

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE FERHAT ABBAS-SETIF

MEMOIRE

Présenté à l'Institut d'Optique et de Mécanique de Précision

Pour l'Obtention du Diplôme de

MAGISTER

En : OPTIQUE ET MECANIQUE DE PRECISION

Option : MECANIQUE APPLIQUEE

Par

Zegadi Housny

THEME

*Contribution à l'étude de l'effet des chargements
cycliques et des traitements thermiques sur le retour
élastique.*

Soutenu en 2011

devant la commission d'examen:

Zegadi Rabah

Prof. à l'université de Sétif

Président

Ouakdi El hadj

M.C. 'A' à l'université de Sétif

Rapporteur

Keskes Boualem

M.C. 'A' à l'université de Sétif

Examinateur

Bouzid Djamel

Prof. à l'université de Sétif

Examinateur

2010-2011

Résumé :

A travers ce mémoire nous essayons en premier lieu de faire des essais mécaniques continus et des essais avec des chargements cycliques pour évaluer le retour élastique résultant à la fin de la mise en forme sans négliger le rôle du rayon de la matrice. Le rôle du recuit sera aussi traité dans ce travail. Les essais seront réalisés sur trois types de matériaux : le titane, l'acier doux, et l'aluminium, en adaptant sur une machine de traction du dispositif réalisé spécialement pour l'étude du springback. Une méthode d'évaluation, la diffraction des rayons X (DRX) permettant la mesure des contraintes et la modélisation de la texture sera introduite.

Mots clés : retour élastique, charges cycliques, recuit, titane, DRX.

ملخص

من خلال هذا البحث سنحاول في البداية إجراء اختبارات ميكانيكية مستمرة و أخرى دورية لتقييم الرجوع المرن الناتج في نهاية التصنيع دون إغفال دور قطر القالب. سنناقش أيضا دور التلدين بالحرارة في هذا العمل. الاختبارات ستجرى على ثلاثة مواد التيتانيوم ، الحديد اللين ، والألمنيوم باستخدام جهاز صنع خصيصا لدراسة الرجوع المرن. سيتم إدخال طريقة تقييمية (XRD) إنكسار الأشعة X تسمح بقياس الإجهادات وإعطاء نموذج عن بنية المادة.

Remerciements

Tout d'abord je dois remercier DIEU tout puissant qui m'a accordé la santé, la volonté, la force et la patience qui m'ont prodigué le long de ce chemin.

Je voudrais exprimer ma profonde reconnaissance à mes parents et à chaque membre de ma famille.

Je remercie Dr. Ouakdi pour leurs confiances et conseils pour achever ce travail.

Je remercie également les membres de jury pour avoir accepté d'examiner mon travail.

*Enfin, je ne dois pas oublier de remercier également tous ceux qui m'a aidé de près ou de loin et tous ce qui m'ont fait entendre les mots ****Bon courage**** lors de cette thèse de magistère.*



H. Zegadi

Sommaire

Introduction générale	1
Chapitre 1: Le retour élastique: définition et optimisation (bibliographie)	
1.1 Le retour élastique	3
1.1.1 L'effort de serre flan	3
1.1.2 La profondeur des pièces	3
1.1.3 La vitesse du poinçon	4
1.1.4 Le coefficient de frottement	4
1.1.5 La géométrie des outils	4
1.2 Optimisations	5
1.2.1 Détermination du retour élastique des plaques en acier dans un processus de pliage basé sur un travail expérimental	8
1.2.2 Comportement du retour élastique en flexion des tôles en acier à ultra-haute résistance en utilisant un CNC servopresse	11
1.2.3 Le comportement élastique de laiton en mise en forme des micros tôle.....	13
1.2.4 Prédiction du retour élastique pour la mise en forme des tôles métalliques basée sur la technologie GA-ANN	18
1.2.5 L'effet de l'anisotropie normale sur le retour élastique	20
1.2.6 Investigations numérique sur les caractéristiques du retour élastique des alliages d'aluminium de tôle dans différents conditions de formage	22
1.2.7 Analyse de la mise en forme des tôles métalliques sur la déformation après retour élastique	27
1.2.8 Prédiction du retour élastique basée sur la règle d'un écrouissage non-linéaire combiné avec la fonction du rendement de Barlat89	30
Chapitre 2: Caractérisation des tôles et de leurs comportements	
2.1 Modélisation des lois de comportement élasto-plastiques	33
2.1.1 Formulation de la loi élasto-plastique	33
2.1.2 Critères de plasticité	35
2.1.2.1 Critère isotrope de Von Mises	35
2.1.2.2 Critères anisotropes	36
A- Critère quadratique de Hill48.....	37
B- Critère non quadratique de Hill (1979)	40

C- Critère non quadratique de Hosford (1979)	41
2.1.3 Etude d'écrouissage	42
2.1.3.1 Définition de la surface de charge	42
2.1.3.2 Écrouissage isotrope	42
2.1.3.3 Écrouissage cinématique	44
2.1.3.4 Écrouissage mixte	45
2.1.3.5 L'effet Bauschinger	45
2.2 Le titane	46
2.2.1 Le titane pur	47
2.2.2 Effet des éléments d'addition	48
2.2.3 Influence des éléments d'addition sur les propriétés d'usage	49
2.2.4 Différentes applications du titane	49
2.3 Le recuit	49
2.3.1 Recuit des aciers	50
2.3.1.1 Recuit d'homogénéisation	50
2.3.1.2 Recuit de recristallisation	50
2.3.1.3 Recuit de détente (stabilisation)	51
2.3.1.4 Recuit complet	51
2.3.2 Recuit des alliages d'aluminium	51
2.3.2.1 Recuit d'homogénéisation	52
2.3.2.2 Recuit de recristallisation	52
2.3.2.3 Recuit d'adoucissement des alliages ayant subi la trempe et le vieillissement	53
2.3.2.4 Condition de recuit pour les différents alliages	53
 Chapitre 3: La diffraction des rayons X	
3.1 Rappels théoriques de cristallographie	54
3.1.1 Solide idéal, solide réel	54
3.1.1.1 Le solide parfait, les réseaux et systèmes cristallins	54
3.1.1.2 Les défauts rencontrés : le solide réel	56
A- Les désordres, sources de défauts ponctuels	56
B- Défauts linéaires, surfaciques, volumiques	56
C- Les défauts bidimensionnels	56
3.1.2 Aspects géométriques	57

3.1.2.1 Cas des solides ordonnées	57
3.1.2.2 Empilement à deux types d'atomes	57
3.2 Présentation générale des rayons X	58
3.3 Interaction photons-matière	58
3.3.1 Excitation des niveaux atomiques profonds	59
3.3.2 Absorption	60
3.4 Effet des contraintes sur les pics	60
3.4.1 Les différents ordres de contraintes	61
3.4.2 Principe de mesure des contraintes (La loi des $\sin^2\psi$)	62
3.5 Détermination de la texture par diffraction x (figures de pôles)	64
3.5.1 Notion d'orientation : projection stéréographique et figures de pôles	65
3.5.2 La détermination expérimentale des figures de pôles	65
3.5.3 Le calcul de la FDO (Fonction de densités d'orientation)	66
3.6 Examen des résultats	68
3.6.1 Examen visuel des pics	68
3.6.2 Visualisation des résultats de traitement des pics	69
3.6.3 Examen des incertitudes	69
3.6.4 Examen de la courbe $2\Theta = f(\sin^2\Psi)$	70
3.6.5 Examen des intensités de pics	70
3.6.6 Examen des largeurs de pics	70
Chapitre 4: Travail expérimental	
4.1 Description générale	71
4.2 Elaboration du procédé d'étirage-plier	72
4.2.1 Les essais continus et discontinus	73
4.2.3 Effet de l'anisotropie	77
4.2.2 Effet du rayon de la matrice	80
4.2.4 Effet du traitement de recuit	82
4.3 Retour positif et négatif	86
4.4 Elaboration par diffraction des rayons x	88
4.4.1 Etude cristallographique	88
4.4.2 Elaboration et comparaison	90
4.4.2.1 Déplacement et élargissement des pics	91
4.4.2.2 L'état de contraintes	92

4.5 Perspective	94
Conclusion générale	99
Bibliographie	i

Introduction générale

L'emboutissage, et plus généralement, tous les procédés d'obtention de pièces manufacturées par déformation des matériaux métalliques sont des procédés largement utilisés en fabrication mécanique et qui progressent technologiquement sans cesse pour s'accaparer des nouveaux marchés. Les intérêts économiques et technologiques de l'emboutissage sont indéniables : grandes cadences de production, qualité géométrique et mécanique des pièces et faible taux de chutes.

Les difficultés de mise en œuvre de ce procédé sont liées, quant à elles, à la sensibilité du processus de mise en forme aux nombreux paramètres de production. De ce fait, la mise au point de l'opération est parfois longue et coûteuse. Elle est encore effectuée dans les entreprises par une méthode d'essais - erreurs qui montrent rapidement ses limites tant sur le plan économique que sur le plan de la capitalisation de l'expérience. Dans le cadre du traitement des différents problèmes afférents au problème de la mise en forme, de nombreux modèles ont été développés pour traiter les problèmes inhérents à la mise en forme : comportement élasto-viscoplastique du matériau, retour élastique, localisation, plissement...

Un de ces problèmes, qui est notamment affecté par l'existence des contraintes résiduelles réparties d'une façon non uniforme après décharge et retrait des outils de formage, s'appelle « retour élastique » ou « Springback ». Ce retour élastique doit donc être anticipé si l'on souhaite être en mesure d'obtenir des pièces avec une géométrie voulue. Dans le cadre d'une étude sur le retour élastique lors des procédés de mise en forme, un travail expérimental sera élaboré en utilisant un dispositif d'étirage-plier monté sur une machine de traction universelle. C'est une série de travaux réalisés au niveau de notre laboratoire LPMMM où nous allons utiliser trois matériaux différents : le Titane, l'acier et l'aluminium. Le retour élastique peut être influé par différents facteurs, pour cela nous avons programmé les essais suivants :

- Essais continus et discontinus dans le cas du Titane pour mettre en évidence l'effet de Bauschinger
- Essais sur des éprouvettes découpées suivant différentes directions pour mettre en évidence l'effet de l'anisotropie.
- Essais sur des éprouvettes brutes et d'autres ayant subi des recuits pour montrer l'effet du traitement thermique et de la variation de la résistance sur le retour élastique.
- Essais pour différents rayons de courbure de la matrice pour montrer l'effet de la géométrie sur le retour élastique.

Introduction générale

Le retour élastique primaire Δh_1 et retour élastique final ($\Delta h, \alpha$) sont évalués dans le dernier chapitre en fonction de l'effort de serrage BHF et de la profondeur d'étirage h . Le travail expérimental comportera aussi une évaluation des contraintes résiduelles dans les tôles à la fin du procédé d'étirage-pliage par la méthode de diffraction des rayons X DRX décrite dans le troisième chapitre.

Le mémoire comprend donc quatre chapitres répartis comme suit :

- Le premier chapitre contient une étude bibliographique inspirée à partir des références bibliographiques récentes traitant le sujet « retour élastique » par des techniques expérimentales et numériques. L'influence des différents paramètres va être brièvement exposée.
- Le deuxième chapitre est divisé en trois parties principales : une première partie qui traite la modélisation des lois de comportement plastique des matériaux métalliques, lois d'écrouissage et l'effet Baucshinger, une deuxième partie qui concerne l'étude du titane et ces alliages, une troisième partie expose une idée sur les types de recuit d'acier et d'aluminium.
- Le troisième chapitre décrit un rappel sur la méthode de diffraction des rayons X pour évaluer la non uniformité de distribution des contraintes.
- Le quatrième chapitre a été consacré à la partie expérimentale. Après une description des techniques utilisées, les différents résultats obtenus seront interprétés.

Chapitre 1

*Le retour élastique :
définition et
optimisation
(bibliographie).*

1.1 Le retour élastique [Grè]

Une fois les opérations d'emboutissage et de pliage effectuées, il est rare que la pièce produite conserve exactement la forme et la dimension que les outils lui ont données. Le retour élastique caractérise la différence entre les dimensions finales de la pièce produite et les dimensions des outils ayant servi à la fabrication. Malgré la déformation plastique du flan, celui-ci n'est pas entièrement plastifié et un état de contraintes résiduelles dans le matériau provoque un retour de la matière, plus ou moins important, vers sa forme originelle lorsque l'on retire les outils.

Lorsqu'elles sont libérées, ces contraintes résiduelles provoquent une déformation élastique instantanée de la pièce produite. Ce phénomène peut être extrêmement néfaste dans les cas où les dimensions des pièces embouties ou pliées doivent être strictes, notamment si celles-ci doivent être assemblées.

Ce phénomène se produit lors du retrait des outils après la mise en forme des pièces. Il s'agit d'un phénomène élastique qui tend à ramener la tôle vers sa position d'origine et qui modifie donc la géométrie finale de la pièce pour la rendre éventuelle hors-cote.

Pour emboutir ou plier une pièce métallique, différents paramètres peuvent influencer sur la réussite de la mise en forme : l'effort de serrage, la vitesse de mise en forme, le coefficient de frottement entre la tôle et les outils, et la géométrie des outils. La géométrie initiale de la tôle peut jouer un rôle important, mais celle-ci est liée à la géométrie finale souhaitée et reste moins prépondérante que les autres paramètres évoqués.

1.1.1 L'effort de serre flan

L'effort de serre flan permet le maintien de la tôle sur la matrice tout au long de la mise en forme. Son rôle principal reste néanmoins d'éviter le plissement du métal au cours du procédé de mise en forme. Si le serrage appliqué est trop faible, le plissement apparaît. Mais si le serrage est très important, alors le flan qui s'est épaissi en raison du rétreint, se bloque entre le serre flan et la matrice, et se déchire. Il faut donc trouver un compromis, tout en notant que plus l'effort de serre flan est important, plus l'effort du poinçon est grand.

1.1.2 La profondeur des pièces

La profondeur des pièces constitue également une difficulté technique supplémentaire à surmonter. En effet, comme les corps de boîtes de conserve ou de boisson, certaines pièces produites ont des profondeurs trop importantes pour pouvoir être déformées. La capacité d'un matériau à être embouti ou plié plus ou moins profondément est définie par son rapport d'emboutissage ou de pliage. Dans le cas des procédés à une étape, ce rapport représente en réalité

le rapport entre le diamètre initial de la tôle et le diamètre du poinçon. Plus le rapport est élevé plus le matériau peut être déformé profondément.

1.1.3 La vitesse du poinçon

En ce qui concerne la vitesse du poinçon, elle doit être choisie de manière à ce que la durée du procédé ne soit pas trop importante, l'objectif final étant toujours une application industrielle. Elle ne doit pas non plus être trop élevée pour éviter le risque de déchirure du flan. En général, plus la vitesse du poinçon est grande, plus l'effort est grand. Mais il arrive cependant que certains matériaux présentent la particularité de s'adoucir avec la vitesse de déformation, ce qui conduit à une diminution de l'effort lors des procédés de mise en forme.

1.1.4 Le coefficient de frottement

Un autre paramètre influant est le coefficient de frottement. Ce dernier dépend essentiellement des matériaux en contact les uns avec les autres. Il influe sur le procédé de manière identique à celle de l'effort de serre flan. Plus le coefficient de frottement est important, plus l'effort est grand. De plus, si ce coefficient atteint des valeurs trop élevées, il entraîne un risque de rayure ou de grippement de la tôle voire même de déchirure du flan. L'une des principales difficultés au cours de l'emboutissage consiste donc à maîtriser ce coefficient du frottement. Pour cela une couche de lubrifiant est déposée généralement sur chacune des faces du flan, évitant ainsi un frottement sec trop important.

1.1.5 La géométrie des outils

Enfin, la géométrie des outils constitue certainement le problème le plus important et le plus délicat à traiter. Avant toute considération géométrique, l'aspect de la pièce après fabrication est une préoccupation importante. Les outils ne doivent ni marquer la pièce ni l'endommager ou la fragiliser. Dès lors, l'état de surfaces des outils est primordial. Si l'en considère maintenant l'aspect géométrique, un mauvais dimensionnement des outils entraîne une mauvaise géométrie finale de la pièce emboutie ou pliée : forme inadéquate, dimension hors cotes, etc. Cependant, les défauts de géométrie des pièces conçus ne reposent pas seulement sur le dimensionnement des outils, mais également sur le matériau utilisé. Par conséquent, une étude de la géométrie des pièces est à envisager pour chaque nouveau matériau. En effet, après mise en forme et ce quelque soit le matériau considéré, un phénomène néfaste apparaît et provoque la modification de géométrie et d'aspect des pièces produites, c'est le retour élastique.

A ce titre, le retour élastique constitue un des principaux axes d'études sur la mise en forme des métaux depuis de nombreuses années.

1.2 Optimisations

La recherche de moyens et de techniques d'optimisation reste toujours une préoccupation majeure dans l'industrie. De nombreuses équipes de recherche ont travaillé sur le développement de méthodes numériques pour résoudre des problèmes de modélisation géométrique de conception et de mise en forme.

Lors de l'optimisation de la forme géométrique de pièces mécaniques où (et), différents paramètres liés à la géométrie des pièces et aux procédés de fabrication, doivent être réglés. Ces choix doivent être faits de façon qu'ils conduisent à des pièces répondant à des critères précis (forme, rigidité, tenue en service, qualité).

Le but de ce chapitre est d'exposer un état de l'art de différentes méthodes d'optimisation appliquées aux procédés de mise en forme. On présentera de nouveaux travaux qui ont été faits dans les différents laboratoires faisant des recherches dans le domaine.

- Luc Papeleux, Jean-Philippe Ponthot ont décrit un modèle classique de Benchmark pour la prédiction du retour élastique, les résultats seront comparés avec des données expérimentales. Une méthode de simulation décrivant l'action d'outillage durant l'essai (un modèle 2D d'étirage-plier) a été introduite et comparée avec les approximations classiques. L'étude consiste à étudier l'influence de la force de serrage, le frottement, l'intégration spatiale, arrangement d'intégration de temps, et les lois constitutives décrivant le matériau.

Le retour élastique est plus faible pour les efforts de serrage les plus grands à cause des contraintes de flexion induites dans le matériau pour les petits serrages, en cas des grandes forces de serrage on trouve des contraintes de compression ce qui diminue le retour élastique.

Il a été prouvé par les auteurs que le coefficient de frottement entre pièces et outillage est un facteur important, mais son influence sur le retour élastique n'est pas très connue. Sa modulation est difficile car ce facteur présente une différence entre les régions plates et courbées du poinçon et matrice, et sa détermination expérimentale est ainsi très difficile. Dans cette étude, on a trouvé la même évolution du retour élastique que pour les résultats des forces de serrage. Les auteurs ont choisi d'utiliser une simulation implicite à cause de la vitesse que présente cette méthode. [Pap]

- Mkaddem A, Saidane D, ont étudié le retour élastique en utilisant des approches expérimentales et théoriques. Le retour élastique a été évalué pour différents rayons de matrice et valeurs de profondeurs obtenus sur un procédé de pliage. De plus, l'erreur relative angulaire a été mesurée à la fin de plusieurs essais de pliage pour différentes valeurs de profondeurs. Les résultats expérimentaux ont ainsi été plotés pour différentes directions de laminage pour voir

l'effet de l'anisotropie sur le retour élastique. Les mesures ont été aussi effectuées pour les cas de pliage concave et convexe.

Les résultats obtenus ont montré que le retour élastique décroît avec l'augmentation de la profondeur. On a aussi trouvé que le rayon de la matrice est un facteur important, plus le rayon est petit le retour élastique décroît pour un essai de pliage. Concernant la direction de laminage, on a obtenu un grand retour élastique pour une direction parallèle à la direction de laminage. Il a été montré que les contraintes résiduelles ont un effet inévitable après enlèvement de la pièce à la fin du procédé de pliage. [Mka]

- Un modèle numérique basé sur une formulation Lagrangienne a été proposé par Samuel M dans le but de calculer le retour élastique et la courbure de la paroi latérale pour un problème de contrainte plane durant la mise en forme des tôles. Le modèle prend en considération la valeur de l'anisotropie normale, les propriétés du matériau, géométrie d'outillage, l'effort de serrage, et le coefficient de frottement. Le modèle a été implémenté en utilisant le paquet des éléments finis de MARC.

Les résultats obtenus ont été comparés avec des mesures expérimentales, cela a indiqué que le modèle numérique est capable de prédire le retour élastique et la courbure de la paroi latérale précisément.

Les remarques suivantes ont été faites par les auteurs :

- Le retour élastique augmente pour un rayon de poinçon plus grand, et l'inverse pour la croissance du rayon de la matrice qui résulte une diminution du retour élastique.
- Les grandes valeurs du coefficient de frottement diminuent le retour élastique et la courbure de la paroi latérale par l'augmentation de la tension dans la tôle, cela est le cas pour l'application des forces de serrage.
- Le retour élastique augmente pour les grandes valeurs de l'anisotropie normale, ou pour une diminution de l'exposant d'écrouissage.
- L'étude implique une bonne concordance entre l'expérimentation et le modèle numérique.

[Sam]

- Multiple expériences efficaces et non coûteuses de pliage ont été désignées pour investiguer l'influence de l'effet Bauschinger sur le retour élastique dans la mise en forme des tôles. La plupart des éléments des tôles métalliques subit des déformations complexes durant les processus de mise en forme. En général, l'influence de l'effet Bauschinger doit être mise en considération à fin d'avoir une prédiction précise du retour élastique. Gau JT, Kinzel G L ont

travaillé sur trois différentes tôles métalliques d'acier (haute résistance, recuit, et AKDQ), et une tôle d'aluminium (AA6111-T4) utilisée comme un matériau expérimental. Ces matériaux sont largement utilisés dans l'industrie automobile dans les panneaux des voitures. Les résultats montrent que l'influence de l'effet Bauschinger est plus grande sur le retour élastique pour l'aluminium (AA6111-T4) par rapport aux tôles d'aciers. On doit prendre en considération la déformation et l'effet Bauschinger pour prédire le retour élastique dans l'emboutissage de (AA6111-T4) [Gau]

- Il est essentiel de modéliser l'effet Bauschinger correctement pour la simulation du retour élastique lors des procédés de mise en forme quand les tôles subit des chargements cycliques. Dans un article présenté par Chun BK, Jinn JT, Lee JK, le modèle d'écrouissage non-linéaire de plasticité cyclique, proposé par Chaboche et co-workers, est examiné, et une modification simple est suggérée pour la partie isotrope de la loi d'écrouissage pour utiliser les données d'essai conventionnel de traction directement. Cette modification est utile pour les matériaux qui renversent les courbes de chargement saturées à des courbes de chargement monotone. De plus, un modèle cinématique non-linéaire a été proposé dans le but d'avoir une représentation plus réelle de l'effet Bauschinger. Une possibilité d'ex-centrage dans l'écoulement des contraintes est modélisée par le traitement de l'évolution de contrainte inverse durant le chargement inverse différemment du chargement initial. Cette stratégie avec la loi d'écrouissage modifiée semble d'être une manière de modélisation de l'effet Bauschinger pour des cycles multiples. Deux types d'alliages ont été examinés dans ce travail. Les paramètres du matériau qui sont déterminés par l'emploi d'un essai de traction-compression et les données issus d'un essai de pliage multi-cycles. Le problème a été analysé et validé par le développement d'une formulation des éléments finis.

Les courbes cycliques de traction-compression générées par le modèle proposé ANK coïncident bien avec les résultats mesurés. [Chun]

- Basé sur les fondations d'écrouissage isotrope et cinématique, le modèle de surface multiple de Mroz, les hypothèses de contrainte plane, et les observations expérimentales, Gau JT, Kinzel GL ont proposé une nouvelle méthode d'incrémentaire et un modèle d'écrouissage qui se compare bien avec les résultats expérimentaux faits sur des tôles d'alliage d'aluminium soumis à des processus de pliage-multiple. Comme il est bien connu, les tôles métalliques d'aluminium est une des plus difficiles métaux à simuler leurs comportement en tôles, le nouveau modèle d'écrouissage proposé dans cette étude ne présente pas seulement un modèle de générique pour

la prédiction du retour élastique, mais aussi un modèle d'écrouissage pour la simulation des tôles métalliques lors des procédés de mise en forme. [Gau J]

Dans ce qui suit, on va toujours s'intéresser aux différents articles et travaux récents sur le retour élastique mais d'une façon plus approfondie à fin d'avoir une idée plus claire sur les facteurs influant le retour élastique ainsi que les différentes méthodes dotées pour sa réduction.

1.2.1 Détermination du retour élastique des plaques en acier dans un processus de pliage basé sur un travail expérimental [Gar]

Le processus de pliage peut être à tort, considéré comme un processus de compréhension facile, sans complication, mais ce si est un faux jugement. Plusieurs paramètres doivent être pris en considération afin d'éviter les problèmes de précision : les paramètres de matériaux et de processus. Parmi eux, le phénomène du retour élastique à un rôle significatif, Traditionnellement, il a tenté d'être exprimé dans des tableaux manuels ou dans des graphiques du retour élastique. Mais les deux façons de donner une expression au montant du retour élastique montrent des lacunes. Cet article présenté par M.L. Garcia-Romeu, J. Ciurana, I. Ferrer (2007), présente des nouveaux graphiques du retour élastique de l'air des pièces en tôle pliée.

Travail expérimental :

Le plan mis au point expérimental consiste à obtenir des pièces de courbure dans un intervalle de 22° et 90° d'angle de flexion. La procédure expérimentale comporte deux étapes. Dans la première, l'étude consiste en l'identification des matériaux au moyen d'essai de traction. L'adoption d'un modèle de matériau est importante, car les propriétés du matériau ont une influence sur le processus de pliage. Le modèle de contrainte-déformation présumé est un modèle d'écrouissage, en conformité avec les propriétés des matériaux. Deux différentes tôles communes, avec une épaisseur différente, sont formées: l'aluminium (durcissement très faible) et en acier inoxydable (écrouissage élevé).

Dans la deuxième étape, des essais de flexion pour plusieurs spécimens ont été effectués sur une machine d'essai de laboratoire, une machine de traction MTS. Cette machine d'essai permet une très précise inscription force-déplacement. Dans la sous-trame, des outils de haute qualité industrielle sont utilisés (outils MECOS). De nos jours, les combinaisons outil de pliage avec une largeur réduite de la matrice sont de plus en plus utilisées.

Ainsi que la flexion sous-trame, un dispositif chargé pour la mesure de l'angle de flexion a été développé, parce que sa détermination est essentielle pour le calcul du retour élastique. Au moyen d'une pince, un capteur de déplacement linéaire a été ajouté à une flexion latérale sous-trame, Figure1.1.

On augmentant la pénétration du poinçon, la force de charge est exercée et la tôle cours sous la forme courbée, qui est l'angle plié final, Figure 1.1. Au cours de chaque essai de flexion, trois mesures en cours sont enregistrés: la force de flexion, la pénétration du poinçon et du capteur de déplacement vertical, la différence entre les deux angles, l'angle sous charge (avant le retour élastique) et finale ou l'angle de déchargement (après retour élastique) est utilisé pour déterminer l'angle de retour élastique. Par conséquent, au moyen de mesures du processus, l'angle de charge est calculé, et l'angle de flexion finale, après le retour élastique, doit également être mesuré. La mesure de chaque partie de flexion a été faite en utilisant deux techniques. Dans la première, un rapporteur d'angles de biseau on utilise 5 min rapprochement. Alors que dans le second, un traitement numérique des images des pièces de pliage est utilisé [Gar C]. Les deux techniques montrent un très bon accord.

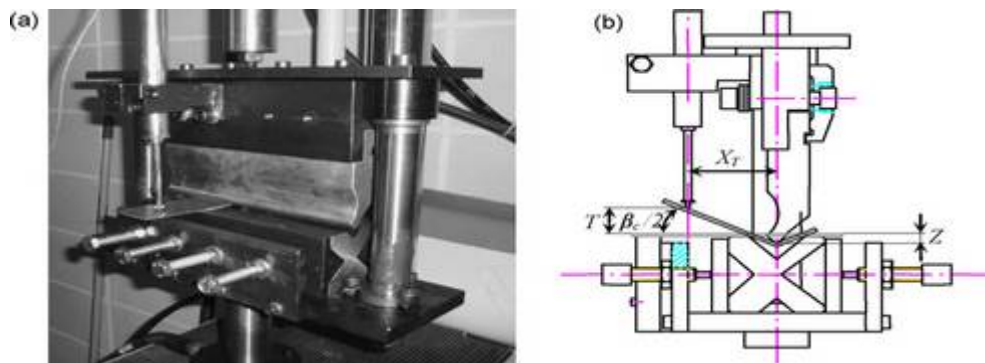


Figure 1.1 [Gar]: Test mis en place avec une machine d'essai MTS:

(a) spécimen position initiale et (b) un spécimen de la position

L'expérimentation menée dans ce travail a permis de constater l'influence des paramètres de base au cours du retour élastique. Ces paramètres peuvent être regroupés autour des séries suivantes :

- géométrie de la pièce. Le retour élastique est lié à l'angle de flexion lui-même, l'épaisseur de la tôle, et le minimum de rapport de flexion.
- Géométrie de l'outil de pliage. Le paramètre le plus influant sur le retour élastique de ce groupe est la largeur des matrices.

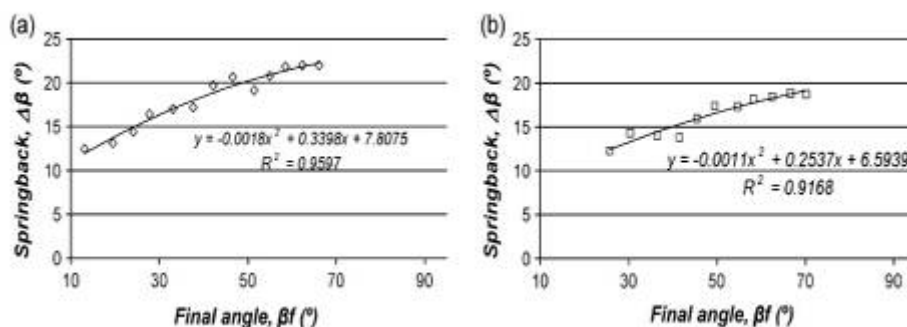


Figure 1.2 [Gar] : Le retour élastique VS l'angle final de flexion graphique de: (a) 1 mm) et (b) 1,5 mm inox.

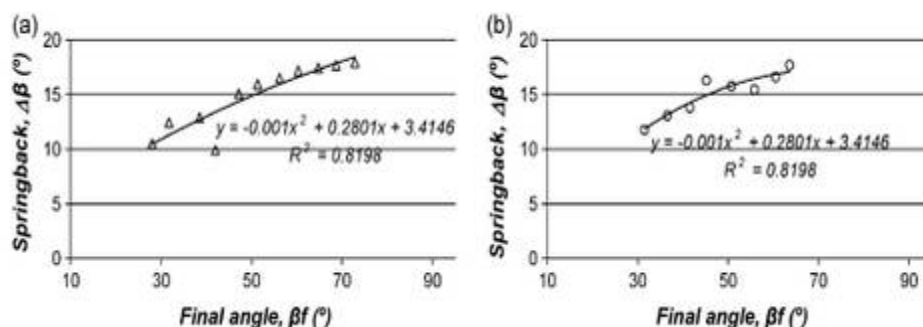


Figure 1.3 [Gar] : Le retour élastique VS l'angle final de flexion graphique de: (a) 2 mm) et (b) 3 mm inox.

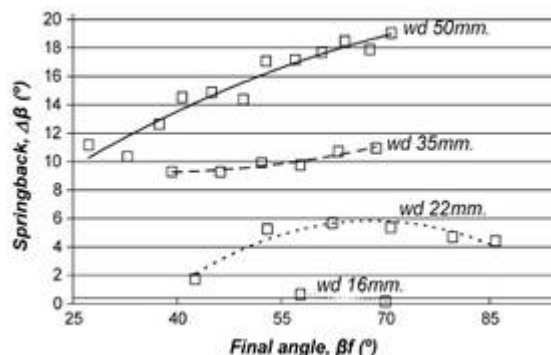


Figure 1.4 [Gar] : Le retour élastique VS l'angle final de flexion graphique de 1.35 mm d'aluminium. différentes W_d .

Enfin on conclut en premier lieu, qu'il est a rappelé que le retour élastique peut être minimisé en possédant a des conceptions appropriée de la filière mais, en ne peut jamais l'éliminé. Pour avoir cette réduction ou cette compensation, les graphs du retour élastique sont utilisés. Ce travail présente certains de ce genre des graphs utiles qui relie le retour élastique avec les paramètres principaux qui influence le comportement de ce phénomène.

Deuxièmement, l'étude expérimentale permis d'observé l'insuffisance du modèle rigide plastique. Bien qu'il continue à être un moyen facile de s'approcher de l'angle de flexion finale tentée, ensuite, le retour élastique nécessite de faible rayon, considérant que les plus grands rayons

sont préférés dans l'examen des propriétés mécaniques des éléments de pliage. Par la suite, il est nécessaire d'établir des compromis entre tous les paramètres pour obtenir les pièces de la précision désirée.

1.2.2 Comportement du retour élastique en flexion des tôles en acier à ultra-haute résistance en utilisant un CNC servopresse [K. Mori]

Afin d'améliorer la consommation de carburant des voitures, la réduction de poids est nécessaire intensivement dans l'industrie automobile. Bien que l'application des tôles d'aluminium pour les pièces automobiles soit intéressante pour la réduction [Klei], le coût élevé et la formabilité petite sont des problèmes cruciaux, et donc l'industrie a encore un grand intérêt pour les tôles d'acier.

La plupart des tôles utilisées dans les voitures, toutefois, sont à un niveau de 590MPa ou moins, et l'utilisation des tôles à ultra haute résistance est encore limitée en raison du grand retour élastique et formabilité faible. Il est souhaitable dans l'industrie automobile de développer les procédés de mise en forme des tôles d'acier adapté à ultra haute résistance.

Le chauffage et l'emboutissage à chaud sont intéressants dans la réduction du retour élastique et à l'amélioration de la formabilité des tôles d'acier à très haute résistance à la traction. Le chauffage et l'emboutissage à chaud sont principalement appliqués aux tôles de magnésium et alliage d'aluminium [Doe, Sie].

Les auteurs [Mori] ont développé un procédé de marquage de chauffage et d'emboutissage à chaud des tôles d'acier à ultra-haute résistance en utilisant le chauffage par résistance électrique, le chauffage par résistance est assez rapide et doit être synchroniser avec la presse, Yanagimoto et Oyamada [Yana] ont eu recours à un chauffage par induction à l'eau tiède et chaude. En outre, la force des tôles formées est accentuée par la trempe en coquille dans le marquage à chaud.

La Servopresses CNC ayant une grande flexibilité pour le contrôle du mouvement ont été récemment développés comme la montré K. Mori, K. Akita, Y. Abe [Mura]. La presse servo CNC a pour fonction de contrôler avec précision de mouvement par deux servo moteurs. L'effet de la matière, la réduction de l'épaisseur finale, la vitesse de formation et le temps de retenu au point mort bas sur le montant du retour élastique en forme de V.

La dispersion du retour élastique pour les tôles en aciers à ultra haute résistance a été améliorée en utilisant l'épaisseur réelle et non pas l'épaisseur nominale de chaque tôle dans le contrôle du mouvement du poinçon. [K. Mori]

Méthode de l'expérience :

La presse servoCNC ayant une charge maximale de 800 kN directement entraînés par vis à billes par deux servomoteurs comme montrer sur la Figure1- 5a été utilisée pour des essais de pliage. La précision de la position et la vitesse maximale du vérin était de $1\mu\text{m}$ et de 150mm/s , respectivement.

Comme la vitesse de la presse diminue près du point mort bas, la vitesse moyenne de formage en V est employée. La largeur et la longueur de l'éprouvette de pliage étaient de 55 et 60 mm, respectivement, et la direction de pliage est orthogonale à celle de roulement.

Les outils utilisés dans le pliage en V sont schématisés sur la Fig.1.6. Les tôles sont pliées par le poinçon et la matrice ayant un angle de 90° . La réduction finale d'épaisseur, f , est appliquée pour réduire la quantité du retour élastique. Bien que la réduction finale ne soit guère employée dans les opérations classiques de formage de la tôle en raison de l'augmentation de la charge de la formation, la réduction finale est de plus en commun en raison de l'émergence de presses contrôlables comme les presses à servo CNC. La réduction de l'épaisseur finale est obtenue à partir de l'épaisseur après pliage pour éliminer la déformation élastique des outils.

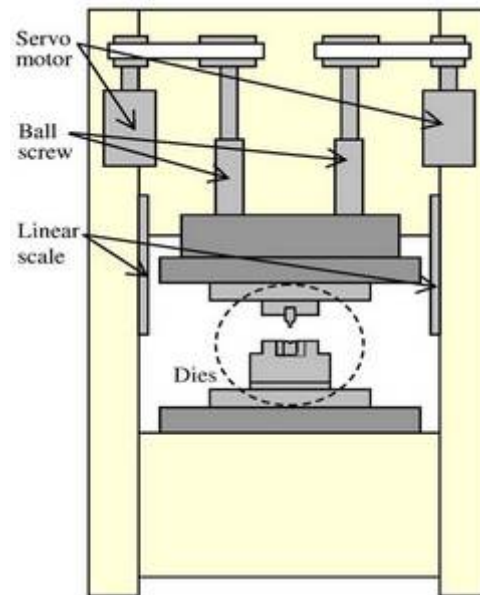


Figure 1.5 [K. Mori] : Servopresse CNC ayant charge maximale de 800kN directement entraînés par vis à billes par les servomoteurs.

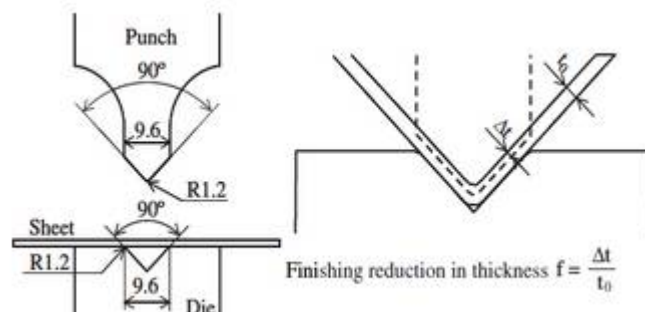


Figure 1.6 [K. Mori] Les outils utilisés dans V de pliage.

Concluant que l'ultra haute résistance des tôles d'acier soit intéressante dans la réduction du poids des voitures, mais il n'est pas facile de former ces tôles à cause de la haute résistance.

Il est souhaitable dans l'industrie automobile de développer des processus de mise en forme appropriés pour les tôles à ultra haute résistance de l'acier. Pour le développement du comportement élastique en flexion de ces tôles l'étude a été faite comme suit:

- 1- Le contrôle précis en utilisant une épaisseur réelle de chaque plaque individuelle est nécessaire pour éviter une dispersion des formes des produits formés.
- 2- Une réduction de l'épaisseur finale est efficace dans la réduction du retour élastique
- 3- La presse servo CNC est utile pour le contrôle à travers l'épaisseur réelle.
- 4- Les effets de la vitesse de mise en forme et la durée de maintien au point mort bas sur le retour élastique sont très petits.

1.2.3 Le comportement élastique de laiton en mise en forme des micros tôles [Jenn]

Le laiton est largement utilisé dans le 3C (Computer, Communication, Consumer Electronics) sur le terrain en raison de sa bonne conductivité électrique et thermique et de sa malléabilité. En outre, en raison de la tendance à la miniaturisation de ces appareils 3C, la nécessité de micro pièces en laiton est en augmentation à un rythme effréné. Afin d'étudier le comportement élastique du cuivre en procédés de mise en forme de micro tôle, Jenn-Terng Gau, Chris, Miao Yu ont effectués une efficace et peu coûteuse expérimentation de flexion 3 points.

Les éprouvettes expérimentales et l'installation expérimentale :

Pour l'étude du retour élastique, des tôles en laiton 26000 2.1 Hard (H02) de différentes épaisseurs ont été utilisées dans un essai de flexion 3-points. Les matériaux reçut ont été soumis à des traitements différents à la suite de différentes tailles de grains.

Pour accomplir cette gamme de taille des grains, quelques matériaux ont été laminés à froid à des réductions d'épaisseur spécifique, tandis que d'autres sont restés dans leurs propriétés comme reçues. Les lots de 8-10 échantillons, mesure 10 mm × 80 mm, ont ensuite été découpées comme des tôles et traités thermiquement pour obtenir la gamme de la taille désirée pour chaque lot.

Le traitement thermique a eu lieu à l'intérieur d'un four électrique. En raison de l'état 1 / 2 endurcis des laitons à la réception et la quantité de travail appliqué à froid, des températures plus élevées sur le point de fusion du métal ont été nécessaires pour produire des grains plus gros que donnerait un facteur T/D inférieurs à 10. Les traitements thermiques rapide et lent ont été utilisés pour ralentir encore la variation de la taille des grains.

Le traitement thermique lent se réfère à un processus où les lots ont été insérés dans le four à température ambiante. Le four a été lentement amélioré pour une température donnée de recuit et laissé à cet état qui donne pour une quantité de temps donné vu dans le tableau 1. Un chauffage rapide se réfère à des lots étant inséré dans le four préchauffé pendant l'intervalle de temps donné. Les lots ont été retirés du four et exposés rapidement à l'air froid.

Pour l'analyse des grains, des échantillons représentatifs des lots ont été polis et gravés.

Une solution de 25mL NH_4OH , 25mL H_2O , et 50mL H_2O_2 (3%) a été utilisée pour graver le laiton. Les diamètres de grain moyen ont été déterminés conformément à la ASTM E112-standard [Met]. Dans tous les cas, les grains ont été analysés à partir de la surface libre. Afin d'obtenir des images appropriées pour mesurer, une méthode d'éclairage a été appliquée.

A cause de la structure des grains de quelque matériaux sur la surface libre, la lumière se réfléchit dans des directions différentes, alors moins de joints de grains ont devenu évident. En changeant l'emplacement de la source de lumière et donc l'angle de réflexion de la lumière sur la surface libre des échantillons, plus des joints de grains ont été révélés. Puis, par la capture de ces images à partir d'un microscope optique et une caméra CCD, une identification plus précise des joints de grains a été obtenue. Un processus a consisté à comparer les zones de chevauchement et de l'image identique à différents angles de lumière dans un programme graphique.

Les résultats définitifs de cette procédure peuvent être trouvés dans le tableau 1. Dans les tableaux et figures suivants, D et T / D représente le diamètre de grain moyen et le ratio de l'épaisseur du métal et le diamètre de grain moyen, respectivement. La figure 1.7 montre les microstructures de certains spécimens, tandis que la Fig.1.8 montre l'outillage expérimental pour l'essai de flexion au point 3 qui a été menée en utilisant une MTS SINTEC 2 / G. Tous les échantillons ont été testés à un taux de 10 mm / min. Les échantillons ont été pliés ensuite retirés de l'outillage et leurs angles après retour élastique ont été mesurés. Fig.1.9 illustre la définition de l'angle de flexion après retour élastique.

Pour mesurer les angles de flexion des échantillons de la tôle avant et après le retour élastique, les images ont été prises pour mesurer les angles de pliage à l'aide d'un appareil photo numérique Olympus E300. Ensuite, les angles à partir des images prises avant le retour élastique Fig.1.8 et après retour élastique Fig.1.9 ont été mesurés en utilisant un logiciel de CAO. La figure 1.10 montre une partie des échantillons de l'expérience du retour élastique.

Table 1
Average grain diameters and T/D ratios of testing materials

Batch #	Initial thickness (μm)	Final thickness (μm)	Annealing ^a parameter	Average grain diameter (μm)	T/D^a
BR1	3175	2881	800°C, 1 h (FH)	307 (+14, -14)	9.38
BR2	3175	1495	800°C, 1 h (FH)	291 (+1, -1)	5.14
BR3	3175	1167	800°C, 1 h (FH)	270 (+8, -8)	4.32
BR4	3175	541	800°C, 1 h (FH)	248 (+1, -1)	2.18
BR5	538	538	800°C, 1 h (SH)	229 (+5, -5)	2.35
BR6	446	446	800°C, 1 h (SH)	226 (+6, -6)	1.97
BR7	354	312	800°C, 20h (SH)	179 (+13, -15)	1.74
BR8	354	354	800°C, 1 h (SH)	232 (+2, -2)	1.53
BR9	274	274	800°C, 1 h (SH)	208 (+4, -4)	1.32
BR10	290	290	850°C, 1 h (SH)	230 (+5, -5)	1.26

Tableau 1.1 : [Jenn] FH: chauffage rapide; SH: chauffage lent, T / D: épaisseur finale / diamètre de grain moyen.

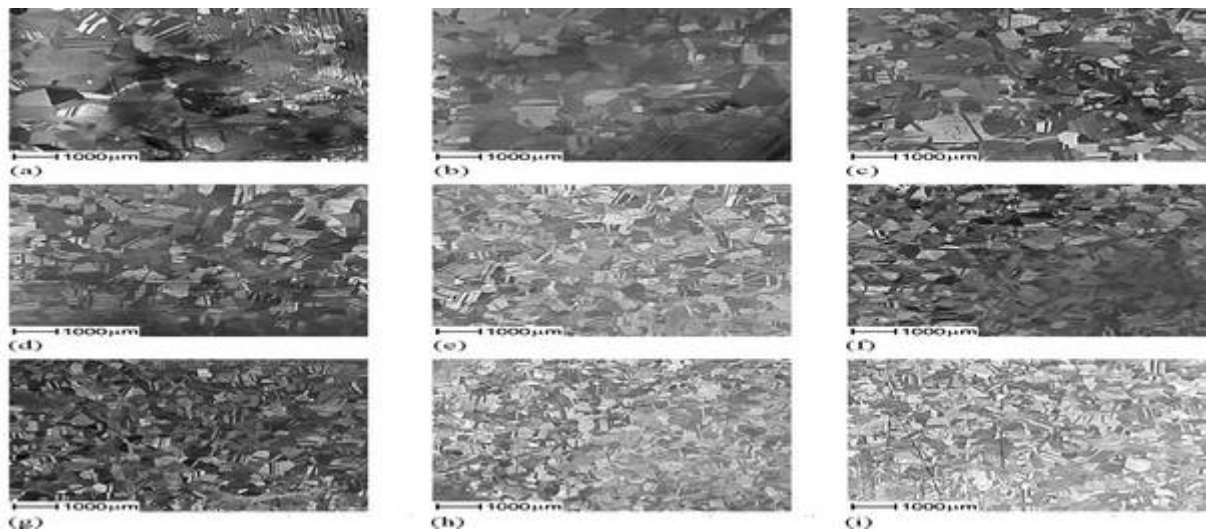


Figure 1.7 [Jenn] Micro structures de certains spécimens en laiton: (a) $D=307\ \mu\text{m}$; $T/D=9.38$; (b) $D=291\ \mu\text{m}$; $T/D=5.14$; (c) $D=270\ \mu\text{m}$; $T/D=4.32$; (d) $D=248\ \mu\text{m}$; $T/D=2.18$; (e) $D=229\ \mu\text{m}$; $T/D=2.35$; (f) $D=226\ \mu\text{m}$; $T/D=1.97$; (g) $D=232\ \mu\text{m}$; $T/D=1.53$; (h) $D=208\ \mu\text{m}$; $T/D=1.32$; (i) $D=230\ \mu\text{m}$; $T/D=1.26$.



Figure 1.8 [Jenn] Exemple d'angle maximum de pliage (avant le retour élastique).

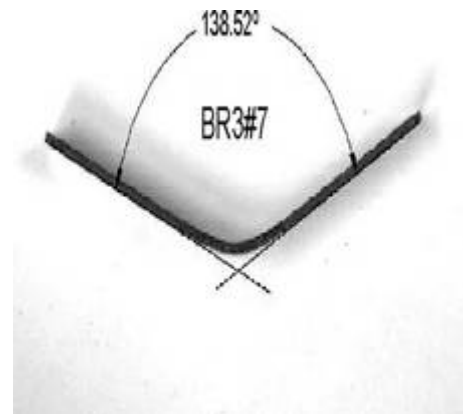


Figure 1.9 [Jenn] Angle de flexion mesuré dans le logiciel CAO.

Les résultats expérimentaux de cette étude sont présentés dans le tableau 1.2. Dix lots d'éprouvettes ont été testés, et chaque lot a plus de huit spécimens. La définition du montant du retour élastique est la différence des angles de flexion avant et après le retour élastique. Les résultats expérimentaux des lots BR1-BR4 sont tracés dans les figures.1.11 et 1.12, parce qu'ils ont le même angle initial de flexion.

Les résultats expérimentaux des lots BR5-BR10 peut être trouvée dans les figures1.13 et 1.14. La gamme de T/D pour les deux figures1.11 et 1.12 est de 2 à 10, et de 1 à 2,5 pour les figures.1.13 et 1.14.

Table 2
Springback experiment results

Batch #	T/D	Bending angle	Springback amount	Batch #	T/D	Bending angle	Springback amount
BR1	9.38	127.60°	9.45° (+0.57°, -1.31°)	BR6	1.97	135.06°	16.70° (+0.96°, -1.16°)
BR2	5.14	127.60°	11.88° (+1.31°, -1.21°)	BR7	1.74	135.06°	17.57° (+3.02°, -2.21°)
BR3	4.32	127.60°	12.63° (+0.80°, -1.50°)	BR8	1.53	135.06°	18.40° (+1.65°, -1.93°)
BR4	2.18	127.60°	15.91° (+1.71°, -1.10°)	BR9	1.32	135.06°	20.11° (+0.95°, -1.65°)
BR5	2.35	135.06°	13.15° (+1.16°, -0.57°)	BR10	1.26	135.06°	20.42° (+2.39°, -2.20°)

Tableau1.2 : [Jenn] Résultats expérimentales du retour élastique.

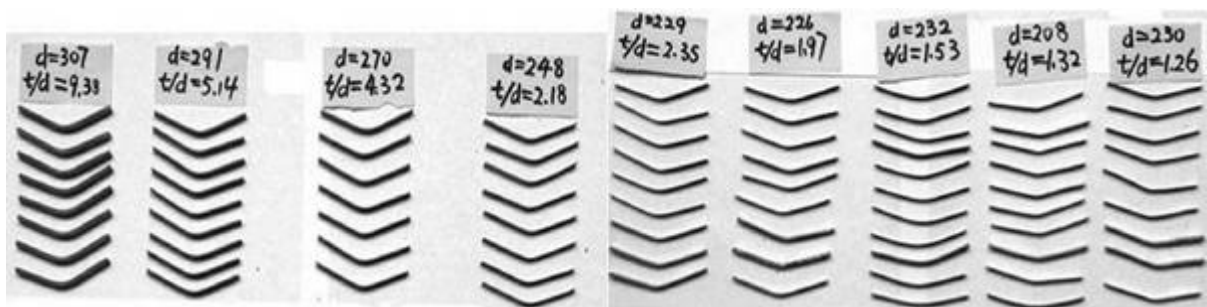


Figure 1.10 [Jenn] Une partie des échantillons testés.

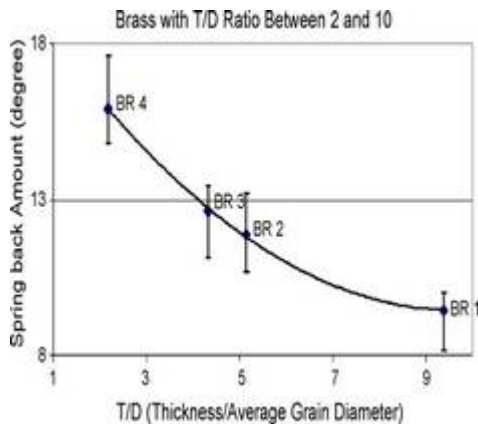


Figure 1.11 [Jenn] Le retour élastique par rapport T/D.

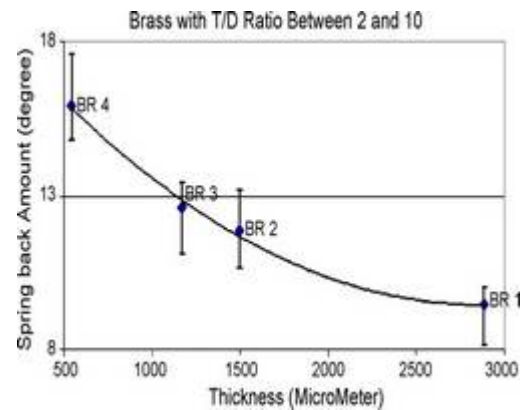


Figure 1.12 [Jenn] Le retour élastique par rapport à l'épaisseur.

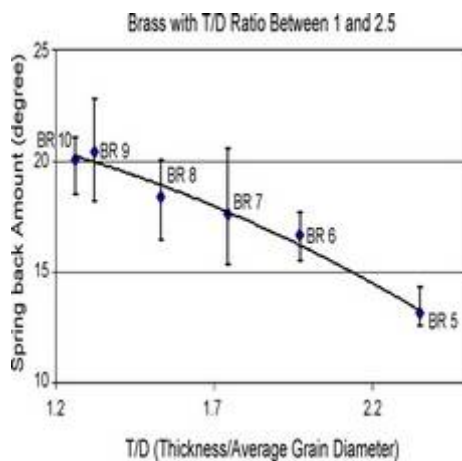


Figure 1.13 [Jenn] Le retour élastique par rapport T/D.

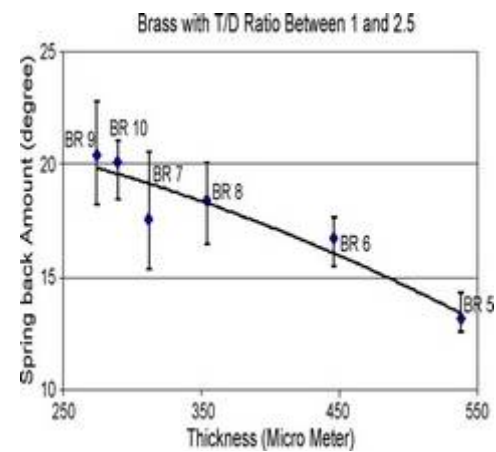


Figure 1.14 [Jenn] Le retour élastique VS épaisseur.

Normalement, l'épaisseur du matériau pour la mise en forme des micros tôles est plus mince que 500micro m. Selon l'étude expérimentale sur le laiton, les conclusions suivantes peuvent être faites de cette étude.

- Le concept classique du retour élastique ne peut pas être appliqué sur la tôle de cuivre lorsque son épaisseur est inférieure à 350 μ m.
- Le retour élastique dans la mise en forme de micro tôle peut être exprimée en fonction de T / D au lieu de l'épaisseur.

1.2.4 Prédiction du retour élastique pour la mise en forme des tôles métalliques basée sur la technologie GA-ANN [Wenj]

Une technique basée sur le réseau de neurones artificiels (ANN) et l'algorithme génétique (GA) a été proposée pour résoudre le problème du retour élastique. Un algorithme génétique amélioré a été utilisé pour optimiser le poids des réseaux de neurones. Basé sur l'expérience de production, le modèle de prédiction du retour élastique a été développé en utilisant l'algorithme génétique de réseau de neurones intégré. Les résultats montrent que la prédiction exacte du retour élastique peut être acquise avec le modèle GA-ANN. Il peut être pris comme référence pour la mise en forme des tôles et la conception des outils.

Réseaux de neurones artificiels :

Le principe des réseaux de neurones artificiels est né dans les années 40 à partir d'une analogie avec le système nerveux humain. Le terme désigne aujourd'hui un très grand nombre de modèles, dont beaucoup n'ont plus grande chose à voir avec le fonctionnement des neurones biologiques, et doit donc être pris comme une métaphore.

Ces différents modèles ont en commun l'utilisation d'automates, appelés neurones ou unités, capables de réaliser chacun un traitement très simple et d'échanger des informations entre eux.

On associe généralement aux RNA un algorithme (d'apprentissage) permettant de modifier de manière plus ou moins automatique le traitement effectué afin de réaliser une tâche donnée. Nous n'aborderons ici les RNA qu'avec la vision que pourrait en avoir un ingénieur en oubliant les aspects liés aux sciences cognitives ou à la neurobiologie. [Eric]

Réseaux de neurones basés sur GA :

L'AG (l'algorithme génétique) a été utilisée pour optimiser le poids des réseaux de neurones. Avant que l'algorithme génétique soit effectué, un groupe de solutions ont été générés au hasard. Parmi eux, les personnes ayant plus de remise en forme ont été sélectionnées selon le principe de la survie des plus aptes à faire de sélection, de croisement et de mutation. Après l'évolution de génération en génération, elle converge vers le plus fort individuel à la fin. C'est la solution du problème.

L'apprentissage du réseau neuronal est très complexe, c'est un processus d'optimisation de système de paramètre, pour avoir une vue plus approfondie sur cette technique utilisée dans de vastes domaines, le lecteur pourra se reporter entre autres aux ouvrages concernant cette technique.

Procédure :

Le pliage typique en forme de U a été choisi pour expliquer le problème du retour élastique de la tôle. Bien que la performance des matériaux, la dimension vierge, la topologie des outils, et la structure des tôles tous influent sur le retour élastique dans une certaine mesure, le degré d'influence est différents. Sur la base de l'analyse orthogonales [X. Gu], les cinq facteurs d'influence les plus importants ont été considérés ici (voir figure 1.15).

t : L'épaisseur de la tôle.

r/y : rapport entre le rayon de cintrage et l'épaisseur de tôle.

c/t : rapport de l'écart d'outil sur l'épaisseur de la tôle.

h/t : taux de la hauteur de pliage à une épaisseur de tôle.

$\sigma_s / E \times 10^{-3}$: rapport de la limite d'élasticité sur le module de Young.

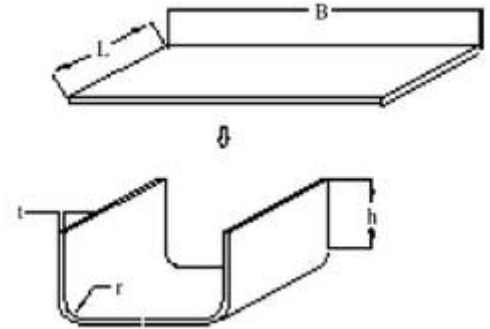


Figure 1.15 [Wenj] La pièce expérimentale.

Pourtant, d'autres paramètres ayant une influence relativement mineure sur le retour élastique, comme la longueur des tôles, friction, etc. ont été ignorées.

Le modèle de prédiction du retour élastique :

Il a été prouvé qu'un ANN à deux couches peut faire carte de toute relation non linéaire avec un degré de précision souhaité [K. Hor]. Ainsi, un modèle de prédiction du retour élastique à deux couches a été développé ici. Les cinq paramètres ayant une influence majeure sur le retour élastique ont été l'entrée de l'ANN, l'angle de retour élastique a été la sortie de l'ANN.

Le nombre de couche cachée a été fixé à 11 par le sentier, puis un modèle de réseau avec 5-11-1 architecture a été créé. La procédure d'établissement du modèle ANN-GA est faite suivant des étapes tandis que : Normalisation, Initialiser la population, sélection, le crossover (croisement), l'opération de mutation finalement la condition de Stop

Le présent travail a généralisé la loi de variation du retour élastique, en a créé le modèle de prédiction du retour élastique basée sur l'examen des divers facteurs qui influencent. De ce qui précède, les conclusions suivantes peuvent être faites:

1- L'algorithme génétique adopté pour optimiser le poids des réseaux de neurones. Le modèle AG -ANN établis est capable de prédire avec précision le retour élastique avec moins de temps et une meilleure convergence.

2- Dans les tests de compressions, l'erreur relative de la GA-ANN modèle est plus petite que le modèle de régression. Ainsi, l'AG a proposé le modèle ANN est capable d'une prévision plus précise sur le retour élastique.

3- D'après les résultats de plusieurs essais de choc, il a été constaté que l'un venait à baisser la valeur du retour élastique en sélectionnant le matériau avec une plus petite limite d'élasticité, plus grand module de Young, plus petit rapport de rayon de courbure à l'épaisseur de tôle, plus grand ratio de hauteur à la flexion à l'épaisseurs de la tôle, une tôle épaisse, et plus grand écart de taux de l'outil par rapport l'épaisseur de la tôle.

1.2.5 L'effet de l'anisotropie normale sur le retour élastique [Rah]

L'un des domaines prioritaire dans la recherche des aciers à grande résistance de l'automobile est d'augmenter l'anisotropie normale pour obtenir une formabilité meilleure.

L'effet de la résistance et les paramètres du procédé sur le retour élastique était étudié par de nombreux chercheurs, par contre celui de l'anisotropie.

Dans ce travail, Rahul K. Verma, A. Haldar ont prédit l'effet de l'anisotropie sur le retour élastique en utilisant l'analyse par élément fini pour le problème de référence de Numisheet. Un modèle analytique a été développé pour correspondre les tendances prévues de l'analyse par éléments finis.

La contrainte effective n'a pas été traitée comme une constante et c'est la contrainte radiale qui est considérée dans le modèle actuel.

L'un des modèles est prédit comme ayant une anisotropie plus grande, en général donne un retour élastique plus grand, l'analyse par éléments finie montre que le retour élastique diminue pour les matériaux isotropes.

Dans le modèle suivant le matériau est supposé être rigide, plastique, et écroui par une anisotropie normale. L'effet de Bauschinger et l'équation de Holloman sont utilisés pour modéliser l'écrouissage, l'axe neutre est censé coïncider avec le plan à mi géométrique de la tôle.

La forme de la force équilibrante pour le petit élément faisant un angle $d\theta$ dans le centre est :

$$\frac{d\sigma_r}{d\sigma_\theta} = \frac{d\sigma_r d\sigma_\theta}{d\sigma_\theta} \quad (1-1)$$

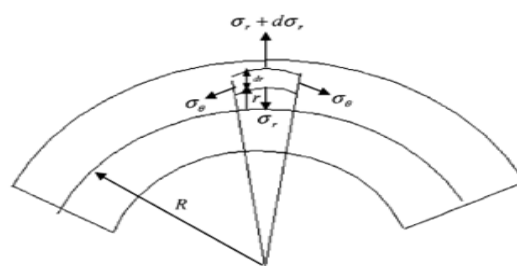


Figure.1.16 [Rah] Etat de contrainte sur un petit élément du matériel en flexion pure.

En utilisant le critère de Hill en association avec la loi précédente, et après avoir fait des calculs et des simplifications la variation de la courbure peut être obtenu comme ci-dessous:

$$\left(\frac{d}{d} - \frac{d}{d^*}\right) = \frac{d d d d d^d d}{d d^d} [d_h + d_h] \tag{1-2}$$

Où I1 et I2 sont définis comme suit :

$$d_h = \int_a^d d_a d d d, \quad d_h = \int_a^d d^a d^a d^d \{ \ln d1 + \frac{d}{a} d \}^a d d d \tag{1-3}$$

Comme $R\theta = R^*\theta^*$ le taux de retour élastique $\Delta\theta/\theta$, peut être exprimée par : $R_x (1/R\hat{a} '1 / R^*)$.

La simulation par élément finie du problème de référence de Numisheet est effectuée par l'utilisation de software commercial de Pam Stamp. Le motif de la sélection de ce problème est de simuler une affection ayant une voie plus réaliste et grave de contrainte. Les paramètres numériques par défaut seront utilisés dans la simulation.

Le modèle matériel de Hill à anisotropie normale et l'isotropie plane sont utilisés dans cette simulation. L'érouissage est supposé isotrope. Les propriétés du matériau utilisé sont données par le tableau 1.3.

Limite d'élasticité (MPa)	403,8
La contrainte constante (K) (MPa)	1040,4
coefficient d'érouissage (n)	0.159
Moyenne anisotropie normale de	0.6 à 2.0
Coefficient de frottement	0,12

Tableau 1.3 [Rah]: Les propriétés des matériaux utilisés pour le problème de benchmark.

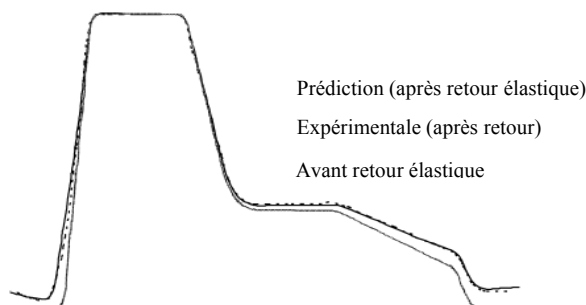


Figure 1.17 [Rah] : Comparaison entre la prédiction des éléments finis et l'expérience pour le problème de référence de Numisheet– 2005

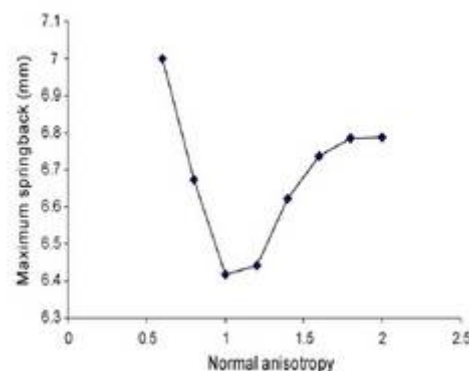


Figure 1.18 [Rah] :L'effet de l'anisotropie normale sur le retour élastique pour le problème de référence de Numisheet- 2005

Un modèle analytique est développé pour vérifier la prédiction à partir de l'analyse par élément fini. Les deux modèles prédisent qu'une grande anisotropie n'est pas bonne pour le retour élastique.

L'analyse par élément fini de ce problème prouve que le retour élastique est minimum pour un matériau isotrope, cependant, il n'a pas d'accord avec la prédiction du modèle analytique pour une anisotropie normale inférieure à 1.

1.2.6 Investigations numérique sur les caractéristiques du retour élastique des alliages d'aluminium de tôle dans différentes conditions de formage [Hong]

Dans cette étude, Hong Seok Kim, Muammer Koc, ont étudié l'effet des gradients de température sur la dernière partie de la qualité (retour élastique) en mise en forme des matériaux légers. Thermo-mécaniquement couplée d'une analyse par éléments finis (FEA) des modèles englobant : le chauffage de la tôle blanche et outillage, formage, l'éjection des pièces, et le refroidissement ont été développés pour présenter un simple procédé d'étirage. Une comparaison a été faite entre un modèle 2D rigide et le modèle élastique 3D, des modèles FEA d'outillage pour évaluer l'effet de la distribution non uniforme de la température et la déformation des outils spécialisés sur la performance et la qualité des pièces.

La précision et la fiabilité du modèle rigide FEA ont pu être validées par la comparaison avec les expériences rapportées dans les littératures. En mesurant avec précision le montant du retour élastique dans trois régions distinctes de l'outillage (ie, l'angle de la matrice, l'angle du poinçon, et la paroi latérale), l'effet de la distribution de la température de formage sur la qualité des pièces a été expliqué en détail dans un large éventail de conditions de travail. En outre, la dépendance du retour élastique sur la force du serre-flan (BHF), les conditions de frottement, et le taux de formation ont également été analysés. La distribution des contraintes dans la pièce détaillée a été comparée pour acquérir une compréhension fondamentale du mécanisme de retour élastique dans le processus de mise en forme à chaud.

Modélisation FEA du procédé de pliage :

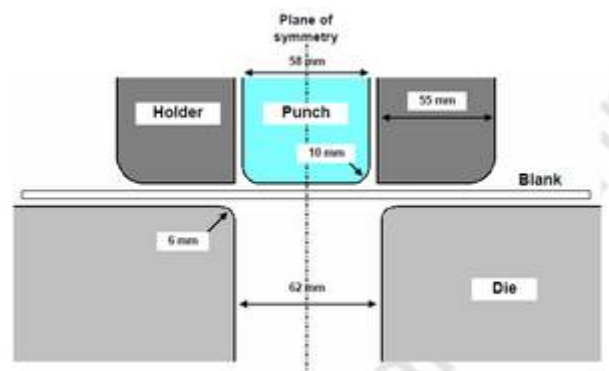


Figure 1.19 [Hong]: Schéma du processus d'étirage pliage.

Pour simuler l'ensemble du procédé de mise en forme à chaud tout près du processus réel, et pour prédire le comportement du retour élastique avec plus de précision, la simulation a été effectuée dans 5 stages distincts comme le montre la figure 1.20.

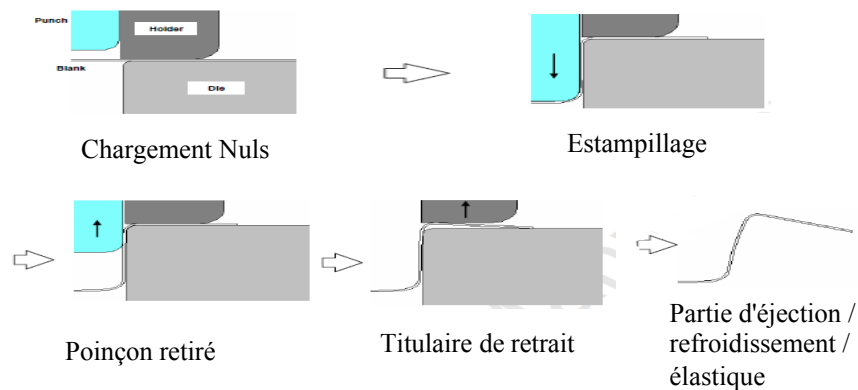


Figure 1.20 [Hong] : Cinq étapes individuelles

Les auteurs ont étudié les effets de la distribution non uniforme de la température et la déformation irrégulière des surfaces de l'outillage sur la performance de la mise en forme et la qualité des pièces par l'utilisation d'une matrice de modélisation 3D avec le système de chauffage approprié (Figure 1.21) et la comparaison des résultats avec ceux du modèle 2D rigide d'outillage FEA (Figure 1.22). Cela est fait à travers un outil commercial disponible de FE, ABAQUS / Standard.

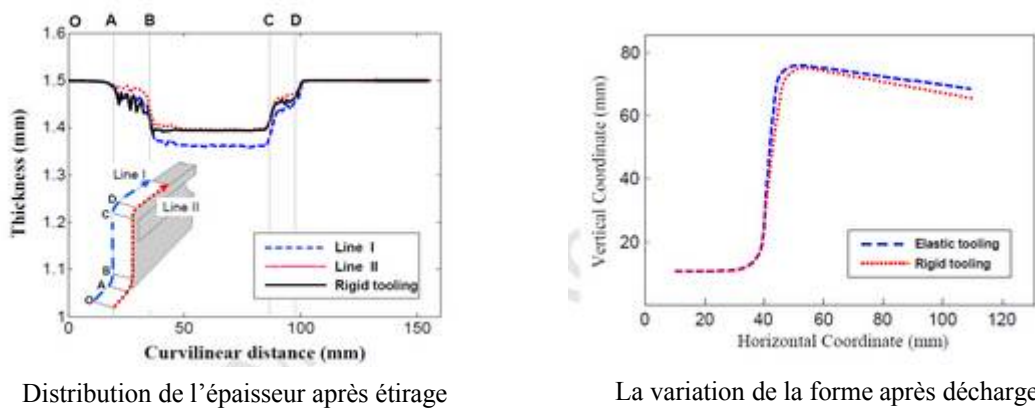


Figure 1.22 [Hong]: Comparaison entre le modèle 3D et 2D pour ($T=200^{\circ}\text{C}$; $\mu=0.1$; $v=10$ mm/sec; $\text{BHF}=15$ kN).

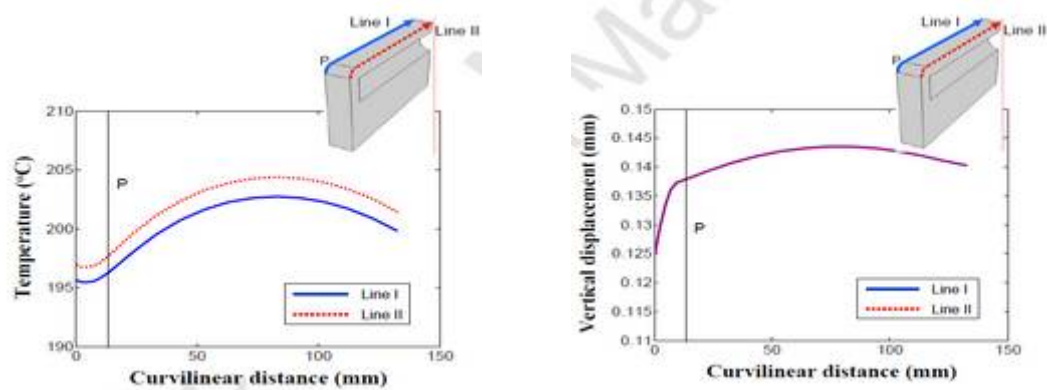


Figure 1.21 [Hong]: Le modèle élastique 3D, exemple de la distribution de la température et du déplacement vertical pour $T_{\text{matrice}} = 200^{\circ}\text{C}$, $\mu=0.1$; $v=10$ mm/sec; $BHF=15$ kN.

La vitesse du poinçon était de 1 mm / sec, la course du poinçon totale était de 70 mm, et deux valeurs différentes BHF (2,5 kN et 25 KN) ont été examinées. Pour le coefficient de frottement, une valeur constante de 0,1 a été appliquée à l'interface entre la tôle et les éléments d'outillage basée sur la loi de Coulomb.

La précision dimensionnelle après retour élastique a été évaluée par trois grandeurs géométriques illustrées dans la Figure 1.23:

L'angle entre le fond et la paroi (θ_1),

L'angle entre le bord et la paroi (θ_2),

La courbure résiduelle ($\kappa = 1 / \rho$) de la paroi latérale.

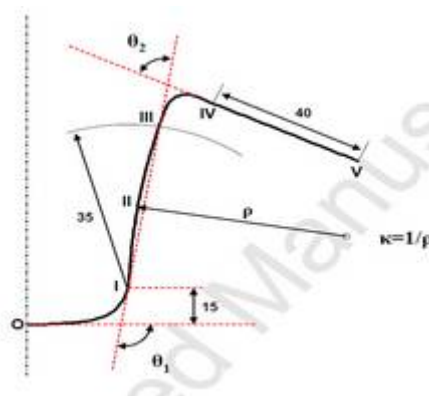


Figure 1.23 [Hong]: Les trois grandeurs géométriques caractéristiques du retour élastique

Le tableau 1.4 Résume les propriétés du matériau et conditions de simulation apportées dans le travail.

<i>Matériau</i>	AA5754-O
Density	(kg/m ³) 2700
Module d'Young (Gpa)	73(20oC) 73(200oC) 65(250oC)
Coefficient de Poisson	0.33
Température spécifique (J/kgK)	900
Conductivité thermique (W/mK)	220
Coefficient d'expansion thermique	2.2x10-5(25oC) 2.5x10-5(250oC)
Longueur de l'éprouvette (mm), largeur de l'éprouvette (mm)	300, 35
Epaisseur de l'éprouvette (mm)	1.5
Vitesse du poinçon (mm/sec)	1, 5, 10 and 20
Température de la matrice (°C)	25, 150, 200 and 250
Température du poinçon (°C)	25, 150, 200 and 250
Coefficient de transfert de température de contact (W/m ² K)	1400 obtenue pour [25°C]
Force de serrage BHF (kN)	5, 15, et 25
Coefficient de frottement	0.05, 0.1, and 0.15

Tableau 1.4 [Hong]: Propriétés du matériau et conditions de simulation.

En suggérant une méthode de mesure précise pour caractériser le montant du retour élastique, les modes de déformation dans L'angle de la matrice, la paroi latérale et l'angle du poinçon pourraient être analysés en détail dans un large éventail de conditions d'exploitation.

-La distribution des contraintes développées dans les couches supérieures et inférieures de la tôle, la dépendance des contraintes développées dans chaque région après déformation avec les paramètres du procédé principal (ie, température, BHF, la friction, et la vitesse du poinçon) peuvent être expliquée en détail.

-Le montant du retour élastique a été considérablement réduit par l'augmentation des températures de mise en forme au-dessus de 200°C en raison de la diminution de la résistance des matériaux à des températures élevées. La réduction du retour élastique a été plus claire au niveau de la paroi latérale et l'angle du poinçon. Toutefois, il a été constaté que le retour élastique dans la zone de l'angle de la matrice été négligeable dans toutes les conditions de traitement dû à l'effet de décharge qui augmente près de la région de la paroi latérale.

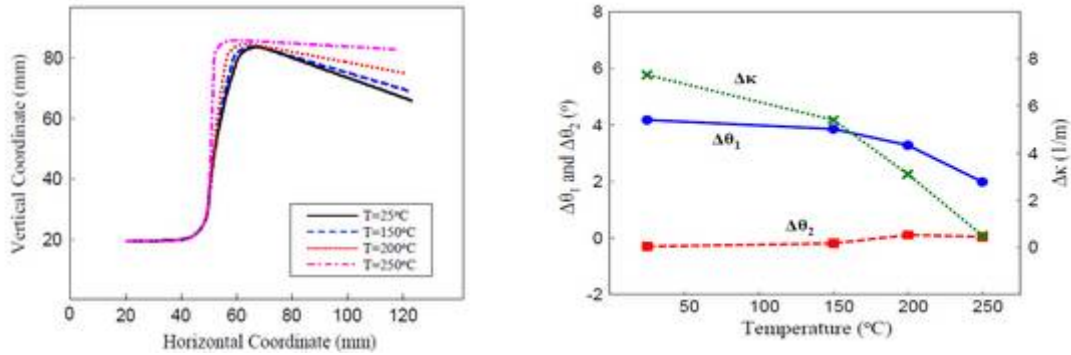


Figure 1.24 [Hong]: L'effet de la température sur le retour élastique pour des conditions isotherme ($\mu=0.1$; $v=10\text{mm/sec}$; $\text{BHF}=15\text{ kN}$)

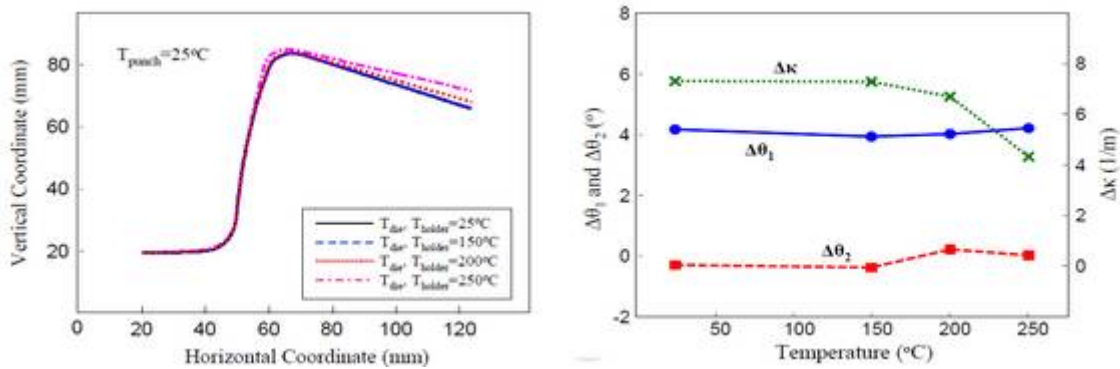


Figure 1.25 [Hong] : L'effet de la température sur le retour élastique pour des conditions isotherme ($\mu=0.1$; $v=10\text{mm/sec}$; $\text{BHF}=15\text{ kN}$)

Pour un échauffement non-isotherme où la matrice et le serre flan sont chauffés et le poinçon est refroidi, quelques études sur la forme des pièces peuvent être atteintes principalement dans la région de la paroi latérale

-Par conséquent, on peut conclure que la température élevée conduit à l'amélioration de la précision dimensionnelle ainsi que l'aptitude de formabilité d'une pièce.

-L'augmentation du niveau de BHF et le coefficient de frottement pourrait contribuer à réduire le montant du retour élastique. Les contraintes le long de la direction de l'épaisseur développées après emboutissage montrent des caractéristiques plus uniformes et le moment de flexion correspondant pourrait être considérablement réduit. Toutefois, une force de retenue plus élevée a un effet négatif sur la formabilité des matériaux légers, un compromis approprié est nécessaire pour déterminer les niveaux optimaux de ces facteurs.

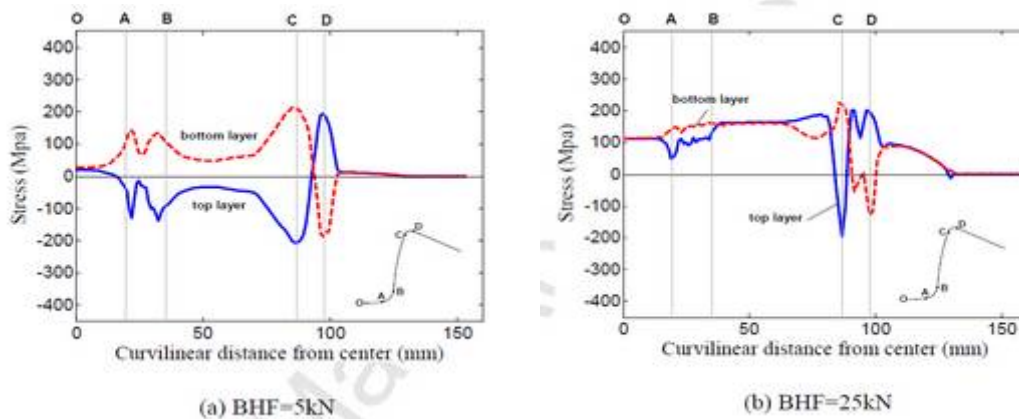


Figure 1.26 [Hong] : Distribution des contraintes dans l'éprouvette pour différents BHF ($\mu=0.1$; $v=10$ mm/sec; $T=250$ oC)

-Si les valeurs de E en fonction de la température de cet alliage particulier ont été utilisées, la précision de cette étude serait certainement été améliorée. Supposons que la diminution de E avec la température est plus significative, le montant du retour élastique à haute température va augmenter.

Toutefois, nous pensons que la tendance générale prévue dans la présente étude (réduction du retour élastique à haute température) ne changerait pas, après mise en forme et avant retour élastique, les différences entre les contraintes au 250°C des couches supérieures et inférieures de l'éprouvette diminuent de manière significative vis à vis la mise en forme à température ambiante (Figure 1.24).

-En d'autres termes, les contraintes résiduelles après mise en forme à haute température diminuent de façon significative à cause de la résistance des matériaux qui s'abaisse avec la température. Ceci est la principale raison de la réduction du retour élastique à température élevée. [Hong] Les mêmes résultats peuvent se retrouver dans la littérature [Keu] [Yana].

1.2.7 Analyse de la mise en forme des tôles métalliques sur la déformation après retour élastique [Mehm]

Une modélisation précise des déformations de tôle dont le retour élastique est l'un des facteurs clés dans l'utilisation efficace de la simulation des procédés FE dans le milieu industriel.

Dans ce travail, Mehmet Firata, Bilgin Kaftanoglu, Orhan Esercun, ont appliqué un modèle de taux de plasticité anisotrope prenant en compte l'effet Bauschinger dans le cadre de l'étude par élément fini du retour élastique. Le modèle proposé utilise la fonction de critère quadratique du modèle de Hill dans la description du comportement des tôles à anisotropie plane et transversale. Le comportement du matériau écroui est simulé par une forme additive d'une contrainte de retour de la règle non linéaire d'écrouissage cinématique, et les paramètres du

modèle sont calculés explicitement sur la base de la courbe contrainte-déformation de la tôle dans la direction de laminage. Le modèle proposé est employé dans l'analyse FE du modèle de référence de Numisheet'93 en U, et une comparaison performance en termes de prédiction du retour élastique indique une corrélation avec la moyenne des mesures.

La simulation du processus d'emboutissage a été mise en élaboration en utilisant le modèle de plasticité isotrope d'érouissage, et celui d'érouissage cinématique proposé. Pour l'étude de la faisabilité d'une matrice d'étirage- pliage.

Les mesures CMM ont été prises pour un braquet d'automobile fabriqué sur une ligne de production, Figure 1.27.



Figure 1.27 [Mehm]: La partie emboutie et la machine d'emboutissage de la ligne de production

En outre, les analyses d'emboutissage d'une partie de l'automobile sont menées, et les comparaisons des résultats numériques utilisant à la fois le modèle de durcissement plastique isotrope et le modèle proposé sont présentés en termes de contrainte, épaisseur calculée, contraintes résiduelles et les distributions du moment de flexion. Il est observé que les deux modèles produisent des prévisions similaires des contraintes et d'épaisseur, mais il semblait être des différences significatives dans les contraintes résiduelles calculées et les moments de flexion comme le montre les figures 1.28. 29. 30.

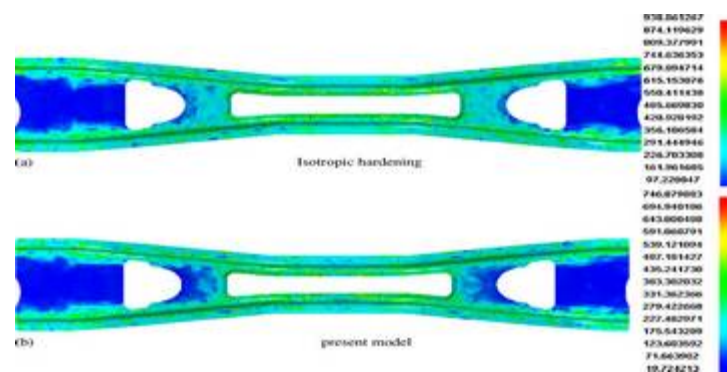


Figure 1.28 [Mehm]: distributions de contrainte effective (MPa) après la déformation élastique.

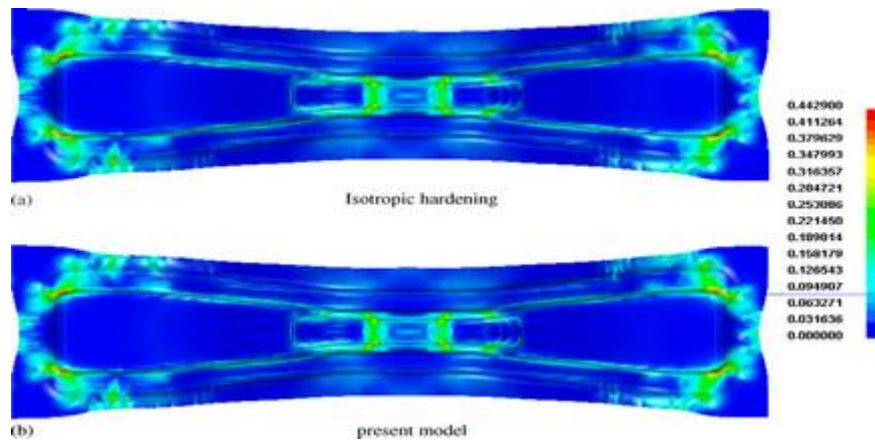


Figure 1.29 [Mehm] : Distribution de la déformation plastique équivalente.

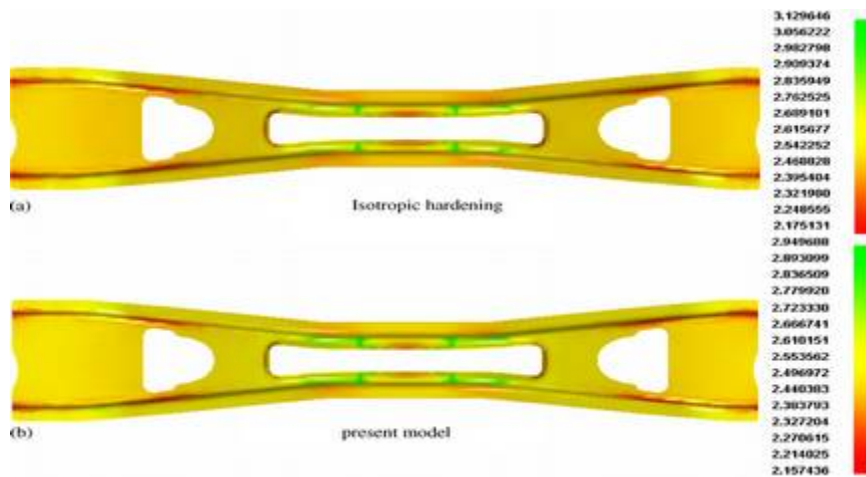


Figure 1.30 [Mehm] : distribution de l'épaisseur de la pièce.

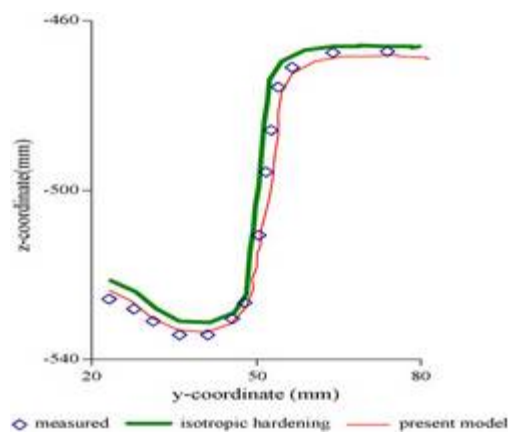


Figure 1.31 [Mehm] : comparaison entre un profile mesuré et calculé d'une partie de la pièce.

Par ailleurs, les déformations du retour élastique avec les deux modèles plastiques sont comparées avec les mesures CMM des pièces fabriquées (Figure 1.31). La géométrie de la pièce finale et la déformation globale par retour élastique du motif produite par le modèle proposé est le plus souvent en accord avec les mesures et plus précis.

1.2.8 Prédiction du retour élastique basée sur la règle d'un écrouissage non-linéaire combiné avec la fonction du rendement de Barlat89 [Dong]

Dans ce travail, Zhang Dongjuan, Cui Zhenshan, Ruan Xueyu, Li Yuqiang ont proposé une équation constitutive contrainte-déformation d'une règle d'écrouissage non-linéaire selon la théorie non-linéaire d'écrouissage cinématique, et les critères de Lemaître, Chaboche et de Barlat89. L'algorithme de prédiction élastique, correction plastique et le retour radial sont appliqués pour calculer l'incrément de déformation. Prenant comme exemple le problème NUMISHEET'93 2-D de benchmark pour l'essai d'étirage pliage, les effets des différents critères d'écrouissage sont étudiés.

Le matériau utilisé est un alliage d'aluminium dont les propriétés sont citées dans le tableau 1.9, l'effort de serrage est de 2.45kN, et le coefficient de frottement entre la tôle et l'outillage est de 0.162. Basé sur l'interface d'ABAQUS et le critère de Barlat89, un UMAT d'un écrouissage cinématique non-linéaire a été compilé. Le critère de Barlat89 a été développé pour moduler le comportement plastique des tôles anisotropes soumis à une contrainte plane, l'élément de maillage S4R a été appliqué. Dans le but d'améliorer la précision de la prédiction, sept points d'intégrations pour cet élément ont été appliqués pour la simulation de la mise en forme et le retour élastique du procédé de pliage en U.

Material	E (GPa)	ν	Y_S (MPa)	c (MPa)	γ	Q (MPa)	b	t (mm)
An aluminum alloy	71	0.33	137	740.4	4.167	111.6	13.56	0.81

Tableau 1.5 [Dong] : Propriétés du matériau utilisé.

Les figures 1.32, 1.33 montrent bien que les contraintes tangentielles pour un écrouissage non-linéaire sont peu par rapport à un écrouissage isotrope, et que la contrainte la plus élevée est située au niveau de l'angle rond de la forme U pour l'écrouissage non linéaire, et au niveau de la paroi latérale pour un écrouissage isotrope.

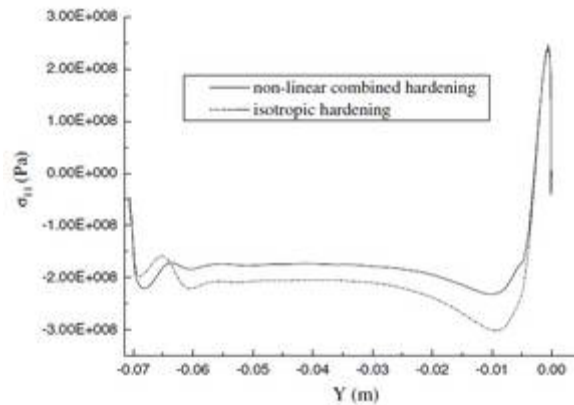


Figure 1.32 [Dong] : L'effet des différentes règles d'érouissage sur les contraintes tangentielles pour des points d'intégrations sur le côté bas.

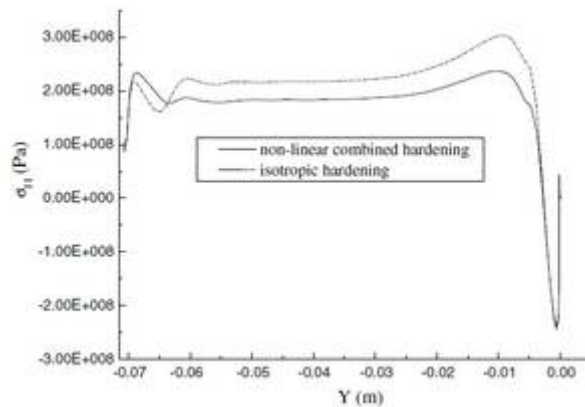


Figure 1.33 [Dong]: L'effet des différentes règles d'érouissage sur les contraintes tangentielles pour des points d'intégrations sur le côté haut.

Une comparaison avec les données expérimentales de NUMISHEET ' 93 indique que la règle d'érouissage isotrope faisant prédire le retour élastique depuis la prédiction de la déformation après mise en forme est relativement large, tandis que le retour élastique prédit par les règles d'érouissage cinématique non-linéaire coïncident bien avec les données expérimentales.

l'étude indique que les critères de Barlat89 et de Hill48 décrivent le comportement du matériau pratique mieux que le critère de Mises, et les résultats prédits par les critères de Barlat89 et de Hill48 sont très proche des données expérimentales. Figures 1.34, 1.35.

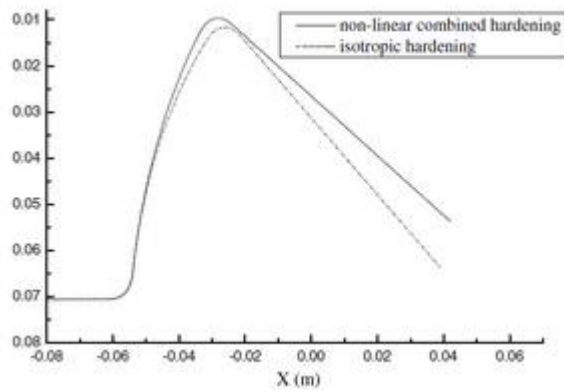


Figure 1.34 [Dong]:Le retour élastique pour les différents modèles d'écroutissage.

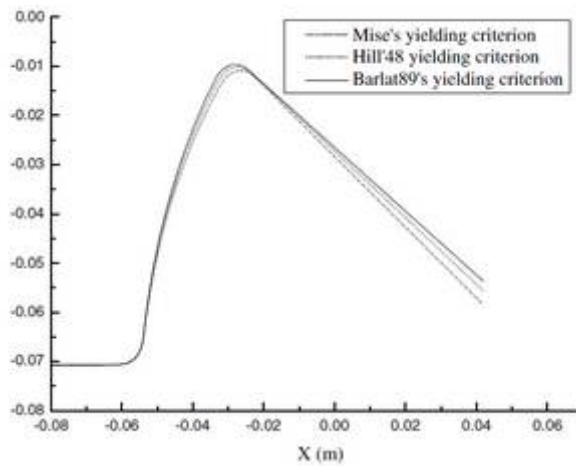


Figure 1.35 [Dong] : Le retour élastique pour les différents critères d'écroutissage.

Chapitre 2

*Caractérisation
des tôles et de
leurs
comportements.*

2.1 Modélisation des lois de comportement élasto-plastiques [Ben Ta]

2.1.1 Formulation de la loi élasto-plastique

Le comportement élasto-plastique repose sur une décomposition de la déformation totale apparente en une partie élastique réversible et une partie plastique irréversible. Lorsque la partie élastique est suffisamment faible, il est courant d'adopter une décomposition additive du tenseur taux des déformations :

$$\dot{d} = \dot{d}^e + \dot{d}^p \quad (2-1)$$

On a $\dot{\varepsilon}^e$, $\dot{\varepsilon}^p$ Sont les tenseurs taux de déformation, respectivement, élastique et plastique. Le tenseur taux des déformations total $\dot{\varepsilon}$ correspond, dans l'hypothèse des petites déformations, à la partie symétrique du tenseur gradient du champ de vitesse V , qui s'écrit :

$$\dot{d} = \frac{d}{dt} (d + d^e + d^p) \quad (2-2)$$

L'élasticité traduit une déformation réversible du matériau. Le plus souvent, elle est considérée comme linéaire et isotrope dans le cas des matériaux à froid. Dans ces conditions, le tenseur des contraintes de Cauchy σ est relié au tenseur taux de déformations élastiques par la loi de Hooke :

$$\dot{d} = 2\mu \dot{d}^e + \lambda \text{tr}(\dot{d}^e) \mathbf{1} \quad (2-3)$$

I le tenseur identité, μ et λ sont les coefficients de Lamé déduits à partir des coefficients de Poisson ν et du module d'Young E par les relations suivantes:

$$\mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad \lambda = \frac{E\nu}{(1-2\nu)} \quad (2-4)$$

La plasticité fait référence à un état de déformation irréversible que le matériau est susceptible d'atteindre une fois qu'il a franchi un état de contrainte seuil. Cet état seuil est décrit par la surface de charge f :

$$f = \sigma - \sigma_u \quad ; \quad f \leq 0 \quad (2-5)$$

Dans cette expression, le tenseur des contraintes σ est transformé en un scalaire représentatif s , appelé contrainte équivalente au sens du critère de plasticité. Cette contrainte est comparée à une deuxième contrainte σ_u dite contrainte d'écoulement du matériau et qui représente la contrainte seuil plastique. Lorsque la contrainte équivalente est inférieure à la contrainte d'écoulement (i.e $f < 0$), la déformation est purement élastique. Inversement, dès que la contrainte équivalente est égale à la contrainte d'écoulement plastique (i.e $f = 0$), le seuil est atteint et le matériau commence à se déformer plastiquement.

Pour un matériau écrouissable, la contrainte d'écoulement plastique évolue avec la déformation du matériau. On introduit alors la déformation plastique cumulée comme variable

d'état interne permettant la description de l'état d'érouissage (voir plus loin 2.1.3). La contrainte d'écoulement devient alors :

$$d_a = d_a(\bar{a}^d) \quad (2-6)$$

La déformation plastique cumulée, ou déformation plastique équivalente, n'est autre que l'intégration au cours du temps de la vitesse de déformation plastique équivalente :

$$\bar{a}^d(d) = \int_a^d \dot{a}^d(d) dd \quad (2-7)$$

La vitesse de déformation plastique équivalente est un scalaire représentatif du tenseur taux des déformations plastiques. Pour un critère de Von Mises, la vitesse équivalente s'écrit

$$\dot{a}^d = \sqrt{\frac{d}{d} \dot{a}^d : \dot{a}^d} \quad (2-8)$$

Etant donné que la déformation plastique correspond à une transformation irréversible du matériau, les lois de la thermodynamique postulent l'existence d'un potentiel dissipatif g dont dérive une relation entre le tenseur taux de déformation plastique et le tenseur des contraintes:

$$\dot{a}^d = \dot{a} \frac{da}{da} \dot{a} > 0 \quad (2-9)$$

On note que le tenseur taux de déformations plastiques est défini suivant la normale au convexe g avec une intensité définie par le multiplicateur plastique. Jusqu'alors, on a postulé l'existence d'un potentiel plastique mais sans pour autant préciser sa forme.

Il est possible de choisir la surface de charge f comme étant le potentiel plastique dissipatif et d'en déduire la loi d'écoulement plastique, dite associée, et définie par :

$$\dot{a}^d = \dot{a} \frac{da(d, \dot{a}^d)}{da} \quad (2-10)$$

Dans le cas où le potentiel plastique g diffère de la fonction de charge, la loi d'écoulement définie par l'équation (2. 10) est alors dite non associée.

Le potentiel plastique, en plasticité non associée, peut être choisi de la même forme mathématique que le critère de plasticité (fonction isotrope ou anisotrope, quadratique ou non). A titre d'exemple, considère une loi d'écoulement non associée avec un critère quadratique de Hill48 en contrainte plane et en anisotropie normale. La surface de charge est alors définie par :

$$d = \sqrt{\frac{d}{da da} (d_{da} - d_{da})^d + \frac{d}{da da} (d_{da}^d + d_{da}^d) + 2 \frac{da da}{da da} d_{da}^d - d_a} \quad (2-11)$$

Le potentiel plastique est de la même forme défini par :

$$d = \sqrt{\frac{a}{da da} (d_{da} - d_{da})^d + \frac{d}{da da} (d_{da}^d + d_{da}^d) + 2 \frac{da da}{da da} d_{da}^d - d_a} \quad (2-12)$$

Le comportement du matériau est entièrement décrit par les deux coefficients r et r' . L'auteur identifie le paramètre r' au coefficient de Lankford, tandis que le paramètre r est identifié par analyse inverse d'un essai de traction plane.

2.1.2 Critères de plasticité

La surface de charge ($f = 0$) délimite le domaine des déformations élastiques et le seuil d'écoulement plastique. La forme de cette surface est définie par le critère de plasticité (2.5). Le terme d'écrouissage dans cette même équation caractérise la taille de la surface au cours du chargement.

A l'état initial, et avant tout écrouissage, la surface de charge peut s'écrire :

$$d = \mathcal{d}(d) - d_a = 0 \quad (2-13)$$

Où σ_0 est la limite élastique du matériau en traction uni-axiale, $\mathcal{d}(d)$ est la contrainte équivalente au sens du critère de plasticité.

Il existe une grande variété de critères de plasticité qui visent à modéliser le plus fidèlement possible le comportement des tôles. Ces derniers peuvent être répertoriés en deux familles: les critères isotropes, et les critères anisotropes.

2.1.2.1 Critère isotrope de Von Mises

L'un des critères de plasticité isotrope les plus utilisés pour les matériaux métalliques ductiles est le critère de Von Mises (1913). Il est établi en considérant l'écoulement plastique comme insensible à la pression hydrostatique, il est défini dans un repère de contrainte orthonormé quelconque par l'expression suivante :

$$\mathcal{d}(d) = \sqrt{\frac{1}{2}[(d_{11} - d_{22})^2 + (d_{22} - d_{33})^2 + (d_{33} - d_{11})^2 + 6(d_{12}^2 + d_{23}^2 + d_{31}^2)]} \quad (2-14)$$

Transformé dans le repère des contraintes principales, le critère se ramène à la somme des carrés de la différence entre les contraintes principales.

La propriété d'isotropie doit traduire l'indépendance de l'expression du critère de plasticité de tout changement de repère, en d'autres termes le critère est objectif. Le critère de Von Mises vérifie en particulier cette propriété, et il est donc possible de l'exprimer en fonction des invariants du tenseur des contraintes (J_1, J_2, J_3), dont les expressions sont définies par :

$$d_3 = \det(d) = \frac{1}{6}[\text{tr}(d)^3 - 3\text{tr}(d)\text{tr}(d^2) + 2\text{tr}(d^3)] \quad (2-15)$$

Le critère de Von Mises s'écrit alors :

$$\mathcal{d} = \sqrt{3d_3} \quad (2-16)$$

Par ailleurs, étant donné l'invariance du critère à tout chargement sphérique de compression ou de traction, il est judicieux d'introduire le tenseur déviateur des contraintes s :

$$d = d - \frac{d}{3} \text{tr}(d) \quad (2-17)$$

Pour lequel le critère s'écrit:

$$\bar{d} = \sqrt{\frac{d}{3} \text{tr}(d)} \quad (2-18)$$

2.1.2.2 Critères anisotropes

Le comportement de certains matériaux peut varier en fonction de la direction de sollicitation. Dans ces conditions, le matériau est dit anisotrope. L'orthotropie est une anisotropie particulière qui se caractérise par trois plans de symétries dont les intersections définissent les trois axes d'orthotropie (x, y, z).

Le comportement des tôles laminées s'inscrit le plus souvent dans le cadre d'une anisotropie orthotrope pour laquelle le repère (x, y, z) s'identifie par :

x : la direction de laminage,

y : la direction perpendiculaire à la direction de laminage,

z : la direction normale au plan de la tôle.

On introduit, classiquement, le coefficient de Lankford r comme étant une mesure du rapport de la déformation plastique latérale d_{ad}^d sur la déformation plastique en épaisseur d_{da}^d d'une éprouvette en traction uni-axiale :

$$r = \frac{d_{ad}^d}{d_{da}^d} = \frac{d_{ad}^d d_{da}^d}{d_{da}^d d_{ad}^d} = \frac{d}{a} [\text{tr}(d) - \frac{d}{3} \text{tr}(d)] = \det(d) \quad (2-19)$$

En présence d'une anisotropie, ce coefficient varie en fonction de l'orientation de découpage de l'éprouvette de traction par rapport à la direction de laminage.

Dans la pratique, il est très commun d'identifier les coefficients de Lankford (r_0, r_{45}, r_{90}) pour les trois orientations particulières définies à $0^\circ, 45^\circ$ et 90° par rapport à la direction de laminage, et d'en déduire un coefficient d'anisotropie moyen :

$$\bar{r} = \frac{r_0 + r_{45} + r_{90}}{3} \quad (2-20)$$

Et un écart Δr :

$$\Delta r = \frac{r_0 - r_{45} + r_{45} - r_{90} + r_{90} - r_0}{3} \quad (2-21)$$

Lorsque ($\bar{r} \neq 0, \Delta r \neq 0$), on parle d'anisotropie transverse. Dans le cas particulier où ($\bar{r} \neq 0, \Delta r = 0$), on parle alors d'anisotropie normale (ou orthotropie de révolution, ou encore isotropie plane) qui traduit une isotropie du comportement dans le plan de la tôle, et une anisotropie dans la

direction de l'épaisseur ($\bar{d} \neq 0$). Enfin, le cas isotrope est retrouvé pour ($r_0 = r_{45} = r_{90} = 1$), autrement dit ($\bar{d} = 0, \Delta d = 0$).

La variation de la limite élastique en fonction de l'orientation est une deuxième manifestation de l'anisotropie. Elle se traduit par une forme de la surface de charge variant avec la direction de sollicitation (Figure 2-2).

Par définition d'un comportement isotrope, l'expression du critère (i.e la forme de la surface de charge) doit être invariante par changement de repère. Cependant, il est bien manifeste sur la figure 2.1 que cette condition n'est plus vérifiée pour des comportements anisotropes, il en découle une perte de l'objectivité du critère. De ce fait, un critère de plasticité anisotrope est

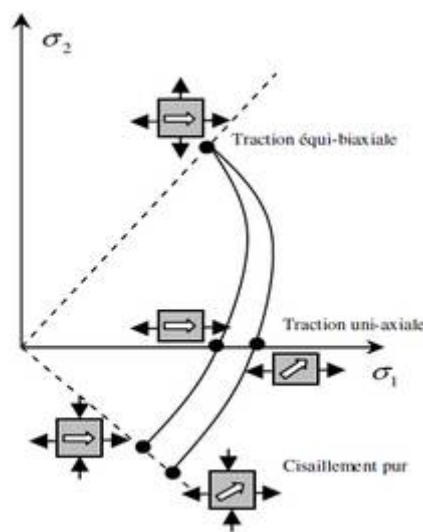


Figure 2.1 [Ben Ta] : Variation de la forme de la surface de charge en fonction de l'orientation par rapport à la direction de laminage.

nécessairement rattaché à un repère matériel de référence. Le plus souvent ce repère est choisi confondu avec le repère d'orthotropie (x, y, z).

A- Critère quadratique de Hill48 [Hill, R]

Hill est le premier à avoir proposé un critère qui rend compte de l'anisotropie initiale des matériaux et plus particulièrement des matériaux métalliques. Le critère proposé est un critère quadratique qui s'exprime dans le repère d'orthotropie (x, y, z) par:

$$\sigma^d = d(d_{dd} - d_{dd})^d + d(d_{dd} - d_{dd})^d + d(d_{dd} - d_{dd})^d + 2dd_{dd}^d + 2d d_{dd}^d + 2d d_{dd}^d \quad (2-22)$$

Est la contrainte équivalente au sens du critère de Hill48, et (F, G, H, L, M et N) sont les paramètres de Hill qui déterminent la forme de la surface de charge et le degré de son anisotropie.

Sachant que les 6 équations du système sont indépendantes, le problème est donc sur-contraint. Pour pouvoir le résoudre, il s'impose de choisir 4 équations au détriment de deux restantes qui ne seront à priori pas vérifiées. Parmi ces quatre équations, l'équation numéro (4) du système (2.26) s'impose systématiquement dès lors qu'on a déjà supposé que la loi d'érouissage dans la direction de laminage correspond à loi d'érouissage du matériau. Il en découle que $G + H = 1$.

Pour le choix des équations, plusieurs possibilités sont envisageables :

- comme premier choix, il est possible de considérer les équations (1), (2) et (3). La résolution de ces équations (en plus de l'équation (4)) conduit aux expressions suivantes des paramètres de Hill :

$$d = \frac{d_d}{d_{dd}(dd d_d)} \quad d = \frac{d}{dd d_d} \quad d = \frac{d_d}{dd d_d} \quad d = \frac{(dd dd_{dd})(d_d d_{dd})}{dd_{dd}(dd d_d)} \quad (2-27)$$

- un autre choix consisterait à identifier les paramètres de Hill en se basant sur les limites élastiques et ce en utilisant les équations (5), (6). Cependant, comme il manque une quatrième équation, celle-ci peut être choisie parmi les équations (1), (2) et (3).

- une autre alternative peut être aussi envisagée, elle consiste à relaxer le problème d'identification des paramètres de Hill en transformant la résolution du problème (2.26) en un problème d'optimisation.

Ainsi, [Priadi, 1993] définit une fonctionnelle qui décrit les écarts, au sens des moindres carrés, entre les limites élastiques et les coefficients de Lankford analytiques et expérimentaux. L'optimisation consiste à trouver le jeu des paramètres (F, G, H, N) qui minimise la fonctionnelle suivante :

$$d(d, d, d, d) = d d^{\frac{(d(d) d d_d)^d d (d(dd) d d_{dd})^d d (d(dd) d d_{dd})^d}{d d d d d d d d d d}} d + (1 - d)[(d(0) - d_d)^d + (d(45) - d_{dd})^d + (d(90) - d_{dd})^d] \quad (2-28)$$

Dans cette expression les contraintes sont normalisées pour être du même ordre de grandeur que les coefficients de Lankford. Le coefficient de pondération h permet de donner un poids préférentiel à l'une ou à l'autre des deux observables (limite élastique ou coefficient de Lankford).

- à noter aussi, que si on dispose de mesures expérimentales des limites élastiques d'essais autres que les essais de tractions (traction équi-biaxiale, traction plane, cisaillement..), il est aussi possible d'exploiter ces données pour l'identification des paramètres de Hill. Par exemple, si b s correspond à la limite élastique en traction équi-biaxiale, les paramètres de Hill seront donnés par:

$$2d = \frac{d}{d_d^d} - \frac{d}{d_{dd}^d} + \frac{d}{d_d^d} \quad 2d = \frac{d}{d_{dd}^d} - \frac{d}{d_d^d} + \frac{d}{d_d^d} \quad 2d = \frac{d}{d_d^d} + \frac{d}{d_{dd}^d} - \frac{d}{d_d^d} \quad 2d = \frac{d}{d_{dd}^d} - \frac{d}{d_d^d} \quad (2-29)$$

Il ressort de ces différentes techniques d'identification des paramètres que le critère de Hill n'est pas en mesure de décrire avec précision à la fois les coefficients de Lankford et les limites élastiques du matériau. Selon la technique choisie, l'une ou l'autre des propriétés d'anisotropie sera donc privilégiée et identifiée avec précision au détriment de la deuxième. La méthode d'optimisation de [Priadi, 1993] vise à pondérer cette tendance en répartissant l'erreur d'identification entre les limites élastiques et les coefficients de Lankford mais elle pose le problème du choix du coefficient η .

Généralement, l'anisotropie des aciers se manifeste plus à travers le coefficient de Lankford que la limite élastique, c'est probablement la raison pour laquelle, souvent, dans la littérature les coefficients de Hill sont identifiés en se basant sur les coefficients de Lankford. Dans ces conditions, la contrainte équivalente du critère de Hill en contraintes planes s'écrit en combinant (2.23) et (2.27):

$$\bar{\sigma}^d = d_{dd}^d - \frac{d d_d}{d d_d} d_{dd} d_{dd} + \frac{d_d (d d d_{dd})}{d_{dd} (d d d_d)} d_{dd}^d + \frac{(d d d d_{dd}) (d_d d d_{dd})}{d_{dd} (d d d_d)} d_{dd}^d \quad (2-30)$$

Le comportement « anormal » de l'aluminium

Considérons à présent le cas d'anisotropie normale ($d_d = d_{dd} = d_{dd} = \bar{d}$), avec un chargement équi-biaxial. Le critère de Hill48 tel qu'il est exprimé par la relation (2.31) prévoit la relation suivante entre la limite élastique uni et équi-biaxiale:

$$\bar{\sigma} = d \frac{d}{d d \bar{d}} d_d = d_d \quad (2-31)$$

Si on considère le cas des tôles en alliages d'aluminium, qui présentent souvent un coefficient de Lankford $\bar{d} < 1$, le modèle de Hill (2.31) prévoit que ($\sigma_b/\sigma_0 > 1$). Cependant, les observations expérimentales de Woodthorpe et Pearce [Woodthorpe, 1970] ont montré que le comportement d'un aluminium, et à l'inverse des prédictions du modèle de Hill, est caractérisé par une limite élastique plus grande en traction équi-biaxiale qu'en traction uni-axiale (i.e : $\sigma_b/\sigma_0 > 1$) b. Ce comportement est bien connu sous le nom du comportement « anormal » de l'aluminium. Pour en tenir compte, d'autres types de critères dits critères non quadratiques ont ainsi vu le jour.

B-Critère non quadratique de Hill (1979) [Hill, Sto]

Afin d'accommoder le comportement « anormal » de l'aluminium, Hill a proposé un deuxième critère, cette fois-ci non quadratique. Ce critère n'est valable que dans le cas où les

directions principales du tenseur des contraintes coïncident avec les directions d'orthotropie du matériau. Dans ce cas, le critère s'écrit sous la forme suivante :

$$\bar{\sigma}^d = d|d_a - d_a|^d + d|d_a - d_a|^d + h|d_a - d_a|^d + d|2d_a - d_a - d_a|^d + |2d_a - d_a - d_a|^d + d|2d_a - d_a - d_a|^d \quad (2-32)$$

$(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$ sont les contraintes principales, (a, b, c, f, g, h) correspondent aux paramètres du critère, et sont identifiables à partir des limites élastiques et des coefficients de Lankford. Le coefficient m est aussi un paramètre du modèle dont l'identification nécessite de disposer d'un essai combiné (traction équi-biaxiale ou autres..).

Pour un état d'anisotropie normale (défini par un coefficient), ont démontré que la condition de convexité du critère est assurée pour $(m > 1)$. Le critère est dans ces conditions exprimé comme suit :

$$|d_a + d_a|^d + (1 + 2\bar{d})|d_a + d_a|^d = 2(1 + \bar{d})\bar{\sigma}^d \quad (2-33)$$

Le coefficient m peut être déduit selon :

$$d = \frac{d\bar{\sigma}^d (d(d\bar{d}))}{d\bar{\sigma}^d (d(d\bar{d}))} \quad (2-34)$$

Où α_b correspond au rapport expérimental des contraintes :

$$d_a = \alpha_b d_a d_a \quad (2-35)$$

C- Critère non quadratique de Hosford (1979)

Le critère de Hosford [Hosford, 1979] repose sur une approximation polynomiale de la surface de charge des modèles cristallographiques et s'écrit sous la forme suivante :

$$(1 + d_a)\bar{\sigma}^d = d_a|d_a|^d + d_{ia}|d_a|^d + d_{ii}d_{aa}|d_a - d_a|^d \quad (2-36)$$

Les auteurs préconisent une valeur de l'exposant a égale à 6 pour les structures cristallographiques cubiques centrées, et une valeur de 8 pour les structures cubiques à faces centrées. Pour une anisotropie normale, le critère s'écrit :

$$(1 + \bar{d})\bar{\sigma}^d = |d_a|^d + |d_a|^d + \bar{d}|d_a - d_a|^d \quad (2-37)$$

Remarque :

Il est à noter que bien d'autres critères non quadratiques sont disponibles dans la littérature. Ce domaine d'étude est tout particulièrement riche de modèles et continue d'être ouvert à de nouvelles contributions [Barlat, 2004]. Les modèles proposés se caractérisent par un nombre de paramètres de plus en plus important ce qui leur confère une plus grande flexibilité pour ajuster à la fois les coefficients de Lankford et les limites élastiques et nécessite en même temps une base de données expérimentale importante.

2.1.3 Etude d'écoulement: [Ngu] [Gil] [And] [Cre]

Les différents critères définissent la limite d'écoulement, mais il faut également modéliser l'évolution des propriétés plastiques du matériau pour définir les domaines d'élasticité et de plasticité. Le phénomène prépondérant dont nous tiendrons compte est l'écoulement.

Deux types différents d'écoulement peuvent être observés macroscopiquement : l'écoulement *isotrope* et l'écoulement *cinématique*. Un matériau réel présente en général une combinaison de ces deux types d'écoulement désigné comme étant un écoulement *mixte*.

2.1.3.1 Définition de la surface de charge

C'est une expression mathématique qui fixe la taille du domaine à l'intérieur duquel aucune irréversibilité n'est admise. Elle s'exprime par une fonction convexe et contient l'origine des contraintes généralisées. Diverses formes initiales de ce domaine sont disponibles dans la littérature : Tresca, Von Mises, Drucker Prager, Hill, ... Pour les alliages métalliques, il est courant d'utiliser le critère de Von Mises. Pour les polymères, il est important d'introduire dans l'expression de la surface de charge le premier invariant des contraintes pour traduire le changement de volume observé expérimentalement lors de l'écoulement plastique. Des critères de type Prager sont alors utilisés.

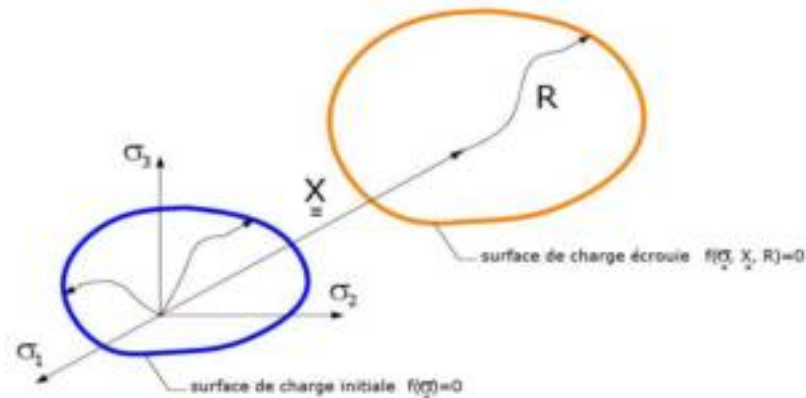


Figure 2.2 [Ngu]: Définition du domaine élastique, et des coefficients d'écrouissage.

2.1.3.2 Écoulement isotrope

L'écrouissage isotrope, induit par la déformation plastique, est associé à une augmentation isotrope de la résistance à l'écoulement. Caractérisé par son rayon R (ϵ_p) le domaine d'élasticité s'étend en fonction de la déformation plastique. (Peu de matériaux ont un comportement de ce type)

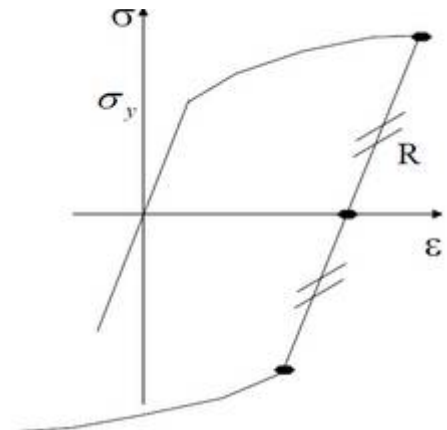


Figure 2.3 [And]: Écoulement isotrope idéal.

Les lois considérant l'écroutissage comme isotrope sont des lois dans lesquelles l'évolution de la surface de charge constatée expérimentalement est gouvernée par une seule variable scalaire. Dans notre cas nous supposons que cette variable scalaire est la déformation plastique cumulée \bar{d}_{da} . En considérant le critère d'écoulement de Von Mises, la fonction de charge s'écrit :

$$d = d_{da} - d_a \tag{2-38}$$

Expression dans laquelle σ_e désigne le seuil d'écoulement plastique :

$$\sigma_a = \sigma_{da} + R(d_{da}) \tag{2-39}$$

R est une fonction de la déformation plastique cumulée décrivant l'écroutissage du matériau et σ_e la limite d'élasticité initiale. D'un point de vue phénoménologique, l'écroutissage isotrope provoque une dilatation de la surface de charge. La courbe contrainte-déformations en traction-compression présente une symétrie par rapport à l'axe des déformations ainsi illustrée sur la figure 2.4.

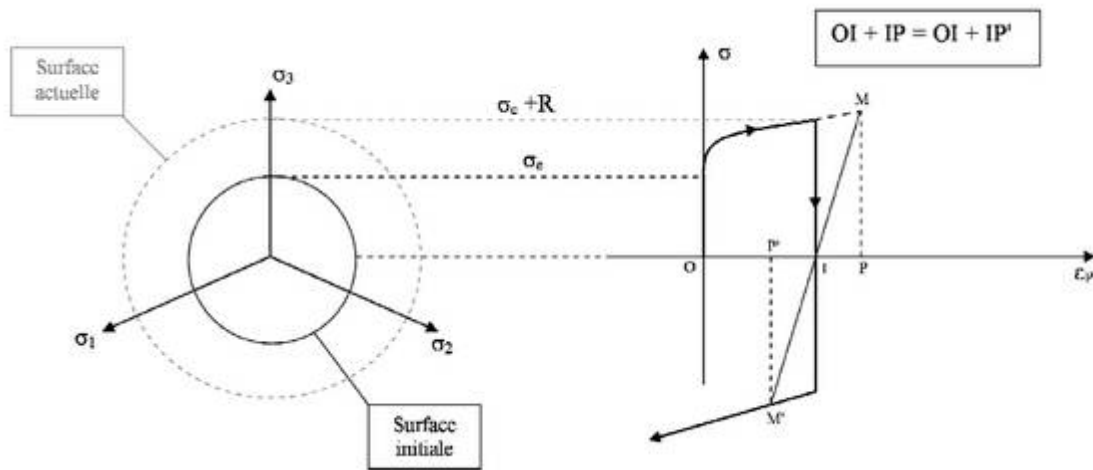


Figure 2.4 [Gil]: Ecroutissage isotrope dans l'espace des contraintes en traction compression.

La fonction σ_e basée sur des constatations expérimentales peut être modélisée de différentes façons :

- la plus simple est de la considérer comme une constante égale à la limite d'écoulement initiale du matériau. Il s'agit du cas de la plasticité parfaite, l'écroutissage est considéré comme inexistant. On a :

$$d = 0 \quad d d_{da} = d_{da} \tag{2-40}$$

- Pour certains matériaux dont l'évolution de R est linéaire, l'écroutissage peut être modélisé par :

$$\sigma_a = \sigma_{da} + K d_{da} \tag{2-41}$$

La pente K est alors appelé module d'écroutissage.

- Ludwick [Lud09] a proposé de modéliser l'évolution de l'écroutissage suivant une loi de puissance telle que :

$$\sigma_a = \sigma_{da} + K d_{da}^n \tag{2-42}$$

L'exposant n étant inférieur à 1.

- Si le domaine élastique n'est pas dissocié du domaine d'écroutissage comme le propose Hollomon [Hol44], la limite d'élasticité initiale n'intervient plus et il vient l'expression :

$$\sigma_d = K \epsilon_{dd}^d \quad (2-43)$$

- Swift [Swi47] a reformulé la loi de Ludwick en l'exprimant en termes de déformation :

$$\sigma_d = C_d (\epsilon_d + \epsilon_{dd})^d \quad (2-44)$$

- Enfin, Voce [Voc48] propose non plus une loi de puissance mais exponentielle avec saturation, ce qui présente comme avantage de limiter les contraintes à une valeur maximum

$$\sigma_d = \sigma_{dd} + Q_d (1 - e^{-d \epsilon_{dd}}) \quad (2-45)$$

Le module Q_d est en général supposé égal à $\sigma_m - \sigma_{dd}$ ou σ_m est la contrainte maximum atteinte lors d'un essai de traction monotone.

2.1.3.3 Écroutissage cinématique

L'écroutissage cinématique (X) induit par la déformation plastique est associé à un déplacement du centre du domaine d'élasticité. Il est par nature anisotrope et associé à un tenseur d'ordre deux...

L'écroutissage cinématique peut présenter un caractère linéaire ou non linéaire. La plupart des matériaux présente cette composante de l'écroutissage.

L'écroutissage cinématique correspond à une translation de la surface de charge dans l'espace des contraintes. Pour tenir compte de ce phénomène, il a été introduit une variable d'écroutissage X qui traduit la position de la surface de charge.

Le critère d'écoulement de Von Mises est alors modifié comme suit :

$$\phi(\sigma, X) = J(\sigma - X) - \sigma_d \quad (2-46)$$

Avec l'expression du second invariant des contraintes défini par :

$$J(\sigma - X) = \frac{d}{d} (\sigma - X) : (\sigma - X) \quad (2-47)$$

Suivant Lemaitre [Lem88] dans le cas du critère isotrope de Von Mises l'évolution de la variable tensorielle \mathbf{X} est le plus souvent représentée par une loi linéaire :

$$\mathbf{X} = \frac{d}{d} C \epsilon_{dd} \quad (2-48)$$

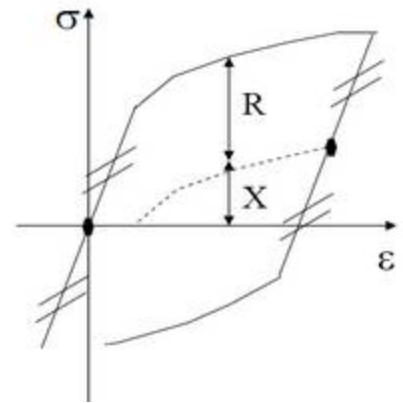


Figure 2.5 [And] : Matériau à écroutissage cinématique non linéaire

C est un coefficient identifié expérimentalement par des essais de traction-compression dans le but d'identifier le paramètre C .

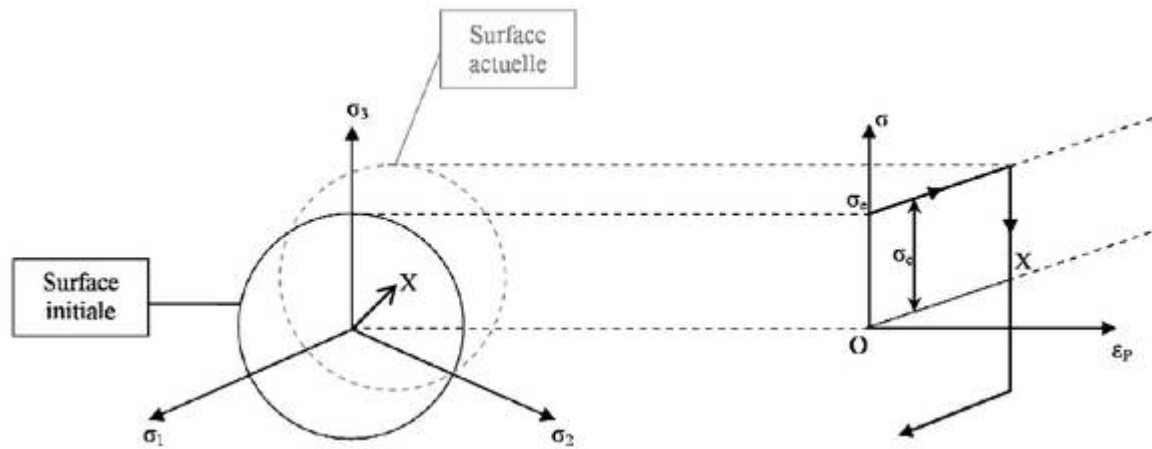


Figure 2.6 [Gil] : Ecroissage cinématique dans l'espace des contraintes en traction compression.

Remarque : Il pourrait être judicieux d'utiliser une loi d'écroissage cinématique non linéaire, mais l'identification des constantes nécessite des cycles dont l'amplitude de déformation conduit à la ruine de l'éprouvette par flambage. Etant limités en épaisseur de tôle (4 ou 5 mm), ce type d'essai reste délicat avec de telles éprouvettes.

Néanmoins, pour compléter l'identification du comportement des différents matériaux, des essais de cisaillement sont actuellement en cours pour compléter leur caractérisation.

2.1.3.4 Écroissage mixte

La majeure partie des matériaux réels répond en fait aux deux types d'écroissage et la surface de charge subite en même temps une dilatation et une translation de son centre. Le critère d'écoulement dans ce cas est obtenu par une combinaison des deux formulations :

$$d(d, d) = d_h(d - d) - d_d \quad (2-49)$$

La fonction Y qui sera retenue dans la suite est celle donnée par (2-42).

2.1.3.5 L'effet Bauschinger

Ce phénomène mis en évidence par Bauschinger, c'est une manifestation simple de l'anisotropie engendrée par les déformations permanentes au sein du matériau (Lemaitre & Chaboche, 2004, p. 20) [Lem]. D'après Lemaitre et Chaboche, les déformations permanentes sont hétérogènes d'un cristal à l'autre mais leur compatibilité aux joints de grains est assurée par des microdéformations élastiques qui engendrent des micro-contraintes résiduelles auto équilibrées.

Ce sont ces micro-contraintes qui sollicitent les cristaux à l'état neutre de différentes manières suivant différentes directions et engendrent une anisotropie du matériau.

L'effet Bauschinger se traduit par une décroissance de la valeur absolue de la limite d'élasticité en compression après un chargement en traction : le matériau se plastifie sous une contrainte plus faible lorsque le sens de la sollicitation est inverse suite à une pré-déformation plastique en traction ou en compression (figure 2.7). L'effet Bauschinger induit un déplacement du centre du domaine élastique correspondant ainsi à un écrouissage cinématique du matériau.

De nombreux paramètres ont été définis en contrainte, en déformation, ou en énergie pour quantifier ce phénomène (Caceres, Griffiths, &Reiner, 1996)[Cac], (Choteau, Quaegebeur, &Degallaix, 2005)[Cho], (Jordon, Horstemeyer, Solanki, &Xue, 2007)[Jor] (Xiang &Vlassak, 2005)[Xia]. Une modélisation de l'effet Bauschinger basée sur les variables d'écrouissage cinématique et isotrope a été utilisée par (Mollica, Rajagopal, &Srinivasa, 2001)[Mol], (Choteau, Quaegebeur, &Degallaix, 2005)[Cho] pour les matériaux ductiles comme l'acier 316L. D'autres modèles plus complexes existent. Ils tiennent compte non seulement de l'état des variables internes mais aussi de l'état du dommage du matériau (Horstemeyer, 1999) [Hor], (Jordon, Horstemeyer, Solanki&Xue, 2007) [Jor].

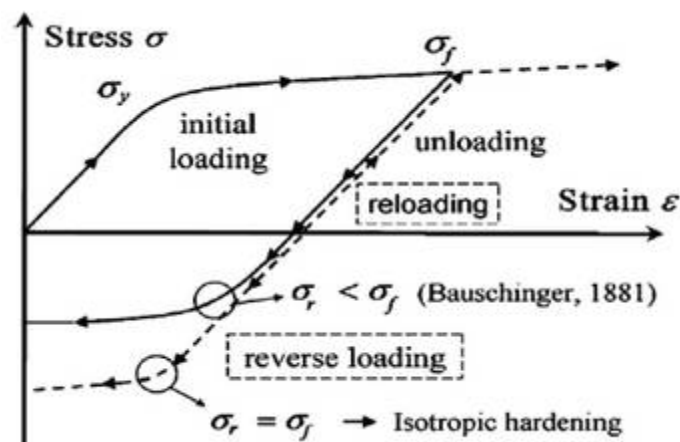


Figure 2.7 [Cre]: mise en évidence de l'effet Bauschinger (Xiang &Vlassak, 2005)

2.2 Le titane

Le Titane correspond à une catégorie de pureté la plus élevée disponible sur le marché. Le Titane devrait être utilisé si une formabilité importante est exigée, comme dans les applications de dômes de haut-parleurs, d'opercules de sécurité, d'échangeur de chaleur, etc. D'un autre côté son excellente déformabilité à froid permet aux Lamineries de produire des bandes très minces, jusqu'à 5 microns environ. Le Titane présente une excellente résistance à la corrosion dans les milieux oxydant ou moyennement réducteur, incluant les chlorures. Il a une bonne ténacité même

à basse température, il peut être facilement soudé, usiné, déformé à froid et à chaud et il est amagnétique.

2.2.1 Le titane pur [Fré]

Le titane pur est un métal de la colonne IVB de la classification périodique présentant deux structures cristallographiques différentes stables à base et à haute température (figure 2.8) : la phase α et la phase β .

- La phase α : est stable à température ambiante. Elle se caractérise par un réseau hexagonal compact de paramètres de maille à 25°C [65ser] :

$$a_{\alpha} = 2.950 \text{ \AA}, c_{\alpha} = 4.68 \text{ \AA}$$

Avec un rapport $c/a = 1.587$

Ce rapport est inférieur à 1.633 (soit racine de 8/3) qui est le rapport c/a théorique de compacité idéale du système hexagonal, ce qui induit un certain nombre de propriétés ; ainsi dans le cas des alliages de titane, le plan de base perd son privilège de plan atomique de haute densité au profit des faces du prisme et des plans pyramidaux. La multiplication des plans de glissements ou de maclage qui en résulte explique en grande partie la difficulté relativement importante du titane par rapport aux autres systèmes hexagonaux plus classiques (ex : Zn ou Mg).

- La phase β : est la phase stable à haute température dans le titane. Elle présente une structure cubique de paramètre de maille : $a_{\beta} = 3.32 \text{ \AA}$

Les deux structures ainsi définies sont présentées schématiquement ci-dessous. La température de transition $\alpha \leftrightarrow \beta$ est appelée transus β (T_{β}) est de 882°C dans le cas du titane pur.

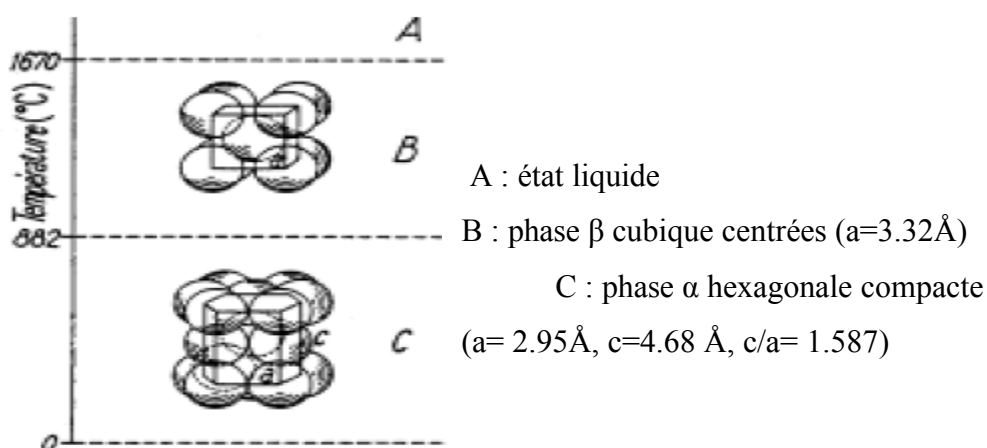


Figure 2.8 [Fré]: cristallographie du titane pur en fonction de la température

La transformation allotropique $\beta \rightarrow \alpha$ est une transformation de type martensitique. Point de vue cristallographique il a été mis en évidence l'existence de relations d'orientations particulières entre ces deux phases α et β , celles-ci sont caractérisés par [34 Bur] :

Plan : $\{110\} \beta // \{0001\} \alpha$

Direction : $\langle 111 \rangle \beta // \langle 112 \text{barre } 0 \rangle \alpha$

2.2.2 Effet des éléments d'addition [Colom 3]

Le titane est souvent utilisé sous forme d'alliages. Les éléments d'addition stabilisent soit la phase α (élément alphasène), soit la phase β (élément bêta gène). Les éléments alpha gènes augmentent la valeur de T_β ; Les éléments bêta gènes baissent cette dernière.

Les éléments alpha gène sont les suivants :

- L'aluminium (Al) ;
- L'oxygène (O) ;
- Le carbone (C) ;
- L'azote (N) ;

Parmi les éléments bêta gènes on distingue :

- Les éléments β isomorphes, miscibles en toute proportion dans la phase donc le molybdène (Mo), le vanadium (V) et le niobium (Nb) ;
- Les éléments bêta gènes eutectoïdes, pouvant former des précipités, tels le manganèse (Mn), le fer (Fe), le chrome (Cr), le silicium (Si), le nickel (Ni) et le cuivre (Cu).

Enfin, certains éléments sont neutres, comme le zirconium (Zr) et l'étain (Sn) ; ils n'ont que peu d'influence sur la valeur de T_β .

Le tableau 2.1 présente les diverses fourchettes employées pour quelques éléments d'addition.

<i>Eléments</i>	<i>Fourchette analytique (% poids)</i>	<i>Effet sur la structure</i>
L'aluminium	2 à 7	Alpha gène
Etain	2 à 6	Neutre
Vanadium	2 à 20	Bêta gène isomorphe
Molybdène	2 à 20	Bêta gène isomorphe
Chrome	2 à 12	Bêta gène eutectoïde
Cuivre	2 à 6	Bêta gène eutectoïde
Fer	0.5 à 2	Bêta gène eutectoïde
Zirconium	2 à 8	Neutre
Silicium	0.2 à 1	Bêta gène eutectoïde

Tableau 2.1 [Colom 3]: Fourchettes et éléments de quelques éléments d'addition.

2.2.3 Influence des éléments d'addition sur les propriétés d'usage

2.2.4 Différentes applications du titane : [Trait]

Le titane est un matériau encore peu employé à ce jour. Il peut être considéré comme un matériau encore relativement confidentiel. En effet, sa consommation mondiale en 2000 est estimée à environ 50 à 60 000 t, maximum 100 000 t. Son prix moyen est assez élevé. Il est d'environ 18 euros/Kg, soit 2 fois celui du nickel, 8 fois celui de l'aluminium et 12 fois celui de l'acier inoxydable. Malgré cela, ces applications sont relativement diversifiées et concernent de nombreux secteurs, dont les principaux sont :

- l'énergie, la chimie, la pétrochimie (environ 48 %) : l'off-shore, les usines de dessalement et de production de chlore, de chlorate et d'urée, les échangeurs de chaleur, les papeteries, les vannes, les pompes, la robinetterie ...etc.
- L'aéronautique civile (environ 35 %) et l'aéronautique militaire (environ 7 %) : pièces moteur, turbines d'hélicoptères, pièces de structure d'aéronefs, éléments de train d'atterrissage, boulonnerie.
- Les sports et loisirs (environ 5,5 %) : les équipements de golf, queues de billard, raquettes de tennis, turbines de jet ski et pièces de cycle.
- Le médical (environ 1,5 %) : les prothèses de hanches, de rachis, de genoux, articulaires, buccales et dentaires, les tiges fémorales, agrafes, vis, crochets, pivots, plaques
- Le bâtiment (environ 1 %) : matériau de surface
- Divers (environ 2 %) : la lunetterie (monture), l'horlogerie (boîtier), pièces de voiture de compétition (soupape, ressort, culbuteur, bielle, axe de transmission), le militaire (blindage, canon léger, fusil d'assaut), le soudage par ultrasons (sonotrode), les machines à très grande cadence (éléments de manutention), coutellerie, instruments de musique (flute), l'industrie navale (éléments de bateau, de sous-marin).

2.3 Le recuit [Bens]

C'est un traitement thermique qui a pour but de ramener l'alliage à une structure d'équilibre. Il comprend trois étapes :

- Un chauffage à une certaine température dite de recuit.
- Un maintien de durée variable à cette température.
- Un refroidissement à l'eau appelé trempe, et un refroidissement lent qui peut se faire à l'air ou dans le four éteint.

Les recuits en général amèneront les alliages en équilibre physico-chimique et mécanique. Ils tendent à réaliser l'équilibre structural en faisant disparaître les états hors d'équilibre résultants des traitements thermiques et mécaniques antérieurs.

Le recuit correspond aux valeurs maximales des caractéristiques de ductilité. (Résilience et allongement) et aux valeurs minimales des caractéristiques de résistance (dureté, limite élastique, charge à la rupture). Le recuit a pour but de :

- Diminuer la dureté d'un matériau trempé.
- Obtenir le maximum d'adoucissement pour faciliter l'usinage ou les traitements mécaniques.
- Régénérer un métal écroui ou surchauffé.
- Homogénéiser les textures hétérogènes.
- Réduire les contraintes internes.

2.3.1 Recuit des aciers [Bens]

Pour le recuit des aciers on distingue plusieurs types de recuit :

2.3.1.1 Recuit d'homogénéisation

Ce type de recuit s'applique aux aciers bruts de coulée et aux aciers moulés dans le but d'affaiblir ou éliminer la ségrégation dendritique ou inter-cristalline (lors de la solidification de l'acier,

L'élimination ou l'affaiblissement de ce défaut est possible seulement lors du chauffage poussé 1100 à 1200°C, sans toutefois atteindre le domaine de surchauffe du métal qui provoque un grossissement indésirable du grain.

La durée générale de recuit de diffusion (chauffage), séjour et refroidissement lent de grosses pièces varie de 50 à 100 heures et plus. Suivant la composition de l'acier, le poids de la charge, le séjour dure de 8 à 20 heures.

2.3.1.2 Recuit de recristallisation

Pendant la déformation plastique à froid, le métal subit un écrouissage, c'est à dire, la dureté et la résistance du métal augmentent et sa plasticité diminue. Ce qui rend difficile le travail du matériel par déformation. Dans la structure du métal, à déformation à froid provoque les lignes de glissement, étirage des grains, désintégration des différents types de cristaux fragiles tels que la cémentite lamellaire de la perlite et les impuretés de la scorie.

Par l'intermédiaire du recuit de recristallisation à une température supérieure, à la température de recristallisation, l'état de contrainte est éliminé et l'acier acquiert sa plasticité et

ductilité grâce à la formation de nouveaux cristaux. La température de recristallisation n'est pas une constante matérielle, mais elle dépend de plusieurs facteurs. Les facteurs les plus influant sont la teneur en éléments d'alliages et le degré de déformation.

La température de recristallisation diminue avec l'augmentation du degré de déformation et de la teneur en éléments d'alliages. Pour les aciers non alliés, la température de recristallisation est de 450 à 600°C et de 600 à 800°C pour les aciers faiblement et fortement alliés.

Dans les cas des aciers (0,08 à 0,2 %C), les plus utilisés dans le travail à froid, la température de recuit est de 680 à 700°C.

2.3.1.3 Recuit de détente (stabilisation)

Cette forme de recuit est appliquée aux pièces moulées, usinées et soudées dans lesquelles les gammes de fabrication précédentes, dues au refroidissement irrégulier, donne une déformation plastique à froid aux différentes transformations.

- Contraintes du premier genre : Elles peuvent se propager dans de grands espaces de la pièce.
- Contraintes du deuxième genre : Elles peuvent s'étendre sur des dimensions microscopiques.
- Contraintes du troisième genre : Elles peuvent s'étendre sur les dimensions atomiques.

La température de ce recuit est choisie entre 350 à 650°C et s'effectue pendant quelques heures et suivie d'un refroidissement lent. Les contraintes résiduelles sont également supprimées par d'autres formes de recuits.

2.3.1.4 Recuit complet

Il est destiné pour les aciers hypo-eutectoïdes, qui sont chauffés jusqu'à une température $AC_3 + (30 \text{ à } 50^\circ\text{C})$ et maintenu à cette température jusqu'au chauffage complet et achèvement des transformations de phases dans le volume du métal et le refroidir lentement. Le refroidissement s'effectue lentement dans le four jusqu'à la température de 500°C ensuite à l'air.

Le recuit complet est généralement appliqué aux pièces ayant subies des traitements mécaniques et thermiques variés aux (fer en barres, pièces forgées, moulage de forme), généralement pour supprimer les contraintes.

Ce sont les types de recuit fréquemment utilisés, et peut ainsi trouver d'autres techniques telles que le recuit : isotherme, incomplet, de régénération, et d'adoucissement.

2.3.2 Recuit des alliages d'aluminium [Bens]

Ses modalités sont :

- Recuit d'homogénéisation.
- Recuit de recristallisation.
- Recuit d'adoucissement (après trempe et vieillissement préalable)

2.3.2.1 Recuit d'homogénéisation

Ce traitement est appliqué aux lingots avant corroyage pour éliminer la ségrégation dendritique qui conduit à la formation d'une solution solide inhomogène et au dépôt des inclusions eutectiques fragiles hors d'équilibre CuAl_2 , Al_2CuMg (phase 5), Mg_2Si , $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ (phase T), etc... Aux joints des grains et entre les branches de dendrites, (figure 2.6.a).

Au cours de l'homogénéisation, la composition des cristallites de la solution solide est uniformisée, alors que les combinaisons intermétalliques se déposent sous forme de fines inclusions secondaires uniformément réparties, (figure 2.9.b)

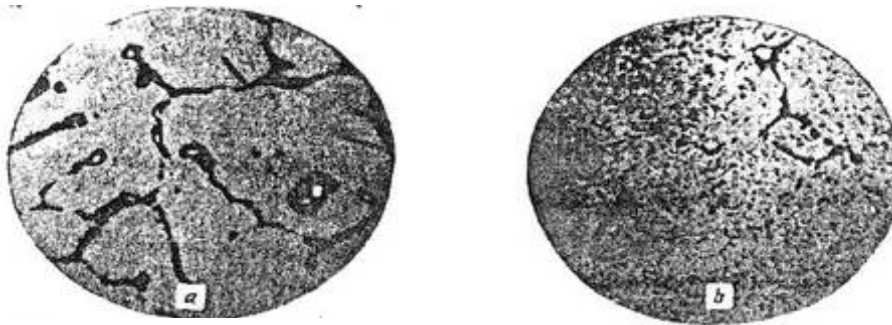


Figure 2.9 [Bens]: aluminium soumis à un recuit d'homogénéisation.

Il s'ensuit que la plasticité de l'alliage coulé s'améliore, ce qui permet d'augmenter le degré de corroyage lors du formage à chaud, la vitesse de filage et diminuer les rebuts technologiques.

L'homogénéisation contribue à l'obtention d'une structure à grains fins dans les tôles recuites et diminue l'aptitude à la corrosion sous tension. Le cycle thermique de ce recuit comprend :

- Un chauffage jusqu'à une température élevée de 450 à 520°C.
- Un maintien qui varie de 4 à 40 heures.
- Un refroidissement lent ou dans le four.

2.3.2.2 Recuit de recristallisation

Le recuit de recristallisation consiste à chauffer l'alliage déformé jusqu'aux températures supérieures à celles de la fin de recristallisation primaire. On l'applique pour supprimer l'écroutissage et obtenir un grain fin. Dans la plupart des alliages d'aluminium, lorsque la déformation atteint 50 à 75 %, la température de début de recristallisation s'échelonne de 290 à 400°C. La température de recuit de recristallisation varie suivant la composition de l'alliage de 350 à 500°C et le maintien de 0,5 à 2,0 heures.

Après le recuit de recristallisation des alliages non durcis par traitement thermique, la vitesse de refroidissement est choisie arbitrairement. Pour les alliages durcis par traitement thermique, la vitesse de refroidissement allant jusqu'à 200 à 250°C doit être inférieure ou égale à 30°C/h. Le recuit comme opération intermédiaire est appliqué dans le travail à froid ou entre le corroyage à chaud et à froid.

Le recuit incomplet est une modalité de recuit de recristallisation. Il permet d'obtenir des propriétés intermédiaires entre l'état écroui et recristallisé. Dans ce cas, la température de recuit doit être inférieure à celle de la fin de recristallisation pour assurer l'obtention d'une structure sous forme de polygone, ou partiellement recristallisée, qui supprime en partie l'écrouissage. Le plus souvent, le recuit est appliqué dans le cas des alliages de forge et de laminage non soumis au durcissement per trempe et vieillissement.

2.3.2.3 Recuit d'adoucissement des alliages ayant subi la trempe et le vieillissement

Il est effectué à une température de 350 à 450°C avec un séjour de 1 à 2 h. Ces températures assurent la décomposition complète de la solution solide sursaturée et la coalescence des phases qui durcissent. La vitesse de refroidissement ne doit pas dépasser 30°C/h. Après le recuit, l'alliage possède une faible charge de rupture, une plasticité suffisante et une résistance élevée à la corrosion sous tension.

2.3.2.4 Condition de recuit pour les différents alliages [Colom 4]

Ces traitements peuvent être réalisés dans des conditions relativement larges et confortables de température (tableau 2.2) et de durée.

Dans le cas des alliages des séries 2000, 6000 et 7000 (alliage à durcissement structural ou « trempant »), le refroidissement des pièces après chauffage doit être effectué lentement (25 à 30K/h) de la température de chauffage à la température de 250°C (refroidissement dans le four de recuit), puis à l'air libre au-dessous de 250°C.

La durée du traitement en four dormant est comprise entre une demi-heure et deux heures.

Alliages séries 1000 (aluminiums non alliés).....	310 - 400°C
Alliages séries 2000	350 - 430°C
Alliages séries 3000 :	
-Al-Mn	400 - 450°C
-Al-Mn-Mg	330 - 380°C
Alliages séries 5000.....	330 - 380 °C
Alliages séries 6000.....	330 - 380°C
Alliages séries 7000.....	320 - 400°C

Tableau 2.2 [Colom 4] : domaines de températures préconisées pour les traitements de recuit.

C
h
a
p
i
t
r
e
3

*La
diffraction
des rayons X.*

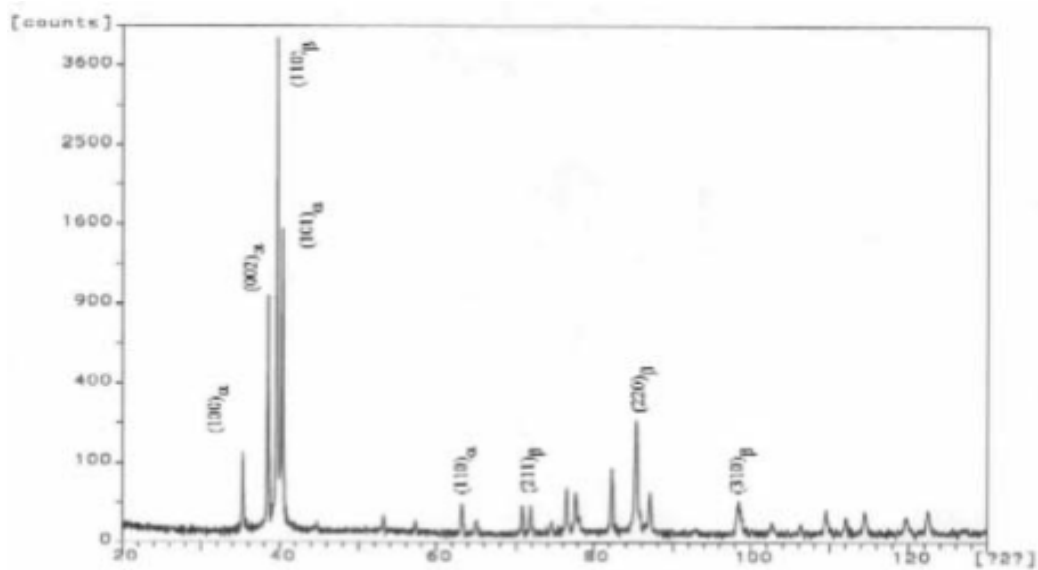
La diffraction a pour origine un phénomène de diffusion par un très grand nombre d'atomes. Dans un matériau cristallin, ces atomes sont arrangés de façon périodique en un réseau : les rayons X diffusés créent entre eux des interférences constructives ou destructives selon les directions de diffusion. Les directions constructives correspondent aux faisceaux diffractés et obéissent à la loi de Bragg (II-1).

Considérons un faisceau de rayons X incident de longueur d'onde λ arrivant avec un angle θ sur une famille de plans (hkl) définis par leur distance inter-réticulaire d_{hkl} . Il y a diffraction si la relation suivante, dite relation de Bragg, est vérifiée :

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (3-1)$$

Où n est l'ordre de diffraction.

Tout matériau solide soumis à des charges extérieures se déforme. Cette déformation se traduit au niveau de la structure cristallographique par une déformation des distances inter-réticulaires. Ceci est caractérisé sur les spectres de diffraction de rayons X par un léger déplacement des raies.



3.1 Rappels théoriques de cristallographie [Spin]

3.1.1 Solide idéal, solide réel

3.1.1.1 Le solide parfait, les réseaux et systèmes cristallins

La cohésion d'une structure cristalline est due à l'existence de 4 forces, qui sont les suivantes :

- La liaison covalente, qui résulte d'une mise en commun d'une paire d'électrons entre deux atomes. C'est une liaison très forte et rigide, qui est de plus dirigée, car les orbitales des électrons se superposent autant que possible.
- La liaison ionique, vient de forces d'origines électrostatiques entre les ions qui constituent le solide (ex: Na^+ et Cl^- dans NaCl). C'est une liaison non orientée. Lorsqu'on a une très forte polarisation dans une liaison de covalence, cela tend alors vers un état se rapprochant de la liaison ionique.
- La liaison moléculaire, consiste en un empilement régulier de molécules neutres, des liaisons électrostatiques faibles - du type de Van der-Waals - assurant la cohésion de l'édifice, dont la densité est alors plutôt faible.
- La liaison métallique, des ions positifs baignent dans un solvant constitué par un gaz d'électrons délocalisés, répondant à la statistique de Fermi.

Un édifice cristallin est une répétition d'un ensemble d'atomes, alors qu'un réseau cristallin est un ensemble de points matériels appelés nœuds, déduits les uns des autres à partir d'une cellule de base. La reproduction dans les trois directions de ces nœuds constitue des rangées réticulaires et des groupes de plans réticulaires, l'orientation de ces plans étant définis par les indices de Miller h , k , l , selon la relation dans un repère $Oxyz$ prédéfini :

$$hx + ky + lz = 1 \quad (3-2)$$

On appelle distance inter-réticulaire, notée d_{hkl} , la distance du plan réticulaire considéré à l'origine.

De par l'empilement des cellules de base, on a la loi découverte par Romé de l'Isle : des cristaux différents d'un même solide ont des faces orientées de la même façon, parallèlement les unes aux autres. En déplaçant ces surfaces de façon appropriée, on peut toujours ramener un cristal à une forme géométrique simple : cube, prisme, hexagone, etc...

Tout réseau a des propriétés de symétrie : symétrie par rapport à un plan, un point, ou bien rotation d'ordre n avec $n=2, 3, 4, 6$. On trouve ainsi qu'il existe 32 classes de symétrie se ramenant à 7 polyèdres de base et 14 réseaux dits de Bravais, chacun de ces polyèdre et de ces réseaux étant caractérisé par trois vecteurs, ou encore par trois longueurs a, b, c , et trois angles u, v, w , comme le montre la figure suivante :

($a = b = c$) et ($u = v = w = 90^\circ$) à cubique ; dans le cas où les paramètres sont différents, on parle de système triclinique.

3.1.1.2 Les défauts rencontrés : le solide réel

A- Les désordres, sources de défauts ponctuels

Dans un cristal, les constituants occupent des places spécifiques, les sites du réseau, entre lesquels il y a des espaces vacants : les positions interstitielles libres ou lacunes interstitielles.

Ainsi, pour un cristal AB, on peut avoir les défauts suivants :

- Une lacune de A sur son site A notée VA
- Un élément B occupe une lacune interstitielle : Bi
- B se met à la place d'un A sur le site A : BA
- Substitution d'un A par un élément étranger E : EA
- E se met sur une lacune interstitielle : Ei

On appelle désordre de Frenkel le passage en position interstitielle, et désordre de Schottky la création d'une association de 2 lacunes de A et B dans le cristal AB. Toute combinaison de défauts peut être envisagée pour expliquer tel ou tel comportement du solide

B- Défauts linéaires, surfaciques, volumiques

Il s'agit de défauts ponctuels associés à une dimension, qui ont pour conséquence une dislocation. Les dislocations peuvent alors entraîner une déformation plastique, ou encore la croissance des cristaux à partir de solutions.

Une dislocation peut toujours être décomposée en une dislocation coin et une dislocation vis. La première intervient lorsque la région fixe et celle de glissement restent perpendiculaires à la direction de glissement ; la seconde est répertoriée dans le cas où ces deux régions sont parallèles à cette direction.

C- Les défauts bidimensionnels

Ils sont à la surface de séparation entre le cristal et son environnement, et on les classe en trois catégories : joints de grains, macles, fautes d'empilement.

Joint de grains : le raccord entre deux cristaux désorientés ne peut se faire que grâce à une couche d'atomes en position anormale. On observera donc des différences dans les distances interatomiques. Ces irrégularités ne se rencontrent que sur des couches très minces, de l'ordre du nanomètre, mais leur conséquence macroscopique est importante : ainsi, un métal à grains fins a une meilleure résistance mécanique que le même métal à gros grains. En effet, la déformation sera due au glissement des dislocations sous l'action d'une force extérieure. Or ces dislocations sont arrêtées par la couche désordonnée du joint.

Notons aussi que les joints de grains sont les lieux privilégiés d'implantation des impuretés, qui peuvent par contre fragiliser le métal en diminuant la cohésion des grains.

Macles : il arrive que les cristaux aient un tel défaut qu'une région du cristal est l'image dans un miroir de l'autre, le plan miroir formant la macle. Les bords du cristal présentent alors des allures de pointes de flèches, souvent observables à l'œil nu. Du point de vue énergétique, cette perturbation est facile à réaliser, car peu nécessitée en énergie.

Fautes d'empilement : il y a un désordre dans les séquences d'empilement dans une structure à plusieurs éléments. Ex : on a ABC/ABC/AC/ABC là où on devrait avoir ABC/ABC/ABC/ABC.

3.1.2 Aspects géométriques

3.1.2.1 Cas des solides ordonnées

Les réseaux cristallins cubiques et hexagonaux, dans le cas où il y a un type d'atome :

Pour réaliser une couche uniforme d'éléments sphériques en dimension 2, il y a deux façons de faire :

- Un assemblage hexagonal pour un maximum de contacts entre les sphères
- un réseau carré. Il faut ensuite empiler les couches les unes sur les autres, et il y a là aussi deux manières de procéder.
- Empilement de compacité maximale. Soit A la couche basale ; dans ses creux, on place les éléments de la couche suivante, notée B. Si on rajoute ensuite une couche A - i.e. superposable avec la couche basale -, on obtient un prisme hexagonal compact (hc) ; si, par contre, on met une troisième couche C dans les creux de B, alors c'est un prisme cubique à face centrées (cfc). On définit la coordinence de chaque sphère comme le nombre de voisins immédiats. Dans ces deux cas, la compacité vaut 0,74.
- Empilement de compacité plus faible. En superposant deux couches A l'une sur l'autre, on obtient le prisme cubique simple (cs).

En intercalant entre ces deux couches une couche C placée en sandwich au centre des cubes précédents, on a la cubique centrée.

Le cs : un atome par maille, coordinence = 6, compacité = 0,52

Le cc : un atome par maille, coordinence = 8, compacité = 0,68.

Exemples : les métaux alcalins, le fer sont cc; Ni, Cu, Ag, Au, Fe, Al sont cfc ; Be, Mg, Zn, Cd sont hc.

3.1.2.2 Empilement à deux types d'atomes

On obtient le plus souvent des structures cubiques. Ainsi, NaCl donne un cfc, CsCl un cc, etc...

Les conditions d'appartenance à une structure portent sur la taille des ions. Ainsi, pour être dans une structure cfc, il faut avoir : $3 > (RC / RA + 1)^2 > 2$ avec :

RA = rayon de l'ion négatif (anion)

RC = rayon de l'ion positif (cation)

3.2 Présentation générale des rayons X [Spin]

Les rayons X sont des radiations électromagnétiques transversales comme la lumière, mais d'une longueur d'onde bien plus courte. Vers les grandes longueurs d'onde, les tubes à rayons X peuvent émettre des rayonnements identiques à de la lumière ultraviolette et, à l'autre extrémité du spectre, des rayons semblables aux rayons (émis par les corps radioactifs. Mais les rayons X utilisés en radiocristallographie ont des longueurs d'onde comprises dans l'intervalle 0,5Å-2,5Å. Notons que les rayons X utilisés en radiocristallographie ont en moyenne une longueur d'onde plus courte (de 0,05 à 1Å).

On sait que l'énergie radiante se manifeste selon les expériences sous l'un de ces deux aspects complémentaires :

- l'aspect corpusculaire : un faisceau est assimilé à un ensemble de photons se propageant à la vitesse de la lumière, c . Chaque photon possède l'énergie $h\nu = h \frac{d}{d}$ La fréquence des rayons X étant environ 1000 fois celle de rayons lumineux, le "photon X" possède une énergie bien plus grande que le photon de lumière.
- l'aspect ondulatoire : on considère ici des ondes caractérisées par leurs longueurs d'onde.

L'optique des rayons X a les mêmes bases théoriques que l'optique ordinaire, mais l'interaction des rayons X et de la matière à des propriétés particulières qui proviennent de deux faits essentiels :

- Petite valeur de la longueur d'onde des rayons X qui est de même ordre de grandeur que les dimensions des atomes et les distance entre atomes dans la matière à l'état condensé.
- Grande énergie du photon qui est comparable à l'énergie de liaison des couches électroniques les plus profondes de l'atome.

3.3 Interaction photons-matière [Kaly]

L'interaction d'un rayonnement avec la matière peut être étudiée sous deux aspects : on peut considérer soit la modification de ce rayonnement sous l'action de la matière, soit la modification de la matière sous l'action du rayonnement.

En effet, le rayonnement traversant la matière peut subir une perte d'intensité par absorption, une perte d'énergie consécutive aux différentes interactions dans la matière, ou enfin

une modification du vecteur d'onde suite à une diffusion. En revanche, l'énergie perdue par ce rayonnement est transférée à la matière sous plusieurs formes. Cette énergie peut être réémise sous la forme de rayonnements secondaires, ou encore se présenter comme une énergie potentielle d'excitation ou de vibration thermique, l'énergie cinétique de particules éjectées ou de défauts induits. Selon le processus de transfert d'énergie, l'interaction rayonnement-matière est élastique ou inélastique, c'est-à-dire qu'il y a ou non conservation de l'énergie interne après l'interaction.

Nous nous intéresserons plus tard au cas particulier d'un faisceau de rayons X de longueur d'onde λ_0 et de vecteur d'onde k_0 (avec $d_a = h \frac{d}{d_a} = h d_a$ arrivant sur la cible avec une énergie E_0 et une intensité I_0).

Dans le cas d'une interaction élastique, les photons interagissent avec le nuage électronique d'un atome dans son ensemble. Cette interaction conservant l'énergie, elle conserve aussi la longueur d'onde.

Prenons maintenant le cas de l'interaction inélastique entre les photons incidents et les électrons individuels du nuage électronique d'un atome. Nous pouvons distinguer deux mécanismes : l'excitation des niveaux atomiques profonds et l'effet Compton.

3.3.1 Excitation des niveaux atomiques profonds

Le photon incident cède toute son énergie $d_a = h \frac{d}{d_a} = h d_a$ à un électron de l'orbitale (notée X) de l'atome. L'absorption du photon permet alors à l'électron d'être élevé à un niveau d'énergie supérieure par transition vers un état vacant ou d'être éjecté hors de l'atome.

L'électron ainsi éjecté est appelé photoélectron. L'énergie de sortie du photoélectron est :

$E = h\nu_0 - W_X$, où W_X est l'énergie d'extraction d'un électron du niveau X. C'est l'effet photoélectrique.

L'atome ainsi excité va se relaxer selon différents processus :

- Un mode radiatif où le trou laissé par le photoélectron va être comblé grâce à la transition d'un électron d'une orbitale supérieure Y vers l'orbitale X. L'énergie ainsi dégagée va libérer un photon secondaire dont l'énergie $W_X - W_Y$ est caractéristique de l'atome. Ce processus est à l'origine de la fluorescence X.
- Un mode non radiatif où la transition d'un électron de Y vers le trou laissé en X s'accompagne de l'éjection d'un électron d'une orbitale Y' hors de l'atome. L'atome passe donc d'un état avec un trou en X à un état avec 2 trous en Y. C'est l'émission Auger.

3.3.2 Absorption

Le mécanisme prépondérant de l'absorption de rayons X est l'effet photoélectrique décrit ci-dessus. Le photon incident qui excite un niveau atomique perd toute son énergie. En revanche, les photons X transmis conservent leur énergie incidente. La variation de l'intensité obéit à la loi exponentielle:

$$I = I_0 \cdot e^{-\mu \rho x} \quad (3-3)$$

Où I est l'intensité transmise, I_0 l'intensité incidente, μ le coefficient d'absorption massique, ρ la masse volumique du matériau traversé et x la profondeur de pénétration du faisceau incident.

Lorsque l'énergie incidente E_0 atteint le seuil critique d'excitation W_X d'un niveau de l'atome, le coefficient d'absorption augmente brusquement. Ceci se traduit sur un spectre d'absorption par des discontinuités de μ aux longueurs d'onde λ_X associées aux énergies W_X des différents niveaux atomiques. Dans le cas d'un atome isolé, le coefficient d'absorption décroît de façon monotone au-delà du seuil. En revanche, dans la matière condensée, le spectre d'absorption présente une structure fine autour de chaque seuil d'absorption. Elle s'observe sur l'arête d'absorption elle-même, mais aussi au voisinage avant et après l'arête.

Cette structure fine dépend de l'environnement immédiat de l'atome absorbant.

3.4 Effet des contraintes sur les pics [Lam]

Soit d_{hkl} la distance inter réticulaire d'une famille de plans $\{hkl\}$ et d_0 sa valeur au repos. Sous l'effet d'une contrainte, la distance d_{hkl} va différer de d_0 d'une distance

$$\Delta d = d_{ada} - d_a. \text{ La mesure de la déformation } d = \frac{dadada}{d_a} \text{ est reliée par la loi de Bragg à la mesure}$$

du déplacement $\Delta 2d$. Sachant que :

$$2. d_{ada} \sin \theta = n \lambda \quad (3-4)$$

Avec :

θ : angle de diffraction (de Bragg).

λ : longueur d'onde des rayons X incidents.

n : nombre entier naturel.

Si l'on différencie en d_0 cette relation, on obtient :

$$2d_{ada} \sin \theta = n \lambda \quad (3-5)$$

Ou bien : $\frac{dadada}{d_a} = - d d d d d d d_a \cdot d d$ après division par d_0 .

La variation totale de l'angle de diffraction et par conséquent la déformation ϵ s'écrit :

$$d = \frac{dadada}{d_a} = - \frac{d}{d} d d d d d d d_a \cdot d d \quad (3-6)$$

Du fait de la présence du facteur \cotan dans la formule, on utilisera dans la pratique les plus grands angles de Bragg ($2\theta > 140^\circ$) pour augmenter la précision.

La figure 3.2 montre l'effet de la contrainte sur l'angle de diffraction.

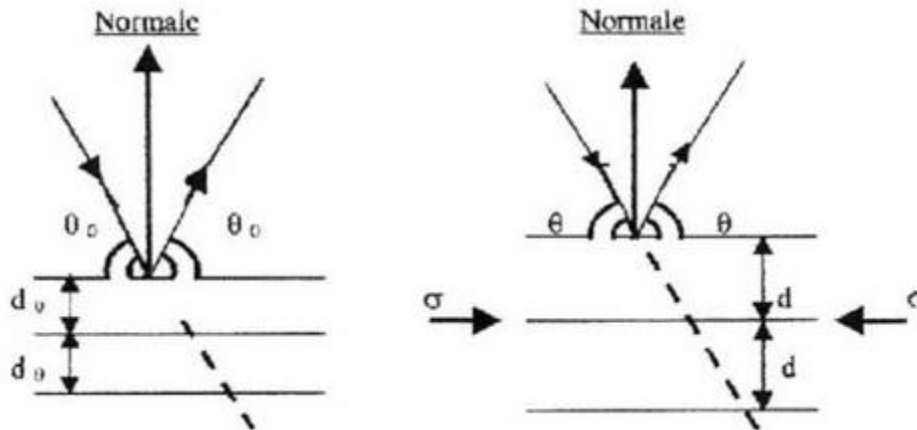


Figure 3.2 [Lam]: Effet des contraintes sur l'angle de diffraction.

Les variations de d_{hkl} ont différents effets sur la déformation des raies de diffraction selon leurs échelles.

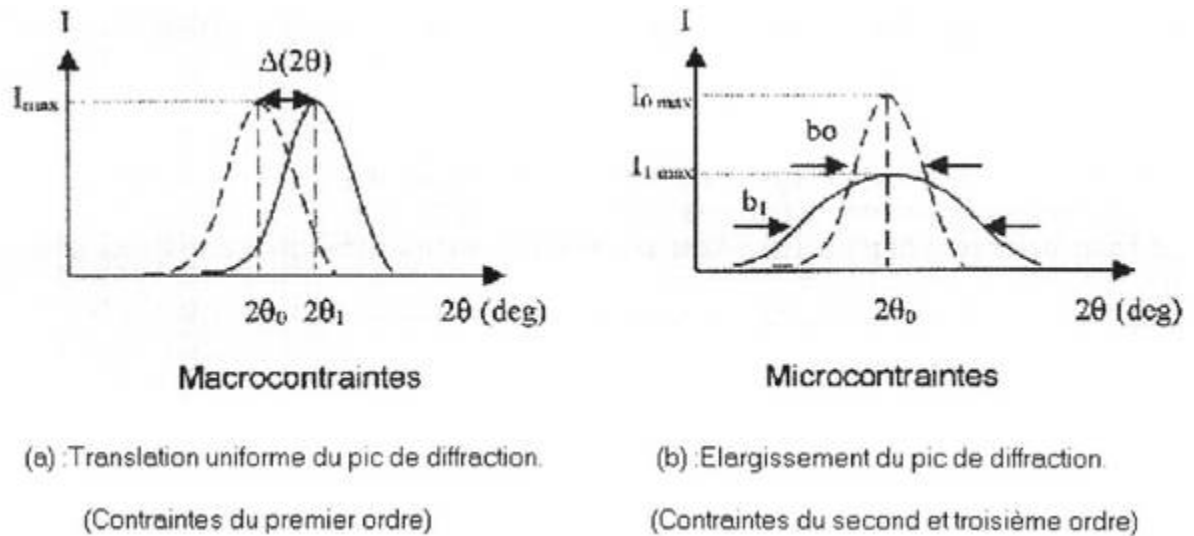
3.4.1 Les différents ordres de contraintes [Mae]

Les contraintes résiduelles sont la superposition de 3 types de contraintes que l'on appelle du 1^{er}, 2^{ème} et 3^{ème} ordre.

Les contraintes du 1^{er} ordre sont celles qui s'appliquent à l'échelle d'un grand nombre de grains : ce sont les macro-contraintes. Elles correspondent à une déformation uniforme d'un ensemble de grains entraînant une variation globale des distances inter-réticulaires. Ceci se traduit au niveau de la diffraction des rayons X par un déplacement du pic de diffraction.

Les contraintes du 2^{ème} ordre s'appliquent à l'échelle du grain, celles du 3^{ème} ordre à l'échelle de quelques distances interatomiques. Dans le cas de grain suffisamment petits, leurs effets sur la diffraction des rayons X peuvent être confondus ; ce sont les micro-contraintes, elles correspondent à une variation Δd autour d'une valeur moyenne d entraînant un élargissement du pic de diffraction qui peut être analysé sur le terme de microdéformations traduisant l'état de déformation plastique du matériau.

La figure 3.3 montre l'effet de la contrainte sur le pic de diffraction.



3.4.2 Principe de mesure des contraintes (La loi des $\sin^2\psi$) [Lam]

Le principe de la méthode est d'amener successivement les plans (hkl) orientés différemment (c'est-à-dire appartenant à des grains différents) en modifiant l'inclinaison de la pièce par rapport au faisceau X. Cette inclinaison est repérée par l'angle $\psi = (\mathbf{n}, \mathbf{d})$ définie sur les figures 3.4 et 3.5.

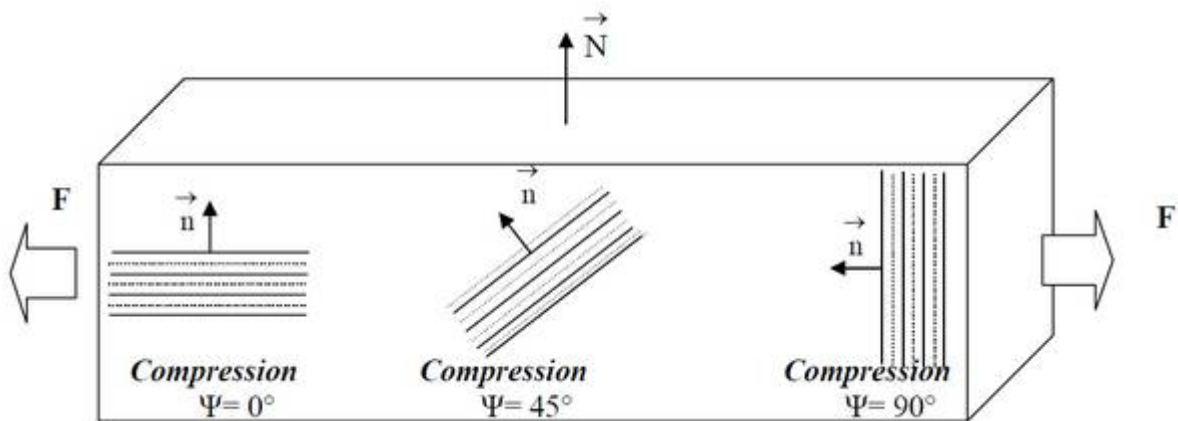


Figure 3.4 [Lam]: Exemple de la traction unidirectionnelle et la variation de l'angle ψ .

\mathbf{n} : Normale aux plans réticulaires.

F : Force appliquée.

Si le champ de contrainte est isotrope, deux positions ψ suffisent pour déterminer une contrainte. Un calcul complet du tenseur de contraintes anisotropes à la surface de la pièce est possible à l'aide de la loi des $\sin^2\psi$ mais nécessite l'augmentation du nombre d'exposition (ψ, ϕ). L'angle ϕ correspond à une rotation de l'échantillon sur lui-même. Seuls les matériaux poly-

crystallins sont analysables par cette méthode. Les figures 3.5 et 3.6 décrivent schématiquement les directions et rotations utiles pour comprendre la pratique de la méthode des $\sin^2\psi$ (en montage ψ).

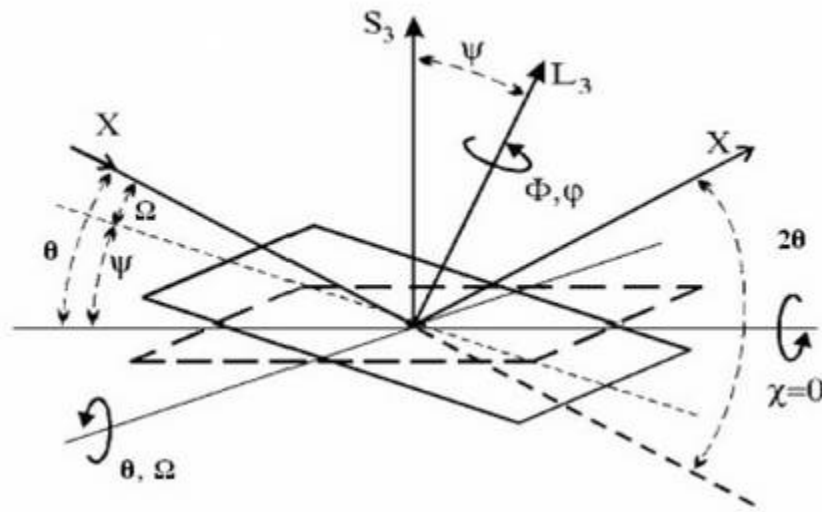


Figure 3.5 [Lam]: Schéma de principe du dispositif de diffraction X (montage ψ)

La distance inter-réticulaire (d) des plans (hkl) sur lesquels est effectuée la mesure de DRX est reliée à la position angulaire 2θ de la raie de diffraction par l'intermédiaire de la loi de Bragg. A partir des relations entre contraintes et déformations mesurées [STD] [SPR] :

$$d_{ii} = \frac{dd}{d} d_{ii} - \frac{d}{d} d_{ii} d_{dd} \quad (3-7)$$

Où $\delta_{ij} = 1$ si $i = j$ et $\delta_{ij} = 0$ si $i \neq j$. Ici on utilise la convention de sommation d'Einstein : dans un produit de tenseurs, on effectue une sommation sur tout indice répété. La déformation mesurée $\epsilon_{\phi\psi}$ selon la direction ϕ avec l'angle variable ψ s'exprime alors par:

$$d_{dd} = \frac{dd}{d} (d_{dd} ddd^d \Phi + d_{dd} ddd^d 2\Phi + d_{dd} ddd^d \Phi - d_{dd}) ddd^d \Psi + \frac{dd}{d} (d_{dd} ddd^d \Phi + d_{dd} ddd^d \Phi) ddd^d 2\Psi + \frac{dd}{d} d_{dd} - \frac{d}{d} (d_{dd} + d_{dd} + d_{dd}) \quad (3-8)$$

On note pour la suite :

$$\frac{d}{d} d_d = \frac{dd}{d} dd \quad d_d = -\frac{d}{d} \quad (3-9)$$

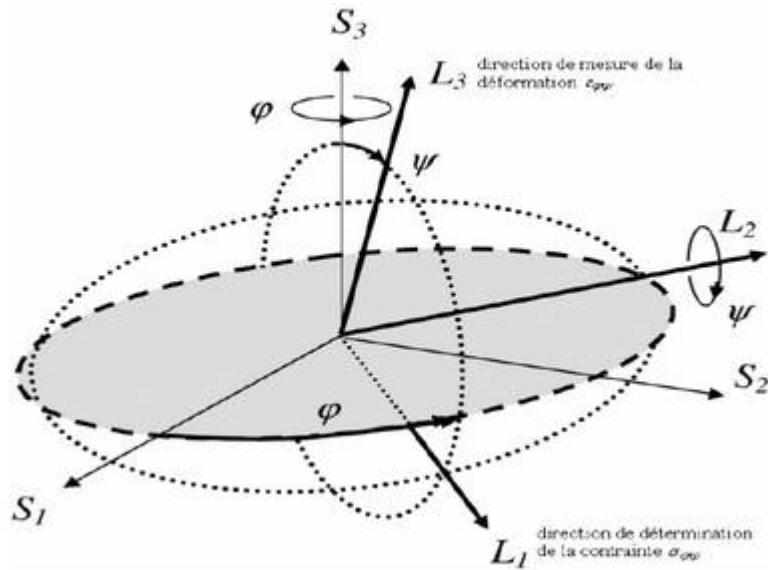


Figure 3.6 [Lam]: Définition du repère de mesure et angles ϕ et ψ .

Cette expression comprend trois termes : le 1er vecteur dépend de $\sin 2\psi$ (et de ϕ), il représente la contrainte normale dans la direction ϕ diminuée de σ_{33} , le 2ème est fonction de $\sin^2\psi$ (et de ϕ) et représente la contrainte de cisaillement selon la direction ϕ et le 3ème est indépendant de ψ (et de ϕ) et représente la trace du tenseur des contraintes.

Il est nécessaire de bien connaître la structure cristallographique de nos systèmes avant d'en déterminer les contraintes. Les figures de pôles nous permettent d'avoir une idée précise de l'orientation des grains dans les couches. La spectroscopie d'absorption X permet de déterminer le voisinage proche des atomes, et donc la structure du matériau sur une courte distance. Cette technique donne également des informations sur l'ordre régnant dans les multicouches.

3.5 Détermination de la texture par diffraction x (figures de pôles) [Fré] [Std]

Un solide cristallisé peut être considéré comme un ensemble de grains (assimilé en général à des monocristaux séparés par des joints), chaque grain possédant une orientation propre au sein du matériau.

Au cours des traitements thermomécaniques que subissent ces matériaux poly-cristallins, la déformation des grains est accompagnée d'une rotation de leur réseau cristallin vers un certain nombre d'orientations caractéristiques. La distribution de ces orientations n'étant en général pas aléatoire, nous sommes alors en présence d'une texture cristallographique. Cette texture est traditionnellement représentée par la Fonction de Densité des Orientations (F.D.O) $f(g)$. La détermination de $f(g)$ nécessite alors la résolution de relations analytiques la reliant à des données expérimentales telles que par exemple des figures de pôles ou des orientations individuelles.

3.5.1 Notion d'orientation : projection stéréographique et figures de pôles

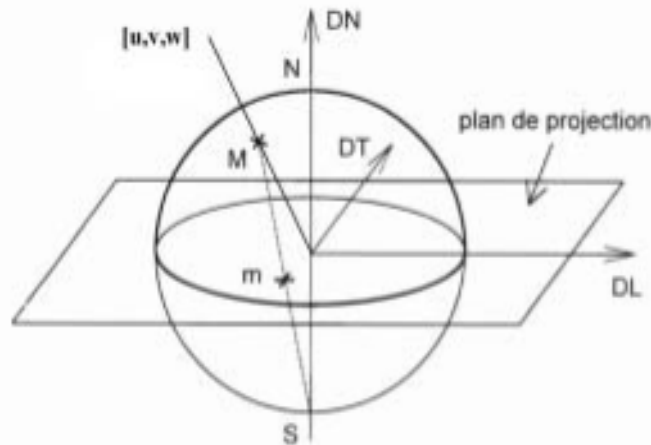


Figure 3.7 [Fré] : Principe de la projection stéréographique : Le point m (point d'intersection de la droite liant M au pôle sud de la sphère avec le plan de projection) est l'image de la direction $[uvw]$ par la projection stéréographique. Figure 3.1 [Fré]: Spectre de diffraction X de l'échantillon Ti-6,8Mo-4,5Fe-1,5Al.

La projection stéréographique (figure 3.7) permet de représenter par un point dans un espace à deux dimensions, une direction $[uvw]$ définie dans un espace à trois dimensions.

A l'échelle d'un échantillon poly-cristallin, la figure de pôles représente la densité de plans (hkl) d'une famille donnée dans une direction donnée y lorsque l'on prend comme plan de projection un repère lié à l'échantillon (le plan de laminage (DL, DT) par exemple).

3.5.2 La détermination expérimentale des figures de pôles

Pour déterminer cette densité de pôle, on utilise la diffraction des rayons X. On considère en effet que l'intensité diffractée dans un petit angle solide dy est directement proportionnelle au volume cristallin possédant l'orientation $h_i // y$, c'est-à-dire à la densité moyenne $P_{hkl}(y)$.

Pour réaliser cette mesure on utilise un goniomètre permettant de faire varier au moyen de plusieurs rotations (figure 3.8), l'orientation du substrat (l'échantillon) étudié de sorte que chaque direction choisie y macroscopique corresponde au vecteur de diffraction défini par la loi de Bragg.

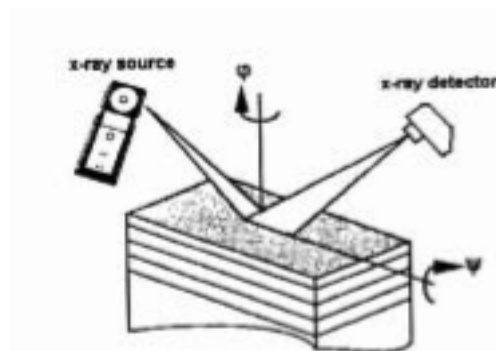


Figure 3.8 [Fré]: Représentation schématique du berceau d'Euler.

Le goniomètre de texture permet de servir de support à l'échantillon et d'animer celui-ci des mouvements nécessaires, d'une part à la sélection du couple θ - 2θ qui permet la diffraction par la famille de plans réticulaires (hkl) et d'autre part des mouvements de déclinaison (rotation d'angle Psi) et d'azimut (rotation d'angle Phi) permettant de faire diffracter les pôles (hkl) parallèles à la direction macroscopique y. Le compteur est placé horizontalement dans une direction faisant un angle 2θ par rapport au faisceau de rayons X incident et recueille le faisceau de RX diffracté par les plans réticulaires en position de Bragg. Pour chaque couple (Phi,Psi) le compteur détecte une intensité $I_{hi}(y)$ (nombre de coups par unité de temps) proportionnelle à la densité de pôles $\Phi(y)$. Les intensités diffractées correspondant aux pôles (hkl) peuvent être représentées par des lignes d'iso-densités sur la sphère des pôles ou sur le plan équatorial par projection stéréographique. La figure correspondante s'appelle figure de pôles. Sur une figure de pôles, chaque direction est alors ainsi décrite par les deux angles Phi et Psi.

3.5.3 Le calcul de la FDO (Fonction de densités d'orientation)

L'orientation d'un cristal peut être définie comme l'opération qui permet d'amener en coïncidence deux repères cartésiens K_A et K_B abstraction faite de toute translation.

Le repère macroscopique, noté K , est lié à la symétrie d'élaboration de l'échantillon. Dans le cas d'une tôle laminée par exemple, X_A est choisi parallèle à la direction de laminage (DL), Y_A parallèle à la direction transverse (DT), et Z_A dans la direction normale (DN) au plan de la tôle.

Le repère microscopique noté K_B est lié au réseau cristallin. Le choix de ce repère n'est pas unique et dépend de la symétrie cristalline considérée. Les axes étant en règle générale choisis parallèlement aux directions cristallographiques caractéristiques de la symétrie cristalline [100], [010], [001].

Cette opération se réduit à une opération de rotation, noté g , qui mène le repère macroscopique, K_A sur le repère microscopique K_B (figure 3.9) : $K_A \rightarrow K_B$

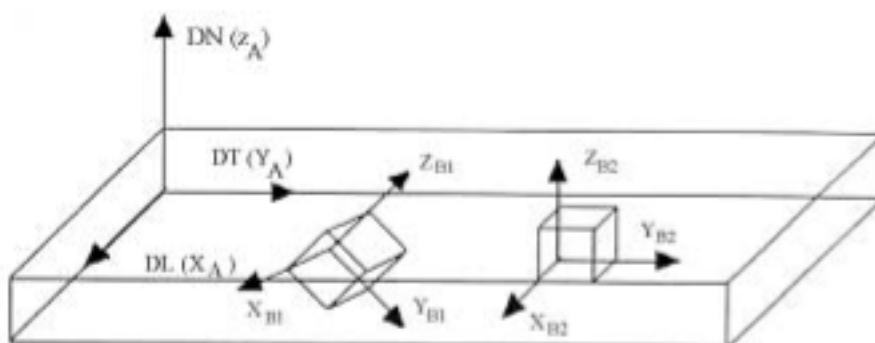


Figure 3.9 [Fré]: Définition des différents repères (micro.et macro.) considérés

De manière conventionnelle, la rotation g peut être caractérisée par trois angles, les angles d'Euler, qui sont définis comme trois angles de rotation élémentaires autour d'axes privilégiés.

Ces trois angles sont définis comme suit :

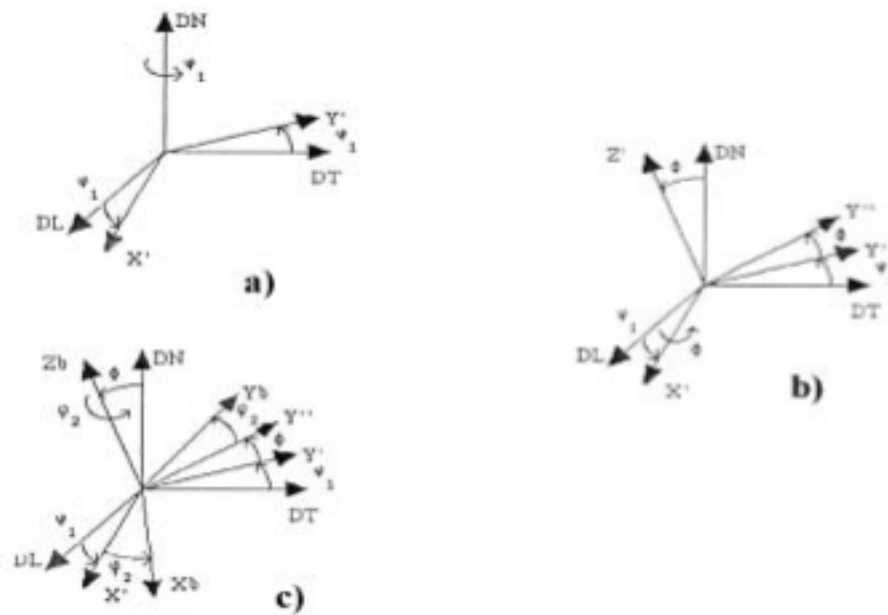


Figure 3.10 [Fré]: Schéma des 3 rotations caractérisant les angles d'Euler.

- Une première rotation φ_1 autour de l'axe DN du repère macroscopique ; cette rotation 1 mène K_A (X_A, Y_A, Z_A) en K' (X', Y', Z) (figure 3.10.a).
- Une seconde rotation d'angle ϕ autour de l'axe X' du premier repère intermédiaire K' ; cette rotation mène K' (X', Y', Z) en K'' (X'', Y'', Z') (figure 3.10.b).
- Une troisième et dernière rotation d'angle φ_2 autour de l'axe Z' du deuxième repère intermédiaire K'' : cette rotation mène K'' (X'', Y'', Z') en K_B (X_B, Y_B, Z_B) (figure 3.10.c).
- Par le triplet d'Euler $g = \{\varphi_1, \phi, \varphi_2\}$ avec $0 < \varphi_1 < 360^\circ$, $0^\circ < \phi < 360^\circ$, $0 < \varphi_2 < 360^\circ$. L'orientation du grain est alors figurée par un point représentatif dans l'espace des orientations ou espace d'Euler.

Sous forme matricielle, la matrice de changement de base $M(g)$ permettant de passer du

$$M(g) = \begin{pmatrix} c_1 c_2 - s_1 s_2 c & -s_2 c_1 - c_2 s_1 c & s_1 s \\ s_1 c_2 + s_2 c_1 c & -s_1 s_2 + c_1 c_2 c & -c_1 s \\ s_2 s & c_2 s & c \end{pmatrix} \quad \text{Avec :} \quad \begin{array}{ll} c = \cos \phi & s = \sin \phi \\ c_1 = \cos \varphi & s_1 = \sin \varphi \\ c_2 = \cos \varphi & s_2 = \sin \varphi \end{array}$$

repère K_A au repère K_B est définie par :

(3-11)

Sur ces bases, nous sommes alors capables de définir la FDO. La fonction de distribution des orientations $f(g)$ est donc une fonction (de nature statistique) donnant la densité volumique des cristallites possédant l'orientation g . Elle se définit par :

$$d(d) = \frac{dV}{dV} \quad (3-12)$$

Avec V le volume total considéré et dV le volume de cristallites possédant l'orientation g à dg près. $f(g).dg$ est donc la probabilité de rencontrer l'orientation g à dg près. La détermination de la fonction $f(g)$ permet de cette façon, une description quantitative complète de la texture cristallographique. Elle n'est en générale pas déterminée directement par l'expérience mais est calculée à partir des figures de pôles expérimentales.

A cet effet, plusieurs méthodes d'analyse ont successivement été développées :

- La méthode vectorielle, méthode discrète développée par Ruer et Baro [Rue] en 1976 et plus récemment par Matthies [Mat] et Schaeben [Sch] qui ont fait évoluer les méthodes discrètes
- La méthode harmonique introduite par Bunge [Bun] et Roe [Roe] dans laquelle la fonction de densité des orientations est développée en série sur la base des fonctions harmoniques sphériques généralisées.

La FDO est alors en général représentée par des courbes de niveau (d'iso-densité) dans des coupes ou sections de l'espace d'Euler (figure 3.13).

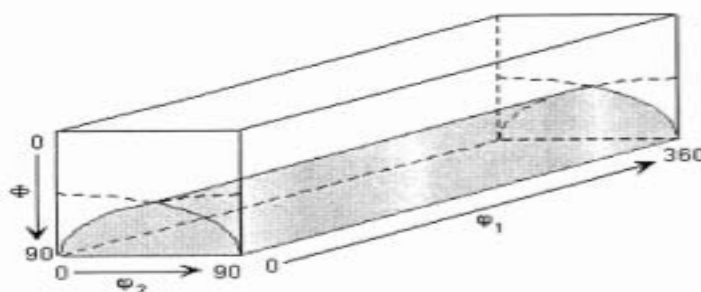


Figure 3.13 [Fré]: Représentation conventionnelle de l'espace d'Euler.

3.6 Examen des résultats [Saint]

3.6.1 Examen visuel des pics

Dans la pratique, les pics sont souvent qualifiés par les expérimentateurs par des adjectifs tels que “beau” ou “moche”, voire même par des expressions du type “ce pic a une sale g...”. Pour peu scientifiques qu’elles soient, ces expressions recouvrent une vérification visuelle de la forme des pics permettant une intervention rapide sur la mesure pour optimiser les conditions d’acquisition avant même qu’elle soit terminée (choix du collimateur, du temps de comptage ou des oscillations). Différents problèmes pouvant n effet intervenir:

- Pic de forme irrégulière (taille de grain) : augmenter les oscillations et/ou la surface irradiée.
- Pic trop large (écrouissage) : choisir un autre pic, utiliser une méthode de localisation adaptée moins sensible à la détermination du bruit de fond (barycentre centré, par exemple).
- Pic trop fin (rare) : augmenter la résolution en reculant le détecteur.
- Pic dissymétrique : peu gênant dans la mesure où la dissymétrie ne varie pas avec l’angle Ψ .
- Pic trop peu intense (texture) : augmenter le temps de comptage et/ou la puissance du générateur.
- Pic inexistant (texture très forte) : utiliser plusieurs raies de diffraction.
- Pic trop intense (matériau recristallisé, monocristal) (rare) : atténuer le faisceau soit par des filtres, soit en réduisant la puissance du générateur pour éviter d’éventuelle saturation ou détérioration du détecteur.
- Pic superposé à un autre pic (ferrite eutectoïde et ferrite proeutectoïde par exemple) : l’information obtenue est une moyenne sur les deux phases.
- Pic partiellement superposé à un autre pic (multi-phasage) : utiliser une méthode de traitement adaptée (dé-convolution des pics).
- Bruit de fond trop important : améliorer la sélection en énergie.
- Bruit de fond mal défini (pic large) : travailler sur des raies plus basses en 2Θ , rapprocher le détecteur.

3.6.2 Visualisation des résultats de traitement des pics

Dans certains cas de mesures difficiles, il peut être intéressant de visualiser le résultat du traitement de localisation des pics (soustraction du bruit de fond, position) afin de vérifier si le traitement par le logiciel s’est bien déroulé. Ceci permet d’éviter que le traitement converge sur une oscillation statistique ou sur un défaut de linéarité du détecteur.

3.6.3 Examen des incertitudes

Le premier test de la validité d’une mesure est donné par l’incertitude sur la composante de contrainte déterminée. Une forte incertitude peut provenir:

- d'un temps d'acquisition insuffisant.
- d'une dispersion statistique insensible au temps d'acquisition des valeurs autour de la courbe moyenne lié à un problème de taille de grain.
- d'une non linéarité (ou forme non elliptique) de la courbe.

3.6.4 Examen de la courbe $2\Theta = f(\sin^2\Psi)$

Il arrive que la courbe 2Θ en fonction du $\sin^2\Psi$ ne conforme pas au modèle linéaire ou elliptique. Ceci peut être une indication de la présence de texture cristallographique (courbe “en serpent”) ou de gradient de contrainte et/ou de composition (courbe parabolique). Si de fortes dispersions statistiques ne disparaissent pas lorsqu'on refait la mesure, cela peut être le fait de problèmes de taille de grain (pics intenses et déformés). Un effet de taille de grain peut bien sûr être superposé à un effet de texture et/ou de gradient.

3.6.5 Examen des intensités de pics

L'intensité des pics diminue en général régulièrement avec l'angle Ψ . Toutefois, une évolution de l'intensité peut traduire la présence d'une texture cristallographique. On admet toutefois, qu'un rapport de 2 entre l'intensité maximale et l'intensité minimale n'est pas significatif d'une texture car il est très difficile d'obtenir une intensité constante, même sur un échantillon isotrope (imperfection des corrections d'absorption, dé-focalisation...).

3.6.6 Examen des largeurs de pics

Du fait des effets de dé-focalisation, la largeur des pics de diffraction a tendance à augmenter avec l'angle Ψ (ceci peut être vérifié facilement sur une poudre recuite). Cependant, des variations importantes et chaotiques des largeurs de pic peuvent être le symptôme d'effets de taille de grain. Ceci peut être confirmé par une évolution chaotique des intensités et par un examen visuel des formes de pics. Une évolution régulière de la largeur peut être le fait d'une texture cristallographique, l'évolution des intensités étant généralement opposée.

Ces différents effets sont cependant peu dangereux car ils sont visibles sur les courbes de 2Θ , de l'intensité et de la largeur de corde. Toutefois, il est nécessaire de prendre garde aux effets qui ne se traduisent pas dans la valeur de l'incertitude obtenue par le résidu de la régression des moindres carrés mais par une erreur systématique: décalage de l'origine du mouvement Ψ ou Φ , certains cas de texture, courbure de la surface de l'échantillon, bi-phasage... Ces effets doivent être pris en compte par un réglage rigoureux de l'appareillage et une analyse soignée de la mesure.

Chapter 4

*Travail
expérimental.*

4.1 Description générale

Le but principal de cette étude est d'apporter une idée sur le comportement des tôles élaborées par des procédures de mise en forme tels que l'emboutissage et le pliage, le phénomène qui va être traité est bien le retour élastique après déformation et enlèvement des pièces. Cela est fait à travers l'utilisation d'un essai d'étirage-pliage assuré par un dispositif réalisé au niveau de notre laboratoire figure 4.1 permettant de varier plusieurs paramètres tels que : l'effort de serrage sur l'éprouvette et le rayon de courbure de la matrice.

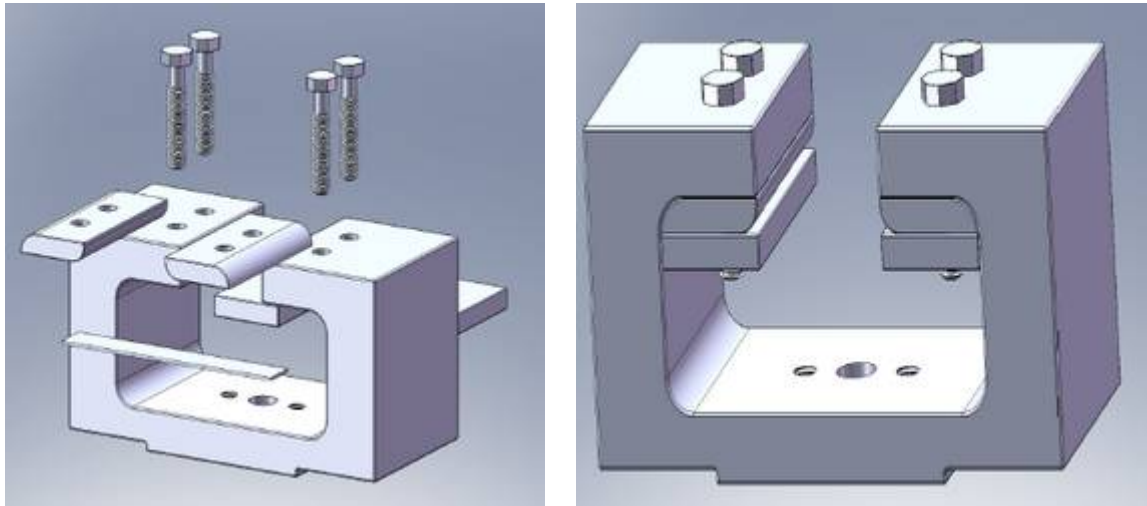


Figure 4.1 : Le dispositif expérimental.

L'évaluation du retour élastique va se faire au niveau de trois régions Δh , Δh_1 et l'angle du retour élastique α comme montré dans la figure 4.2.

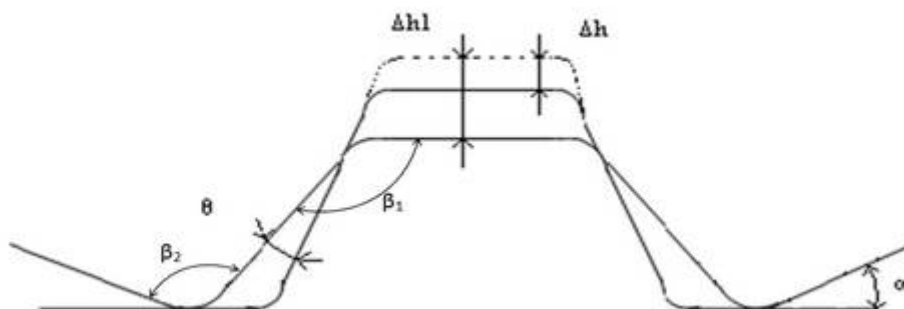


Figure 4.2 : Paramètres à évalués du retour élastique.

Les essais sont faits sur le dispositif d'étirage-pliage travaillant sur une machine de traction, le retour élastique est mesuré premièrement à l'aide d'un capteur de déplacement de type SOLARTON C35, après desserrage des boulant du dispositif et enlèvement de la pièce, le nouveau retour élastique est mesuré sur un projecteur de profile CARL ZEISS, la différence donne

la valeur utilisée dans l'évaluation avec l'autre paramètre qui est l'angle du retour élastique ainsi mesuré sur le même projecteur.

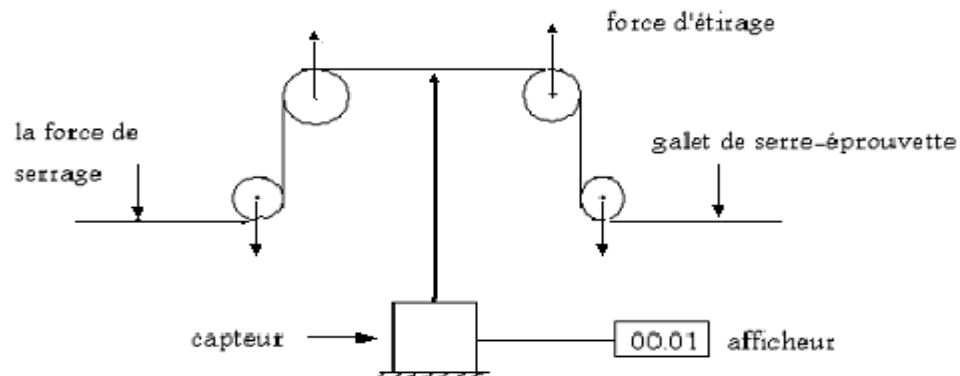


Figure 4.3 : Schéma du principe de mesure de Δh_1 .

Différents essais ont été faits pour différents paramètres d'élaborations tels que la forces de serrage, le rayon de courbure, la profondeur d'étirage ; et des paramètres du matériau visant l'anisotropie et l'effet du recuit sur notre élaboration. L'effet du frottement est négligé par l'utilisation d'un lubrifiant entre pièce et outillages. Les paramètres et conditions de travail sont comme citées dans le tableau 4.1.

<u>Paramètres</u>	<u>Valeurs</u>
Rayons de courbure de la matrice R_2	5, 8 [mm]
Rayon de courbure du poinçon R_1	4 [mm]
Vitesse de déplacement	3 mm/min
La température	ambiante
L'épaisseur de la tôle	0.8, 1.6 [mm]
L'espace entre le poinçon et la matrice	5 [mm]
La force de serrage	0, 3, 5, 9, 13, 19 Nm
Direction de laminage	0°, 45°, 90°.
Nature des tôles	Titane, Acier, Aluminium.

Tableau 4.1 : Les différents paramètres et conditions de travail.

4.2 Elaboration du procédé d'étirage-plier

Tout au long de la démarche de ce travail expérimental les paramètres du retour élastique vont être fonction de la force de serrage et la profondeur d'étirage, l'influence de ces deux paramètres va être ainsi prise en compte.

Nous allons voir la différence entre un essai continu et un essai discontinu ainsi que l'effet de l'anisotropie pour des tôles en titane, et l'influence du rayon de courbure de la matrice, et leurs comportements vis-à-vis des traitements de recuit, cela est fait pour les tôles en acier et en aluminium.

4.2.1 Les essais continus et discontinus

Les graphes qui seront présentés en-dessous donnent la variation du retour élastique (Δh_1 , Δh , α) en fonction de la profondeur (jusqu'à 14mm) et de l'effort de serrage qui prendra comme valeurs 0, 3, 5, 9, 13, 19Nm. Les essais seront discontinus avec un pas de 2mm.

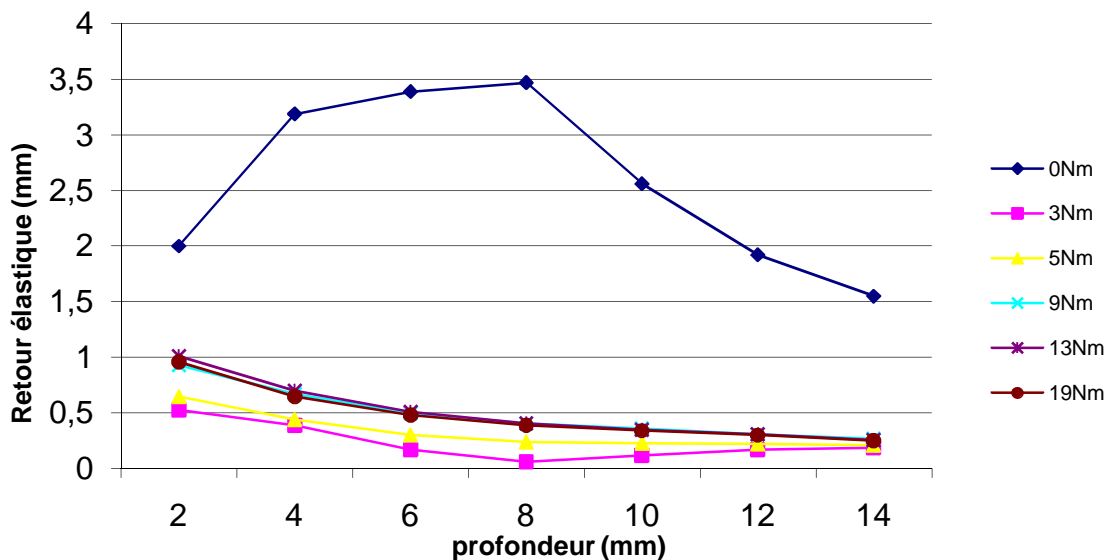


Figure 4.4: retour élastique Δh_1 en fonction de l'effort de serrage, essais discontinus.

La figure 4.4 montre bien l'effet de la force de serrage sur le retour élastique exprimé par le Δh_1 . Pour un effort nul le Δh_1 atteint ses valeurs maximum, il augmente progressivement pour des profondeurs inférieures à 8mm puis, sa valeur diminue pour les grandes profondeurs, ce qui n'est pas le cas en appliquant des forces pour serrer les bords de l'éprouvette.

Pour des valeurs dépassant 3KN, Δh_1 augmente progressivement avec l'augmentation du serrage, il atteint ses valeurs max pour les petites profondeurs et prend des valeurs stationnaires au fur et à mesure qu'on augmente la profondeur d'étirage.

Après enlèvement de la pièce, la valeur du retour élastique a été de nouveau évaluée par les deux paramètres Δh et l'angle α ,

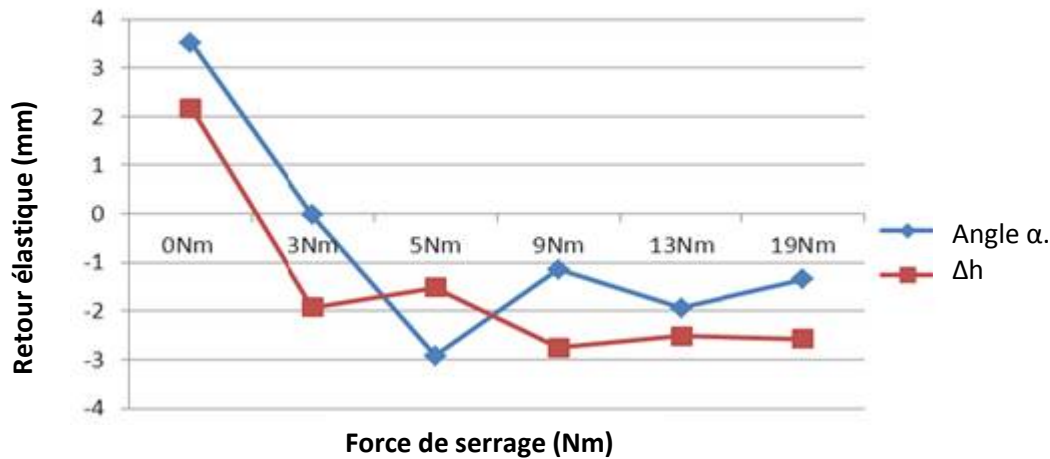


Figure 4.5 : Paramètres finals du retour élastique en fonction de la force de serrage, essais discontinus.

De la figure 4.5, le retour Δh est positif pour un effort de serrage nul, et négatif pour les différentes valeurs d'efforts, mais on remarque les valeurs min du retour dans l'intervalle (3-5Nm).

La mesure puis le calcul de la valeur moyenne des deux côtés de l'angle du retour a donné les résultats de la figure 4.5. L'angle est très grand pour l'effort nul et pratiquement négligeable pour l'effort 3Nm et prend des valeurs fluctuantes pour le reste des forces de serrage.

Les allures des deux derniers paramètres (Δh , α) ne sont pas bien déterminées, et présentent un comportement arbitraire des tôles après l'enlèvement des éprouvettes, ce qui n'est pas le cas pour le premier paramètre Δh_1 , (les courbes présentent des allures compréhensible).

L'effet de la force de serrage et des profondeurs sur le retour élastique Δh_1 peut être expliqué par deux hypothèses; l'état de la tôle, si elle est sous tension : on remarque une augmentation du retour élastique ce qui est le cas pour les grandes forces de serrages. La deuxième est la relation entre la courbure réelle de la tôle et la courbure de la matrice, pour les petites profondeurs d'étirage la tôle ne suit pas correctement la courbure de la matrice, c'est-à-dire le rayon de courbure réel de la tôle dépasse celui de la matrice. Dans ce cas la déformation sur les surfaces extérieures est faible, où la déformation élastique prend la grande part, ce qui montre un grand retour élastique qui diminue pour les profondeurs plus élevées.

Pour l'effort nul, la tôle n'est pas sous tension donc la tôle prend du temps pour suivre la courbure de la matrice, donc le retour élastique continu à augmenter jusqu'à une telle profondeur (notre cas: 8mm) ou les régions en contact avec la matrice suivent sa courbure et provoquent une diminution du retour élastique.

Après une comparaison des résultats des figures 4.4 et 4.5, on peut estimer qu'après l'essai d'étirage une petite part de l'énergie emmagasinée dans la tôle provoque le retour illustré dans la figure 4.4, avec des valeurs bien déterminées. Mais après desserrage toute l'énergie emmagasinée sera transmise sous forme du retour élastique, plusieurs facteurs peuvent intervenir lors de la répartition de cette énergie au niveau de la pièce.

Le desserrage des vis des deux côtés doit être synchrone, ainsi qu'un mal positionnement de l'éprouvette dans le dispositif risque de créer ou amplifier le problème, et pour bien englober le sujet, il faut prendre en compte l'effet de la texture des tôles (anisotropie et défauts cristallins, ainsi que les contraintes internes résiduelles venant du procédé de laminage).

Essais continus :

Les graphes qui seront présentés en-dessous donnent la variation du retour élastique en fonction de la profondeur variant de 4mm à 14mm comme profondeur maximale de déformation. Cela sera pour des essais continus pour le même alliage de titane, on ne s'arrête d'étirer l'éprouvette jusqu'à l'obtention de la profondeur voulue, on a élaboré pour deux efforts de serrage 3Nm et 19Nm.

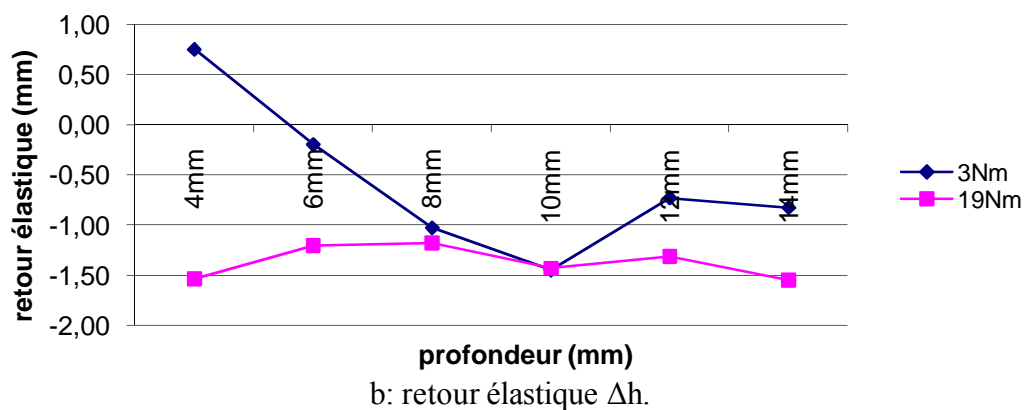
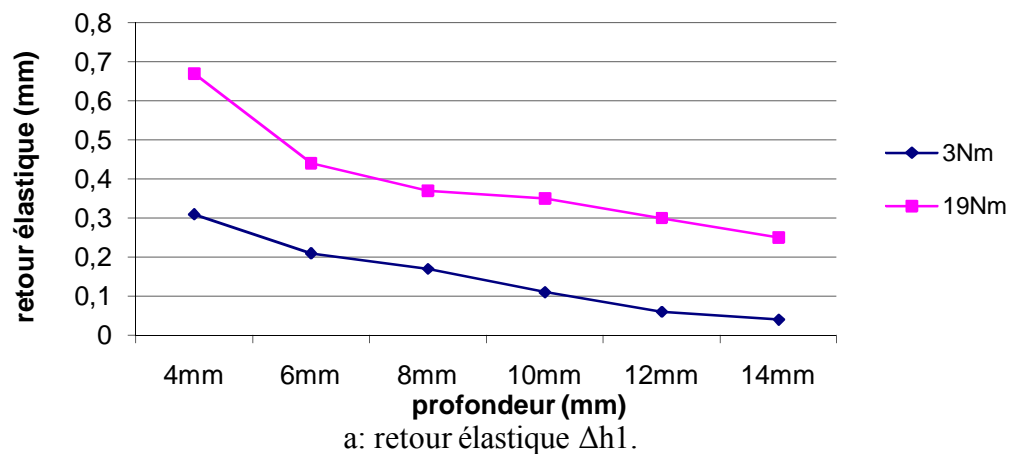


Figure 4.6 : retour élastique Δh , Δh_1 en fonction de la profondeur, essais continus.

Les courbes de la figure 4.6 a, confondent bien avec les remarques et les interprétations tirées des essais discontinus décrits plus haut, le retour élastique Δh_1 est plus élevé pour des forces de serrage plus grandes, mais la figure 4.6 b montre que le retour final Δh diminue pour les grandes forces de serrages qui provoque des contraintes de compression après enlèvement des pièces ce qui décroît le retour élastique. Les travaux de Papeleux L, Ponthot JP [Pap], Samuel M [Sam], Hong Seok Kim, Muammer Koc [Hong] ont permis de voir l'effet de la force serrage et de donner une explication appropriée, les résultats de ces travaux coïncident bien avec les nôtres.

Pour les grandes profondeurs le retour Δh_1 ne tend pas vers une valeur stationnaire, et ne prend ses valeurs minimales que pour de grandes profondeurs. Cela peut être dû à l'état écroui des pièces soumises à un essai discontinu, impliquant une rigidité qui va imposer un retour minimum et stationnaire pour les grandes profondeurs d'étirage.

Donc d'après ces résultats, on peut dire que, travailler sur des procédés de mise en forme avec des charges discontinues diminue le retour élastique par rapport au cas des charges continues.

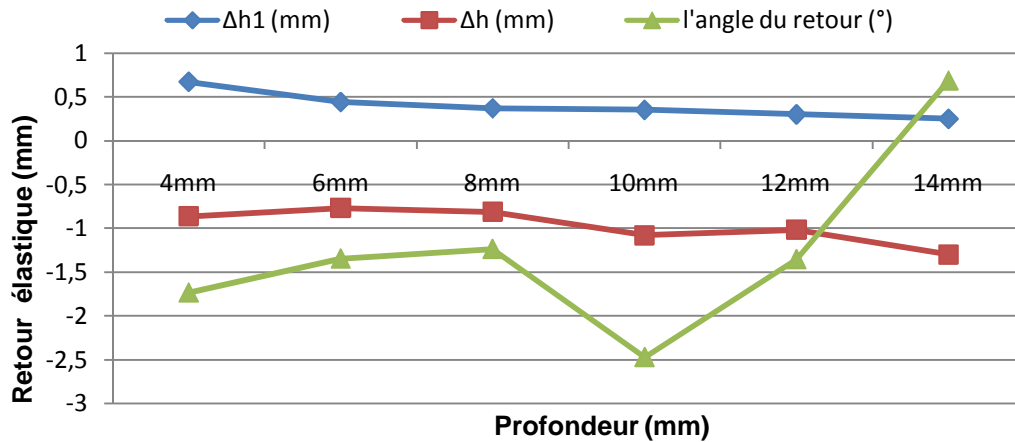
Pour bien maîtriser le comportement des tôles vis à vis les déformations continues et discontinues et de confirmer les résultats tirés du travail courant, cela nécessite tout un travail numérique, et une modélisation de l'écrouissage ainsi que l'effet Bauschinger résultant des charges cycliques est indispensable pour faire un tel travail numérique.

Beaucoup de travaux traitant de tels problèmes ont été faits, ils proposent des modèles décrivant les différents comportements vis-à-vis les chargements cycliques.

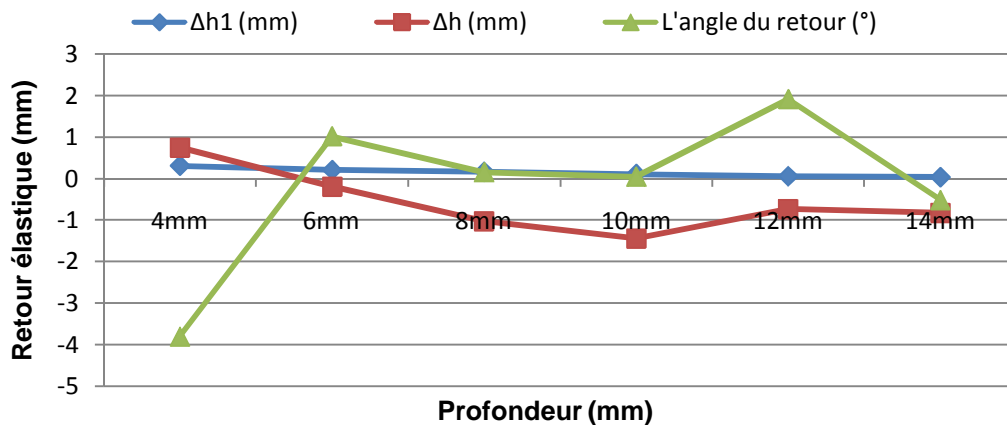
Gau JT, Kinzel GL [Gau], Chun BK, Jinn JT, Lee JK [Chun], Gau JT, Kinzel GL [Gau J], Mehmet Firata, Bilgin Kaftanoglu, Orhan Esercun [Mehm], ont travaillé sur la description de l'influence de l'effet Bauschinger dans les chargements cycliques, en proposant de nouveaux modèles d'écrouissage cinématique non-linéaire. Le problème de Benchmark a été utilisé pour la prédiction du retour élastique par Rahul K. Verma, A. Haldar [Rah], Mkaddem A, Saidane D [Mka], Papeleux L, Ponthot JP [Pap], Zhang Dongjuan, Cui Zhenshan, Ruan Xueyu, Li Yuqiang [Dong], ainsi les derniers auteurs [Dong] ont proposé un modèle d'écrouissage isotrope pour élaborer le comportement du matériau décrit par les critères de Barlat89, de Hill48, et le critère de Mises.

Concernant la profondeur d'étirage, plus elle est grande plus le retour élastique est faible, cela revient à la limite à la rupture qui est plus proche à atteindre pour les grandes profondeurs, introduisant une faible plasticité et un retour élastique minimale. Cela est confirmé par les travaux de Mkaddem A, Saidane D [Mka]

Donc, d'après ces résultats, on peut dire qu'une concordance entre les deux paramètres (profondeur et discontinuité des charges) donne une bonne solution pour avoir la forme optimale des pièces même pour de petites profondeurs.



a: Comparaison des paramètres, 19Nm.



b: Comparaison des paramètres, 3Nm.

Figure 4.7: Comparaison des paramètres pour essais continus.

Après enlèvement des pièces, le retour élastique est montré dans les figures 4.7 a, b. Pour cela, on ne peut que confirmer les résultats précédents, est qu'il y a plusieurs paramètres mis en jeux sur la détermination du retour élastique après desserrage et enlèvement des pièces puisqu'il est très difficile d'interpréter ou de comprendre de tels résultats.

4.2.3 Effet de l'anisotropie

Les éprouvettes ont été découpées suivant 3 directions de laminage 0° , 45° , et 90° dans le but de voir expérimentalement l'effet de l'anisotropie pour des essais continus et discontinus. Le retour élastique sera en fonction de la profondeur mesuré pour deux forces de serrage 3, 19Nm.

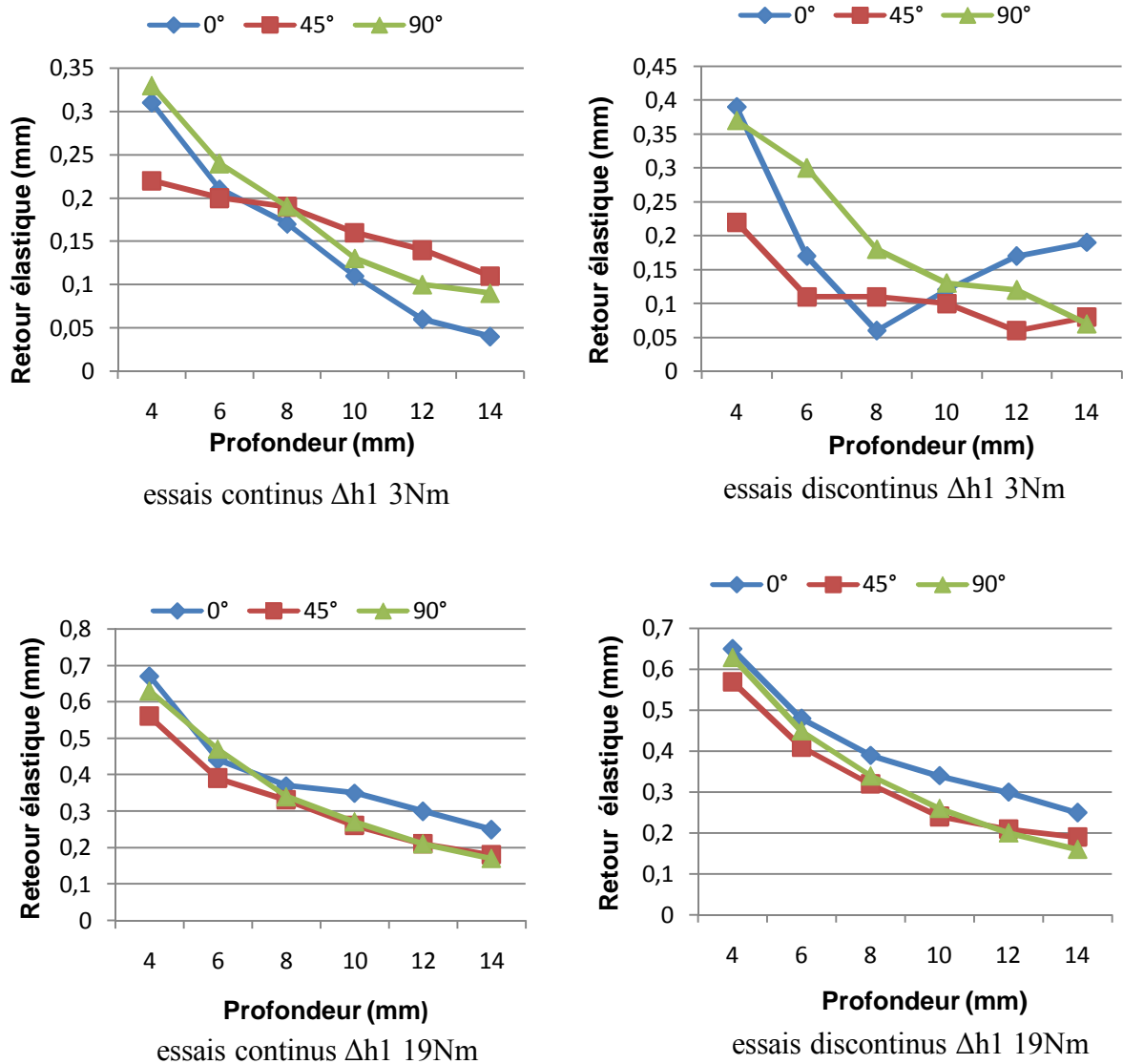


Figure 4.8 : Effet de l’anisotropie sur le retour élastique Δh1.

Il est bien clair que notre tôle en alliage de titane présente une anisotropie, elle présente une différence dans son comportement pour les trois directions de laminage. Pour les grandes forces de serrage une direction parallèle à la direction de laminage implique le plus grand retour, pour les deux autres directions pratiquement les mêmes valeurs sont remarquées pour des profondeurs élevées, mais pour un effort de serrage faible, les petites profondeurs donnent le retour le plus faible pour une direction de 45°.

Concernant les faibles serrages pour les essais continus, la direction de 0° donne le retour le plus faible suivit par l’angle de 90°, la direction de 45° présente deux comportements, pour des petites profondeurs on a le plus petit retour élastique et il est maximum pour les grandes profondeurs. Les essais discontinus montrent que la stabilisation du retour élastique vis-à-vis la profondeur est plus significative pour l’angle de 45°.

Donc on peut dire que des tôles laminées avec un angle de 45° suivent bien les lois d'écroissage et présentent un état écroui bien déterminé par rapport aux autres directions.

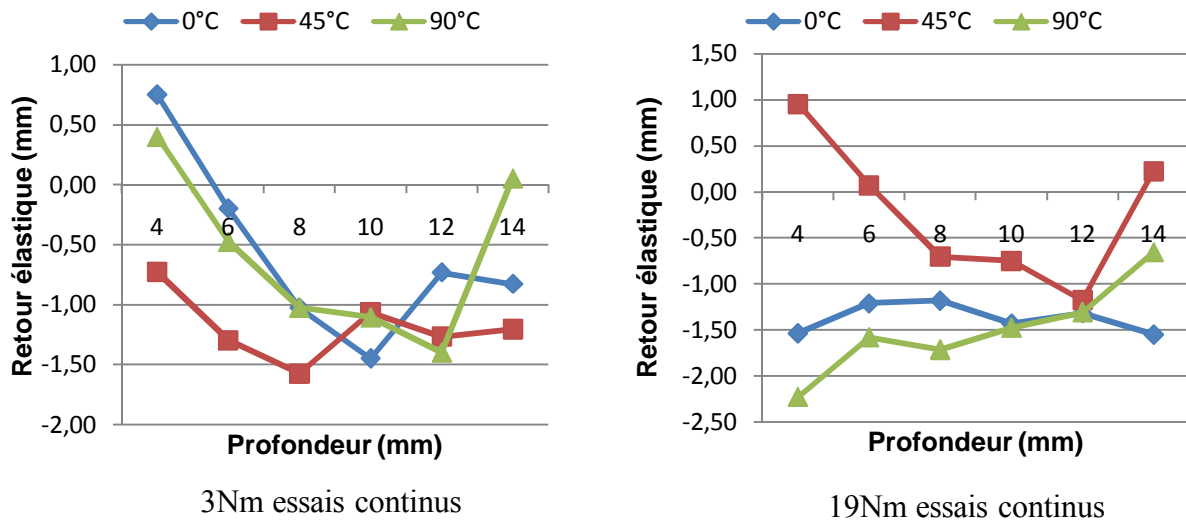


Figure 4.9 : Effet de l'anisotropie sur le retour élastique Δh .

Les figures 4.9 donnent le retour Δh . Comme pour les cas précédant l'enlèvement des pièces engendre un comportement aléatoire, mais on peut quand même retirer que la direction suivant 45° prend les petites valeurs pour un faible serrage et les valeurs maximales pour les grands serrages. La direction suivant l'angle de 90° présente toujours un retour élastique minimum.

Afin d'avoir une bonne prédiction du retour élastique, on doit faire une modélisation du comportement des tôles pour des charges cycliques (décrit précédemment 4.2.1), ainsi que leurs états de textures. Plusieurs auteurs ont proposé des modèles tenant en compte l'anisotropie des matériaux. Mkaddem A, Saidane D [Mka] ont étudié le retour élastique en utilisant des approches expérimentales et théoriques pour différentes directions de laminage, ils ont obtenu un grand retour élastique pour une direction parallèle à la direction de laminage ce qui coïncide avec notre travail, pour le cas des grandes forces de serrage, Samuel M [Sam], a proposé un modèle prenant en considération la valeur de l'anisotropie normale, et il a trouvé que le retour élastique augmente pour les grandes valeurs de l'anisotropie normale, ou pour une diminution de l'exposant d'écroissage. Rahul K. Verma, A. Haldar [Rah] ont prédit l'effet de l'anisotropie sur le retour élastique en utilisant l'analyse par éléments finis pour le problème de référence de Numisheet. Et ils ont montré qu'une grande anisotropie n'est pas bonne pour le retour élastique. Cependant, ils ont trouvé qu'il n'y a pas d'accord avec la prédiction du modèle analytique pour une anisotropie normale inférieure à 1 où le retour élastique prend ces valeurs maximales.

En résumé, qu'une anisotropie élevée implique une formabilité meilleure [Rah], mais un retour élastique plus important ce qui est néfaste dans la mise en forme. Cependant une anisotropie normale inférieure à 1 provoque aussi l'augmentation du retour élastique. Donc, les modèles qui seront proposés doivent être d'une valeur d'anisotropie vérifiant une bonne formabilité durant et après la mise en forme.

4.2.2 Effet du rayon de la matrice

Pour les essais précédents le rayon de la matrice a été fixé à 5mm. Afin de voir son effet sur le retour élastique, on a utilisé une comparaison avec des essais faits par un rayon de 8mm, des essais continus jusqu'à une profondeur de 12mm, cela est pour éviter l'effet de l'écroutissage, alors la variation va être fonction de l'effort de serrage. Les tôles sont en acier et en aluminium d'une épaisseur de 1.6, 0.8 mm successivement.

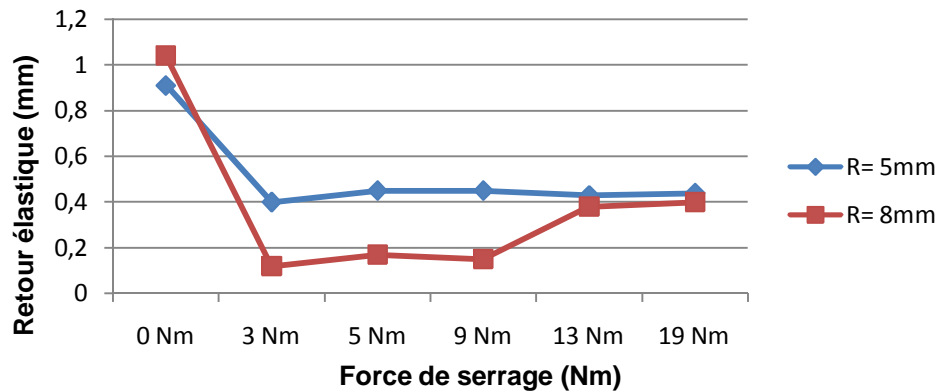


Figure 4.10: Effet du rayon de la matrice pour l'acier.
Evaluation du Δh_1 .

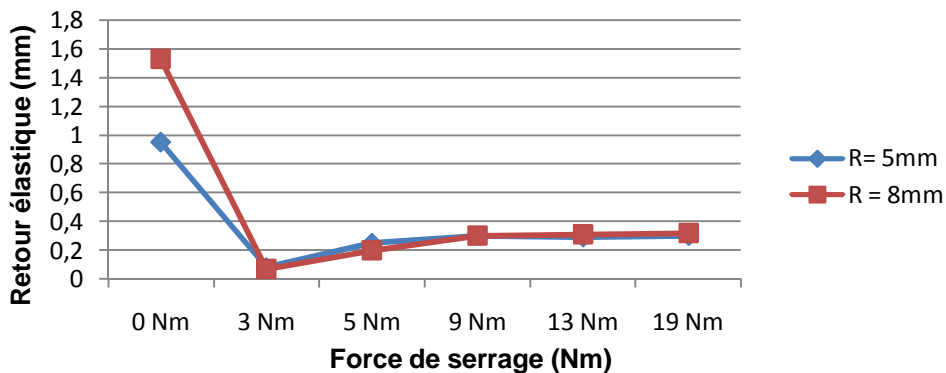


Figure 4.11: Effet du rayon de la matrice pour l'aluminium.
Evaluation du Δh_1 .

Les deux matériaux présentent le même comportement pour un effort de serrage nul, un rayon plus grand donne un retour plus intéressant, pour des essais avec serrage, le cas de l'acier : on voit une différence remarquable jusqu'à les grandes forces de serrage ou les valeurs du retour sont plus proches, c'est le cas des rayons les plus petits qui donnent un grand retour contrairement

au serrage nul; l'aluminium ne présente pratiquement aucune différence pour ce paramètre (Δh_1), les résultats sont tous proches pour toutes les forces de serrage.

Un effort de serrage nul conduit à un comportement en flexion des parties courbées de la tôle, un effort de serrage provoque une domination de la tension (voir plus haut 4.2.1), donc plus l'interaction pièce-courbure de la matrice est grande plus la flexion est plus dominante, impliquant un retour élastique plus grand figure 4.10, 4.11 le cas de $BHF=0Nm$.

Bien sûr pour une tension dominante (cas des serrages), le rayon va influencer inversement sur le retour élastique.

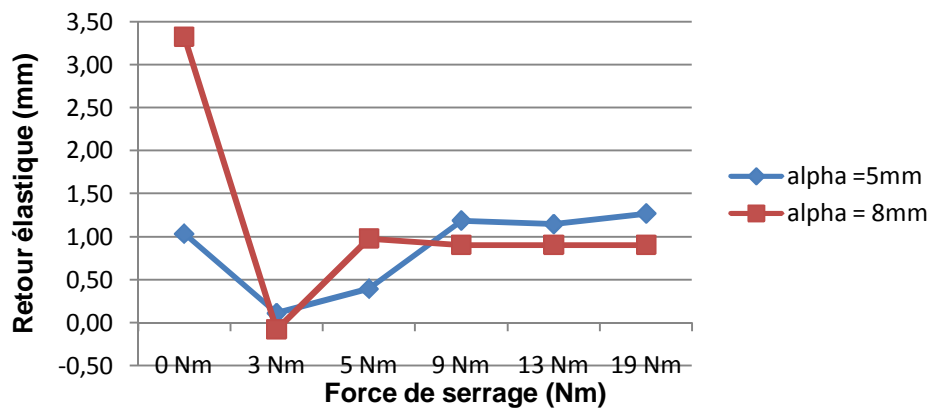


Figure 4.12: Effet du rayon de la matrice pour l'acier
Evaluation du Δh .

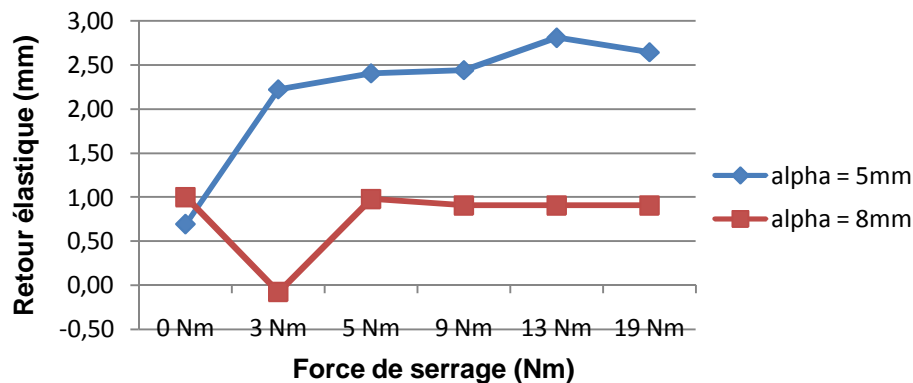


Figure 4.13: Effet du rayon de la matrice pour l'aluminium
Evaluation du Δh .

La comparaison des résultats obtenus pour l'acier et ceux pour l'aluminium confirme mieux cette interprétation, l'aluminium qui est le matériau le plus ductile, la tôle va suivre correctement la surface courbée de la matrice, donc le retour Δh_1 ne présente pas une différence significative mais le retour final Δh (Figure 4.12, 4.13) figure un grand retour pour le rayon le plus petit. La tension presque parfaitement emmagasinée a causé le grand retour élastique après

enlèvement de la pièce. De la même manière la tôle s'est comportée pour le matériau le moins ductile (l'acier), mais d'une ampleur moins significative.

Ces essais ont montré que la caractérisation des propriétés du matériau utilisé est essentielle pour le choix de celles d'outillage, Un grand rayon de la matrice est conseillé surtout pour les matériaux ayant une ductilité importante, parce qu'un petit rayon résulte un grand retour élastique après enlèvement des pièces, ce qui déforme la forme finale des pièces, et c'est un cas à éviter dans les procédés de mise en forme.

Pour des essais de pliage il a été prouvé que l'effet du rayon est proportionnel sur le retour élastique et ces l'inverse pour des pliages en U, ces résultats ont été présentés par Mkaddem A, SaidaneD [Mka], d'autre auteurs Samuel M [Sam], Rahul K. Verma, A. Haldar [Rah] ont montré l'effet du rayon de la matrice et tous se coïncident bien avec les courbes obtenues dans notre travail.

4.2.4 Effet du traitement de recuit

Pour avoir de bons résultats, il fallait procéder d'un recuit approprié pour chaque alliage.

Cas de l'acier :

Matériau	Fe	C	Si	Mn	Cr	Ni	Al
%	99.29	0.0231	0.02	0.482	0.0119	0.0076	0.0605
Matériau	Cu	Nb	Ti	W	Sn	As	N
%	0.0508	0.00376	0.00058	0.0002	0.00005	0.0005	>0.06

Tableau 4.2 : La composition chimique de l'acier.

D'après la composition chimique, c'est un acier doux fortement allié donc on va faire un recuit de recristallisation où la température de recuit doit être comprise entre 600-800°C. On a choisi 700°C.

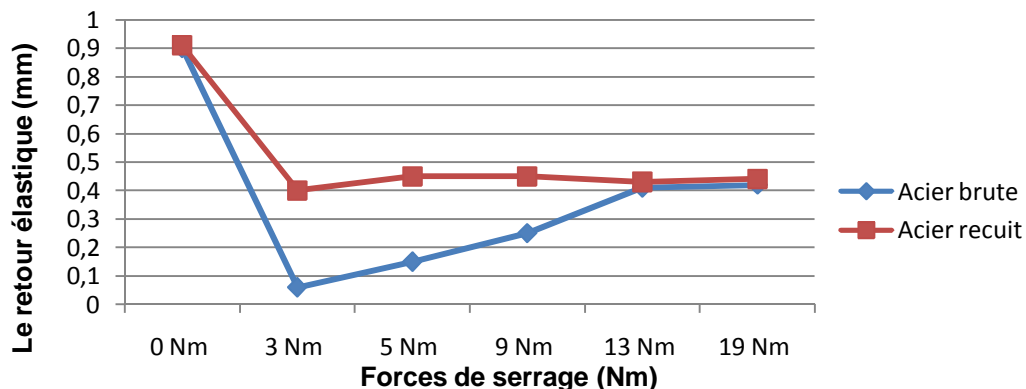


Figure 4.14 : Le retour élastique Δl pour éprouvettes brute et recuite en acier.

Pour l'aluminium :

Matériau	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
%	0.401	0.375	0.161	0.162	0.664	0.223	0.018
Matériau	Cr	Ni	Pb	Sn	Na	Al	
%	0.006	0.004	0.011	0.005	0.001	reste	

Tableau 4.3 : La composition chimique de l'aluminium.

On a un alliage de type 7000 (d'après la composition chimique), donc la température du recuit sera comprise entre 500, 540°C, les pièces refroidies jusqu'à une température de 160°C qu'on va maintenir 15h puis à l'air libre.

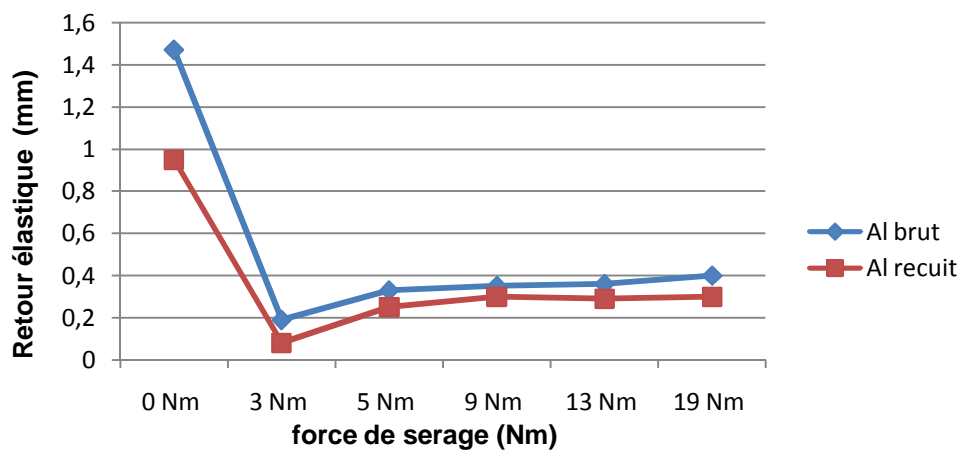


Figure 4.15 : retour élastique Δh_1 pour éprouvettes brutes et recuit en Al.

Les courbes donnent la variation de Δh_1 en fonction de la force de serrage, la comparaison peut être faite pour le comportement des tôles brutes et recuites, ainsi qu'entre les deux matériaux utilisés.

Le retour élastique est plus grand pour les éprouvettes d'acier recuites, ce qui est le contraire dans le cas des tôles en aluminium où le recuit a provoqué une légère diminution du retour élastique.

Pour expliquer cette différence remarquable entre le comportement des deux matériaux on a utilisé des essais de traction pour des éprouvettes brutes et recuites d'aciers et d'aluminiums à fin de voir la variation des propriétés des deux matériaux (limite élastique, limite à la rupture)

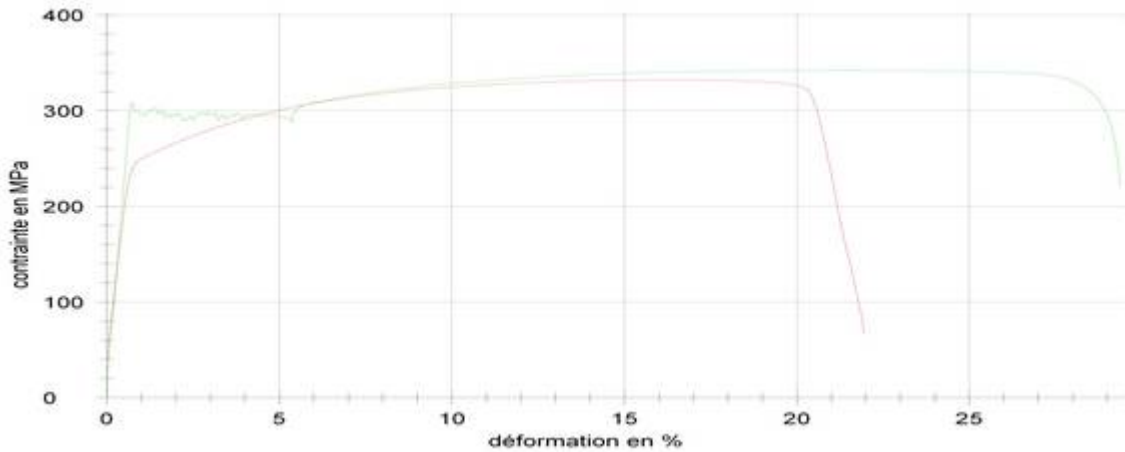


Figure 4.16 : essai de traction pour l'acier.

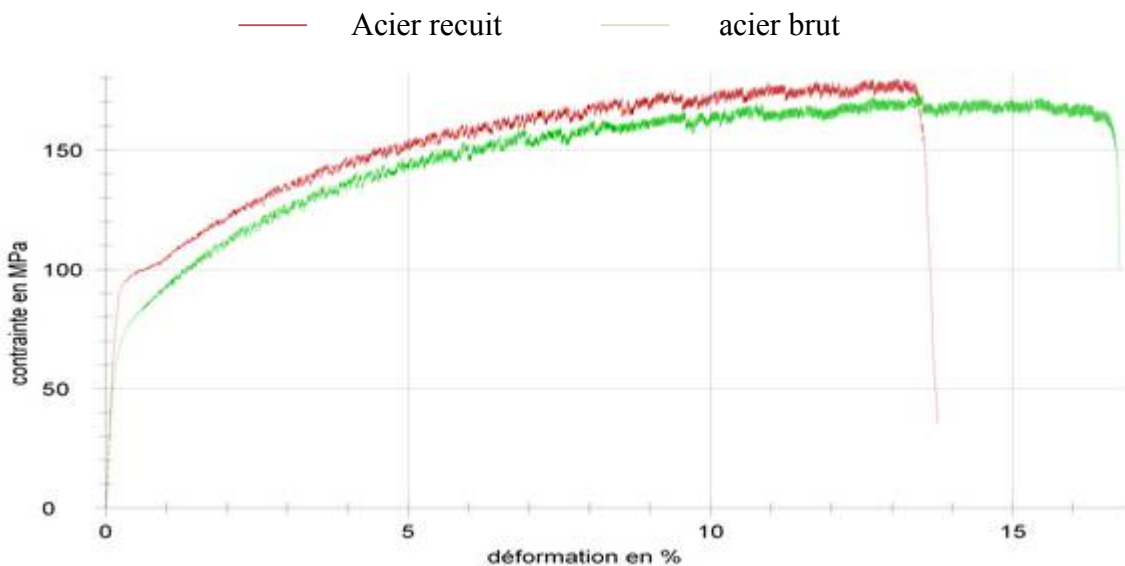


Figure 4.17 : essai de traction pour l'aluminium.

■ Aluminium recuit ■ Aluminium brut.

D'après les courbes de traction, une différence considérable est remarquée. Pour l'acier on voit une diminution des propriétés mécaniques (limite élastique et limite à la rupture), contrairement à l'aluminium.

Les essais de traction confirment bien que l'effet de la limite élastique et la limite à la rupture est inversement proportionnel sur le retour élastique. L'augmentation des propriétés mécaniques implique une augmentation de la ductilité des matériaux, ce qui résulte un grand retour élastique lors de la mise en forme. Le recuit de l'acier a fait décroître ses propriétés, donc en remarque un retour élastique important figure 4.14, 4.16. Contrairement au cas de l'aluminium, après recuit on a augmenté les propriétés et par conséquent on a diminué le retour élastique figure 4.15, 4.17.

La coïncidence de ces résultats avec ceux du retour élastique nous ramène à confirmer l'effet des propriétés mécaniques (limite élastique et limite à la rupture).

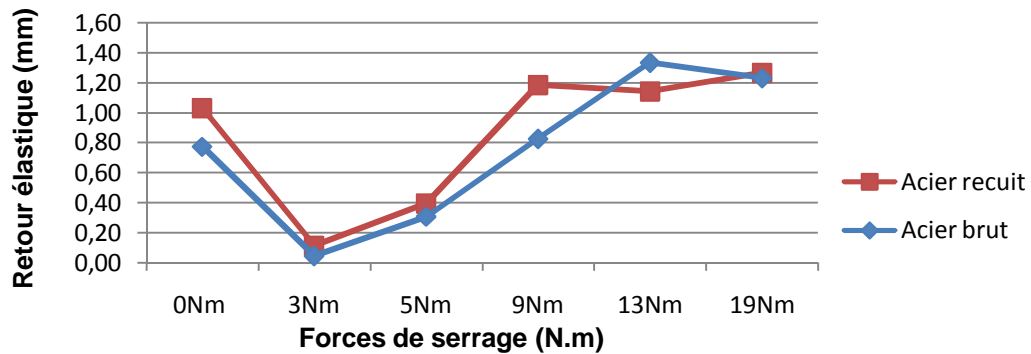


Figure 4.18: Le retour élastique Δh pour éprouvettes brutes et recuites en acier

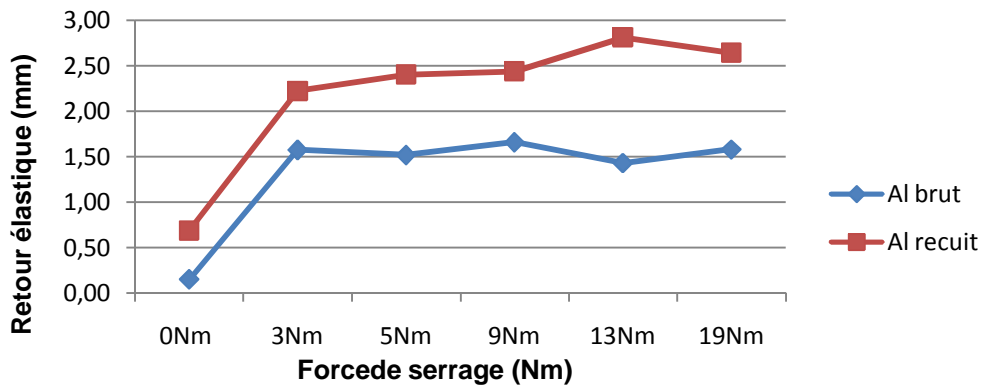


Figure 4.19: Le retour élastique Δh pour éprouvettes brutes et recuites en Al

Les figures 4.18, 4.19, donnent les valeurs du retour élastique final Δh pour les deux matériaux. On peut retirer deux choses de ces courbes ; que l'évaluation du Δh est comme décrite précédemment, difficile pour ces conditions de travail (beaucoup d'erreurs dans l'appareillage). La deuxième chose, nous n'avons pas trouvé les résultats suggérés, on a voulu par ces traitements la diminution des contraintes internes résiduelles dans les tôles pour maîtriser un peu leur comportement après enlèvement des pièces, et ce n'est pas le cas : comme le montre les deux dernières courbes qui présentent un grand retour élastique par rapport aux pièces brutes. Donc, et pour avoir des résultats optimaux, il faut bien maîtriser les traitements de recuits qui ne peuvent être que par une étude adéquate des alliages utilisés pour avoir le bon choix des conditions d'échauffement et de refroidissement lors du recuit.

4.3 Retour positif et négatif

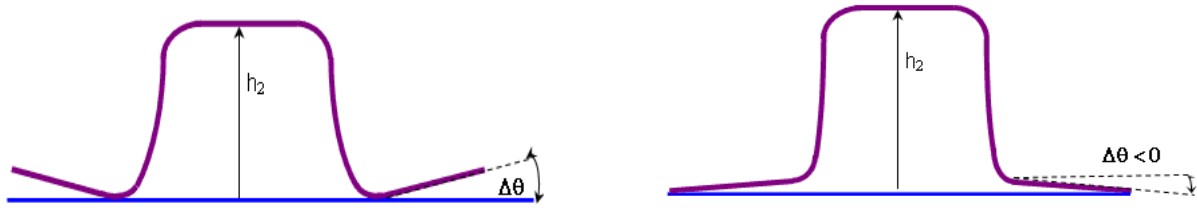


Figure 4.20 : schématisation du retour positif et négatif

Le travail courant a permis de tirer quelques notes telles que l'effet de l'effort de serrage, la profondeur d'étirage, les essais continus et discontinus, l'anisotropie, le rayon de la matrice et le recuit. Mais nous avons rencontré quelques phénomènes et on a eu de difficulté de trouver les explications appropriées. La figure 4.20 présente un phénomène très difficile à éviter après l'enlèvement des pièces. Ce phénomène perturbe les deux paramètres d'évaluation du retour élastique (Δh et α) et rend l'étude expérimentale moins délicate surtout pour l'angle du retour qui présente deux comportements : un angle positif et négatif (figure 4.20), les figures ci-dessous donnent les angles du retour élastique pour les différentes conditions de travail élaborées dans ce document.

Anisotropie

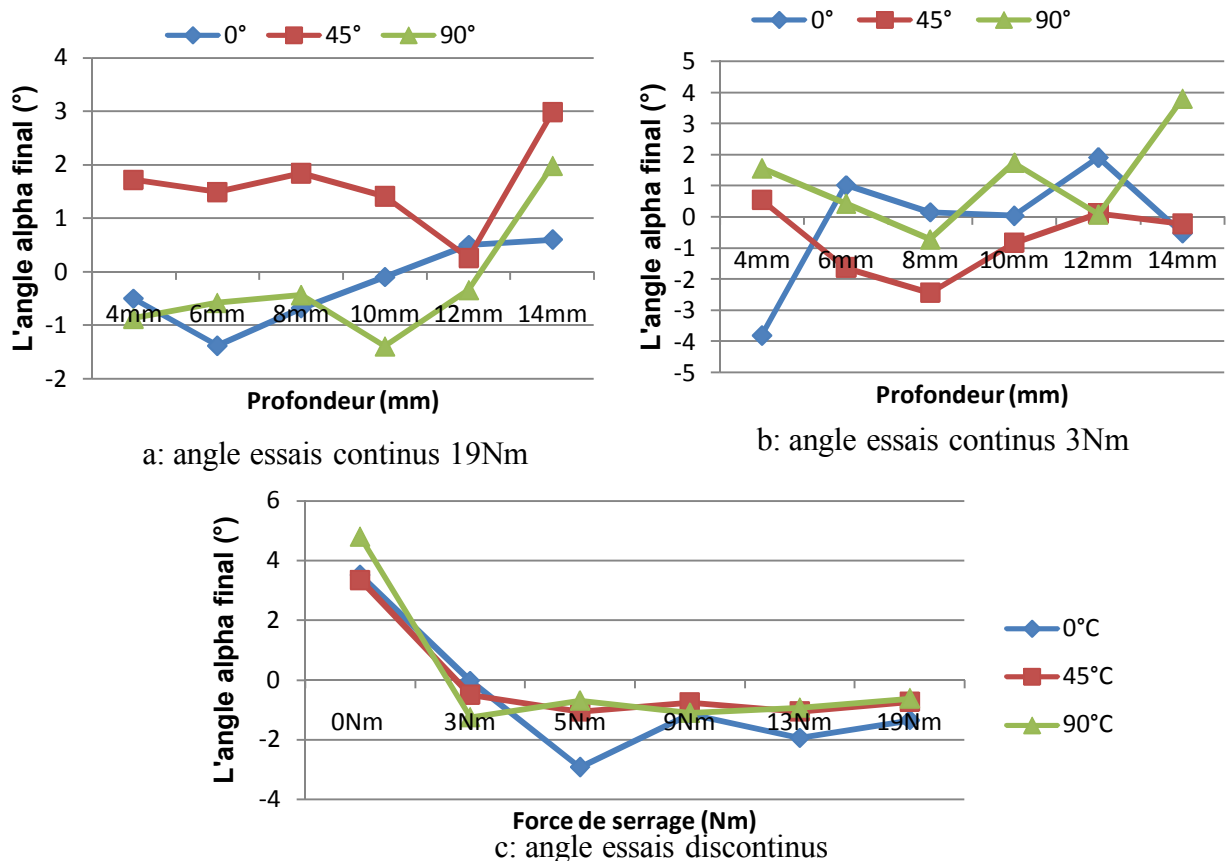


Figure 4.21 : Effet de l'anisotropie sur l'angle du retour.

L'effet du rayon

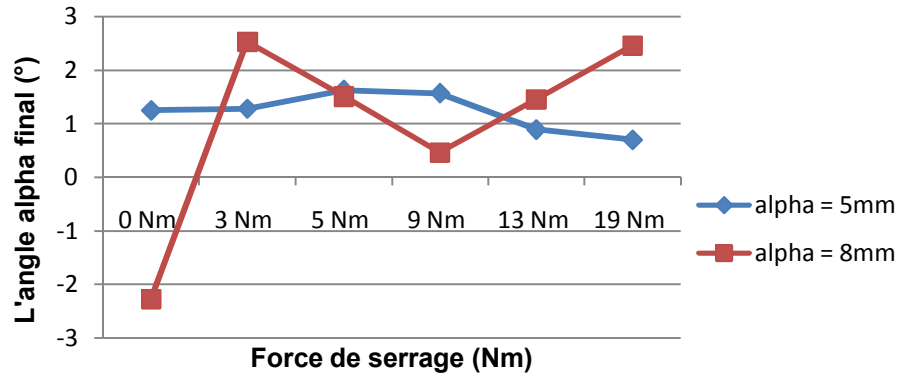


Figure 4.22: Effet du rayon de la matrice pour l'acier
Evaluation du α final.

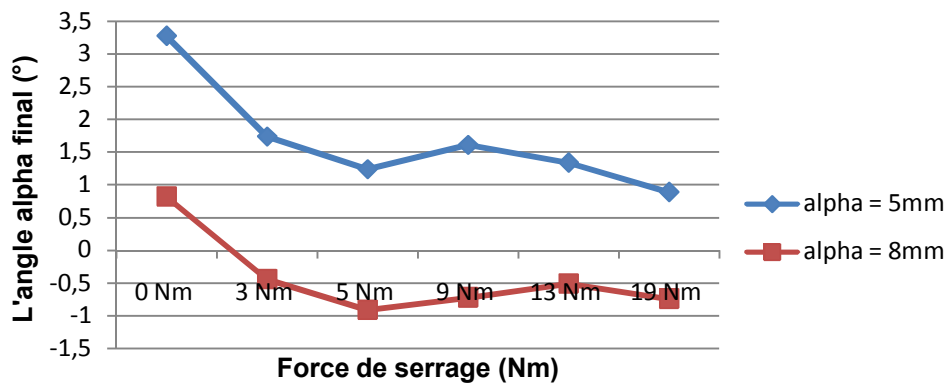


Figure 4.23: Effet du rayon de la matrice pour l'aluminium
Evaluation du α final.

L'effet du traitement de recuit

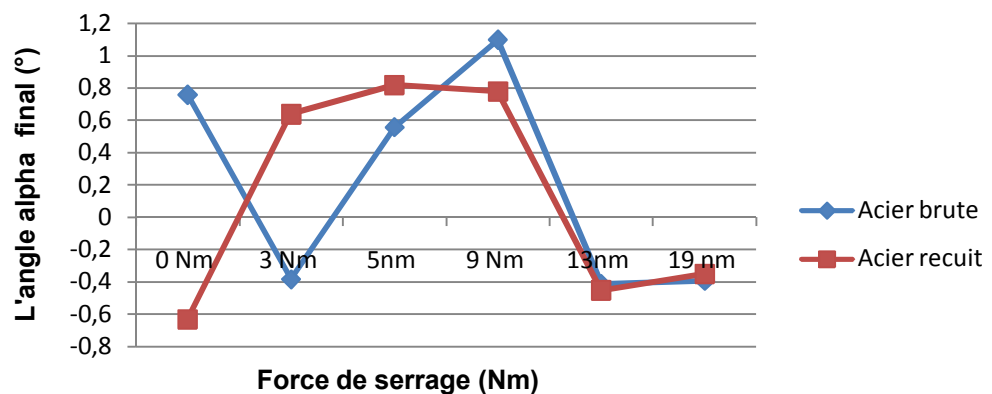


Figure 4.24: L'angle final du retour élastique pour éprouvettes brutes et recuites en acier.

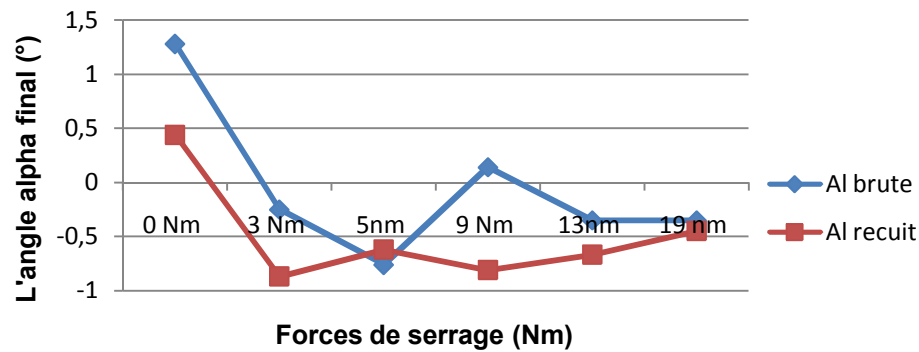


Figure 4.25: L'angle du retour élastique pour éprouvettes brutes et recuites en Al.

Les derniers résultats prouvent bien la difficulté rencontrée dans l'interprétation même s'il y a des courbes qui tendent bien avec les résultats obtenus précédemment, la figure 4.25 du recuit d'aluminium, et la figure 4.21 montrant l'anisotropie et l'effet du rayon de la matrice donné par les figures 4.22, 4.23.

Dans le but de donner une explication plus satisfaisante pour les problèmes courants, les travaux de Hong Seok Kim, Muammer Koc qui ont investigué des modèles numériques de l'essai d'étirage-pliage et firent une simulation des contraintes résiduelles (voir chapitre 1), les résultats donnent une explication du phénomène du retour positif et négatif, et nous a donné l'idée d'évaluer expérimentalement les contraintes internes pour expliquer le comportement des tôles lors de la dernière étape de l'essai (enlèvement de la pièce).

4.4 Elaboration par diffraction des rayons x

On a décrit dans le chapitre 3 une méthode optique non destructive couramment utilisée par les chercheurs, la méthode part du principe de la diffraction des rayons X et prend son nom 'la diffraction des rayons X'.

4.4.1 Etude cristallographique

Le matériau qui va être soumis à l'élaboration par cette méthode est le titane. La figure 4.26 montre les pics de diffraction obtenus d'un scan dans l'intervalle, 2θ (35° - 100°) de l'éprouvette de titane ne soumise à aucune déformation,

- les phases qu'on a enregistrées sont tous du type α .
- Les résultats expérimentaux ont été comparés avec des pics de références élaborés sur une poudre de titane.

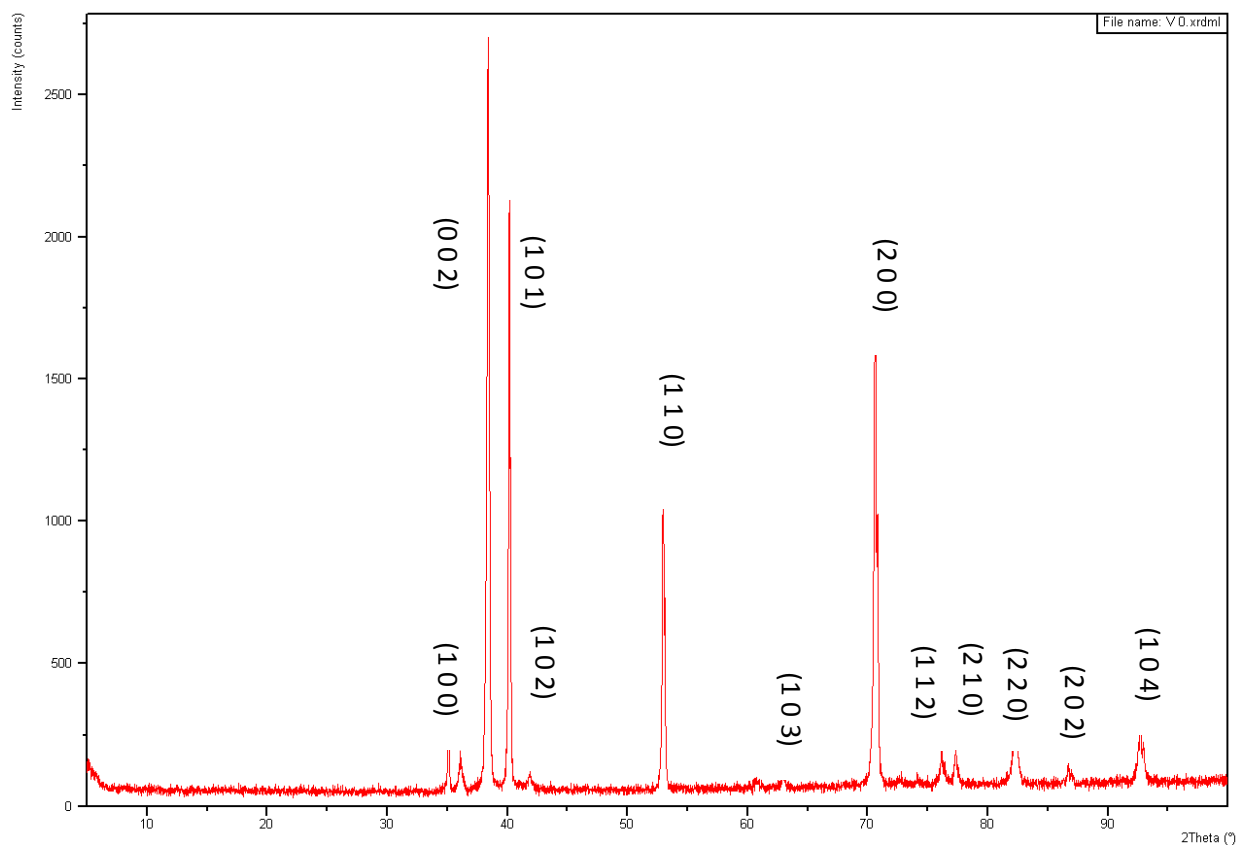


Figure 4.26 : alliage de titane V0

La composition chimique de l'alliage de titane (T40) est :

Element	H	C	N	O	Fe	Ti
Composition (ppm (wt.))	3	52	41	1062	237	B

Tableau 4.4 : Les éléments de l'alliage de titane

On voit la présence de trois éléments alpha gène (O, N, C) dans l'alliage, cela peut expliquer l'absence de la phase β .

À cause de son état cristallin instable pour les grandes températures, et la possibilité d'avoir différents alliages en variant les éléments d'alliage et les conditions d'échauffement et de refroidissement, le titane est un matériau qui a de meilleures propriétés et différentes applications dans divers domaines, pour cette raison on a choisi ce matériau pour le travail par DRX.

L'étude des alliages de titane est un axe de recherche très important et fait l'objet de plusieurs travaux, mais l'élaboration nécessite une étude métallurgique par des microscopes optiques, et électroniques à balayage et à transmission, ainsi qu'une bonne maîtrise de la méthode

de DRX, on veut dire par ça la maîtrise de la méthode de l'orientation de densité ODF utilisée pour examiner la texture cristallographique des matériaux, décrite dans le chapitre 3.

La figure ci-contre donne les pics de diffraction pour un angle 2θ pris entre 45° , 95° , l'intervalle 15° - 25° présente la variation de l'angle Ψ par un pas d'un degré.

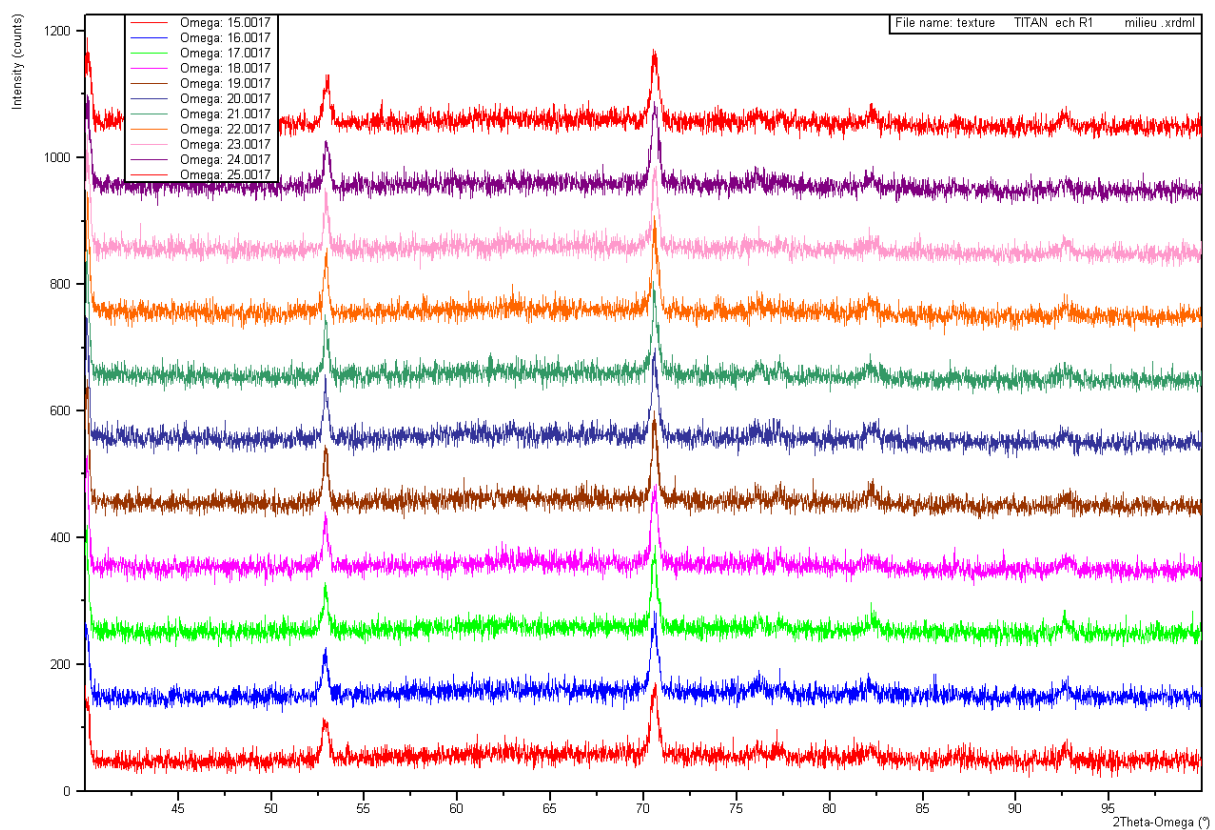


Figure 4.28 : état de texture de l'alliage utilisé.

On remarque la diminution de l'intensité des pics tout en augmentant l'angle Ψ , impliquant ainsi l'anisotropie de la texture des tôles montrée déjà lors des essais expérimentaux du retour élastique. Dans le travail courant, nous n'avons pu faire que ces simples scans pour différentes valeurs de Ψ , cela n'est pas suffisant pour la caractérisation d'une texture, car il faut encore faire varier l'angle ϕ et de faire le maximum des scans pour qu'on puisse utiliser la méthode de l'orientation de densité ODF.

4.4.2 Elaboration et comparaison

Les éprouvettes soumises à l'essai d'étirage-pliage vont être élaboré par DRX dans trois régions différentes, cela pour voir son comportement au niveau de ces régions par rapport aux pics de l'éprouvette non déformée.

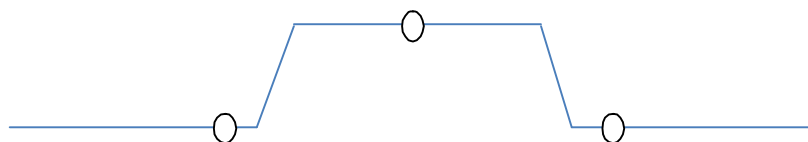


Figure 4.28 : Différentes régions élaborés par DRX

Les régions comme montrées sur la figure 4.28 sont les parois verticales du milieu, et des deux côtés.

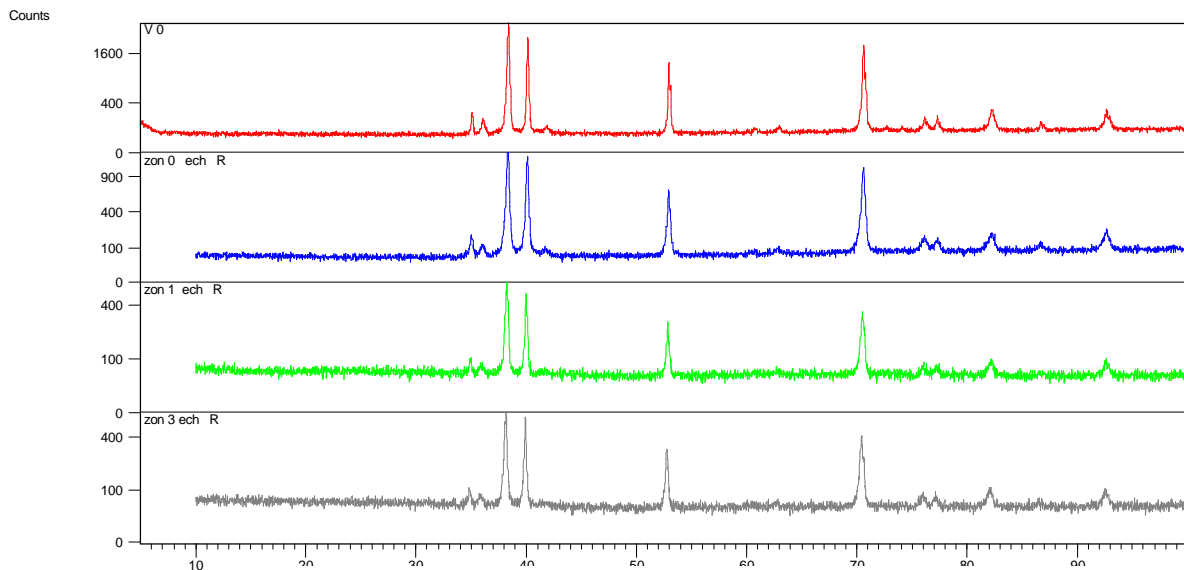


Figure 4.29 : Comparaison des pics pour les différentes régions

La figure 4.29 présente la comparaison où :

V_0 l'échantillon non déformé.

R_1 la paroi du milieu.

$R_{0,3}$ Les deux côté de l'éprouvette.

4.4.2.1 Déplacement et élargissement des pics

On sait d'après le chapitre 3 que les critères permettant la comparaison entre les pics sont deux : le déplacement des pics et leurs élargissements, pour bien voir la différence, il faut faire un zoom des pics, ce qui va donner des images déterminantes.

D'abord, on va donner un exemple très significatif concernant ces deux critères. Cela a consisté de faire un scan par DRX sur une éprouvette soumise a un essai de traction jusqu'à la rupture, les figures ci-contre montrent la comparaison d'une part avec la pièce non déformée, et d'autre part avec la même éprouvette mais pour différentes valeurs de Ψ pour voir l'élargissement des pics.

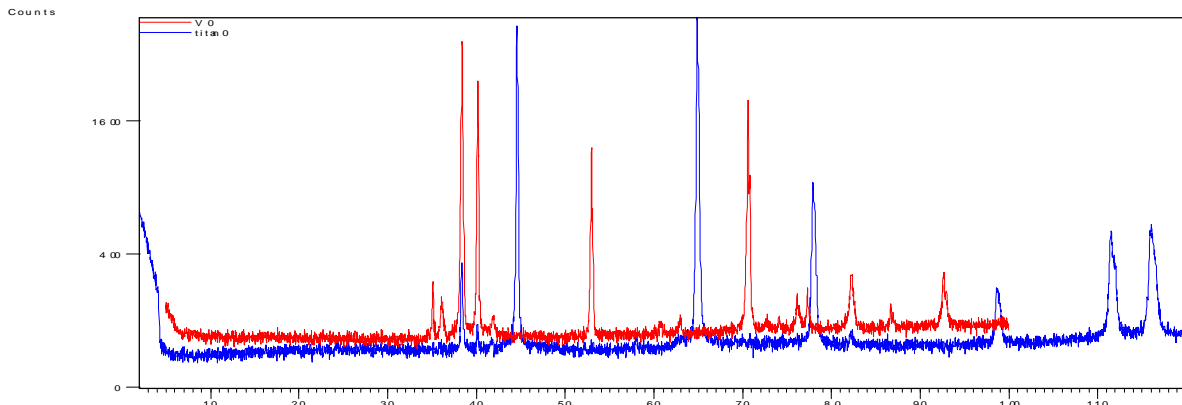


Figure 4.30 : Déplacement des pics

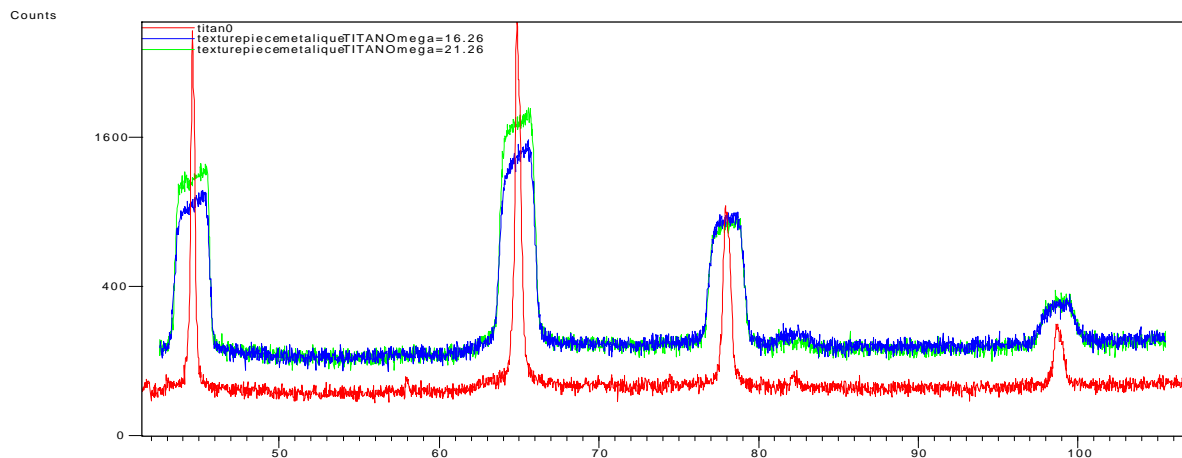


Figure 4.31 : Elargissement des pics

Les figures donnent un aperçu très clair sur l'effet des déformations sur les pics de diffraction, des contraintes macroscopiques présentées sur la figure 4.30 par un déplacement remarquable des pics, et des contraintes microscopiques qui se résume sur un grand élargissement des pics observés sur la figure 4.31.

4.4.2.2 L'état de contraintes

Les figures ci-contre 4.33 et 4.34 représentent un zoom des différentes zones de la figure 4.29 donnant un moyen de détermination des contraintes résidantes dans la tôle.

Hong Seok Kim, Muammer Koc [hong] ont choisis de simuler les contraintes au niveau de la paroi latérale et les deux courbures correspondantes (figure 4.32).

Dans notre travail, on veut voir l'influence des contraintes et sa répartition sur le comportement final des pièces déformées plastiquement, Pour cela on a choisis les régions montrées dans la figure 4.28 qui sont permis à scanner par la méthode DRX.

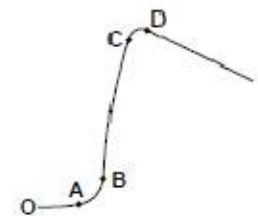


Figure 4.32 : régions utilisé par [hong]

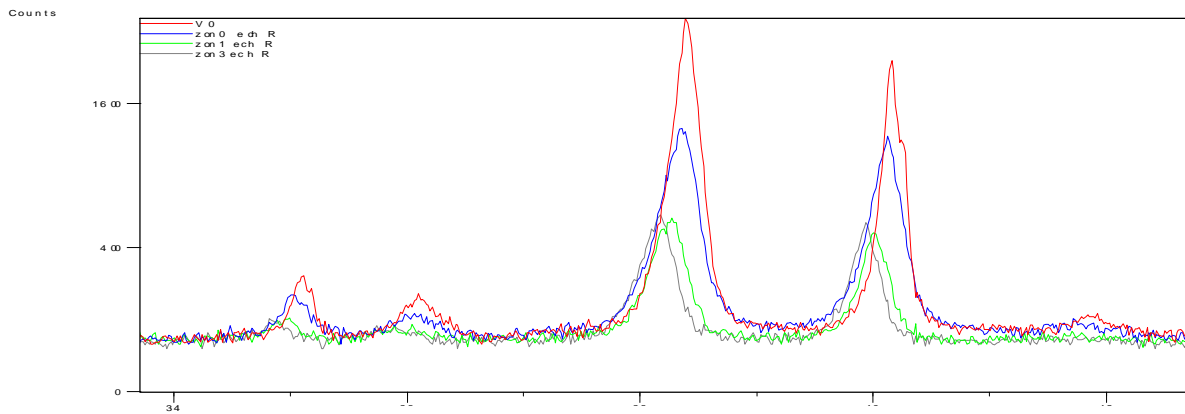


Figure 4.33 : Comparaison des pics pour les différentes régions 2θ : 25°-45°

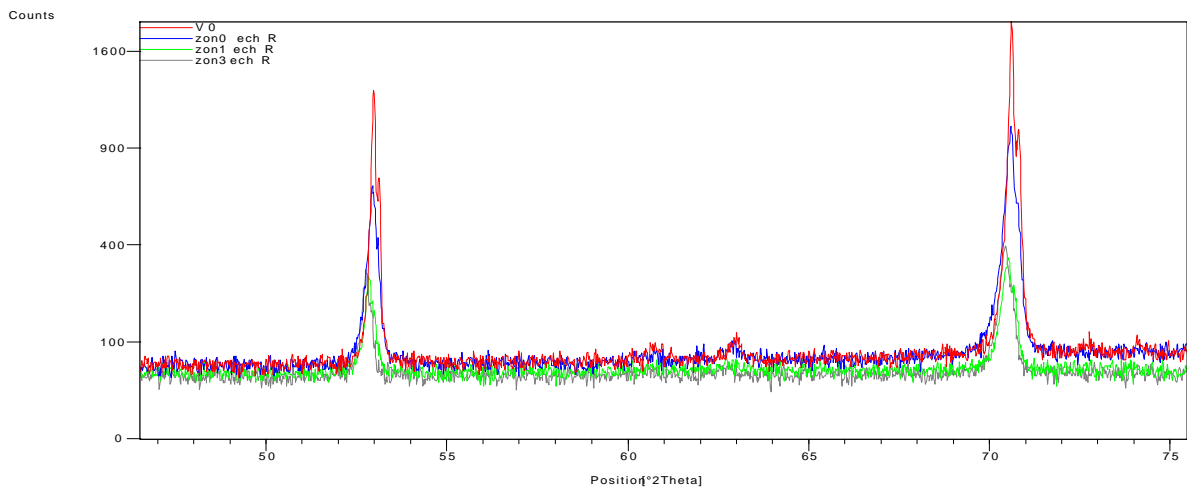


Figure 4.34 : Comparaison des pics pour les différentes régions 2θ : 50°-75°

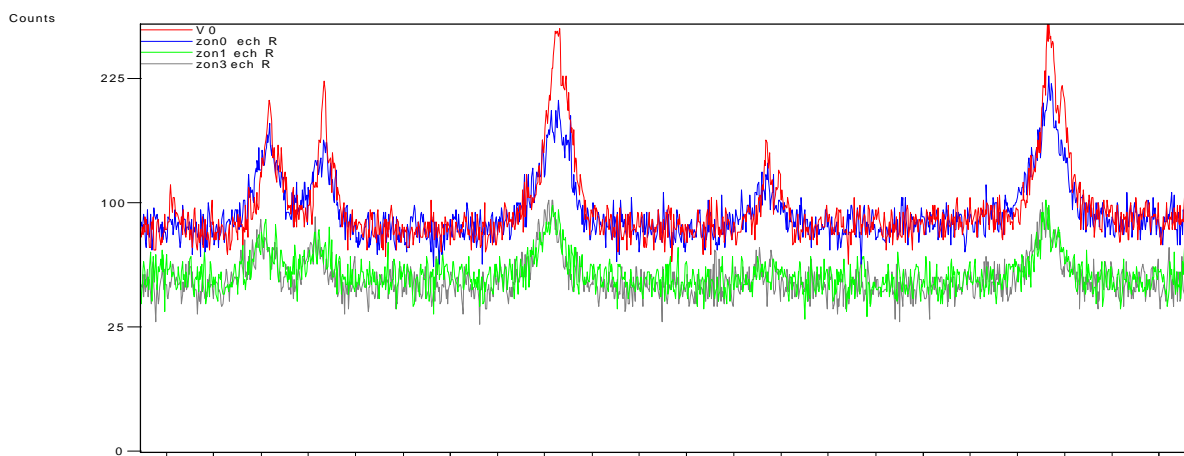


Figure 4.35 : Comparaison des pics pour les différentes régions 2θ : 75°-95°

Les graphes montrent bien un petit déplacement des pics et un élargissement représenté par une diminution de l'intensité pour les phases dans l'intervalle 35-75 figures 4.33, 4.34, et pour des valeurs plus supérieures de 2θ on ne remarque qu'une diminution de l'intensité des pics figure 4.35.

Si on fait une comparaison entre les 3 régions de notre éprouvette, on va trouver une différence remarquable, un des deux coté présente un faible élargissement et déplacement des pics, et pour l'autre côté et la zone du milieu il y a une variation plus remarquable, ce qui nous ramène à juger que les contraintes internes se répartissent d'une façon non uniforme tout au long de l'éprouvette à la fin de l'essai de mise en forme.

Les résultats nous permettent de s'assurer que la répartition non uniforme des contraintes dans l'éprouvette provoque le phénomène du retour élastique positif et négatif. Nous avons montré que la méthode DRX est intéressante dans la détermination des contraintes résiduelles, mais pour un calcul précis on doit prévoir les étapes décrites dans le chapitre 3 et qui nécessite aussi l'élaboration pour les trois angles θ , Ψ , et ϕ .

4.5 Perspective

Dans le travail courant, on a utilisé un dispositif d'étirage pliage pour l'évaluation du retour élastique, ce dispositif nous a permis de se procéder avec différents paramètres, mais on a rencontré des problèmes lors de la démarche de ces expériences.

Les figures ci-dessous donnent une idée sur les conséquences de ces problèmes.



Figure 4.36 : Les défauts rencontrés.

On remarque bien la déformation dans le sens perpendiculaire de la tôle figure 4.36 a, et un glissement de d'un des bords de la pièce sur un coté plus que l'autre figure 4.36 b. Ces cas sont rarement rencontrés avec cette grande ampleur, on les voit souvent avec de petites valeurs comme le montre la figure 4.37.

Ces deux défauts peuvent se manifester à la fois et c'est le cas le plus indésirable, la figure 4.37 donne un exemple bien clair.



Figure 4.37: Défaut rencontrés à la fois.

L'explication de ces problèmes n'est pas vraiment difficile, un mal positionnement de l'éprouvette peut provoquer ce genre de défaut, mais le serrage et le desserrage des boulons sont les causes les plus influentes et les plus difficiles à éviter car on doit prendre en considération les facteurs suivants:

- La valeur des forces appliquées doit être bien précise afin d'avoir la même force dans les quatre boulons.
- Il faut assurer une meilleure synchronisation lors du serrage et desserrage des quatre boulons.

Concernant ce problème, le plus important est comment élaborer des essais sans provoquer de problèmes pareils. Cela est impossible, les défauts sont tous dû à la manipulation de l'humain, donc les erreurs systématiques sont toujours nombreuses et d'une grande valeur.

Pour des mesures plus justes et plus fidèles, on va dire qu'il faut faire une nouvelle conception où le réglage de la position de l'éprouvette doit être vérifié automatiquement. Pour l'application des forces de serrage l'utilisation d'une automatisation par circuit hydraulique ou

pneumatique ou même par des bras électriques est indispensable pour assurer une bonne synchronisation et une grande précision des forces appliquées.

L'optimisation du processus expérimental nous ramène à chercher un moyen de contrôle de sa fiabilité, une modélisation et une simulation de ce travail expérimental présente la solution la plus délicate.

L'idée se résume sur une comparaison des résultats expérimentaux et numériques, cela doit se faire en deux étapes:

La première étape a pour but la modélisation des propriétés de la texture des tôles, les paramètres qu'on doit les déterminer sont:

- Paramètres d'anisotropie.
- Paramètres d'écrouissage.
- Paramètres de l'effet Bauschinger.

Les paramètres d'anisotropie sont déterminés par la méthode de DRX par le principe de la mesure des contraintes (voir chapitre 3). L'écrouissage selon le modèle qu'on propose, isotrope ou cinématique ainsi que l'effet Bauschinger, ces paramètres peuvent être trouvés par un essai de traction avec des charges cycliques.

La deuxième étape consiste à utiliser ces données pour la simulation d'un modèle du processus d'étirage-plier par le logiciel ABAQUS. Au début, il faut s'assurer que les données récentes du modèle de la texture coïncident bien avec la texture réelle en faisant un essai de traction simple puis en comparant les résultats avec ceux de la simulation réalisée avec les données du modèle.

Pour cela, on doit d'abord maîtriser:

- Les éléments finis pour établir le maillage approprié, qui donne les résultats optimum.
- L'incrémentation des différentes étapes établies pour le travail de simulation.
- Le travail en explicite en en implicite, car les deux méthodes présentent une différence sensible dans la performance des résultats.

Tout cela n'est accessible qu'avec une bonne maîtrise du logiciel d'ABAQUS

Dans ce qui suit on donnera deux petits exemples; un exemple de traction fait de ma part, et un autre du processus d'étirage-plier proposé par un collègue membre dans notre laboratoire, que je remercie très bien.

Les figures qu'on va présenter donnent la répartition des contraintes, la zone critique pour l'essai de traction se manifeste en milieu. Le modèle d'étirage pliage est donné pour trois phases charge, décharge, et la fin du processus. Les figures montrent bien la différence dans la répartition

des contraintes pour chaque phase, la 1^{ère} : la répartition est sur toute la longueur de l'éprouvette, une zone critique au niveau du rayon de la matrice pour la 2^{ème} phase, et au niveau du rayon du poinçon pour la dernière phase.

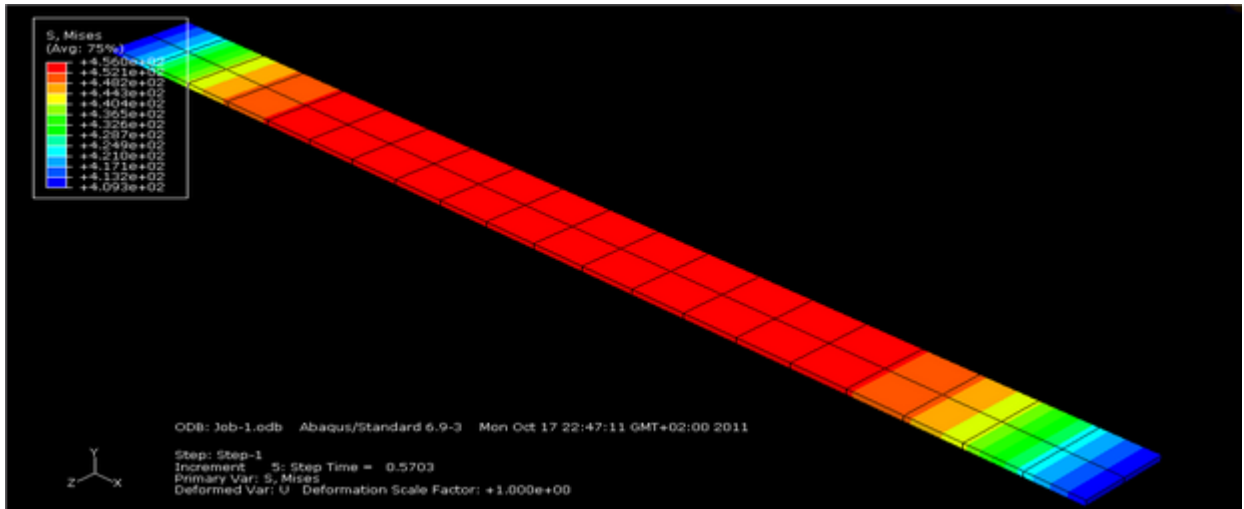


Figure 4.38 : Simulation d'un essai de traction.

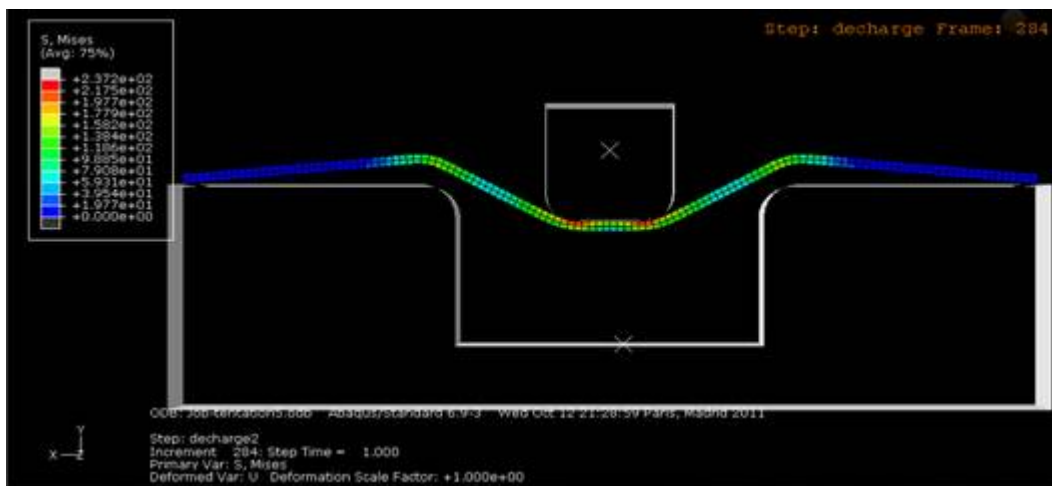


Figure 4.39 : Le modèle d'étirage-plierage.

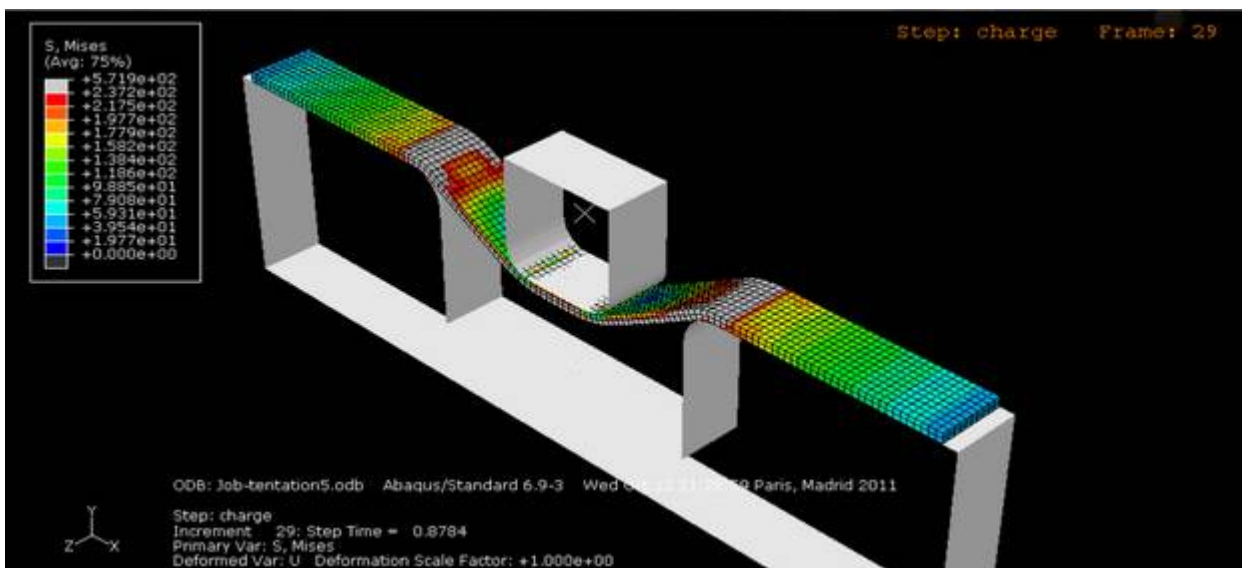


Figure 4.40 : Le modèle d'étirage-plierage chargement.

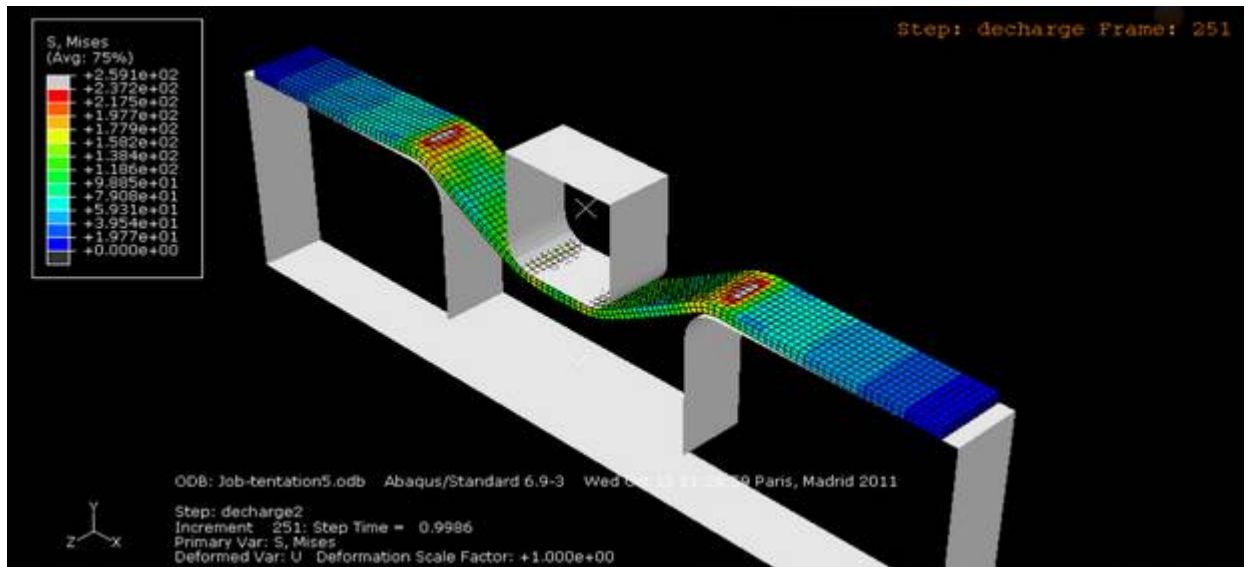


Figure 4.41 : Le modèle d'étirage-plier déchargement.

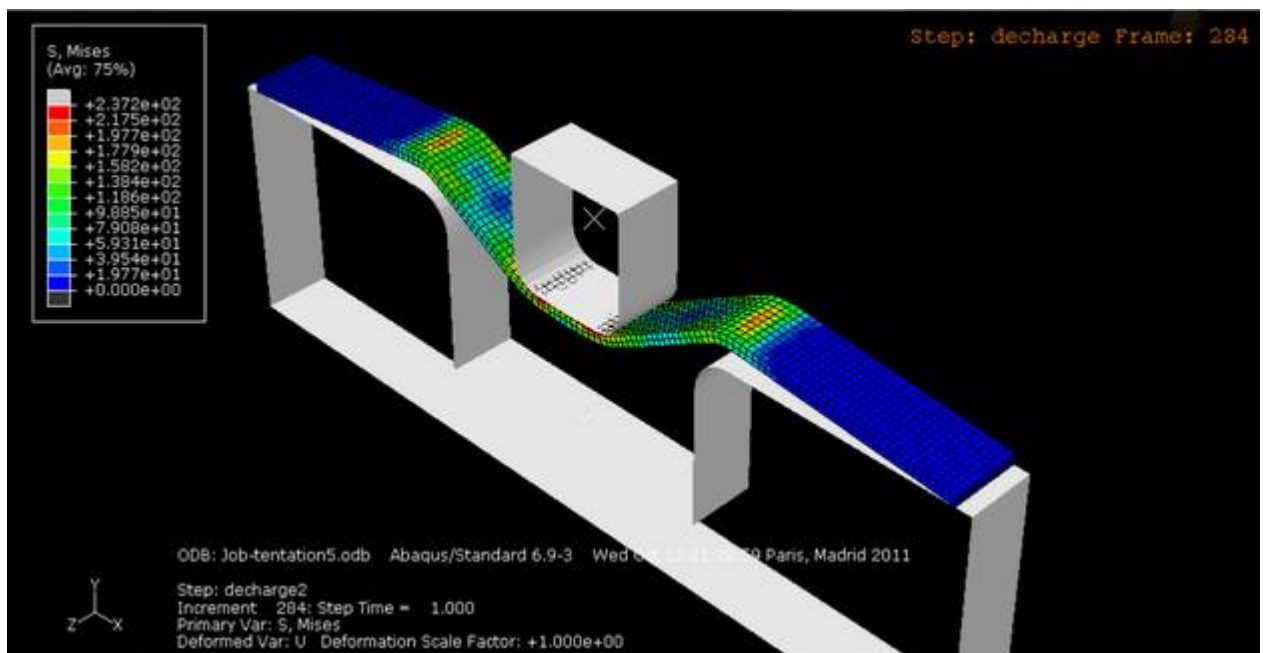


Figure 4.42 : Le modèle d'étirage-plier phase finale.

J'espère que cette perspective ainsi que tout le travail proposé dans cette thèse seront bien exploités au futur, et qu'on a pu donner une bonne idée sur le problème du retour élastique et les différentes méthodes d'optimisation.

Conclusion générale

Dans le but d'avoir une idée sur le comportement des tôles lors des procédés de mise en forme, on a utilisé un dispositif d'étirage-plier dans plusieurs conditions de travail afin de voir l'effet des différents paramètres sur le retour élastique. Afin d'enrichir notre travail expérimental, on a fait une étude bibliographique pour analyser les différentes techniques et méthodes utilisées pour l'optimisation de la forme finale des pièces. Une méthode d'évaluation nous a permis de voir l'effet des contraintes résiduelles sur le retour élastique à la fin des procédés et après enlèvement des pièces.

Le travail expérimental nous a permis de tirer les conclusions suivantes :

- Pour les grandes forces de serrage, le retour élastique Δh_1 est plus grand, contrairement au retour final Δh qui est plus faible pour une BHF plus élevée, le retour prend ses valeurs maximales pour un effort de serrage nul.

- La profondeur influence inversement sur le retour élastique ; il est plus faible pour les grandes profondeurs d'étirage.

- Les charges cycliques permettent d'avoir un retour élastique faible même pour des petites profondeurs d'étirage à cause de l'état écroui résultant.

- Les essais ont montré une anisotropie caractérisant la texture de la tôle de titane utilisée.

- Pour les grands serrages une direction parallèle à la direction de laminage résulte un retour élastique plus grand.
- Pour les faibles serrages, une direction de 45° par rapport à la direction de laminage donne un état écroui plus remarquable pour des essais discontinus.

- Un rayon de la matrice plus grand diminue le retour élastique, cela est plus remarquable pour les matériaux ductiles qui présentent un retour plus grand pour un petit rayon de la matrice.

- Le traitement de recuit augmente la ductilité ce qui augmente le retour élastique des matériaux, mais il faut procéder par le recuit approprié.

De ce qui précède, on peut dire qu'une bonne coordination entre les différents paramètres proposés dans ce document peut produire une forme optimale des pièces mises en forme.

Les pièces traitées thermiquement, élaborées par les conditions de travail convenables (force de serrage, profondeur, anisotropie, et rayon de la matrice) de tel sorte qu'on réduit la valeur du retour élastique va certainement donner des pièces finales avec une meilleure précision.

Les résultats obtenus dans ce travail sont pratiquement basés sur l'évolution du retour élastique primaire Δh_1 , en revanche dans l'industrie on s'intéresse à la variation des paramètres du retour élastique final (Δh et α) pour les différentes conditions de travail. Cela nous conduit à proposer d'optimiser le dispositif expérimental par une automatisation de l'application des forces de serrage, ainsi que le découpage des éprouvettes, pour avoir des résultats plus précis du retour élastique Δh_1 , et des résultats avec le minimum d'erreurs pour Δh et α .

A côté de cette optimisation, on propose dans le cadre du développement du travail de bien maîtriser la méthode d'ODF et le calcul des contraintes par la méthode de DRX.

Une modélisation de l'anisotropie et de l'état écroui des matériaux est indispensable pour la simulation par le logiciel d'ABAQUS, qu'on espère bien exploiter au futur.

Le titane est un matériau ayant de meilleures propriétés, il est souhaitable de donner à l'évaluation de ses alliages l'importance qui se doit.

Bibliographie

[And] Eric Andrieu, cours de Plasticité et viscoplasticité macroscopique: les bases, Ecole thématique CNRS Argelès sur Mer, Mai 2007.

[Barlat, 2004] Barlat, F. (2004), linear transformation-based anisotropic yield functions. International Journal of plasticity (article in press).

[Ben] Résumé de cours « Matériaux » Benjamin MARTIN Publié sur <http://www.ifrance.com/espace-prepa/>.

[Ben Ta] M. Ben Tahar Mehdi, Contribution a l'étude et la simulation du procédé d'hydroformage, école des mines DE PARIS, Soutenue le 23 septembre 2005.

[Bens] S.BENSAADA, Métaux et alliages ferreux,

[Booga] Boogaard, A. H., 2002, Thermally Enhanced Forming of Aluminum Sheet (Modeling and experiments), Ph.D. Dissertation, University of Twente, The Netherlands.

[Bun] H.J. Bunge, z. Metalkunde, 56, (1965), p. 872.

[Cac] Caceres C., Griffiths J., Reiner P. (1996), Influence of microstructure on the Bauschinger effect in an Al-Si-Mg casting alloy, Acta mater. Vol. 44, No. 1, 15-23.

[Cho] Choteau M., Quaegebeur P., Degallaix S. (2005), Modelling of Bauschinger effect by various constitutive relations derived from thermo-dynamical formulation. Mech. Mater. 37, 1143-1152.

[Chun] Chun BK, Jinn JT, Lee JK. Modeling the Bauschinger effect for sheet metals, part I: theory. Int J Plast 2002; 18:571-595.

[Colom 1] Michel colombié et coll, Matériaux industriels matériaux métalliques, DUNOD paris 2000, page 97-113,131.

[Colom 2] Michel colombié et coll, Matériaux industriels matériaux métalliques, DUNOD paris 2000, page 347-350.

[Colom 3] Michel colombié et coll, Matériaux industriels matériaux métalliques, DUNOD paris 2000, page 498-509.

[Colom 4] Michel colombié et coll, Matériaux industriels matériaux métalliques, DUNOD paris 2000, page 355-356.

[Colom 5] Michel colombié et coll, Matériaux industriels matériaux métalliques, DUNOD paris 2000, page 518-519.

[Cre] Crescent KPODEKON, Effet du pré-écrouissage sur la durée de vie d'aciers austénitiques de type 304L, Thèse de Doctorat de l'Institut National des Sciences Appliquées de Rouen, Soutenue le 30 Avril 2010.

[C. Shu] C. Shuxun, The Crooked Springback of Panel and Type Material Controls the Principle and Method, Publishing House of National Defense Industry, Beijing, 1990.

[Derf] Mr. Derfouf Ch, Module: Matériaux, L'Aluminium et ses alliages, Université Mohamed Khider Biskra, 3eme année génie mécanique CL, 2007/2008.

[Doe] E. Doege, G. Kurz, Development of a formulation to describe the work softening behaviour of magnesium sheets for heated deep drawing processes, Annals of the CIRP 50 (1) (2001) 177–180.

[Dong] Zhang Dongjuan *, Cui Zhenshan, Ruan Xueyu, Li Yuqiang, Sheet springback prediction based on non-linear combined hardening rule and Barlat89's yielding function, National Die and Mold CAD Engineering Research Center, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200030, China, accepted 28 February 2006.

[Dos] Dossier pédagogique / L'âge de l'aluminium / La Turbine CCSTI / 2005-2006.

[Eric] Eric GAUTHIER, Utilisation des Réseaux de Neurones Artificiels pour la Commande d'un Véhicule Autonome, l'INSTITUT NATIONAL POLYTECHNIQUE DE GRENOBLE, 25 Janvier 1999.

[Fré] Frédéric Prima, Etude métallurgique d'un nouvel alliage de titane β -métastable, thèse de doctorat de l'institut national des sciences appliquées de Rennes, France 2000.

[Gar] M.L. Garcia-Romeu, J. Ciurana, I. Ferrer, Springback determination of sheet metals in an air bending process based on an experimental work, Journal de Materials Processing Technology 191 (2007) 174–177.

[Gar C] M.L. Garcia-Romeu. Contribution to the study of the air bending process of sheet metal. Model prediction of the angle of recovery and final bending radius. Thèse de doctorat, Girona, 2005.

[Gau] Gau JT, Kinzel GL. An experimental investigation of the influence of the Bauschinger effect on springback predictions. J Mater Process Technol 2001;108: 369-375.

[Gau J] Gau JT, Kinzel GL. A new model for springback prediction in which the Bauschinger effect is considered. Int J Mech Sci 2001; 43:813-1832.

[Gil] Eric Gildemyn, Caractérisation des procédés de fabrication de pièces de sécurité automobile. Optimisation multi objectifs de la mise en forme, thèse de doctorat de l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers Paris, soutenue le 19 novembre 2008.

[Grè] Renaud GRÈZE, Étude expérimentale et numérique du retour élastique des alliages d'aluminium après emboutissage, UNIVERSITÉ DE BRETAGNE-SUD sous le sceau de l'Université européenne de Bretagne, soutenue le 30 Novembre 2009, pp 17 19 20 21 22.

[Hill, R] Hill, R. (1950), A theory of the plastic bulging of a metal diaphragm by lateral pressure. *Phil. Mag.* 7, pp. 1133-1142.

[Hill, Sto] Hill, R.; Storakers, B. (1980), Plasticity and creep of pressurized membranes: a new look at the small-deflection theory. *J. Mech. Phys. Solids* 28, 27-48 (1980).

[Hill, 2000]. Hill, R. (2000), Plastic anisotropy and the geometry of the yield surfaces in stress space. *J. Mech. Phys. Solids* 48, pp.1093-1106 (2000).

[Hol44] J.H. Hollomon. Tensile deformation. *Transactions of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum*, Vol. 162, pp 268-290, 1945.

[Hong] Hong Seok Kim, Muammer Koc. Numerical investigations on springback characteristics of aluminum sheet metal alloys in warm forming conditions, NSF I/UCRC Center for Precision Forming (CPF) and Department of Mechanical Engineering, Virginia Commonwealth University, Richmond, 23284, VA Dept. of Mechanical Engineering, University of Michigan, MI 48109, USA.

[Hor] Horstemeyer M. G. (1999), A void-crack nucleation model for ductile metals, *Int. J. Solids Struct.* 36, 5029–5055.

[Hosford, 1979] Hosford, W.F. (1979), On yield loci of anisotropic cubic metals. *Proceedings of the seventh North American metalworking research conference*. Dearborn: SME; 1979, pp. 191-197.

[Jenn] Jenn-Terng Gau, Chris Principe, Miao Yu, Springback behavior of brass in micro sheet forming, Northern Illinois University, DeKalb, IL 60115, USA, *Journal of Materials Processing Technology* 191 (2007) 7–10.

[Jor] Jordon, J., Horstemeyer M., Solanki K., Xue Y. (2007), Damage and stress state influence on the Bauschinger, *Mech. of Mater.* 39, 920–931.

[Kal] Kalyana N'Guy- Maréchal, TENUE SOUS IRRADIATION DE SUPERMIROIRS POUR GUIDES DE NEUTRONS, Thèse de Doctorat de L'UNIVERSITE PARIS XI, Soutenue le 16 Octobre 1997, pp 47, 48.

[Kaly] Kalyana N'Guy- Maréchal, Tenue sous irradiation de super-miroirs pour guides de neutrons, thèse de doctorat en sciences de l'université de paris xi, 1997. p 52, 53.

[Keu] Keum, Y. T. and Han, B. Y., 2002, “Springback of FCC sheet in warm forming”, *Ceramic Processing Research* 3, pp. 159-165

[Klei] M. Kleiner, M. Geiger, A. Klaus, Manufacturing of lightweight components by metal forming, *Annals of the CIRP* 52 (2) (2003) 521–542.

[K. Hor] K. Hornik, M. Stinchcombe, H. White, Multilayer feedforward neural networks are universal approximators, *Neural Netw.* 68 (1989) 359–366.

[K. Mori] K. Mori, K. Akita, Y. Abe Springback behaviour in bending of ultra-high-strength steel sheets using CNC servo press, Toyohashi University of Technology, Tempaku-cho, Toyohashi, Aichi 441-8580, Japan. Received 10 February 2006.

[Lam] Lamine Hattali, Caractérisation et modélisation thermomécaniques des assemblages métal-céramique élaborés par thermo-compression, thèse de doctorat de l'école centrale de Lyon, 2009, P 82-86.

[Lee, M] Lee, M. G., Kim, D., Kim, C., Wenner, M. L., Wagoner, R. H. and Chung, K., 2005, "Spring-back evaluation of automotive sheets based on isotropic-kinematic hardening laws and non-quadratic anisotropic yield functions: Part II: Characterization of material properties", *International Journal of Plasticity* 21, pp. 883-914.

[Lem] Lemaitre J., Chaboche J.-L. (2004), *Mécanique des matériaux solides*, Dunod.

[Lem88] J. Lemaître, J.L. Chaboche. *Mécanique des matériaux solides*. DUNOD Paris, ISBN 04-018618-2, 1988.

[Lud09] P. Ludwick. *Elemente der technologischen mechanik*. Springer Verlag, Berlin, 1909.

[Mae] G.Maeder, J. L. Lebrun, et A.Diament, *Caractérisation par diffraction X d'une couche grenailée*, dept matériaux Paris.

[Mat] S. Matthies, *Phys. Status Solidi(b)* 92, (1979), p. 135.

[Mehm] Mehmet Firata Université de Sakarya, Bilgin Kaftanoglu, Orhan Eser, Université de Middle East Technical, *Analyse de la mise en forme des tôles métalliques sur la déformation après retour élastique*, Turkey, 2007.

[Met] Metallography, non-destructive testing, in: *Annual Book of ASTM Standards*, ASTM, MD, 1983, 121–155.

[Mka] Mkaddem A, Saidane D. Experimental approach and RSM procedure on the examination of springback in wiping-die bending processes. *J Mater Process Technol* 2007; 189: 325-333.

[Mol] Mollica F., Rajagopal K., Srinivasa A. (2001), The inelastic behavior of metals subject to loading reversal, *Int. J. Plasticity* 17 , 1119–1146.

[Mori] K. Mori, S. Maki, Y. Tanaka, Warm and hot stamping of ultra high tensile strength steel sheets using resistance heating, *Annals of the CIRP* 54 (1) (2005) 209–212.

[Mura] C. Murata, T. Machida, S. Futamura, J. Endou, Development of direct drive digital servo press, *Steel Grips* 2 (Suppl.) (2004) 371–374.

[Ngu] Nguyen Huy Gia, *Approche mécanique pour la modélisation du comportement élastique*

des composites : application aux mortiers de résine, thèse de doctorat de l'Université de Cergy-Pontoise, Soutenue le 29 Septembre 2008.

[Pap] Papeleux L, Ponthot JP. Finite element simulation of Springback in sheet metal forming. J Mater Process Technol 2002 ;125-126 :785-791.

[Priadi, 1993] Priadi, D. (1993), Etude expérimentale et théorique des lois de comportement et de la striction de tôles d'acier pour la simulation de l'emboutissage. Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris, France.

[Rah] Rahul K. Verma , A. Haldar, Effect of normal anisotropy on springback, Research and Development Division, Tata Steel Ltd., Jamshedpur 831001, India, accepted 20 February 2007.

[Roe] R.J. Roe, J. of Appl. Phys., 36, (1965), p. 2024.

[Rue] D.Ruer, "Méthode vectorielle d'analyse de la texture", Thèse de l'Université de Metz, (1976).

[Saint] Support de cours de formation continue ENSAM : Détermination de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. Par Manuel François, IUT de Saint-Nazaire, département Mesures Physiques.

[Sam] Samuel M. Experimental and numerical prediction of springback and side wall curl in U-bending of anisotropic sheet metals. J Mater Process Technol 2000;105:382-393.

[Sch] H. Schaeben, Phys. Status Solidi(b) 123, (1984), p. 425.

[Sie] K. Siegert, S. Jager, M. Vulcan, Pneumatic bulging of magnesium AZ 31 sheet metals at elevated temperatures, Annals of the CIRP 52 (1) (2003) 241–244.

[Spin] Méthodes spectrométriques d'analyse et de caractérisation diffraction x Axe " Génie des Procédés", centre SPIN, Ecole des Mines de Saint-Etienne.

[Spr] J. SPRAUEL and J. LEBRUN, Experimental techniques of structure analysis.: Deut. Gesell. Metallkde. 1986. [Swi47] H.W. Swift. Plastic instability under plane stress. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 1, Issue 1, pp 1-18, October 1952.

[Swi47] H.W. Swift. Plastic instability under plane stress. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 1, Issue 1, pp 1-18, October 1952.

[Taku] Takuda, H., Mori, K., Masuda, I., Abe, Y. and Matsuo, M., 2002, "Finite element simulation of warm deep drawing of aluminum alloy sheet when accounting for heat conduction", Journal of Materials Processing Technology 120, pp. 412-418.

[Trait] Traitements et revêtements de surface des alliages d'aluminium, magnésium et titane, conférence a. t. t. (Association Technique de Traitement Thermique), Toulouse 23 – 24 Octobre 2001.

[Voc48] E. Voce. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. *Journal Institute of Metals*, Vol. 74, pp 537-562, 1948.

[Wenj] Wenjuan Liu, Qiang Liu, Feng Ruan, Zhiyong Liang, Hongyang Qiu, Springback prediction for sheet metal forming based on GA-ANN technology, School of Mechanical Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640, Guangdong, PR China, *Journal of Materials Processing Technology* 187–188 (2007) 227–231.

[Woodthorpe, 1970] Woodthrope, J.; Pearce, R. (1970), The anomalous behavior of aluminum sheet under balanced biaxial tension. *International Journal of Mechanical Sciences*, 1970 vol.20, pp. 5.

[Xia] Xiang Y., Vlassak J. (2005), Bauschinger effect in thin metal films, *Scripta Mater.* 53, 177–182.

[XU W] XU W L, MA C H, 1.1 C H. FENC; W J. Sensitive factors in springback simulation for sheet metal forming [J]. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004. 15 I: 2 I7 -222.

[X. Gu] X. Guoyan, Prediction springback of sheet metal forming based on numerical analysis, Master thesis, South China University of Technology, 2005.

[Yana] J. Yanagimoto, K. Oyamada, Springback of high-strength steel after hot and warm sheet formings, *Annals of the CIRP* 54 (1) (2005) 213–216.

[Yana J] Yanagimoto, J. and Oyamada, K., 2006, “Springback-free Isothermal Forming of Highstrength Steel Sheets and Aluminum Alloy Sheets under Warm and Hot Forming Conditions”, *ISIJ International* 46, pp. 1324-1328.