences*, 52(7) :914–927. [64](#)
- [Martchek, 2006] Martchek, K. (2006). Modelling more sustainable aluminium. *The International Journal of Life Cycle Assessment*, 11(1) :34–37. [xii](#)
- [Mazière et al., 2010] Mazière, M., Besson, J., Forest, S., Tanguy, B., Chalons, H., and Vogel, F. (2010). Numerical aspects in the finite element simulation of the Portevin–Le chatelier effect. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 199(9) :734–754. [7](#)
- [Mazière and Dierke, 2012] Mazière, M. and Dierke, H. (2012). Investigations on the portevin le chatelier critical strain in an aluminum alloy. *Computational Materials Science*, 52(1) :68–72. [4](#), [7](#), [9](#)
- [McCormick, 1988] McCormick, P. (1988). Theory of flow localisation due to dynamic strain ageing. *Acta Metallurgica*, 36(12) :3061–3067. [6](#), [7](#)
- [Meinders et al., 2008] Meinders, T., Burchitz, I., Bonte, M., and Lingbeek, R. (2008). Numerical product design : Springback prediction, compensation and optimization. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 48(5) :499–514. [86](#)
- [Mildenberger and Khare, 2000] Mildenberger, U. and Khare, A. (2000). Planning for an environment-friendly car. *Technovation*, 20(4) :205–214. [xii](#)
- [Miller et al., 2000] Miller, W. S., Zhuang, L., Bottema, J., Wittebrood, A., De Smet, P., Haszler, A., and Vieregge, A. (2000). Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. *Materials Science and Engineering : A*, 280(1) :37–49. [xi](#), [xiii](#), [2](#)
- [Moon et al., 2003] Moon, Y. H., Kang, S. S., Cho, J. R., and Kim, T. G. (2003). Effect of tool temperature on the reduction of the springback of aluminum sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, 132(1) :365–368. [122](#)

## BIBLIOGRAPHIE

---

- [Moon et al., 2001] Moon, Y. H., Kang, Y. K., Park, J. W., and Gong, S. R. (2001). Tool temperature control to increase the deep drawability of aluminum 1050 sheet. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 41(9) :1283–1294. [121](#), [123](#)
- [Mori and Tsuji, 2007] Mori, K. and Tsuji, H. (2007). Cold deep drawing of commercial magnesium alloy sheets. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 56(1) :285–288. [120](#)
- [Moshksar and Zamanian, 1997] Moshksar, M. and Zamanian, A. (1997). Optimization of the tool geometry in the deep drawing of aluminium. *Journal of Materials Processing Technology*, 72(3) :363–370. [70](#)
- [Muraca and Whittick, 1972] Muraca, R. F. and Whittick, J. S. (1972). Materials data handbook - aluminum alloy 5456. [15](#)
- [Murray, 1982] Murray, J. L. (1982). The al-mg (aluminum-magnesium) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 3(1) :60–74. [11](#)
- [Naka et al., 2001] Naka, T., Torikai, G., Hino, R., and Yoshida, F. (2001). The effects of temperature and forming speed on the forming limit diagram for type 5083 aluminum–magnesium alloy sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 113(1–3) :648–653. [120](#), [122](#)
- [Naka and Yoshida, 1999] Naka, T. and Yoshida, F. (1999). Deep drawability of type 5083 aluminium–magnesium alloy sheet under various conditions of temperature and forming speed. *Journal of Materials Processing Technology*, 89 :19–23. [8](#), [120](#), [121](#), [123](#)
- [Narayanasamy et al., 2008] Narayanasamy, R., Ponalagusamy, R., and Raghuraman, S. (2008). The effect of strain rate sensitivity on theoretical prediction of limiting draw ratio for cylindrical cup drawing process. *Materials & Design*, 29(4) :884–890. [70](#)
- [Nogueira de Codes, 2011] Nogueira de Codes, R. (2011). *Vieillissements statique et dynamique et instabilités associées : expérimentation, modélisation et simulations numériques*. PhD thesis, École normale supérieure de Cachan - ENS Cachan. [4](#), [5](#), [8](#)
- [Nogueira de Codes et al., 2011] Nogueira de Codes, R., Hopperstad, O. S., Engler, O., Lademo, O.-G., Embury, J. D., and Benallal, A. (2011). Spatial and temporal characteristics of propagating deformation bands in AA5182 alloy at room temperature. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42(11) :3358–3369. [4](#), [5](#), [51](#)
- [Norris and Wilson, 1999] Norris, S. D. and Wilson, I. (1999). Application of 3D numerical modelling for thermal profile optimization on the gleeble thermomechanical simulator. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 7(3) :297. [20](#)
- [Ozturk and Arslan, 2011] Ozturk, F. and Arslan, M. A. (2011). Analysis of temperature distribution on warm forming of aluminum-magnesium alloy. *Advanced Materials Research*, 264 :329–336. [129](#)
- [Ozturk et al., 2011] Ozturk, F., Pekel, H., and Halkaci, H. S. (2011). The effect of strain-rate sensitivity on formability of AA 5754-o at cold and warm temperatures. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 20(1) :77–81. [4](#), [14](#), [38](#)

- [Palaniswamy et al., 2004] Palaniswamy, H., Ngaile, G., and Altan, T. (2004). Finite element simulation of magnesium alloy sheet forming at elevated temperatures. *Journal of Materials Processing Technology*, 146(1) :52–60. [120](#)
- [Palumbo and Tricarico, 2007] Palumbo, G. and Tricarico, L. (2007). Numerical and experimental investigations on the warm deep drawing process of circular aluminum alloy specimens. *Journal of materials processing technology*, 184(1) :115–123. [121](#), [123](#)
- [Parente et al., 2006] Parente, M. P. L., Fontes Valente, R. A., Natal Jorge, R. M., Cardoso, R. P. R., and Alves de Sousa, R. J. (2006). Sheet metal forming simulation using EAS solid-shell finite elements. *Finite Elements in Analysis and Design*, 42(13) :1137–1149. [67](#), [68](#)
- [Pearce, 1991] Pearce, R. (1991). *Sheet Metal Forming*. Springer. [70](#), [71](#), [72](#)
- [Pereira et al., 2009] Pereira, M. P., Duncan, J. L., Yan, W., and Rolfe, B. F. (2009). Contact pressure evolution at the die radius in sheet metal stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(7) :3532–3541. [76](#)
- [Pereira et al., 2013] Pereira, M. P., Weiss, M., Rolfe, B. F., and Hilditch, T. B. (2013). The effect of the die radius profile accuracy on wear in sheet metal stamping. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 66 :44–53. [76](#)
- [Pereira et al., 2010] Pereira, M. P., Yan, W., and Rolfe, B. F. (2010). Sliding distance, contact pressure and wear in sheet metal stamping. *Wear*, 268(11–12) :1275–1284. [76](#)
- [Picu et al., 2005] Picu, R. C., Vincze, G., Ozturk, F., Gracio, J. J., Barlat, F., and Maniatty, A. M. (2005). Strain rate sensitivity of the commercial aluminum alloy AA5182-O. *Materials Science and Engineering : A*, 390(1) :334–343. [4](#), [38](#)
- [Pottier et al., 2011] Pottier, T., Vacher, P., Toussaint, F., Louche, H., and Coudert, T. (2011). Out-of-plane testing procedure for inverse identification purpose : Application in sheet metal plasticity. *Experimental Mechanics*, 52(7) :951–963. [69](#)
- [Rabahallah et al., 2009] Rabahallah, M., Bouvier, S., Balan, T., and Bacroix, B. (2009). Numerical simulation of sheet metal forming using anisotropic strain-rate potentials. *Materials Science and Engineering : A*, 517(1) :261–275. [64](#), [69](#)
- [Rah et al., 2013] Rah, K., Van Paepegem, W., Habraken, A.-M., Degrieck, J., de Sousa, R. A., and Valente, R. A. F. (2013). Optimal low-order fully integrated solid-shell elements. *Computational Mechanics*, 51(3) :309–326. [67](#)
- [Ranc and Wagner, 2005] Ranc, N. and Wagner, D. (2005). Some aspects of Portevin–Le chatelier plastic instabilities investigated by infrared pyrometry. *Materials Science and Engineering : A*, 394(1) :87–95. [13](#), [14](#)
- [Ranc and Wagner, 2008] Ranc, N. and Wagner, D. (2008). Experimental study by pyrometry of Portevin–Le chatelier plastic instabilities—Type a to type b transition. *Materials Science and Engineering : A*, 474(1) :188–196. [4](#), [14](#)

## BIBLIOGRAPHIE

---

- [Rauch, 1998] Rauch, E. (1998). Plastic anisotropy of sheet metals determined by simple shear tests. *Materials Science and Engineering : A*, 241(1–2) :179–183. [38](#)
- [Rauch et al., 2007] Rauch, E., Gracio, J., and Barlat, F. (2007). Work-hardening model for polycrystalline metals under strain reversal at large strains. *Acta Materialia*, 55(9) :2939–2948. [47](#), [58](#)
- [Rauch et al., 2002] Rauch, E., Gracio, J., Barlat, F., Lopes, A., and Ferreira Duarte, J. (2002). Hardening behavior and structural evolution upon strain reversal of aluminum alloys. *Scripta Materialia*, 46(12) :881–886. [44](#), [47](#)
- [Romhanji et al., 2004] Romhanji, E., Popović, M. M., Gli\vsić, D. M., Stefanović, M., and Milovanović, M. (2004). On the al-mg alloy sheets for automotive application : Problems and solutions. *Metalurgija*, 10(3) :205–216. [xv](#)
- [Ryen, 2003] Ryen, Ø. (2003). *Work hardening and mechanical anisotropy of aluminium sheets and profiles*. PhD thesis, Norwegian University of Science and Technology. [5](#)
- [Santos et al., 2002] Santos, A. D., Ferreira Duarte, J., Reis, A., Barata da Rocha, A., Menezes, L., Oliveira, M., Col, A., and Ono, T. (2002). Towards standard benchmarks and reference data for validation and improvement of numerical simulation in sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 125–126 :798–805. [64](#)
- [Santos et al., 2004] Santos, A. D., Reis, A., Duarte, J. F., Teixeira, P., Rocha, A. B., Oliveira, M. C., Alves, J. L., and Menezes, L. (2004). A benchmark for validation of numerical results in sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 155 :1980–1985. [64](#)
- [Santos and Teixeira, 2008] Santos, A. D. and Teixeira, P. (2008). A study on experimental benchmarks and simulation results in sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 199(1) :327–336. [64](#)
- [Schünemann et al., 1996] Schünemann, M., Ahmetoglu, M. A., and Altan, T. (1996). Prediction of process conditions in drawing and ironing of cans. *Journal of Materials Processing Technology*, 59(1–2) :1–9. [69](#)
- [Schwab and Ruff, 2013] Schwab, R. and Ruff, V. (2013). On the nature of the yield point phenomenon. *Acta Materialia*, 61(5) :1798–1808. [6](#), [7](#)
- [Schwarze and Reese, 2011] Schwarze, M. and Reese, S. (2011). A reduced integration solid-shell finite element based on the EAS and the ANS concept—Large deformation problems. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 85(3) :289–329. [67](#)
- [Schwarze et al., 2011] Schwarze, M., Vladimirov, I. N., and Reese, S. (2011). Sheet metal forming and springback simulation by means of a new reduced integration solid-shell finite element technology. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 200(5) :454–476. [64](#), [67](#)

- [Severo, 2009] Severo, V. (2009). Implementação à escala industrial da deposição de revestimentos duros do sistema w-ti-n. Mestre em engenharia mecânica, Universidade de Coimbra, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Departamento de Engenharia Mecânica, Coimbra. [131](#)
- [Severo et al., 2009] Severo, V., Vilhena, L., Silva, P. N., Dias, J. P., Becker, D., Wagner, S., and Cavaleiro, A. (2009). Tribological behaviour of W–Ti–N coatings in semi-industrial strip-drawing tests. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(10) :4662–4667. [131](#)
- [Sheikh, 2010] Sheikh, H. (2010). Investigation into characteristics of portevin-le chatelier effect of an al-mg alloy. *Journal of Materials Engineering and performance*, 19(9) :1264–1267. [3](#)
- [Silva et al., 2005] Silva, P. N., Dias, J. P., and Cavaleiro, A. (2005). Tribological behaviour of W–Ti–N sputtered thin films. *Surface and Coatings Technology*, 200(1) :186–191. [131](#)
- [Silva et al., 2008] Silva, P. N., Dias, J. P., and Cavaleiro, A. (2008). Performance of W–Ti–(N) coated pins in lubricated pin-on-disk tests. *Surface and Coatings Technology*, 202(11) :2338–2343. [131](#)
- [Simo and Armero, 1992] Simo, J. C. and Armero, F. (1992). Geometrically non-linear enhanced strain mixed methods and the method of incompatible modes. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 33(7) :1413–1449. [85](#)
- [Simões et al., 2013] Simões, V. M., Coër, J., Laurent, H., Oliveira, M. C., Alves, J. L., Manach, P. Y., and Menezes, L. F. (2013). Sensitivity analysis of process parameters in the drawing and ironing processes. *Key Engineering Materials*, 554-557 :2256–2265. [123](#)
- [Soare and Curtin, 2008a] Soare, M. A. and Curtin, W. A. (2008a). Single-mechanism rate theory for dynamic strain aging in fcc metals. *Acta Materialia*, 56(15) :4091–4101. [7](#), [9](#)
- [Soare and Curtin, 2008b] Soare, M. A. and Curtin, W. A. (2008b). Solute strengthening of both mobile and forest dislocations : The origin of dynamic strain aging in fcc metals. *Acta Materialia*, 56(15) :4046–4061. [7](#)
- [Starke and Staley, 1996] Starke, E. A. and Staley, J. T. (1996). Application of modern aluminum alloys to aircraft. *Progress in Aerospace Sciences*, 32(2) :131–172. [2](#)
- [Sun et al., 2003a] Sun, H., Yoshida, F., Ma, X., Kamei, T., and Ohmori, M. (2003a). Finite element simulation on the propagation of lüders band and effect of stress concentration. *Materials Letters*, 57(21) :3206–3210. [4](#), [5](#), [6](#)
- [Sun et al., 2003b] Sun, H. B., Yoshida, F., Ohmori, M., and Ma, X. (2003b). Effect of strain rate on lüders band propagating velocity and lüders strain for annealed mild steel under uniaxial tension. *Materials Letters*, 57(29) :4535–4539. [5](#)
- [Takuda et al., 2002] Takuda, H., Mori, K., Masuda, I., Abe, Y., and Matsuo, M. (2002). Finite element simulation of warm deep drawing of aluminium alloy sheet when accounting for heat conduction. *Journal of Materials Processing Technology*, 120(1) :412–418. [121](#), [123](#)

## BIBLIOGRAPHIE

---

- [Tekkaya, 2000] Tekkaya, A. E. (2000). State-of-the-art of simulation of sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 103(1) :14–22. [64](#)
- [Tessier-Doyen, 2003] Tessier-Doyen, N. (2003). *Étude expérimentale et numérique du comportement thermomécanique de matériaux réfractaires modèles*. PhD thesis, Université de Limoges. [33](#)
- [Thuillier et al., 2011] Thuillier, S., Le Maoût, N., and Manach, P. (2011). Influence of ductile damage on the bending behaviour of aluminium alloy thin sheets. *Materials & Design*, 32(4) :2049–2057. [64](#)
- [Thuillier and Manach, 2009] Thuillier, S. and Manach, P. (2009). Comparison of the work-hardening of metallic sheets using tensile and shear strain paths. *International Journal of Plasticity*, 25(5) :733–751. [35](#)
- [Thuillier et al., 2010] Thuillier, S., Manach, P.-Y., and Menezes, L. F. (2010). Occurrence of strain path changes in a two-stage deep drawing process. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(2) :226–232. [69](#)
- [Tong et al., 2005] Tong, W., Tao, H., Zhang, N., and Hector, L. G. (2005). Time-resolved strain mapping measurements of individual Portevin–Le chatelier deformation bands. *Scripta Materialia*, 53(1) :87–92. [14](#)
- [Toros et al., 2011] Toros, S., Alkan, M., Ece, R. E., and Ozturk, F. (2011). Effect of pre-straining on the springback behavior of the AA5754-O alloy. *Materiali in tehnologije*, 45(6) :613–618. [64](#)
- [Toros and Ozturk, 2010] Toros, S. and Ozturk, F. (2010). Modeling uniaxial, temperature and strain rate dependent behavior of Al–Mg alloys. *Computational Materials Science*, 49(2) :333–339. [4](#), [38](#)
- [Toros et al., 2008] Toros, S., Ozturk, F., and Kacar, I. (2008). Review of warm forming of aluminum–magnesium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 207(1–3) :1–12. [xii](#), [120](#)
- [Van den Boogaard and Huétink, 2006] Van den Boogaard, A. H. and Huétink, J. (2006). Simulation of aluminium sheet forming at elevated temperatures. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 195(48) :6691–6709. [121](#), [122](#)
- [Vegter and van den Boogaard, 2006] Vegter, H. and van den Boogaard, A. (2006). A plane stress yield function for anisotropic sheet material by interpolation of biaxial stress states. *International Journal of Plasticity*, 22(3) :557–580. [67](#)
- [Verma and Chandra, 2006] Verma, R. K. and Chandra, S. (2006). An improved model for predicting limiting drawing ratio. *Journal of Materials Processing Technology*, 172(2) :218–224. [29](#), [70](#)

- [Vladimirov et al., 2010] Vladimirov, I. N., Pietryga, M. P., and Reese, S. (2010). Anisotropic finite elastoplasticity with nonlinear kinematic and isotropic hardening and application to sheet metal forming. *International Journal of Plasticity*, 26(5) :659–687. [64](#)
- [Voce, 1948] Voce, E. (1948). The relationship between stress and strain for homogeneous deformations. *Journal of the Institute of Metals*, 74. [89](#)
- [Voce, 1955] Voce, E. (1955). A practical strain-hardening function. *Metallurgica*, 51 :219–226. [89](#)
- [Wagoner and Li, 2007] Wagoner, R. and Li, M. (2007). Simulation of springback : Through-thickness integration. *International Journal of Plasticity*, 23(3) :345–360. [85](#)
- [Wagoner et al., 2013] Wagoner, R. H., Lim, H., and Lee, M.-G. (2013). Advanced issues in springback. *International Journal of Plasticity*, 45 :3–20. [64](#)
- [Wang et al., 2012] Wang, H., Luo, Y., Friedman, P., Chen, M., and Gao, L. (2012). Warm forming behavior of high strength aluminum alloy AA 7075. *Transactions of the Nonferrous Metals Society of China*, 22(1) :1–7. [107](#)
- [Wen and Morris, 2003] Wen, W. and Morris, J. G. (2003). An investigation of serrated yielding in 5000 series aluminum alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 354(1) :279–285. [3](#)
- [Wowk and Pilkey, 2009] Wowk, D. and Pilkey, K. (2009). Effect of prestrain with a path change on the strain rate sensitivity of AA5754 sheet. *Materials Science and Engineering : A*, 520(1) :174–178. [4](#)
- [Xia et al., 2004] Xia, Z. C., Miller, C. E., and Ren, F. (2004). Springback behavior of AA6111-T4 with Split-Ring test. *AIP Conference Proceedings*, 712(1) :934. [83](#)
- [Yilmaz, 2011] Yilmaz, A. (2011). The Portevin–Le chatelier effect : a review of experimental findings. *Science and Technology of Advanced Materials*, 12(6) :063001. [8](#), [13](#)
- [Yoon et al., 2000] Yoon, J., Barlat, F., Chung, K., Pourboghrat, F., and Yang, D. (2000). Earing predictions based on asymmetric nonquadratic yield function. *International Journal of Plasticity*, 16(9) :1075–1104. [189](#)
- [Yoon et al., 2005] Yoon, J., Barlat, F., Gracio, J., and Rauch, E. (2005). Anisotropic strain hardening behavior in simple shear for cube textured aluminum alloy sheets. *International Journal of Plasticity*, 21(12) :2426–2447. [35](#)
- [Yoon et al., 2010] Yoon, J.-H., Cazacu, O., Whan Yoon, J., and Dick, R. E. (2010). Earing predictions for strongly textured aluminum sheets. *International Journal of Mechanical Sciences*, 52(12) :1563–1578. [79](#)
- [Yoon et al., 2004] Yoon, J.-W., Barlat, F., Dick, R. E., Chung, K., and Kang, T. J. (2004). Plane stress yield function for aluminum alloy sheets—part II : FE formulation and its implementation. *International Journal of Plasticity*, 20(3) :495–522. [69](#)

## **BIBLIOGRAPHIE**

---

- [Yoon et al., 2006] Yoon, J. W., Barlat, F., Dick, R. E., and Karabin, M. E. (2006). Prediction of six or eight ears in a drawn cup based on a new anisotropic yield function. *International Journal of Plasticity*, 22(1) :174–193. [69](#), [71](#)
- [Yoon et al., 2011] Yoon, J. W., Dick, R. E., and Barlat, F. (2011). A new analytical theory for earing generated from anisotropic plasticity. *International Journal of Plasticity*, 27(8) :1165–1184. [69](#), [71](#)
- [Yoshida, 2000] Yoshida, F. (2000). A constitutive model of cyclic plasticity. *International Journal of Plasticity*, 16(3–4) :359–380. [5](#), [6](#)
- [Yoshida and Uemori, 2003] Yoshida, F. and Uemori, T. (2003). A model of large-strain cyclic plasticity and its application to springback simulation. *International Journal of Mechanical Sciences*, 45(10) :1687–1702. [67](#)
- [Yoshida et al., 1995] Yoshida, T., Katayama, T., and Usuda, M. (1995). Forming-limit analysis of hemispherical-punch stretching using the three-dimensional finite-element method. *Journal of Materials Processing Technology*, 50(1–4) :226–237. [107](#)
- [Yoshihara et al., 2005] Yoshihara, S., Manabe, K.-i., and Nishimura, H. (2005). Effect of blank holder force control in deep-drawing process of magnesium alloy sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 170(3) :579–585. [120](#)
- [Yoshihara et al., 2003a] Yoshihara, S., Nishimura, H., Yamamoto, H., and Manabe, K.-i. (2003a). Formability enhancement in magnesium alloy stamping using a local heating and cooling technique : circular cup deep drawing process. *Journal of Materials Processing Technology*, 142(3) :609–613. [120](#)
- [Yoshihara et al., 2003b] Yoshihara, S., Yamamoto, H., Manabe, K., and Nishimura, H. (2003b). Formability enhancement in magnesium alloy deep drawing by local heating and cooling technique. *Journal of Materials Processing Technology*, 143 :612–615. [120](#)
- [Zavattieri et al., 2009] Zavattieri, P. D., Savic, V., Hector Jr, L. G., Fekete, J. R., Tong, W., and Xuan, Y. (2009). Spatio-temporal characteristics of the Portevin–Le chatelier effect in austenitic steel with twinning induced plasticity. *International Journal of Plasticity*, 25(12) :2298–2330. [14](#)
- [Zhang and Jiang, 2005] Zhang, J. and Jiang, Y. (2005). Lüders bands propagation of 1045 steel under multiaxial stress state. *International Journal of Plasticity*, 21(3) :651–670. [5](#), [6](#)
- [Zhang et al., 2005] Zhang, Q., Jiang, Z., Jiang, H., Chen, Z., and Wu, X. (2005). On the propagation and pulsation of portevin-le chatelier deformation bands : An experimental study with digital speckle pattern metrology. *International journal of plasticity*, 21(11) :2150–2173. [13](#)
- [Zhang et al., 2001] Zhang, S., McCormick, P. G., and Estrin, Y. (2001). The morphology of Portevin–Le chatelier bands : finite element simulation for Al–Mg–Si. *Acta materialia*, 49(6) :1087–1094. [7](#)

- [Zhang et al., 2007] Zhang, S., Zhang, K., Xu, Y., Wang, Z., Xu, Y., and Wang, Z. (2007). Deep-drawing of magnesium alloy sheets at warm temperatures. *Journal of Materials Processing Technology*, 185(1-3) :147-151. [120](#)

## ***BIBLIOGRAPHIE***

---

# Annexes



Annexe **A**

Mesures expérimentales :  
Techniques, méthodes et résultats



## A.1 Mesure des épaisseurs de godet

La mesure des épaisseurs de godet a été réalisée sur une machine à mesurer tridimensionnelle (MMT) Brown&Sharpe® MicroXcel pfx 4.5.4 présentée sur la figure A.1. Cette machine est constituée d'un système trois axes  $(\vec{x}, \vec{y}, \vec{z})$  permettant le déplacement d'une tête de palpation dans un espace défini entre le marbre et la traverse de l'axe  $\vec{y}$ . Le palpeur utilisé pour les mesures possède une tige de longueur 40 mm et une bille rubis de diamètre 2 mm.

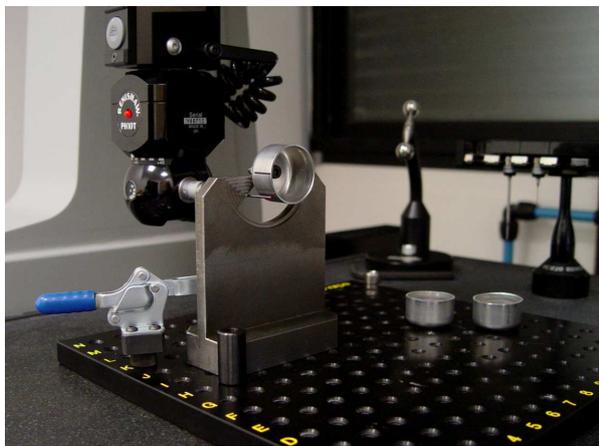


FIGURE A.1 – Machine à mesurer tridimensionnelle.

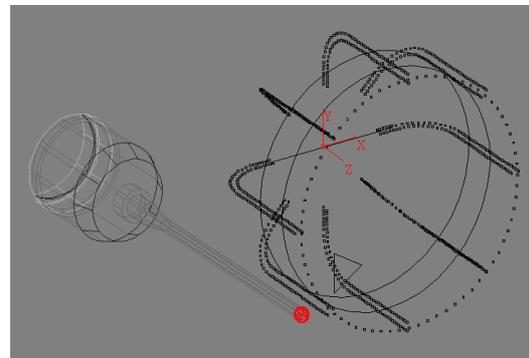
La figure A.2 montre une mesure en peau extérieure sur le support de métrologie qui a été développé et conçu pour permettre de mesurer les épaisseurs de godet depuis le fond de celui-ci. Pour effectuer la mesure des épaisseurs, les godets sont d'abord percés par le fond, en leurs centres, pour pouvoir venir les positionner puis les maintenir sur le support de mesure à l'aide d'une vis CHC M5 et d'un écrou. L'orientation du godet sur le support de mesure est réalisée par l'alignement de la direction de laminage qui a été préalablement repérée et marquée de manière légère au trusquin avant emboutissage sur chaque surface de la tôle avec des encoches horizontales présentes sur le support.

La mesure de chaque godet implique la définition d'un référentiel de mesure  $(\vec{X}, \vec{Y}, \vec{Z})$  qui a été défini de manière à être le plus indépendant possible de la pièce à mesurer. Ainsi, le plan de référence  $(\vec{X}, \vec{Y})$  définissant le fond du godet est défini par le support, sur lequel il est en contact par le fond, en palpant manuellement 3 points. L'origine de l'axe  $\vec{Z}$  sur ce plan est déterminée en deux étapes. La première consiste à palper en mode manuel 4 points de manière rectangulaire à l'intérieur du godet à une distance fixe par rapport au plan précédemment déterminé et permettant de pré-localiser le centre d'un cercle par lequel passerait l'axe de révolution du godet. Ensuite, la même opération est réalisée en mode automatique, à une distance fixée à 10 mm du plan de référence. La MMT détermine alors un nouveau centre en

palpant 3 points (angulairement espacés de  $120^\circ$ ) à partir de l'axe de révolution estimé par la mesure en mode manuel. Puis, avec ce nouveau centre, la MMT palpe 8 nouveaux points angulairement également distribués dont la normale d'approche est imposée par le nouveau centre vers un cercle de diamètre 33 mm. Cette opération a pour but de définir un centre de cercle, à une distance  $z = 10$  mm, estimé par la méthode des moindres carrés à partir des 8 points de mesure, qui sera finalement projeté perpendiculairement sur le plan de référence pour définir l'origine de l'axe  $\vec{Z}$ , coïncidant avec le centre du fond du godet. L'orientation de l'axe  $\vec{X}$  est quant à elle finalement définie en mode manuel en venant palper 3 points suivant une ligne à l'intérieur du godet préalablement tracée, suivant la direction de laminage et de manière légère, au trusquin avant emboutissage.



a )



b )

FIGURE A.2 – a) Mesure MMT en peau extérieure d'un godet et b) Nuage de points palpés au cours d'une mesure complète représenté dans son repère local.

De manière à obtenir une mesure la plus précise possible avec ce genre de machine, le palpement des surfaces à mesurer doit être effectué avec une direction d'approche du palpeur normale à ces surfaces. Dans notre cas ces surfaces sont l'inconnue. Il a donc été fait le choix de palper les surfaces des godets en utilisant la géométrie théorique du poinçon pour effectuer les mesures. Les normales théoriques des différentes surface de travail du poinçon ont donc été utilisées comme normales d'approche pour le palpement des godets emboutis comme décrit sur la figure A.3. Le poinçon étant un outil axisymétrique, celui-ci peut être représenté simplement dans un repère cylindrique  $(\vec{R}, \theta, \vec{Z})$ , ces normales sont alors représentées dans le plan  $(\vec{R}, \vec{Z})$ ,  $\theta$  pouvant représenter toutes les orientations de mesure de  $0^\circ$  à  $315^\circ$  pour chaque incrément de  $45^\circ$  par rapport à la direction de laminage.

Les épaisseurs des godets emboutis sont déterminées suivant trois directions par rapport à la direction de laminage à savoir RD, DD et TD. Ces valeurs sont en réalité moyennées en tenant compte du caractère symétrique et orthotropique dans le plan de la tôle. Ainsi les couples d'orientations  $(0^\circ$  et  $180^\circ)$ ,  $(90^\circ$  et  $270^\circ)$  puis  $(45^\circ ; 135^\circ ; 225^\circ$  et  $315^\circ)$  sont moyennés entre eux pour ne donner qu'un seul résultat par direction. La figure A.4 montre la bonne reproductibilité de la mesure des épaisseurs réalisée sur trois différents godets pour les trois directions RD, DD et TD.

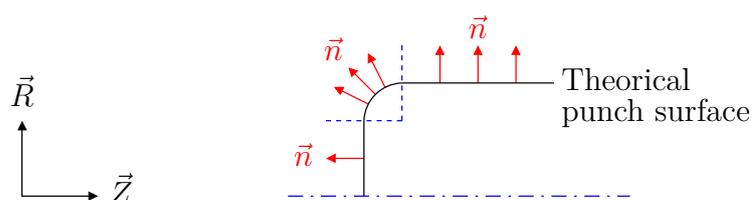


FIGURE A.3 – Normales de palpage utilisées pour la mesure des épaisseurs.

Les palpages sont réalisés tout les 0,5mm dans la partie du fond (de 8,5 à 11,5mm suivant l'axe  $\vec{X}$  donnant lieu à 7 palpages) et de la jupe du godet (de 6 à 21mm suivant l'axe  $\vec{Z}$  donnant lieu à 31 palpages). Le congé du godet, raccordant le fond à la jupe, est quant à lui divisé en 12 secteurs angulaires donnant ainsi 13 points de palpage.

L'erreur de répétabilité de la mesure a été estimée à  $\pm 3\mu\text{m}$  pour un même godet palpé trois fois consécutives suivant toutes les directions citées préalablement. L'erreur de mesure découlant d'une erreur de mise en position du godet sur le support a été quantifiée à  $\pm 15\mu\text{m}$  en faisant varier l'orientation de la direction de laminage à  $\pm 5^\circ$  par rapport à l'axe défini par  $\vec{X}$ .

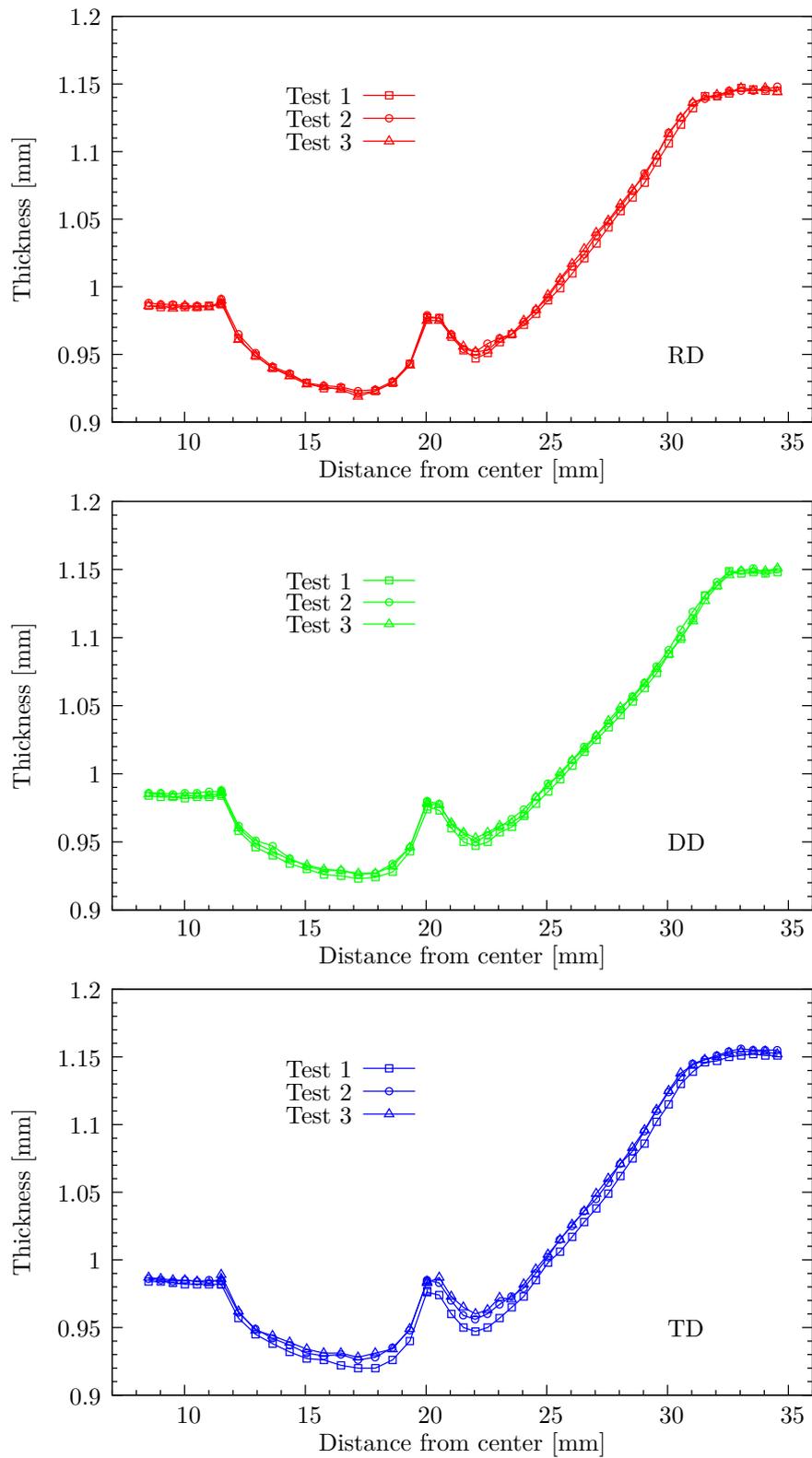


FIGURE A.4 – Reproductibilité des mesures d'épaisseur pour trois différents godets et suivant les trois directions RD, DD et TD.

## A.2 Mesure des cornes d'emboutissage

La mesure des cornes d'emboutissage est également réalisée sur la MMT. Elle est effectuée pour chaque godet à la suite de l'opération de mesure des épaisseurs en gardant le référentiel déjà défini pour cette précédente mesure. La direction de palpation est définie normale au plan de référence (fond du godet) et les palpations sont effectuées tous les 5 degrés suivant un cercle de rayon 17mm (correspondant au rayon du poinçon de 16,5mm auxquels on ajoute la demie épaisseur initiale de la tôle de 1mm).

Étant donné toutes les variables et tous les détails qui peuvent exister au cours d'un essai expérimental et qui peuvent directement impacter les résultats, un emboutissage expérimental parfaitement symétrique est par définition impossible à réaliser. Pour un matériau orthotrope, le profil de la hauteur de cornes du godet entre  $0^\circ$  et  $90^\circ$  se doit d'être, en théorie, le strict miroir du profil de la hauteur de godet entre  $90^\circ$  et  $180^\circ$ , vis-à-vis de la direction à  $90^\circ$  de la direction de laminage [Yoon et al., 2000]. La mesure expérimentale de la hauteur de corne ne respectant pas forcément cette condition, celle-ci a donc ensuite été post-traitée et moyennée symétriquement par quart de cercle de manière à reproduire le caractère orthotropique que devrait présenter le matériau étudié.

La figure A.5 présente le résultat d'un palpation brut de mesure et son homologue retraité en tenant compte de l'hypothèse d'orthotropie du matériau et en moyennant donc les résultat de la mesure brute par quart de cercle.

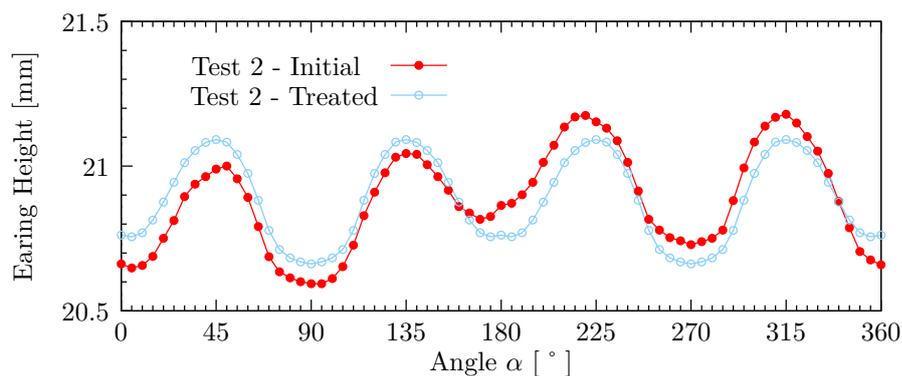


FIGURE A.5 – Profils de corne observés entre essai brut et retraité.

### A.3 Mesures de l'évolution des champs de déformation d'un godet

Les mesures de champs de déformation ont été réalisées avec ARAMIS (ARAMIS 4M, deux caméras vidéos et une résolution d'image de  $2048 \times 2048$  pixels<sup>2</sup>) en faisant une image de la tôle initiale (avant déformation) et une image une fois le godet embouti. Un film mince en polypropylène a été utilisé entre la matrice et le flan afin de préserver l'intégrité du mouchetis de peinture, qui permet le calcul des déformations. La taille des fenêtres de corrélation est  $13 \times 13$  pixels<sup>2</sup> et l'échelle de l'ordre de 18 pixels/mm. La mesure est réalisée avec une taille de pas de 8 pixels correspondant à un recouvrement de 38%. Les conditions initiales avant essai sont présentées sur la figure A.6 et les champs de déformation (déformation majeure principale,  $\varepsilon_1$ ) ayant permis de tracer les diagrammes FLD obtenus pour chaque incrément de 5 mm de déplacement de poinçon sont présentés sur la figure A.7. Les lignes noires représentent les directions de laminage et transverse. L'essai à 25 mm est manquant car l'arrêt de l'essai à cet instant de l'emboutissage ne permet pas de préserver l'intégrité du mouchetis de peinture.

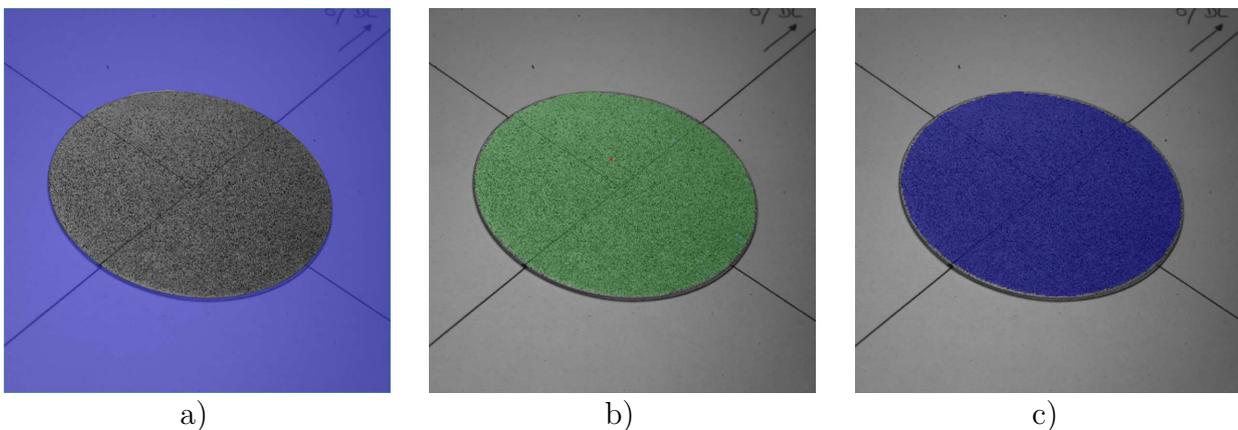


FIGURE A.6 – Conditions initiales des essais d'emboutissage de godet avec ARAMIS, a) définition du masque de travail, b) création du champ de fenêtres de corrélation et c) champ de déformation initial.

### A.3 Mesures de l'évolution des champs de déformation d'un godet

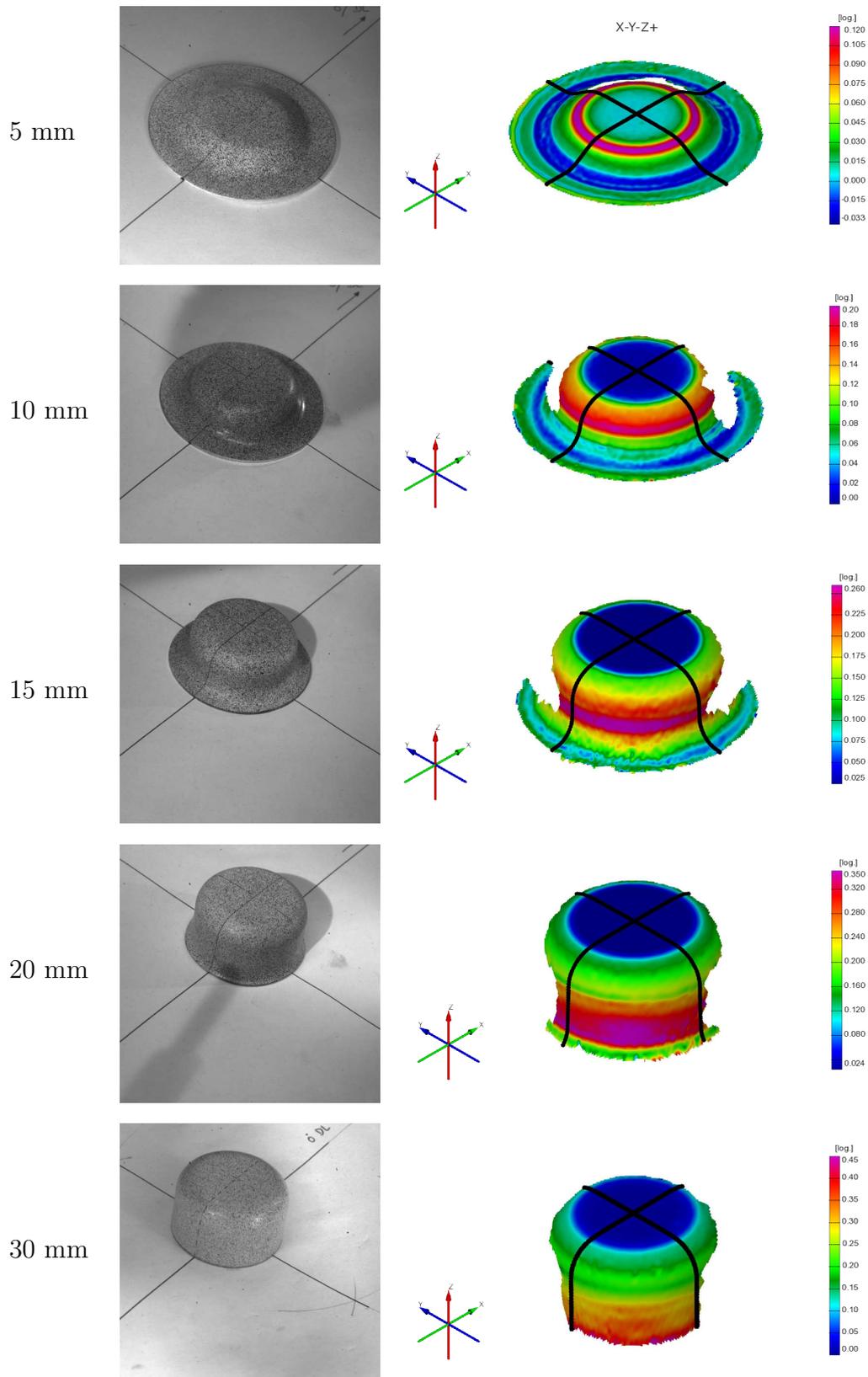


FIGURE A.7 – Champs de déformation majeure principale observés en peau de l'embouti à chaque incrément de 5 mm de déplacement de poinçon.

## A.4 Essais d'emboutissage de godet avec inserts revêtus W-Ti-N

Les figures A.8 à A.11 présentent les résultats d'emboutissage en température obtenus avec les inserts revêtus W-Ti-N.

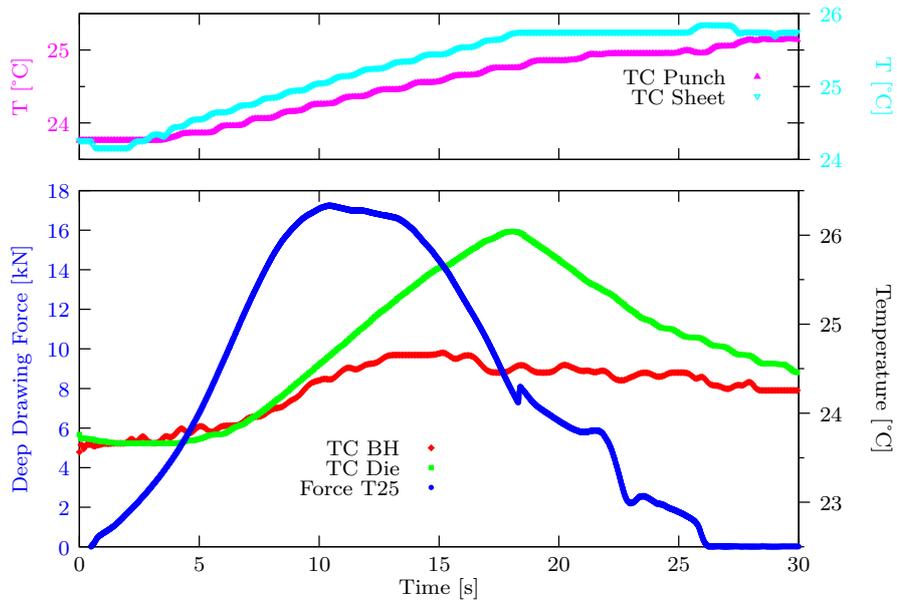


FIGURE A.8 – Emboutissage à température de 25 °C avec outils revêtus.

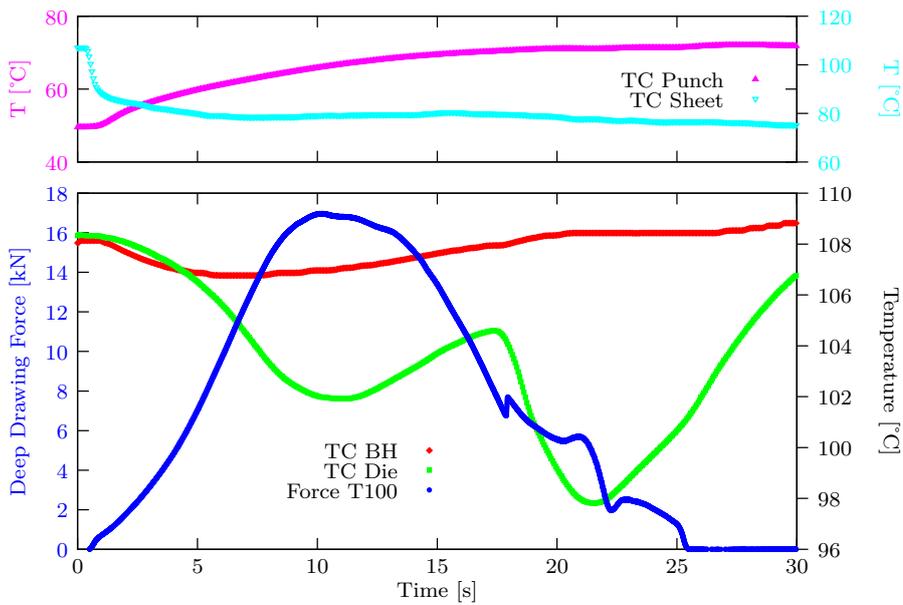


FIGURE A.9 – Emboutissage à température de 100 °C avec outils revêtus.

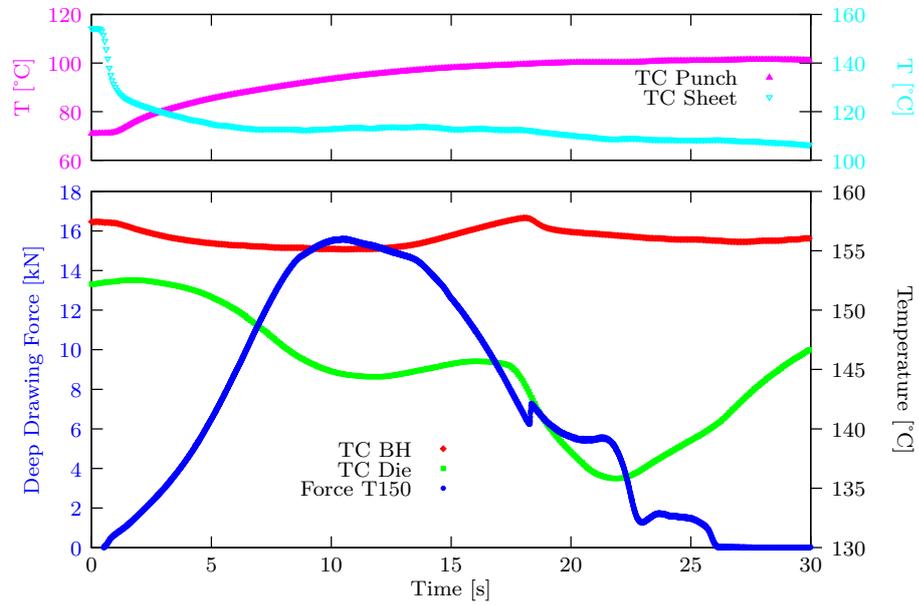


FIGURE A.10 – Emboutissage à température de 150 °C avec outils revêtus.

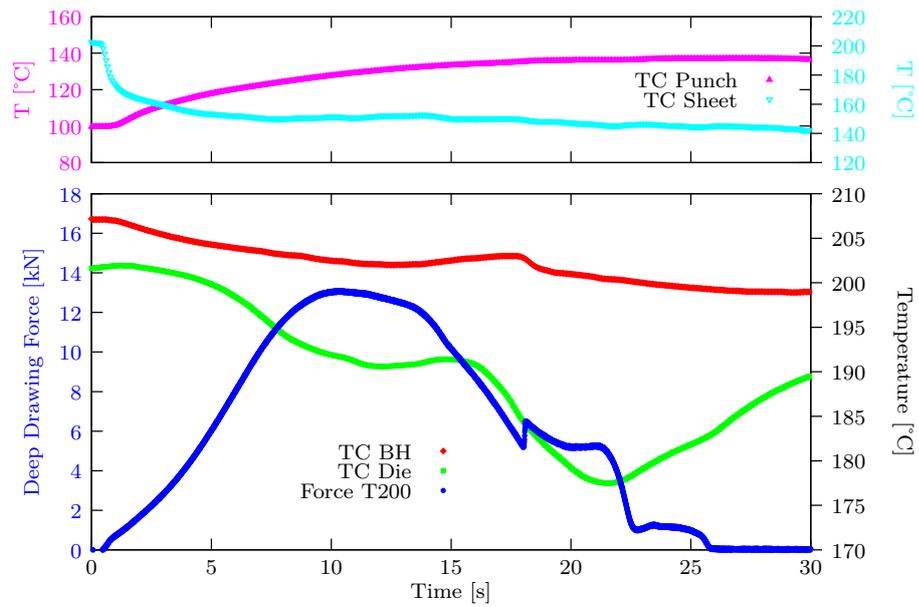


FIGURE A.11 – Emboutissage à température de 200 °C avec outils revêtus.





# Résumé

Les économies d'énergie et l'allègement des véhicules ont conduit les fabricants automobiles à se tourner vers de nouveaux matériaux métalliques, de plus en plus complexes, en lieu et place des aciers traditionnellement utilisés. Dans ce contexte, les alliages d'aluminium, du fait de leurs bonnes propriétés mécaniques et de leur bon rapport résistance/masse, connaissent un essor important, notamment pour la fabrication des éléments de carrosserie. Cependant, le retour élastique et l'apparition de défauts d'aspect consécutifs aux opérations de mise en forme complexifient la mise au point et allongent les délais de fabrication tout en impactant le prix de revient. Dans ce contexte, la mise en forme par emboutissage en température, bien que plus compliquée à mettre en œuvre, semble être une alternative envisageable. En effet, l'augmentation de la température permet de réduire le retour élastique tout en diminuant les efforts mis en jeu sur les outils.

Le matériau choisi est un alliage d'aluminium-magnésium (AA5754-O) habituellement employé dans le secteur automobile pour la réalisation de panneaux intérieurs d'ouvrants. Ce matériau présente, à température ambiante, l'inconvénient majeur d'être sujet à l'effet Portevin-Le Chatelier (PLC), se manifestant par des stries à la surface des pièces embouties, empêchant ainsi son utilisation pour des pièces d'aspect malgré un coût attrayant par rapport à d'autres alliages d'aluminium. La caractérisation expérimentale de ce matériau a été effectuée dans une gamme de température allant de 20 à 200 °C, en traction puis en cisaillement simple. Ces deux trajets de chargement ont permis, par le biais d'une mesure optique des déformations, de définir la gamme d'existence de l'effet PLC en fonction de la température et de la vitesse de déformation.

Parallèlement, la formabilité de ce matériau a été évaluée à partir d'essais d'emboutissage de godets cylindriques. Les contraintes internes générées au cours du procédé, à l'origine du retour élastique, sont caractérisées à l'aide du test de Demeri, consistant à mesurer l'ouverture d'un anneau découpé dans le mur du godet. Afin d'étudier l'influence de la température sur l'emboutissabilité et le retour élastique, un dispositif, adaptable sur une machine d'essai BUP200, a été mis au point pour mettre en forme des godets jusqu'à 200 °C. Ce dispositif permet par le biais d'inserts interchangeables, revêtus (ou non) par des films minces W-Ti-N, de modifier les propriétés de contact tôle/outil et d'analyser l'influence du frottement sur le procédé et les conséquences sur le retour élastique, en fonction de la température et du type d'insert utilisé.

Les simulations numériques de ce procédé à température ambiante ont été effectuées avec le code de calcul Abaqus<sup>®</sup>, en utilisant la base de données expérimentale pour identifier les coefficients des lois de comportement du matériau. Les simulations numériques sont alors confrontées aux résultats expérimentaux en termes d'effort d'emboutissage, de champs de déformation, d'épaisseurs de godet, de cornes d'emboutissage et de retour élastique.